08

Анализ буферных структур (Al)GaAs/Si с использованием фотолюминесцентных измерений

© С.О. Слипченко, В.В. Шамахов, Д.Н. Николаев, Е.В. Фомин, М.И. Кондратов, Н.А. Пихтин

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: serghpl@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 19 декабря 2025 г.
В окончательной редакции 23 января 2026 г.
Принято к публикации 2 февраля 2026 г.

Методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на подложке Si выращены фотолюминесцентные структуры (Al)GaAs. Показано, что внесение в буферный слой GaAs вставок из объемных слоев AlGaAs или сверхрешеток AlGaAs/GaAs ухудшает среднеквадратичную шероховатость поверхности и интенсивность фотолюминесценции по сравнению со случаем буфера GaAs без таких вставок. На основе данных фотолюминесценции проведена оценка остаточных напряжений в структуре. Показано, что использование вставок с AlGaAs в буферном слое GaAs увеличивает остаточные напряжения в структуре.

Ключевые слова: газофазная эпитаксия, буферные слои, подложка кремния, фотолюминесценция, остаточные деформации.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.10.62733.20607

Технология гетерогенного эпитаксиального роста полупроводниковых гетероструктур имеет важное практическое значение для микро- и оптоэлектроники. В частности, достаточно хорошо разработаны подходы для роста транзисторных структур AlGaN на подложках Si. Актуальность разработки технологии гетерогенной эпитаксии гетероструктур в системе твердых растворов Al–Ga–In–As определяется востребованностью источников лазерного излучения в инфракрасной области спектра, монолитно интегрированных с платформой „кремний на изоляторе“. Однако создание таких источников лазерного излучения сопряжено с рядом проблем. Первая проблема связана с разницей полярности материалов A^3B^5 и Si, что приводит к появлению антифазных границ. Данная проблема успешно решается использованием разориентированных подложек Si [1]. Вторая проблема связана с существенной разницей периодов кристаллических решеток и коэффициентов температурного расширения (КТР) материалов A^3B^5 и Si. В результате выращенные эпитаксиальные слои A^3B^5 имеют большое количество дефектов различных типов (прорастающие дислокации, дефекты упаковки), а также характеризуются повышенной шероховатостью поверхности. Один из подходов к решению данной проблемы основан на использовании дислокационных фильтров [2].

На качество эпитаксиальных структур, создаваемых для оптоэлектронных приборов, оказывают влияние как плотность прорастающих дислокаций (ППД), так и среднеквадратичная шероховатость (СКШ) поверхности. В этом случае фотолюминесцентные (ФЛ) свойства слоев можно рассматривать как интегральную характеристику структуры, учитывающую влияние ППД и СКШ. В ряде работ авторы используют анализ ФЛ-свойств буферных слоев [3,4]. Однако такой подход при анализе объемных слоев не является эффективным из-за диффузионного размытия профиля концентрации фотогенерированных носителей заряда в толстом объемном слое, что приводит к снижению интенсивности оптического излучения. В настоящей работе для анализа оптических характеристик буферных слоев, выращенных на подложке Si, предлагается подход, основанный на использовании простой ФЛ-структуры, которая включается как дополнительная часть общей конструкции буферной структуры (Al)GaAs/Si.

Настоящая работа продолжает цикл исследований, посвященных разработке технологии гетерогенной эпитаксии гетероструктур на основе системы твердых растворов Al–Ga–In–As на подложках Si. В [5] мы продемонстрировали возможность создания простых буферных структур на основе GaAs, выращенных на подложке Si методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Предлагаемая работа направлена на анализ влияния дополнительных элементов конструкции буферных структур в виде вставок из объемных слоев AlGaAs или сверхрешеток AlGaAs/GaAs на основные характеристики: морфологию поверхности и спектр ФЛ как интегральный показатель оптических характеристик эпитаксиальных слоев, выращенных на выбранной буферной структуре.

