

Стимулированное излучение из InGaAs/GaAs/AlGaAs гетероструктуры, выращенной на Si подложке

В. Я. Алешкин^{*+1)}, Н. В. Дикарева[×], А. А. Дубинов^{*+}, С. А. Денисов^{*×}, З. Ф. Красильник^{*+},
К. Е. Кудрявцев^{*+}, С. А. Матвеев[×], С. М. Некоркин[×], В. Г. Шенгуров^{*×}

^{*} Институт физики микроструктур РАН, 603950 Н.Новгород, Россия

⁺ Нижегородский государственный университет им. Лобачевского, 603950 Н.Новгород, Россия

[×] Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Лобачевского, 603950 Н.Новгород, Россия

Поступила в редакцию 5 ноября 2014 г.

Методом “горячей проволоки” (HW-CVD) созданы совершенные искусственные подложки Ge/Si, на которых методом МОСVD выращены гетероструктуры InGaAs/GaAs/AlGaAs с квантовыми ямами. Изучены спектры фотолуминесценции этих гетероструктур. Обнаружено стимулированное излучение в ближнем инфракрасном диапазоне при оптической накачке. Определены пороговые мощности возбуждения стимулированного излучения и изменение спектрального состава излучения в зависимости от мощности оптической накачки.

DOI: 10.7868/S0370274X14240084

В настоящее время активно развиваются исследования светоизлучающих устройств на кремниевой подложке [1]. Одно из направлений этих исследований связано с так называемыми гибридными системами на основе интеграции на кристалле элементов кремниевой фотоники с активными элементами на основе полупроводников A_3B_5 , позволяющими использовать преимущества прямозонных полупроводников для лазерной генерации в ближнем инфракрасном (ИК) диапазоне [2]. На данный момент сложились два основных подхода к интеграции светоизлучающих устройств A_3B_5 на кремнии, а именно сращивание уже изготовленной лазерной структуры A_3B_5 с кремниевой подложкой [3] и рост структуры A_3B_5 на кремниевой подложке [2]. Каждый из этих методов имеет свои преимущества и недостатки. Более технологичным представляется последний подход для формирования множественных оптических коммуникационных каналов на чипе. В последних работах по росту GaAs на Si подложке в качестве буферного слоя использовался слой германия, параметры решетки которого лучше согласованы с GaAs, чем у кремния [1, 2, 4]. Использование буферного слоя германия позволяет существенно улучшить качество выращиваемых слоев GaAs на кремнии, хотя оно все еще заметно уступает эпитаксиальным слоям GaAs, выращенным на GaAs под-

ложке. Достигнутый уровень качества слоев позволяет создавать на таких структурах полупроводниковые лазеры [1, 4], характеристики которых пока несколько хуже, чем для лазеров, выращенных на подложке GaAs. Настоящая работа посвящена росту и исследованию гибридной лазерной гетероструктуры InGaAs/GaAs/AlGaAs с квантовыми ямами на виртуальной подложке Ge/Si (100).

Рост структуры осуществлялся последовательно в два этапа: методом “горячей проволоки” (HW-CVD) [5, 6] проводили рост буферного слоя Ge. Затем методом МОС-гидридной эпитаксии [5] растили лазерную гетероструктуру. В качестве подложки использовалась пластина Si (001) с удельным сопротивлением $\rho = 10$ Ом·см, плоскость роста которой была отклонена на 4° к направлению [111].

Перед ростом слоя Si подложка отжигалась в вакууме 10^{-7} торр при температуре 1200°C в течение 10 мин. Затем с целью “залечивания” дефектов при температуре 1000°C на поверхности подложки выращивался буферный слой кремния толщиной 100 нм. Далее температура подложки кремния снижалась до 350°C и выращивался слой германия. Для этого в камеру роста установки молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) напускался газ моногерман (GeH_4) до давления $4 \cdot 10^{-4}$ торр, который разлагался на танталовой полоске, нагретой до температуры $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$. Дополнительного отжига слоев Ge не проводилось. Данные метода вторичной ион-

¹⁾ e-mail: aleshkin@ipmras.ru

ной масс-спектрометрии (ВИМС) свидетельствовали о резкой границе раздела между слоем Ge и подложкой Si. Оцениваемая толщина слоя Ge составила 460 нм. Это существенно меньше, чем толщины слоев германия в структурах, выращиваемых в других группах [1, 4]. Несмотря на малую толщину германиевого буфера, плотность прорастающих дислокаций, отождествленная с плотностью ямок травления, выявленных методом селективного химического травления, была достаточно низкой ($5 \cdot 10^5 - 10^6 \text{ см}^{-2}$). Это позволяет изготавливать на таких структурах оптоэлектронные приборы.

