

Особенности выращивания лазерных структур InGaAs/GaAs/AlGaAs методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках Ge/Si

© Н.В. Байдусь¹, В.Я. Алешкин^{1,2}, А.А. Дубинов^{1,2}, К.Е. Кудрявцев^{1,2}, С.М. Некоркин¹,
А.В. Новиков^{1,2}, Д.А. Павлов¹, А.В. Рыков¹, А.А. Сушков¹, М.В. Шалеев^{1,2},
П.А. Юнин^{1,2}, Д.В. Юрасов^{1,2}, А.Н. Яблонский^{1,2}, З.Ф. Красильник^{1,2}

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
603950 Нижний Новгород, Россия

² Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: bnv@nifti.unn.ru

(Получена 15 мая 2017 г. Принята к печати 31 мая 2017 г.)

Исследован рост лазерных структур InGaAs/GaAs/AlAs методом МОС-гидридной эпитаксии при низком давлении на подложках Si(001) с эпитаксиальным метаморфным буферным слоем Ge разной толщины. Представлены результаты влияния на кристаллическое и оптическое качество формируемых A^{III}B^V структур температуры роста и встраивания на границе с Ge/Si(001) подложкой дополнительных слоев AlAs. Демонстрировано, что встраивание AlAs/GaAs/AlAs решетки на начальных этапах роста A^{III}B^V гетероструктур на Ge буферных слоях, выращенных на неотклоненных Si(001) подложках, позволяет значительно снизить плотность прорастающих дефектов и, как следствие, формировать эффективно излучающие лазерные структуры. Показана возможность выращивания на Si(001) подложках напряженных квантовых ям InGaAs, демонстрирующих стимулированное излучение в области длин волн больше 1100 нм.

DOI: 10.21883/FTP.2017.11.45115.32

1. Введение

Переход к оптическим межсоединениям в высокопроизводительных процессорах может быть осуществлен с использованием гибридных A^{III}B^V гетеролазеров, совместимых с современной кремниевой КМОП технологией [1]. Существующие технологии изготовления кремниевых процессоров развиты для точно ориентированных подложек Si(001) с отклонением, не превышающим 0.5°. Поэтому для интеграции A^{III}B^V лазеров с кремниевым резонатором на чипе предпочтительным является использование точно ориентированных подложек Si(001). В данной работе представлены результаты оптимизации начальных стадий роста A^{III}B^V структур на Ge релаксированных буферах, выращенных на неотклоненных Si(001) подложках. Также проведено исследование влияния толщины германиевого слоя на кристаллическое и оптическое качество выращенных на нем A^{III}B^V структур.

2. Методика эксперимента

Ge/Si(001) виртуальные подложки были выращены на сверхвысоковакуумной установке молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) Riber SIVA-21 на неотклоненных Si(001) подложках (отклонение от ориентации (001) менее 0.5°) по методике так называемого „двухстадийного“ роста [2,3]. Температура контролировалась с помощью откалиброванной термопары [4] и специализированного инфракрасного пирометра IMPAC IS 12. Si и Ge осаждались с помощью электронно-лучевых испарителей. Контроль состояния поверхности осуществлялся в процессе

эпитаксии с помощью системы дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Морфология поверхности выращенных Ge буферов исследовалась с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе NTEGRA Prima. Кристаллическое качество образцов исследовалось с помощью рентгенодифракционного (РД) анализа, а также с помощью метода селективного травления дефектов [5]. Толщины Ge-слоев, используемых для роста лазерных структур в данной работе, составляли 1 мкм (структура 1) и 300 нм (структура 2). Подробное описание роста Ge-слоев представлено в работе [6]. Единственное отличие от параметров роста, приведенных в [6], состояло в сокращенном постростовом отжиге структуры 2 — ($T = 850^\circ\text{C}$, $t = 1$ мин) · 3 повторения — в целях снижения проникновения Si из подложки в тонкий слой Ge.

Рост лазерных гетероструктур на полученных „виртуальных“ Ge/Si-подложках проводился в установке МОС-гидридной эпитаксии AIX 200RF при низком давлении (100 мбар). Источниками элементов являлись триметилгаллий, триметилалюминий, триметилиндий и арсин. Перед началом роста проводился 5-минутный отжиг Ge/Si-подложки в потоке H₂ и AsH₃ при 670°C.