Экспериментальные гетероструктуры были выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений в установке с вертикальным реактором турбодискового типа. Рост осуществлялся на подложке Si (001) с разориентацией 4° в направлении [110]. В качестве реагентов элементов третьей группы применялись триметилгаллий и триметилалюминий, а элементов пятой группы — арсин. В качестве газа-носителя ис-

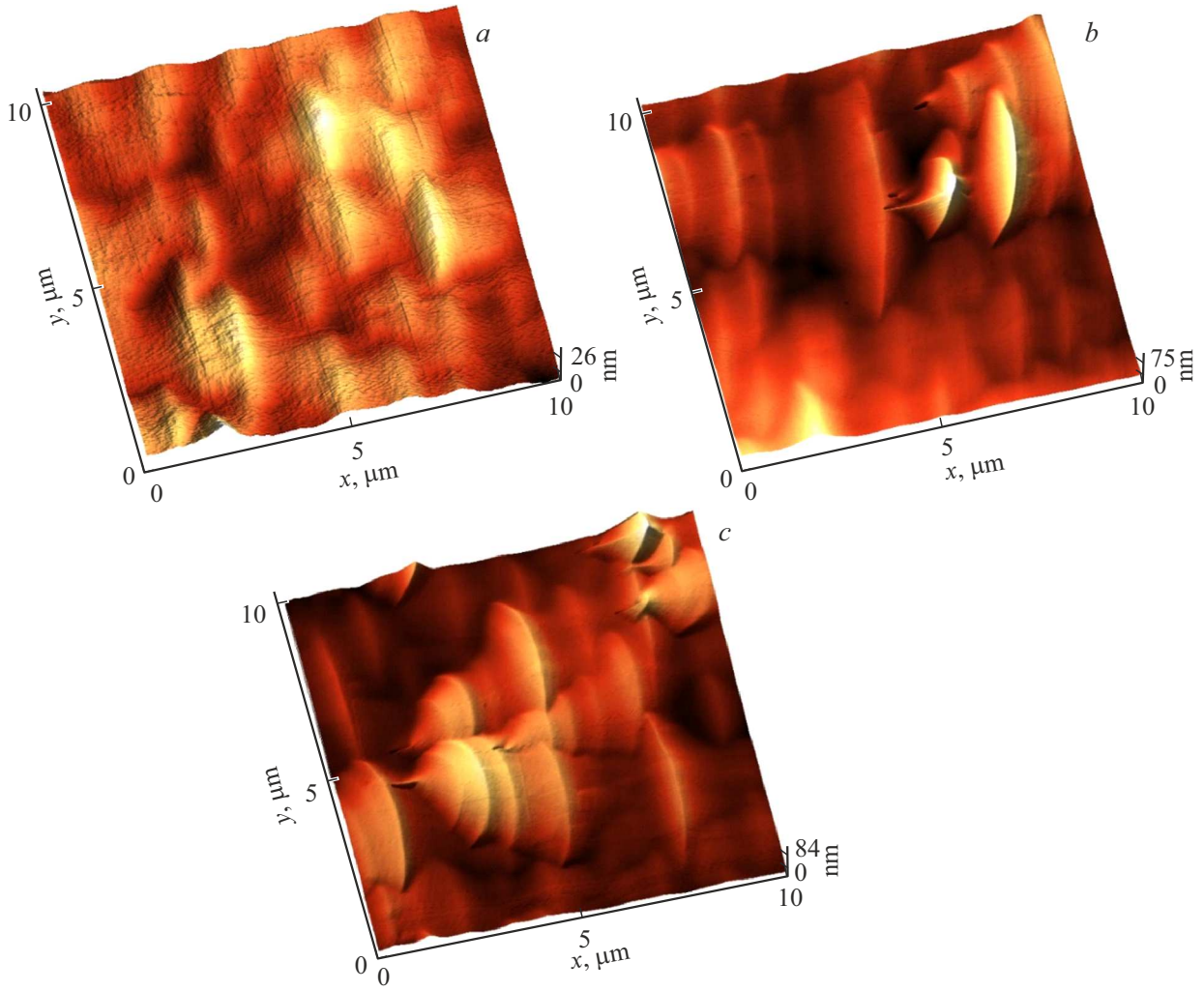

Рис. 1. АСМ-изображения поверхности гетероструктур, выращенных на подложке Si: *a* — первого типа, *b* — второго типа, *c* — третьего типа. Площадь сканирования изображения $10 \times 10\,\mu\text{m}^2$.

