

06.5;08.2

Влияние состава зародышевого слоя AlGaAs на формирование антифазных доменов в структурах (Al)GaAs, выращенных газофазной эпитаксией на подложках Ge/Si(100)

© А.В. Рыков¹, Р.Н. Крюков¹, И.В. Самарцев¹, П.А. Юнин², В.Г. Шенгуров¹, А.В. Зайцев¹,
Н.В. Байдусь¹

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

² Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
E-mail: rykovsc@gmail.com

Поступило в Редакцию 23 декабря 2020 г.

В окончательной редакции 13 января 2021 г.

Принято к публикации 17 января 2021 г.

Исследованы гетероструктуры на основе GaAs, выращенные методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений и гидридов на виртуальных подложках Ge/Si с использованием зародышевого слоя $Al_xGa_{1-x}As$ с различным содержанием алюминия x в твердом растворе. Показано влияние x на плотность и размеры антифазных доменов, выходящих на поверхность образцов, и на оптические свойства слоя GaAs. Для роста использованы подложки (100) с небольшим случайным отклонением от номинальной кристаллографической ориентации 0.7° к [110].

Ключевые слова: гетероэпитаксия, A_3B_5 на кремнии, антифазные дефекты, фотолюминесценция.

DOI: 10.21883/PJTF.2021.08.50852.18670

Проблемы создания гибридных эпитаксиальных структур типа A_3B_5/Si для создания оптоэлектронных устройств активно исследуются в последние десятилетия [1]. Одной из особенностей роста полярного полупроводника GaAs на неполярной подложке Si является образование антифазных доменов — областей одного и того же материала, но с обратным расположением подрешеток Ga и As. Границы между доменами — антифазные границы (АФГ) — представляют собой пары связей Ga–Ga и As–As, что приводит к рассеянию носителей и безызлучательной рекомбинации [2]. В большинстве случаев для роста приборных структур используют подложки с отклонением порядка 4° , чтобы избежать формирования АФГ [3]. Однако большая часть кремниевой индустрии рассчитана на подложки Si(100) без отклонения, поэтому рост и исследование приборных структур на неотклоненной подложке остаются актуальной задачей [4,5]. Было показано, что для получения слоев без антифазных доменов достаточно использовать подложки с небольшим отклонением ($\geq 0.5^\circ$) [6]. Хотя отклонение от основного кристаллографического направления остается важнейшим фактором в образовании и распределении антифазных доменов, наряду с этим важны параметры роста слоев A_3B_5 (температура роста, отношение V/III), а также конкретное состояние поверхности подложки и условия образования зародышевых слоев [7]. В настоящей работе исследуется влияние состава зародышевого слоя на формирование антифазных доменов в структурах (Al)GaAs на подложках Ge/Si с целью снижения дефектности выращиваемых структур

и повышения эффективности приборов на основе GaAs/Ge/Si.

Ранее нами были изготовлены светоизлучающие структуры на подложках Ge/Si(100). Исследования показали, что в активной области одной из светодиодных структур отсутствуют антифазные домены [8]. Однако в указанной работе не было уделено должное внимание ориентации используемых подложек. С помощью метода рентгеновской дифракции выявлено, что описанные в [8] структуры выращены на подложках с разориентацией 0.7° (с АФГ) и 0.2° (без АФГ) к направлению, повернутому на 20° по часовой стрелке от [110]. В настоящей работе для исключения неопределенности, связанной с возможным различием разориентации, все структуры выращивались на подложках, полученных путем раскалывания единой виртуальной подложки Ge/Si(100).

Виртуальная подложка Ge/Si изготавливалась методом осаждения из газовой фазы с использованием горячей танталовой проволоки [9]. Использовалась легированная фосфором подложка Si с номинальной кристаллографической ориентацией (100). По данным рентгеновской дифракции подложка имела отклонение 0.7° к [110]. Сначала из сублимационного источника был выращен буферный слой Si при температуре подложки 700°C . Затем при температуре подложки 325°C выращивался слой Ge толщиной $1.9\ \mu\text{m}$. Рост Ge осуществлялся из газообразного источника — германа GeH_4 , который разлагался в области танталовой проволоки, нагретой до 1400°C , расположенной вблизи подложки.