В лазерных структурах (кроме толщины слоя Ge в Ge/Si-подложках) варьировались также режимы выращивания зародышевого A^{III}B^V слоя. Для образца А, выращенного на „виртуальной“ подложке 1, зародышевый 100 нм слой GaAs выращивался при температуре 450°C. Затем температура роста повышалась до 620°C, при которой выращивались GaAs буферный слой толщиной 0.5 мкм и лазерная структура с ограничивающими слоями AlGaAs толщиной 1 мкм и волноводом GaAs с тремя квантовыми ямами (КЯ)

Структурные характеристики Ge/Si(001) виртуальных подложек

Образец	Среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS) (13×13 мкм), нм	Ширина кривой качания Ge(004)	Плотность прорастающих дислокаций, см ⁻²
№ 1, толщина Ge-слоя = 1 мкм	1	0.059°	$\sim 10^7$
№ 2, толщина Ge-слоя = 300 нм	1.3	0.1°	$> 10^8$

InGaAs (доля индия — 0.18) толщиной по 10 нм. Для образца *B*, выращенного также на „виртуальной“ подложке 1, зародышевый слой состоял из чередующихся слоев AlAs (10 нм)/GaAs (50 нм)/AlAs (10 нм) и растился при высокой температуре (670°C) с низкой скоростью 0.33 нм/с. Остальная часть структуры растилась аналогично образцу *A*. Тонкий слой AlAs на границе раздела со слоем Ge, согласно [7], уменьшает взаимодиффузию атомов благодаря высокой энергии связи пары атомов Al–As. Образцы *C* (использована „виртуальная“ подложка 1) и *D* (использована „виртуальная“ подложка 2) выращивались в реакторе одновременно. Они отличались от образца *B* тем, что в активной области для увеличения длины волны излучения при температуре 600°C была выращена InGaAs КЯ с долей индия 0.4, толщиной 5 нм, близкой к критической

толщине псевдоморфного роста. Выращенные структуры исследовались с помощью РД анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-2100F с ускоряющим напряжением 200 кВ, и спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ).

3. Результаты и обсуждение

Параметры изготовленных Ge/Si(001)-буферов различной толщины приведены в таблице. Из таблицы видно, что снижение толщины Ge-буфера с 1000 до 300 нм привело, по данным селективного травления, к увеличению плотности прорастающих дислокаций практически на порядок, что согласуется с результатами, полученными в работе [6], для схожих параметров отжига. Однако среднеквадратичная шероховатость поверх-