пользовался водород. Для исследований было выращено три типа гетероструктур на подложке Si и одна реперная гетероструктура на подложке GaAs (001). Первый тип гетероструктуры включал буферный слой GaAs толщиной $2\,\mu$m. Рост осуществлялся при повышении температуры с 400 до 650 °C. Далее на буферном слое GaAs выращивалась ФЛ-часть, которая включала широкозонные обкладки из $Al_{0.2}Ga_{0.8}As$ толщиной $0.5\,\mu$m каждая и узкозонный слой GaAs толщиной $0.4\,\mu$m, размещенный между широкозонными обкладками. Использование широкозонных обкладок позволяет ограничить диффузию фотогенерированных носителей заряда только в узкозонном слое, таким образом повысив эффективность сбора носителей, и, как следствие, увеличить концентрацию носителей и интенсивность излучательной рекомбинации. Толщина узкозонного слоя GaAs в ФЛ-части структуры была выбрана исходя из того, что она должна обеспечивать хорошую локализацию носителей заряда, но при этом в слое не должно наблюдаться эффектов размерного квантования для упрощения последующей оценки остаточных термических напряжений. На рис. 1, *a* приведено полученное методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) изображение поверхности гетероструктуры первого типа, снятое на площади $10 \times 10\,\mu\text{m}^2$. Измеренное значение СКШ составило 3.35 nm. На рис. 2 представлены спектры ФЛ для всех исследуемых гетероструктур, измеренные при комнатной температуре. Для всех образцов уровень оптической накачки был одинаков и составлял 25 mW. Для структуры первого типа максимум спектра ФЛ соответствует длине волны 879 nm (кривая *1* на рис. 2). При создании гетероструктуры второго типа в конструкцию буфера было внесено изменение: при сохранении общей толщины буфера $2\,\mu$m в него было включено четыре сверхрешетки AlGaAs/GaAs по пять периодов каждая. Используемая конструкция буфера существенно отличается от классических дислокационных фильтров, представляющих собой напряженные сверхрешетки. В данном случае преднамеренно использовался AlGaAs, обладающий малым рассогласованием периода решетки

