Светоизлучающие A_3B_5/Si гетероструктуры

Абрамкин Д.С.^{1,2}, Петрушков М.О.¹, Емельянов Е.А.¹, Богомолов Д.Б.¹, Путято М.А.¹,
 Семягин Б.Р.¹, Преображенский В.В.¹, Лошкарев И.Д.¹, Есин М.Ю.¹, Степанов В.Д.^{1,2},
 Гутаковский А.К.^{1,2}, Шамирзаев Т.С.^{1,2}

¹ ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

² Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

DOI 10.34077/Semicond2019-151

Интеграция A_3B_5 светоизлучающих приборов в кремниевую технологию открывает перспективу значительного ускорения обработки информации за счёт передачи данных по оптическому каналу как в пределах одного процессора, так и между различными устройствами [1]. Перспективными материалами являются: (1) GaAs, позволяющий надеяться на использование уже разработанных излучателей, и (2) GaP, практически согласованный с Si по параметру решётки. Формирование гетероструктур (ГС) в широкозонных матрицах GaP и AlAs, согласованной по параметру решётки с GaAs, даёт преимущества сильной локализации носителей заряда, обеспечивающей высокую температурную стабильность люминесценции, а также возможность варьирования рабочей длины волны излучения в широких пределах за счёт эффектов размерного квантования. В докладе сообщается о получении InAs/AlAs и GaAs/GaP ГС с квантовыми ямами (КЯ) и квантовыми точками (КТ) на гибридных подложках GaAs/Si и GaP/Si, и о результатах исследования их люминесцентных свойств. ГС с КЯ и КТ на гибридных подложках A_3B_5/Si выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Структуры исследованы методами просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии и фотолюминесценции (ФЛ). Для определения качества A_3B_5/Si подложек были выбраны следующие критерии: (1) плотность прорастающих дислокаций (ПД) на поверхности - N_d ; (2) концентрация дефектов – центров безызлучательной рекомбинации в приповерхностных областях - $N_{ит}$ и (3) среднеквадратичная шероховатость поверхности - S_q . Показана эффективность следующих технологических приёмов, позволяющих улучшить качество подложек [2,3]: (1) внедрение слоёв низкотемпературного GaAs, выращенного при 200°C; (2) рост слоёв GaP/Si методом атомно-слоевой эпитаксии; и (3) послеростовые циклические отжиги, температура которых превышала температуру роста ГС не более, чем на 50°C. На данный момент нами достигнуты следующие параметры для GaAs/Si и GaP/Si подложек, соответственно: $N_d < 5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ и $2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$; $S_q = 1.9 \text{ нм}$ и 3.7 нм , что все ещё заметно выше S_q для слоёв GaAs/GaAs и GaP/GaP, выращенных на согласованных подложках (0.5÷0.7 нм). Концентрация дефектов $N_{ит}$ в подложках GaAs/Si сравнима с $N_{ит}$ в эпитаксиальных слоях GaAs/GaAs. В то же время как $N_{ит}$ в подложках GaP/Si остаётся высокой и снижает интенсивность межзонной ФЛ в 500 раз, по сравнению с эпитаксиальными слоями GaP/GaP. Несмотря на низкую концентрацию протяженных и точечных дефектов в гибридных GaAs/Si подложках ГС InAs/AlAs/GaAs/Si с КЯ и КТ существенно проигрывают по интенсивности и температурной стабильности люминесценции InAs/AlAs ГС, выращенным на согласованных GaAs подложках [2]. Мы связываем это с высокой концентрацией $N_{ит}$ в слоях AlAs/GaAs/Si, обусловленной затруднением диффузии адатомов при росте слоев AlAs на поверхности GaAs с развитым рельефом. В то же время, несмотря на «низкое качество» гибридных GaP/Si подложек, эффективность люминесценции ГС с КЯ выращенных на гибридных (GaAs/GaP/Si) и согласованных (GaAs/GaP) подложках различается незначительно [3]. Это обусловлено локализацией носителей заряда в GaAs/GaP/Si КЯ, предотвращающей их захват на центры безызлучательной рекомбинации. Работа выполнена при поддержке РНФ (проект № 17-72-10038).

[1] Chen Sun, M.T. Wade, Yunsup Lee et al., *Nature* **528**, 534 (2015).

[2] Д.С. Абрамкин и др., *ФТП* **52**, 1373 (2018).

[3] Д.С. Абрамкин и др., *ФТП* (2019).