

Стимулированное излучение в диапазоне 1.3–1.5 мкм из квантовых ям AlGaInAs в гибридных светоизлучающих структурах A^{III}B^V на кремниевых подложках

© К.Е. Кудрявцев^{1,3}, А.А. Дубинов^{1,3}, В.Я. Алешкин^{1,3}, Д.В. Юрасов¹, П.В. Горлачук²,
Ю.Л. Рябоштан², А.А. Мармалюк², А.В. Новиков^{1,3}, З.Ф. Красильник¹

¹ Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

² АО «НИИ „Полюс“ им. М.Ф. Стельмаха»,
117342 Москва, Россия

³ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: konstantin@ipmras.ru

(Получена 25 апреля 2018 г. Принята к печати 7 мая 2018 г.)

Методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на „виртуальной подложке“ Ge/Si(100) с использованием буферных слоев GaAs и InP выращены „гибридные“, лазерные структуры с квантовыми ямами AlGaInAs. При оптической накачке полученных образцов достигнуто стимулированное излучение в диапазоне 1.3–1.5 мкм при температуре жидкого азота. Порог возникновения стимулированного излучения составил 30–70 кВт/см².

DOI: 10.21883/FTP.2018.11.46603.25

1. Введение

Прямой эпитаксиальный рост на кремниевых подложках гетероструктур на основе полупроводников A^{III}B^V является одним из наиболее интересных подходов к „гибридной“ интеграции светодиодных и лазерных структур в кремниевые оптоэлектронные схемы [1]. Серьезным препятствием при практической реализации данного подхода является различие параметров кристаллической решетки кремния и основных полупроводников A^{III}B^V, таких как GaAs и InP. Кроме этого, формирование на кремнии высококачественных структур A^{III}B^V осложняется антифазными дефектами, которые образуются при росте полярных материалов семейства A^{III}B^V на неполярном кремнии. В последние годы эти проблемы довольно успешно решаются за счет использования подложек Si(001), отклоненных от кристаллографического направления (001) на несколько градусов (далее — отклоненные Si-подложки), а также применения различных буферных слоев и дислокационных фильтров (см., например, [2]). Так, ранее было получено стимулированное излучение в диапазоне 0.95–1.1 мкм при комнатной температуре в структурах с квантовыми ямами (КЯ) InGaAs/AlGaAs/GaAs, выращенных как на отклоненных подложках Si(001) [3], позволяющих минимизировать формирование антифазных дефектов, так и на точно ориентированных подложках Si(001) [4], применяемых в современной микроэлектронике. Однако очевидным условием для возможности практического применения гибридных A^{III}B^V/Si-лазеров в кремниевой интегральной оптоэлектронике в сочетании с хорошо развитой элементной базой на основе кремниевых волноводов, модуляторов, фотоприемных и других

устройств [1,5,6] является разработка лазеров, излучающих в области прозрачности объемного кремния (длины волн $\lambda > 1.2$ мкм).

Для структур с КЯ InGaAs, выращенными на подложках GaAs и буферах, получение столь длинноволнового излучения требует формирования КЯ с высокой долей In (> 40%). Для таких сильно напряженных КЯ сложно избежать релаксации упругих напряжений на интерфейсе InGaAs/GaAs. Так, в работах [7,8] сообщалось о достижении в структурах с КЯ InGaAs/GaAs стимулированного излучения на длине волны 1.24 мкм, однако возможности дальнейшего продвижения в область длин волн 1.3–1.5 мкм, наиболее интересную практически, не ясны. Альтернативным и успешным подходом к реализации лазерных источников излучения диапазона 1.3–1.5 мкм стали гибридные структуры InGaAs/GaAs/Si с самоформирующимися квантовыми точками (КТ) InAs в качестве активной среды [9,10]. Однако необходимо отметить, что все реализованные к настоящему времени лазеры на основе структур с КТ InAs на кремниевых подложках были изготовлены исключительно методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ). Метод МПЭ характеризуется значительно меньшей производительностью в сравнении с методами газофазной эпитаксии (ГФЭ), что является серьезным препятствием на пути к практическому использованию рассматриваемых лазеров в интегральной кремниевой оптоэлектронике. В случае же ГФЭ, хотя и показана возможность получения структур с КТ InAs на кремниевых подложках и получена интенсивная спонтанная эмиссия на межзонных переходах в КТ InAs (см., например, [11,12]), в литературе не приводится данных о достижении в подобных структурах стимулированно-

Таблица 1. Типичная ростовая схема исследуемых в работе лазерных структур, выращенных на подложках Si

In _{0,5} Al _{0,5} As		50 нм	покровный слой
In _{0,5} Al _{0,5-x} Ga _x As → In _{0,5} Al _{0,5} As		50 нм	ограничительные слои
In _{0,5} Al _{0,5-x} Ga _x As		50 нм	
×6	КЯ InAlGaAs	4,5 нм	активная область: КЯ и барьерные слои
	In _{0,5} Al _{0,5-x} Ga _x As	12 нм	
In _{0,5} Al _{0,5} As → In _{0,5} Al _{0,5-x} Ga _x As		50 нм	ограничительные слои
In _{0,5} Al _{0,5} As		100 нм	
InP		2–4 мкм	релаксированный буферный слой для формирования КЯ InAlGaAs с высоким содержанием In (> 50%)In
GaAs		~ 1 мкм	решеточно-согласованный с подложкой Ge/Si буферный слой для перехода к росту полярных соединений A ^{III} B ^V
×10	Al _{0,5} Ga _{0,5} As	10 нм	решетка для уменьшения концентрации прорастающих дефектов и подавления взаимодиффузии Ge и Ga/As
	AlAs	10 нм	
Ge		~ 1 мкм	„виртуальная подложка“ Ge/Si для уменьшения рассогласования параметров кристаллической решетки решетки GaAs и Si
Si(100)		подложка	