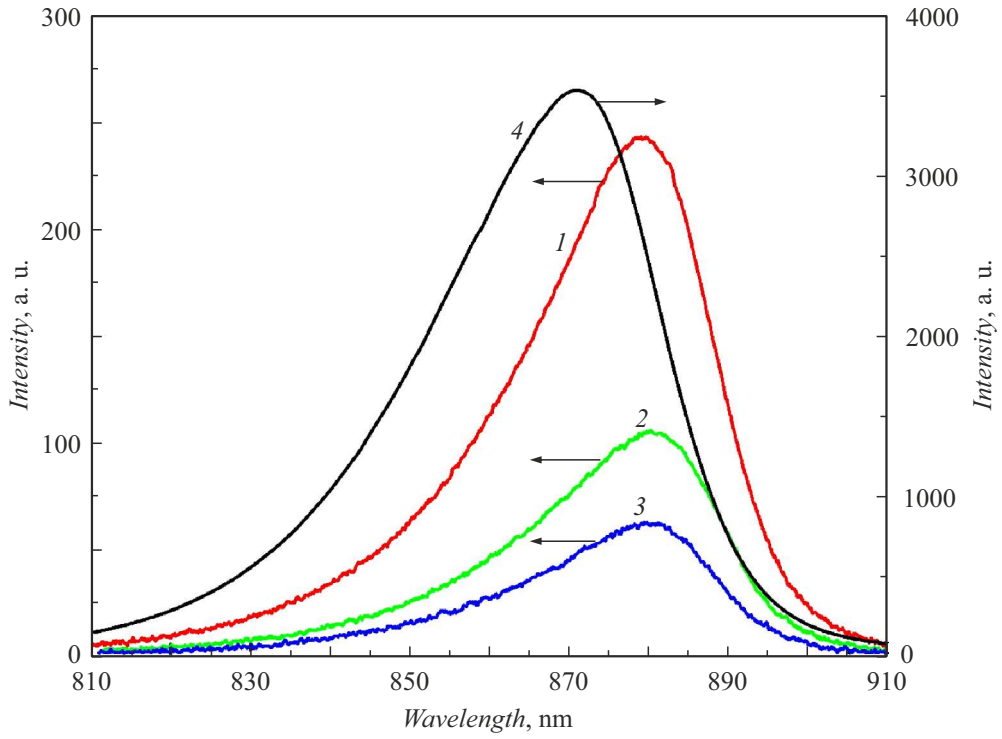

Рис. 2. Спектры ФЛ, измеренные при комнатной температуре, для гетероструктур первого (*1*), второго (*2*) и третьего (*3*) типов, выращенных на подложке Si, а также реперной гетероструктуры (*4*), выращенной на подложке GaAs.

с GaAs, с целью оценки вклада алюминийсодержащих слоев. Далее на буферной структуре выращивалась ФЛ-часть, по конструкции идентичная используемой в гетероструктуре первого типа. На рис. 1, *b* приведено АСМ-изображение поверхности гетероструктуры второго типа, снятое на площади $10 \times 10\,\mu\text{m}^2$. Измеренное значение СКШ составило 10.3 nm, что заметно больше значения, полученного для гетероструктуры первого типа. Спектр ФЛ гетероструктуры второго типа показан на рис. 2 (кривая *2*). Максимум спектра ФЛ смещен в длинноволновую область относительно гетероструктуры первого типа и приходится на длину волны 881 nm. Кроме того, интенсивность ФЛ гетероструктуры второго типа меньше в 2.5 раза по сравнению с интенсивностью ФЛ гетероструктуры первого типа. В гетероструктуре третьего типа сверхрешетки были заменены на объемные слои AlGaAs, при этом общая толщина буфера и конструкция ФЛ-части оставались без изменений. На рис. 1, *c* приведено АСМ-изображение поверхности гетероструктуры третьего типа, снятое на площади $10 \times 10\,\mu\text{m}^2$. Измеренное значение СКШ составило 12.8 nm, что выше значений, полученных для гетероструктур первого и второго типов. Спектр ФЛ гетероструктуры третьего типа показан на рис. 2 (кривая *3*). Видно, что максимумы спектров ФЛ для гетероструктур второго и третьего типов совпали (881 nm). Однако интенсивность ФЛ гетероструктуры третьего типа стала еще ниже: в 5 раз относительно гетероструктуры первого типа и в 2 раза относительно гетероструктуры второго типа. Полученные результаты демонстрируют, что модификация конструкции буферного слоя за счет включения алюминийсодержащих слоев приводит к заметному повышению шероховатости поверхности и снижению интенсивности ФЛ. На основе полученных данных можно сделать заключение, что увеличение шероховатости поверхности ухудшает ФЛ-свойства гетероструктур. Возможная причина снижения интенсивности ФЛ связана с тем, что увеличение шероховатости поверхности приводит к тому, что неровности поверхности могут увеличивать количество центров рассеяния света. Также большая шероховатость поверхности может быть источником появления дефектов, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации. Такое влияние СКШ на интенсивность ФЛ наблюдалось в [6]. Кроме того, данные по уменьшению интенсивности ФЛ могут указывать на возрастание ППД. Данный тезис подтверждается исследованиями, проведенными в [4,7], где показано, что интенсивность спектра ФЛ напрямую связана с ППД в структуре. Таким образом, уменьшение интенсивности ФЛ может быть связано с двумя факторами: с увеличением ППД и СКШ.