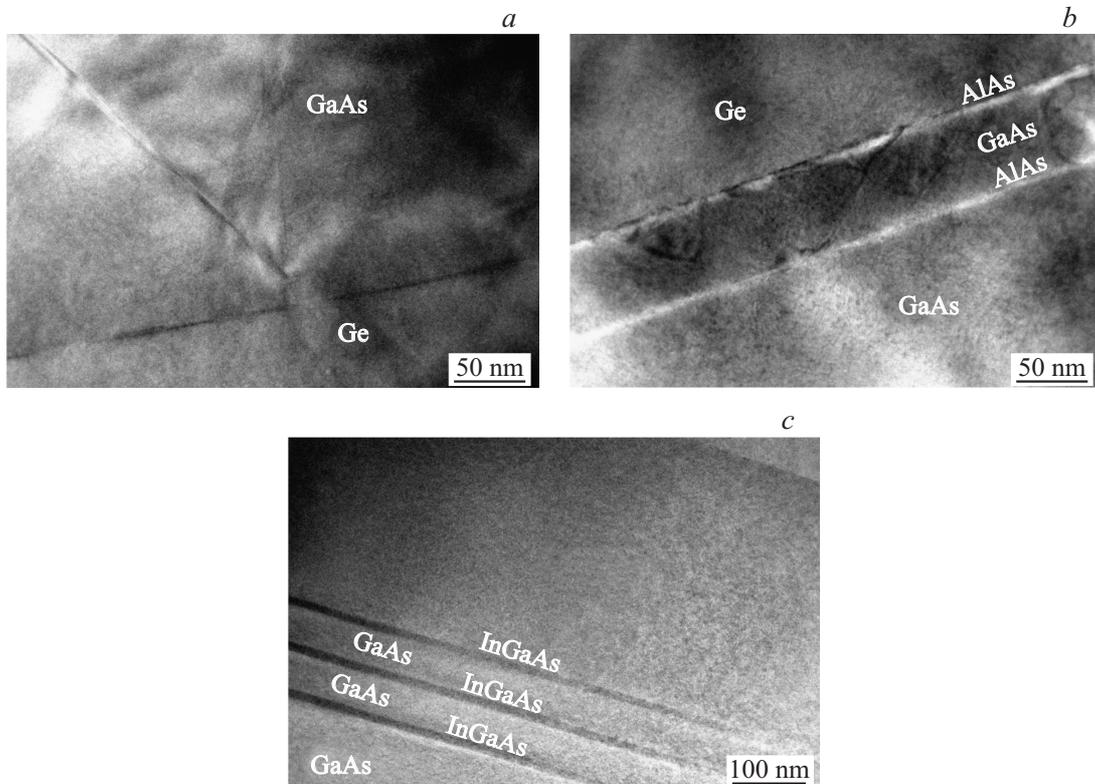


Рис. 1. ПЭМ-изображения поперечного сечения лазерных гетероструктур InGaAs/GaAs/AlGaAs, выращенных на буферном слое Ge на подложке Si: *a* — гетерограница GaAs/Ge для образца *A*, *b* — гетерограница со слоями AlAs/GaAs/AlAs для образца *B*, *c* — активная область с тремя КЯ InGaAs/GaAs образца *B*.

ности Ge-буферов при этом увеличилась незначительно (с 1 до 1.3 нм), что отчасти может быть связано с уменьшенным суммарным временем выдержки при повышенной температуре при циклическом отжиге. Необходимо отметить, что заметно возросшая ширина кривой качания при уменьшении толщины Ge-буфера не может однозначно свидетельствовать о сильном ухудшении его кристаллического качества. Это связано с тем, что при уменьшении толщины Ge-слоя более важным фактором, вносящим вклад в увеличение ширины кривой качания, помимо дефектов кристаллической структуры, становится диффузионное Si/Ge перемешивание при отжиге. Косвенным подтверждением этого является тот факт, что ширины кривых качания толстых $A^{III}B^V$ слоев, формируемых на Ge-буферах различной толщины, близки друг к другу: $\sim 0.07^\circ$ для GaAs слоя, выращенного на 1 мкм Ge-буфере и $\sim 0.08^\circ$ — на 0.3 мкм.

ПЭМ исследования показали, что в образце *A*, в котором GaAs-слой выращивается непосредственно на Ge-буфере, дефекты, образующиеся на гетерогранице GaAs/Ge (рис. 1, *a*), распространяются через всю структуру вплоть до поверхности. В то же время в образце *B*, в котором рост $A^{III}B^V$ структуры начинался с AlAs/GaAs/AlAs решетки, большинство дефектов запирается между слоями AlAs и не проходит дальше (рис. 1, *b*). В результате последующие слои и активная область с КЯ InGaAs/GaAs содержат значительно более низкую концентрацию структурных дефектов (рис. 1, *c*).

Сравнение спектров ФЛ образцов *A* и *B* свидетельствует (рис. 2) о том, что введение слоев AlAs на границу раздела с Ge-буфером позволяет заметно увеличить интенсивность сигнала ФЛ от InGaAs/GaAs КЯ при комнатной температуре, что подтверждает высокое оптическое качество этих структур. Результаты исследований лазера с электрической накачкой, изготовленного из структуры *B*, приведены в [8]. Увеличение доли In в InGaAs КЯ с $x = 0.18$ до 0.4 (образец *C*) позволило по-