Слои A_3B_5 выращивались методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений и гидридов

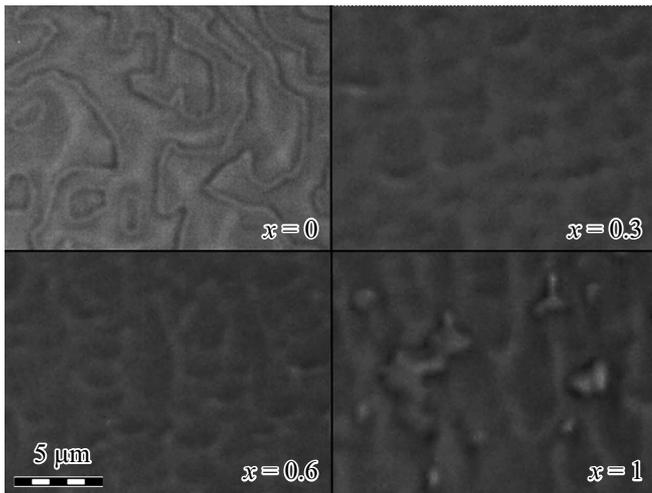


Рис. 1. Фотографии поверхности образцов GaAs/AlGaAs/Ge/Si с варьируемым содержанием Al.

(МОС-гидридной эпитаксии) в установке AIX 200RF при пониженном давлении. Отношение V/III во время роста поддерживалось на уровне 80. Образцы в серии различались зародышевыми слоями $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, где относительное содержание Al в твердом растворе x имело значения 0, 0.3, 0.6 и 1. Подложка предварительно отжигалась в атмосфере водорода с арсином при 750°C . Затем температура снижалась до 710°C и выращивалась пара слоев AlGaAs толщиной 20 nm, разделенных 50 nm слоем GaAs (для образца с $x = 0$ выращен сплошной слой GaAs толщиной 90 nm). Затем выращивался слой GaAs:Si толщиной $1.1 \mu\text{m}$.

Оптическое качество структур оценивалось методом спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ) на установке Nanometrics RPM2000 с использованием метода картирования ФЛ, когда происходит регистрация спектров ФЛ по всей площади образцов с заданным латеральным разрешением (в настоящей работе 0.2 mm). Средние значения параметров ФЛ и разброс по поверхности рассчитывались с исключением 3 mm от краев образцов. Для возбуждения ФЛ использовался лазер Nd:YAG с длиной волны 532 nm и плотностью мощности 240 W/cm^2 . При сканировании подложки все параметры сканирования оставались одинаковыми, кроме высоты пьедестала с образцом, которая подстраивалась по максимуму интенсивности для каждого образца.

Структурное качество поверхности оценивалось методом оптической микроскопии на установке Leica DM4000 с 1500-кратным увеличением. Подробное исследование поверхности проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на установке Solver Pro (NT-MDT). Плотность АФГ определялась по результатам АСМ как отношение длины всех границ к общей площади изображения.

Данные оптической микроскопии (рис. 1) для образцов с зародышевым слоем GaAs и AlAs показывают

наличие замкнутых линий неправильной геометрической формы, характерных для границ антифазных доменов. Для образца с AlAs ($x = 1$) размеры доменов таковы, что можно точно выделить доминантную фазу GaAs, внутри которой есть включения антифазных доменов, тогда как для образца с GaAs ($x = 0$) можно заключить, что обе фазы приблизительно равновесны. При этом для $x = 1$ на фоне антифазных дефектов видны также неровности поверхности, характерные и для образцов с $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0.3$ и 0.6). Важно, что для них на изображениях не наблюдаются АФГ.

Более подробное исследование методом АСМ выявило, что в образцах с $x = 0.3$ и 0.6 также присутствуют антифазные домены, границы которых характеризуются резкими перепадами по высоте на поверхности структур (рис. 2). Плотность АФГ в этих образцах составила 0.003 и $0.019 \mu\text{m}^{-1}$ для $x = 0.3$ и 0.6 соответственно (по сравнению с 0.55 и $0.88 \mu\text{m}^{-1}$ для образцов с $x = 0$ и 1). Следует отметить, что, несмотря на меньшие размеры