Для анализа ФЛ-свойств также была изготовлена реперная гетероструктура, которая была выращена на подложке GaAs (001) и включала только ФЛ-часть, идентичную по конструкции ФЛ-части гетероструктур, выращенных на подложке Si. На рис. 2 (кривая *4*) приведен спектр ФЛ реперной гетероструктуры. Из рис. 2 видно, что спектры ФЛ гетероструктур первого, второго

и третьего типов смещены в длинноволновую область относительно спектра ФЛ реперной гетероструктуры (максимум спектра ФЛ реперной гетероструктуры приходится на длину волны 871 nm). Это указывает на то, что в гетероструктурах, выращенных на подложке Si, имеются остаточные напряжения. Поскольку длина волны гетероструктур, выращенных на подложке Si, смещена в длинноволновую область относительно таковой для ненапряженной реперной гетероструктуры, можно сделать вывод, что данные гетероструктуры испытывают деформацию растяжения в параллельной плоскости интерфейса гетероструктуры (ε_x). Деформация растяжения возникает при охлаждении гетероструктуры после эпитаксии из-за большой разницы КТР слоя GaAs и подложки Si [8]. Такое поведение спектров ФЛ наблюдалось в работах [3,4]. В [3] в спектре ФЛ при комнатной температуре наблюдается сильный пик от перехода между электронами и тяжелыми дырками, а также длинноволновое плечо, которое практически сливается с основным пиком. Длинноволновое плечо связано с переходами между электронами и легкими дырками в результате снятия вырождения для дырок в валентной зоне из-за остаточных напряжений. При этом при уменьшении температуры измерения спектров ФЛ происходит перераспределение интенсивностей переходов, а также разделение пиков в результате увеличения напряжений. В [4] в спектрах ФЛ при комнатной температуре длинноволнового плеча не наблюдается, как и в нашем случае. Более сильная интенсивность пика, связанного с переходом между электронами и тяжелыми дырками, с повышением температуры обусловлена термической активацией дырок из подзоны легких дырок в подзону тяжелых дырок. Это может приводить к тому, что при комнатной температуре может быть не видно плеча от перехода между электронами и легкими дырками. Это связано с тем, что остаточные напряжения в структуре малы и при снятии вырождения дырок подзоны легких и тяжелых дырок энергетически разнесены на малую величину. Также следует отметить, что интенсивность ФЛ лучшей гетероструктуры, выращенной на подложке Si, в 14 раз меньше, чем в случае реперной гетероструктуры.

На основе спектров ФЛ был проведен анализ остаточной деформации ε_x в гетероструктурах первого, второго и третьего типов. В расчетах мы исходили из предположения, что наблюдаемый максимум спектра ФЛ связан с переходом между зоной проводимости и подзоной тяжелых дырок. Расчеты проводились в рамках model-solid theory [9,10].

Деформация вдоль оси роста ε_z связана с деформацией в параллельной плоскости интерфейса гетероструктуры ε_x:

$$\varepsilon_z = -2\frac{C_{12}}{C_{11}}\varepsilon_x, \qquad (1)$$

где C_{ij} — константы упругости материала.

Энергия перехода между зоной проводимости и подзоной тяжелых дырок (E_{e-hh})

$$E_{e-hh} = E_0 - \Delta E_{hy,v} + \Delta E_{hy,c} - \Delta E_{hh}, \qquad (2)$$

где E_0 — ширина запрещенной зоны ненапряженного GaAs или энергия максимума спектра ФЛ для реперной гетероструктуры (1.424 eV); $\Delta E_{hy,v}$, $\Delta E_{hy,c}$ — сдвиг краев валентной зоны и зоны проводимости, связанный с гидростатической составляющей деформации; ΔE_{hh} — смещение подзоны тяжелых дырок, связанное со сдвиговой составляющей деформации.