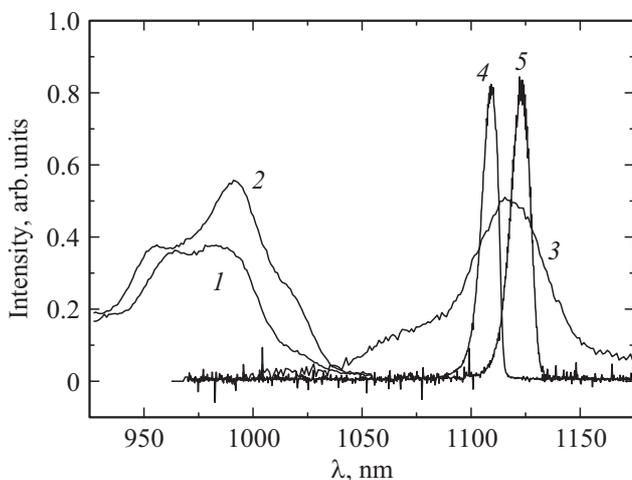


Рис. 2. Спектры ФЛ образцов *A* (1), *B* (2), *C* (3) и спектры стимулированного излучения образцов *C* (4) и *D* (5). Все спектры измерены при комнатной температуре.

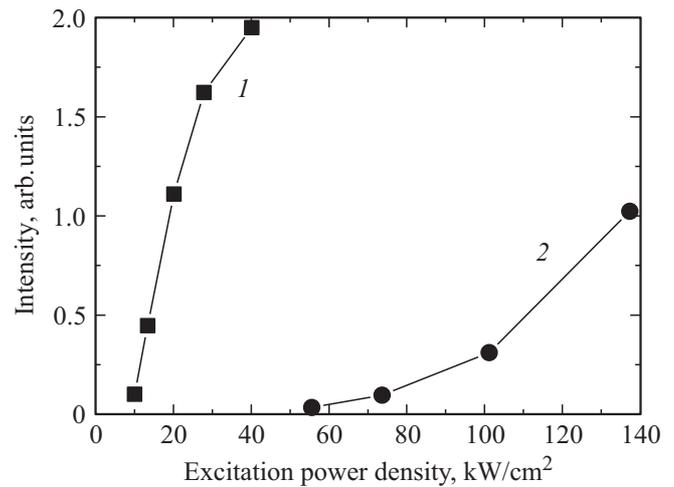


Рис. 3. Зависимости интенсивности излучения лазерных структур при оптической накачке от плотности мощности возбуждения для структур *C* (1) и *D* (2). Измерения выполнены при комнатной температуре.

лучить сигнал ФЛ с достаточно высокой интенсивностью на длине волны больше 1100 нм (кривая 3 на рис. 2). Это указывает на возможность создания гибридного $A^{III}B^V$ лазера с квантовыми ямами на неотклоненной Ge/Si-подложке, работающего в окне прозрачности объемного кремния.

Также на рис. 2 приведены при оптической накачке спектры стимулированного излучения лазерных гетероструктур *C* и *D*, отличающихся только толщиной буферного слоя Ge. Отметим, что, несмотря на то что образцы *C* и *D* были выращены в одном ростовом цикле, длина волны стимулированного излучения образца с „тонким“ слоем Ge составила 1123 нм, а с „толстым“ слоем Ge — 1110 нм. Несмотря на незначительные различия в интенсивности ФЛ при 300 К образцов *C* и *D*, для них наблюдается значительное (в 6 раз) различие в пороговой плотности мощности возбуждения стимулированного излучения (рис. 3). Пороговая плотность мощности возбуждения составила 10 и 60 кВт/см² для образцов *C* и *D* соответственно.

Увеличение величины плотности мощности возбуждения с уменьшением толщины слоя германия можно объяснить увеличением плотности дефектов в активной области, которые увеличивают темп безызлучательной рекомбинации. Разница в положениях пиков линий генерации структур *C* и *D* соответствует разнице в доле индия в квантовых ямах примерно в 1% (при одинаковой их толщине), что может быть связано с небольшой разницей в условиях роста этих структур (например, градиентом температуры на подложкодержателе).