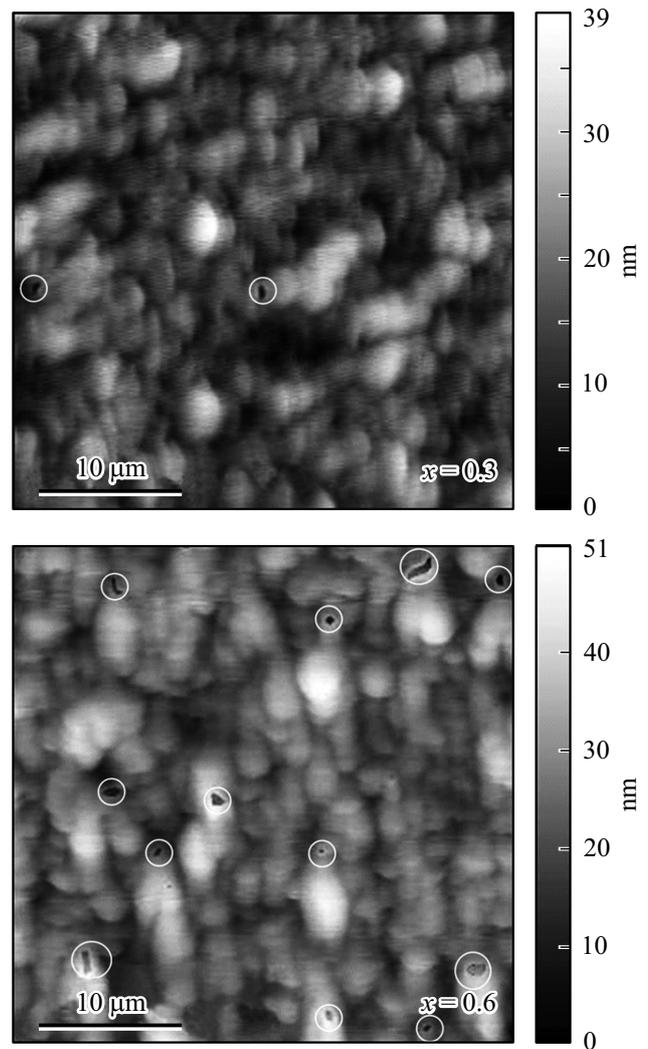


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности образцов GaAs/AlGaAs/Ge/Si. Светлыми окружностями выделены антифазные домены.

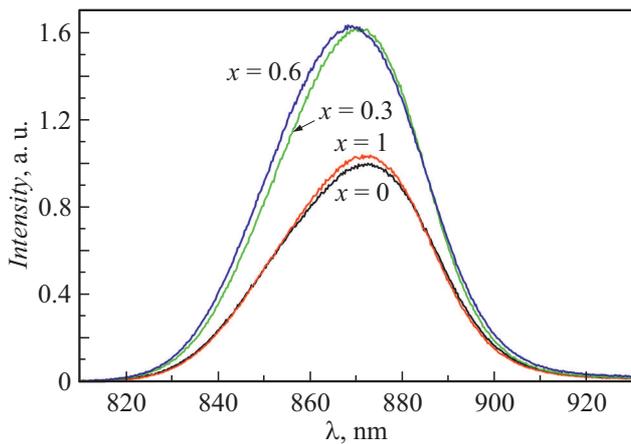


Рис. 3. Спектры ФЛ образцов GaAs/AlGaAs/Ge/Si.

доменов в образце с AlAs (средняя площадь $3.4 \mu\text{m}^2$), большее число доменов и более неровные границы приводят к большей плотности АФГ, чем для образца с GaAs (средняя площадь $18.5 \mu\text{m}^2$). При этом для образца с AlAs домены занимают около 35% площади поверхности, а для GaAs — 40%. Наименьшее количество доменов наблюдается для структуры со слоем $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$, их средняя площадь ($0.4 \mu\text{m}^2$) меньше, чем в структуре с $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ ($0.62 \mu\text{m}^2$). Занимаемая доменами площадь в этих образцах составила 0.05 и 0.36% соответственно.

В работе [7] рассматривается влияние ростовых параметров на соотношение скоростей роста соседних фаз (доменов) A_3B_5 . Если соотношение отличается от единицы, то при созданных условиях одна из фаз будет поглощать другую; таким образом, антифазные домены будут зарастиваться, а не аннигилировать, как считалось ранее. В проведенном эксперименте АСМ-исследования образцов с $x = 0.3$ и 0.6 показывают, что поверхность доменов находится на более низком уровне, чем окружающая фаза. Это свидетельствует о том, что состав выращиваемого слоя также может влиять на соотношение скоростей роста разных фаз, приводя к постепенному зарастиванию антифазных доменов.