На втором этапе структура помещалась в установку МОС-гидридной эпитаксии, где при пониженном давлении проводился рост A_3B_5 гетероструктуры. Перед началом роста проводился 15-минутный отжиг искусственно приготовленной Ge/Si подложки в потоке водорода при 700°C . Затем при температуре 750°C выращивался буферный слой GaAs. Лазерная структура содержала две квантовые ямы $\text{In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{As}$, расположенные в волноведущем слое GaAs, ограничительные слои $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$, буферный и контактные слои. Характеристики слоев лазерной структуры приведены в таблице. Структура

Параметры эпитаксиальных слоев лазерной гетероструктуры

Номер слоя	Состав	Толщина, нм
1	<i>n</i> -GaAs	505
2	<i>n</i> -AlGaAs	65
3	<i>n</i> -Al _{0.3} Ga _{0.7} As	1000
4	GaAs	305
5	In _{0.17} Ga _{0.83} As	10
6	GaAs	50
7	In _{0.17} Ga _{0.83} As	10
8	GaAs	305
9	<i>p</i> -Al _{0.3} Ga _{0.7} As	1000
10	<i>p</i> -AlGaAs	65
11	<i>p</i> ⁺ -GaAs	300

имела хорошую морфологию, ее поверхность была почти зеркальной (шероховатость поверхности, измеренная с помощью оптического профилометра на основе интерферометра белого света Talysurf CCI 2000, составила около 80 нм). Для исследования оптических свойств из выращенной структуры были выколоты полоски шириной около 4 мм.

Для возбуждения фотолюминесценции использовались излучение непрерывного Nd:YAG лазера с удвоением частоты (длина волны 532 нм), а также излучение параметрического генератора света Spectra-Physics MOPO-SL (длина волны излучения в

пределах 0.4–2.5 мкм, энергия в импульсе до 5 мДж, длительность импульса 10 нс, частота повторения импульсов 10 Гц). В качестве приемника излучения применялась диодная линейка на основе InGaAs (рабочий диапазон 0.6–2.2 мкм). Для спектрального анализа излучения использовался решеточный монохроматор. Измерения проводились при комнатной температуре и при температуре жидкого азота. Импульсное возбуждение осуществлялось на длине волны 650 нм при температуре жидкого азота и на длине волны 780 нм при комнатной температуре. При импульсных измерениях область накачки представляла собой полосу с длиной, соответствующей размеру образца, и шириной 200 мкм.

На рис. 1 представлены спектры спонтанной фотолюминесценции (непрерывное возбуждение) и сти-

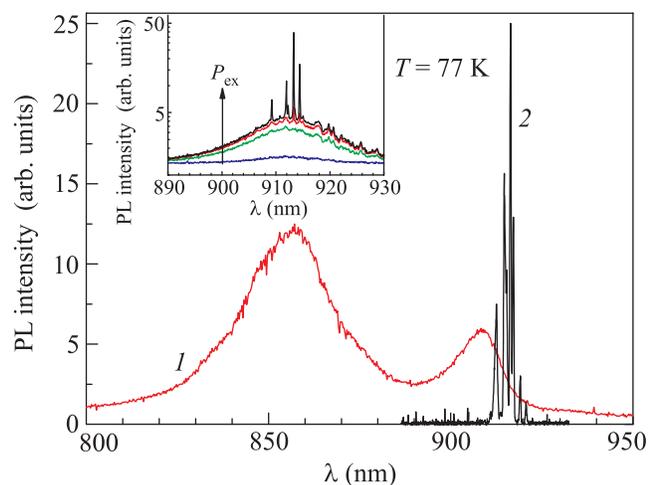


Рис. 1. Спектры спонтанного (1) и стимулированного (2) излучения при $T = 77 \text{ K}$. На вставке – переход от спонтанного к стимулированному излучению по мере повышения мощности импульсной накачки

мулированного излучения (импульсное возбуждение), измеренные при температуре $T = 77 \text{ K}$. При непрерывной накачке в спектре фотолюминесценции образца присутствуют два пика. Длинноволновой пик соответствует фотолюминесценции из квантовых ям, а коротковолновый – из GaAs. При импульсной накачке на длинноволновом крыле пика, соответствующего квантовым ямам, возникают узкие линии лазерной генерации ($\Delta\lambda < 0.2 \text{ nm}$). На вставке к рис. 1 продемонстрирован переход к режиму стимулированного излучения при повышении мощности импульсной накачки.

На рис. 2 представлены спектры стимулированного излучения при различных мощностях импульсного возбуждения, измеренные при комнатной темпе-

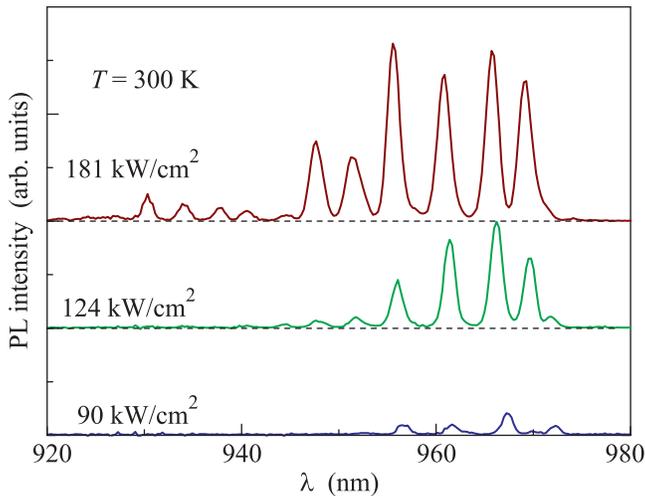


Рис. 2. Спектры стимулированного излучения при комнатной температуре для различных значений плотности мощности накачки. Для наглядности спектры разнесены по вертикали