4. Заключение

Таким образом, в работе изучены закономерности выращивания лазерных гетероструктур на буферных

слоях германия разной толщины и с применением разных режимов роста начальных стадий полупроводников $A^{III}B^V$. Было продемонстрировано, что использование буферного слоя, состоящего из чередующихся слоев AlAs и GaAs, приводит к значительному уменьшению концентрации дефектов в $A^{III}B^V$ лазерных структурах, выращенных методом МОС-гидридной эпитаксии на Ge/Si(001) виртуальных подложках. Кроме того, показано, что уменьшение толщины слоя Ge с 1000 до 300 нм приводит к некоторому ухудшению кристаллического качества лазерной структуры и к значительному увеличению пороговой плотности мощности возбуждения.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 14-12-00644).

Список литературы

- [1] D. Liang, A.W. Fang, J.E. Bowers. *Silicon lasers and photonic integrated circuits*. In: *Fibre Optic Communication. Key Devices*, Springer Series in Optical Sciences, v. 161, ed. by H. Venghaus, N. Grote (Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 2012) p. 625.
- [2] L. Colace, G. Masini, F. Galluzzi, G. Assanto, G. Capellini, L. Di Gaspare, E. Palange, F. Evangelisti. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 3175 (1998).
- [3] H.-C. Luan, D.R. Lim, K.K. Lee, K.M. Chen, J.G. Sandland, K. Wada, L.C. Kimerling. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 2909 (1999).
- [4] П.В. Волков, А.В. Горюнов, А.Ю. Лукьянов, А.Д. Тертышник, А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, Н.А. Байдакова, Н.Н. Михайлов, В.Г. Ремесник, В.Д. Кузьмин. *ФТП*, **46**, 1505 (2012).
- [5] L. Souriau, T. Atanasovac, V. Terzieva, A. Moussa, M. Caymax, R. Loo, M. Meuris, W. Vandervorst. *J. Electrochem. Soc.*, **155**, H677 (2008).
- [6] Д.В. Юрасов, А.И. Бобров, В.М. Данильцев, А.В. Новиков, Д.А. Павлов, Е.В. Скороходов, М.В. Шалеев, П.А. Юнин. *ФТП*, **49**, 1463 (2015).
- [7] C.K. Chia, J.R. Dong, D.Z. Chi, A. Sridhara, A.S.W. Wong, M. Suryana, G.K. Dalapati, S.J. Chua, S.J. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 141905 (2008).
- [8] V.Ya. Aleshkin, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, A.G. Fefelov, Z.F. Krasilnik, K.E. Kudryavtsev, S.M. Nekorkin, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, I.V. Samartsev, E.V. Skorokhodov, M.V. Shaleev, A.A. Sushkov, A.N. Yablonskiy, P.A. Yunin, D.V. Yurasov. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 061111 (2016).

Редактор Г.А. Оганесян

Features of InGaAs/GaAs/AlGaAs laser structure growing by MOCVD on Ge/Si substrates

N.V. Baidus¹, V.Ya. Aleshkin^{1,2}, A.A. Dubinov^{1,2}, K.E. Kudryavtsev^{1,2}, S.M. Nekorkin¹, A.V. Novikov^{1,2}, D.A. Pavlov¹, A.V. Rykov¹, A.A. Sushkov¹, M.V. Shaleev^{1,2}, P.A. Yunin^{1,2}, D.V. Yurasov^{1,2}, A.N. Yablonskiy¹, Z.F. Krasilnik^{1,2}

¹ Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

² Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The growth of InGaAs/GaAs/AlAs laser structures by the method of MOS hydride epitaxy at low pressure on Si(001) substrates with an epitaxial metamorphic Ge buffer layer of different thickness was investigated. The results of the influence on the crystalline and optical quality of the $A^{III}B^V$ generated structures of the growth temperature and the integration of additional layers of AlAs on the Ge/Si(001) interface on the substrate are presented. It has been demonstrated that the integration of AlAs/GaAs/AlAs lattices in the initial stages of growth of $A^{III}B^V$ heterostructures on Ge buffer layers grown on undefined Si(001) substrates allows to significantly reduce the density of germinating defects and, as a result, to form effectively emitting laser structures. The possibility of growth of InGaAs stressed quantum wells on Si(001) substrates showing stimulated emission in the wavelength region greater than 1100 nm is shown.