На рис. 3 показаны типичные спектры ФЛ исследуемых структур, полученные при комнатной температуре. При этом среднее значение интенсивности значительно выше для структур с $x = 0.3$ и 0.6 , что свидетельствует о более высоком оптическом качестве структур вследствие уменьшения количества и размеров антифазных дефектов. Средний разброс интенсивности сигнала по поверхности образцов для $x = 0$ составил 29.4%, для $x = 0.3$ — 22.4%, для $x = 0.6$ — 17.3%, для $x = 1$ — 29.7%. Для образцов с меньшим количеством антифазных дефектов характерен меньший разброс интенсивности, что показывает меньшую неоднородность слоя по площади образца.

Введенные в начало структуры слои AlGaAs позволяют получить структуры с малым количеством анти-

фазных доменов, выходящих на поверхность, при общей толщине структуры, не превышающей $1.2 \mu\text{m}$. Эксперимент показал, что состав зародышевого слоя влияет на соотношение скоростей роста соседних доменов, что приводит к доминированию одной из фаз и „зарастиванию“ другой. В условиях эксперимента наименьшей дефектностью обладал образец с зародышевым слоем $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$. Результаты измерений ФЛ показывают значительное улучшение оптического качества структур с зародышевым слоем $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ и $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ по сравнению со структурами со слоями GaAs и AlAs.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект 075-03-2020-191/5), а также Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-32-90184 — изготовление подложек Ge/Si методом горячей проволоки; проект № 18-29-20016 — отработка режимов выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] D. Liang, E. Bowers, Nature Photon., **4**, 511 (2010). DOI: 10.1038/nphoton.2010.167
- [2] M. Martin, T. Baron, Y. Bogumilowicz, H. Deng, K. Li, M. Tang, H. Liu, *GaAs compounds heteroepitaxy on silicon for opto and nano electronic applications*, in *Post-transition metals* (IntechOpen, 2020). DOI: 10.5772/intechopen.94609
- [3] M. Liao, S. Chen, Z. Liu, Y. Wang, L. Ponnampalam, Z. Zhou, J. Wu, M. Tang, S. Shutts, Z. Liu, P.M. Smowton, S. Yu, A. Seeds, H. Liu, Photon. Res., **6**, 1062 (2018). DOI: 10.1364/PRJ.6.001062
- [4] N.V. Kryzhanovskaya, E.I. Moiseev, Yu.S. Polubavkina, M.V. Maximov, M.M. Kulagina, S.I. Troshkov, Yu.M. Zadiranov, A.A. Lipovskii, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, Z.F. Krasilnik, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, A.V. Rykov, A.A. Sushkov, D.V. Yurasov, A.E. Zhukov, Opt. Express, **25**, 16754 (2017). DOI: 10.1364/OE.25.016754
- [5] N. Baidus, V. Aleshkin, A. Dubinov, K. Kudryavtsev, S. Nekorkin, A. Novikov, D. Pavlov, A. Rykov, A. Sushkov, M. Shaleev, P. Yunin, D. Yurasov, Z. Krasilnik, Crystals, **8**, 311 (2018). DOI: 10.3390/cryst8080311
- [6] Y. Bogumilowicz, J.M. Hartmann, R. Cipro, R. Alcotte, M. Martin, F. Bassani, J. Moeyaert, T. Baron, J.B. Pin, X. Bao, Z. Ye, E. Sanchez, Appl. Phys. Lett., **107**, 212105 (2015). DOI: 10.1063/1.4935943
- [7] C. Cornet, S. Charbonnier, I. Lucci, L. Chen, A. Létoublon, A. Alvarez, K. Tavernier, T. Rohel, R. Bernard, J.-B. Rodriguez, L. Cerutti, E. Tournié, Y. Léger, M. Bahri, G. Patriarche, L. Largeau, A. Ponchet, P. Turban, N. Bertru, Phys. Rev. Mater., **4**, 053401 (2020). DOI: 10.1103/PhysRevMaterials.4.053401

- [8] A.V. Rykov, M.V. Dorokhin, P.S. Vergeles, V.A. Kovalskiy, E.B. Yakimov, M.V. Ved', N.V. Baidus, A.V. Zdoroveyshchev, V.G. Shengurov, S.A. Denisov, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1124**, 022037 (2018). DOI: 10.1088/1742-6596/1124/2/022037
- [9] S.A. Matveev, S.A. Denisov, D.V. Guseinov, V.N. Trushin, A.V. Nezhdanov, D.O. Filatov, V.G. Shengurov, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **541**, 012026 (2014). DOI: 10.1088/1742-6596/541/1/012026