Подбирая ε_x, получаем значения энергии, соответствующие максимумам спектров ФЛ для образцов гетероструктур первого, второго и третьего типов (рис. 2). Для расчетов использовались формулы и константы из работы [10]. Из расчетов получились следующие значения ε_x: для гетероструктур первого типа (879 nm) — $2.3 \cdot 10^{-3}$, второго/третьего типа (881 nm) — $3 \cdot 10^{-3}$.

Проведенные исследования показали, что использование ФЛ-части в гетероструктурах, выращенных на подложке Si, позволяет получить интегральную характеристику оптического качества и провести сравнительный анализ, опираясь на реперную структуру, изготовленную на подложке GaAs. Полученные результаты коррелируют с оценкой СКШ поверхности, полученной при АСМ-измерениях. В частности, использование алюминийсодержащих слоев в конструкции буфера приводит к увеличению СКШ и снижению интенсивности ФЛ. Кроме того, положение максимума спектра ФЛ позволяет дать оценку остаточным механическим деформациям в структуре, которые возникают из-за разницы КТР подложки Si и слоев (Al)GaAs. Для разработанных гетероструктур остаточные деформации ε_x находятся в диапазоне $(2.3-3) \cdot 10^{-3}$, при этом они несколько возрастают при включении алюминийсодержащих слоев в конструкцию буфера.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] J. Yang, Z. Liu, P. Jurczak, M. Tang, K. Li, S. Pan, A. Sanchez, R. Beanland, J.-C. Zhang, H. Wang, J. Phys. D, **54** (3), 035103 (2020). DOI: 10.1088/1361-6463/abbb49

[2] M. Tang, S. Chen, J. Wu, Q. Jiang, V.G. Dorogan, M. Benamara, Y.I. Mazur, G.J. Salamo, A. Seeds, H. Liu, Opt. Express, **22** (10), 11528 (2014). DOI: 10.1364/OE.22.011528

[3] M.O. Petrushkov, D.S. Abramkin, E.A. Emelyanov, M.A. Putyato, O.S. Komkov, D.D. Firsov, A.V. Vasev, M.Y. Yesin, A.K. Bakarov, I.D. Loshkarev, A.K. Gutakovskii, V.V. Atuchin, V.V. Preobrazhenskii, Nanomaterials, **12** (24), 4449 (2022). DOI: 10.3390/nano12244449

[4] H. Kim, D.-M. Geum, Y.-H. Ko, W.-S. Han, Nanoscale Res. Lett., **17**, 126 (2022). DOI: 10.1186/s11671-022-03762-9

[5] С.О. Слипченко, В.В. Шамахов, М.И. Кондратов, Е.В. Фомин, Д.Н. Николаев, А.В. Мясоедов, Н.А. Берт, Н.А. Пихтин, Письма в ЖТФ, **52** (7), 48 (2026). DOI: 10.61011/PJTF.2026.07.62523.20553
[6] H. Jifang, S. Xiangjun, L. Mifeng, Z. Yan, C. Xiuying, N. Haiqiao, X. Yingqiang, N. Zhichuan, J. Semicond., **32** (4), 043004 (2011). DOI: 10.1088/1674-4926/32/4/043004
[7] Y.-L. Tsai, H.-H. Yang, J.-H. Fang, C.-L. Chang, M.-H. Chen, C.-H. Wu, H.-F. Hong, Thin Solid Films, **733**, 138817 (2021). DOI: 10.1016/j.tsf.2021.138817
[8] G. Landa, R. Carles, C. Fontaine, E. Bedel, A. Munoz-Yague, J. Appl. Phys., **66** (1), 196 (1989). DOI: 10.1063/1.343904
[9] C.G. Van de Walle, Phys. Rev. B, **39** (3), 1871 (1989). DOI: 10.1103/PhysRevB.39.1871
[10] M.P.C.M. Krijn, Semicond. Sci. Technol., **6** (1), 27 (1991). DOI: 10.1088/0268-1242/6/1/005