ратуре. С ростом мощности возбуждения на коротковолновом краю спектра увеличивается число линий генерации. Отмечено, что с возрастанием мощности возбуждения три наиболее длинноволновые линии слегка смещаются в коротковолновую область, а остальные практически не меняют своего положения. Из рисунка видно, что расстояние между линиями генерации почти постоянно и соответствует ~ 5 нм (~ 7 мэВ). Это примерно на два порядка больше расстояния между продольными модами. Причина данного явления нами не установлена. Полученное нами качество сколов было невысоким. Возможно, в этих условиях положительная обратная связь, приводящая к развитию неустойчивости и возникновению стимулированного излучения при превышении накачкой порогового значения, была обусловлена сеткой прорастающих дислокаций или плоскостей двойникования, которые сыграли роль своеобразного брэгговского зеркала.

На рис. 3 представлены зависимости интенсивности стимулированного излучения от плотности мощности оптического возбуждения, измеренные при двух температурах. Регистрировалась интегральная интенсивность наиболее яркой линии генерации. Из измеренных зависимостей определялись пороговые плотности мощности генерации стимулированного излучения (76 кВт/см^2 при $T = 300 \text{ К}$ и 8 кВт/см^2 при $T = 77 \text{ К}$). Высокие пороги генерации, вероятно, обусловлены невысоким качеством естественного брэгговского зеркала.

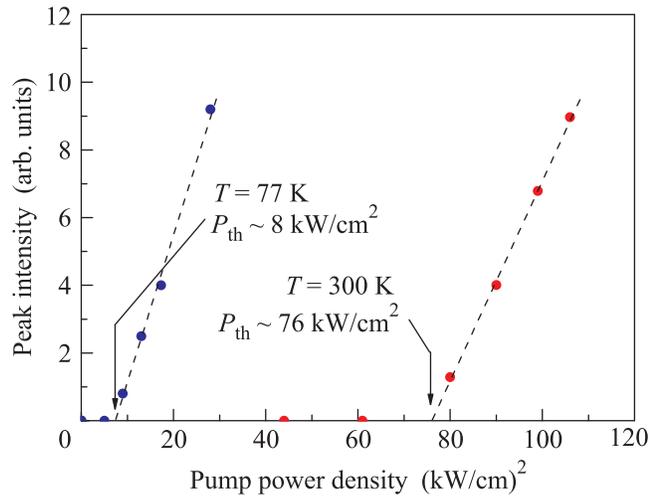


Рис. 3. Зависимости интенсивности стимулированного излучения от плотности мощности возбуждения

Таким образом, на Si подложке с буферным Ge слоем нами выращена лазерная гетероструктура InGaAs/GaAs/AlGaAs с двумя квантовыми ямами. Исследованы ее спектры фотолюминесценции и стимулированного излучения. Показано, что спектр стимулированного излучения состоит из нескольких линий, расстояние между которыми примерно одинаково и на два порядка превышает расстояние между продольными модами, соответствующие длине активной области. Число пиков стимулированного излучения растет с увеличением мощности возбуждения. Определены пороговые мощности возбуждения стимулированного излучения. Дальнейшее совершенствование параметров A_3B_5 структуры и качества кремниевого оптического резонатора предполагается в направлении создания низкопорогового одномодового гибридного лазера ближнего ИК-диапазона на искусственной Ge/Si (100) подложке.

Коллектив авторов выражает благодарность Э.А.Коблову за выращивание A_3B_5 гетероструктуры и П.А.Юнину за измерения шероховатости структуры. Работа выполнена при поддержке РФФ (проект # 14-12-00644).

1. A. Y. Liu, C. Zhang, J. Norman, A. Snyder, D. Lubyshev, J. M. Fastenau, A. W. K. Liu, A. C. Gossard, and J. E. Bowers, Appl. Phys. Lett. **104**, 041104 (2014).
2. Ю. Б. Болховитянов, О. П. Пчеляков, УФН **178**, 459 (2008).
3. D. Liang, G. Roelkens, R. Baets, and J. E. Bowers, Materials **3**, 1782 (2010).
4. A. Lee, H. Liu, and A. Seeds, Semicond. Sci. Technol. **28**, 015027 (2013).

5. Б.Н. Звонков, А.А. Бирюков, О.В. Вихрова, В.Г. Шенгуров, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, Ю.Н. Дроздов, М.Н. Дроздов, Ю.Н. Бузынин, *Нанопфизика и нанопэлектроника. Труды XV международного симпозиума*, Н.Новгород (2011), т. 2, с. 414.
6. S. A. Matveev, S. A. Denisov, D. V. Guseinov, V. N. Trushin, A. V. Nezhdanov, D. O. Filatov, and V. G. Shengurov, *J. Phys.: Conference Series* **541**, 012026 (2014).