го излучения. В то же время хорошо известно, что метод ГФЭ позволяет получать лазерные структуры с КЯ InAlGaAs, излучающие в диапазоне 1.3–1.55 мкм, на подложках InP [13]. Препятствием для интеграции подобных структур на кремниевых подложках является большое (~ 8%) рассогласование параметров кристаллической решетки InP и Si (для сравнения: рассогласование решеток GaAs и Si составляет ~ 4%). Ранее сообщалось о формировании „гибридных“ лазерных структур как посредством прямого эпитаксиального роста на отклоненных кремниевых подложках с использованием буферного слоя GaAs [14,15], так и при эпитаксии на искусственных подложках InP/Si, полученных методом сращивания (bonding) [16].

В данной работе представлены первые результаты по формированию методом ГФЭ лазерных структур с КЯ InAlGaAs/InP на подложках Si(100) с использованием буферных слоев Ge и GaAs и исследованию излучательных свойств таких структур. За счет применения различных типов подложек сопоставлено влияние антифазных дефектов и дефектов, связанных с релаксацией упругих напряжений, на люминесцентные свойства выращенных структур.

2. Формирование исследуемых структур

Исследуемые лазерные структуры A^{III}B^V выращивались методом газовой эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ). Типичная ростовая схема лазерной структуры приведена в табл. 1. Последователь-

ность осаждения различных буферных слоев определялась необходимостью решения проблемы рассогласования параметров кристаллических решеток материалов активной области (на основе КЯ InAlGaAs с долей In ~ 53%) и кремния, а также минимизации влияния антифазных дефектов, возникающих при росте полярных материалов A^{III}B^V на кремнии.

Получение лазерных структур начиналось с формирования методом МПЭ на подложках Si(001) релаксированного Ge-буфера с использованием двухстадийной методики роста [17,18] и циклического отжига [19]. Полученные „искусственные подложки“, Ge/Si(001) характеризуются плотностью дислокаций на уровне 10⁷ см⁻², среднеквадратичной шероховатостью поверхности < 1 нм [19] и позволяют решить проблему рассогласования кристаллических решеток Si и GaAs. При этом для роста Ge-буферов использовались как отклоненные, так и точно ориентированные подложки Si(001). Наряду с описанными подложками Ge/Si для роста лазерных структур использовались и подложки GaAs. Такой выбор подложек имел целью оценить отдельно влияние формирования антифазных дефектов и дефектов, обусловленных рассогласованием решеток осажденных слоев, на свойства получаемых лазерных структур.

Далее на подложках Ge/Si(001) или GaAs методом МОГФЭ формировались исследуемые лазерные структуры A^{III}B^V. Их формирование можно условно разделить на три этапа. Рост A^{III}B^V-структур начинался с осаждения 10-периодной решетки AlAs/AlGaAs, которая позволяет значительно снизить количество прорастающих дефектов и предотвратить взаимную диффузию Ge и Ga/As [20], а также буферного слоя GaAs толщи-

ной ~ 1 мкм. Выращивание решетки AlAs/AlGaAs и слоя GaAs на решеточно-согласованном буфере Ge/Si(001) позволяло осуществить переход от роста неполярного материала к росту полярных соединений $A^{III}B^V$. На следующем этапе выращивался толстый (2–4 мкм) релаксированный слой InP, который обеспечивал переход к большему параметру кристаллической решетки и позволял сформировать активную область структуры на основе напряженных КЯ AlGaInAs с высокой долей In ($> 53\%$). Были изучены несколько конструкций промежуточных буферных слоев при переходе от GaAs к InP. Лучшие результаты по морфологии поверхности (наименьшая шероховатость) и интенсивности люминесценции получаемых структур были достигнуты при использовании низкотемпературного (500°C) буферного слоя InP с последующим его наращиванием слоем InP при более высокой температуре (650°C). На заключительном этапе формировалась непосредственно активная область лазерной структуры, которая состояла из решеточно-согласованных с InP ограничительных слоев $\text{Al}_{0.48}\text{In}_{0.52}\text{As}$ и барьерных слоев $\text{In}_{0.53}\text{Al}_x\text{Ga}_{0.47-x}\text{As}$, напряженных КЯ AlGaInAs с долей In $> 53\%$ (см. табл. 1). Используемая ростовая схема активной области является стандартным решением, хорошо отработанным при выращивании лазерных структур на подложках InP [13]. Структуры $A^{III}B^V$, выращиваемые методом МОГФЭ, формировались на всех типах подложек (на Ge-буферах, выращенных на отклоненных и точно ориентированных подложках Si(001), а также на подложках GaAs) в одном ростовом цикле.

Характеризация структурных свойств выращенных образцов проводилась на основе данных рентгеновской дифракции (дифрактометр ДРОН-8) и анализа морфологии их поверхности, получаемых методом атомно-силовой микроскопии (АСМ, микроскоп NTEGRA Prima, NT-MDT).

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

По данным АСМ, наименьшую шероховатость поверхности имели структуры, выращенные на подложках GaAs, для них наблюдалась средняя квадратичная шероховатость (RMS) на уровне ~ 5 нм. Для структур, выращенных на отклоненных подложках Ge/Si, эта величина была несколько больше и составила ~ 10 нм. Для образцов же, выращенных на точно ориентированных подложках Ge/Si(001), на поверхности наблюдались дефекты в виде канавок глубиной > 100 нм, отражающие формирование антифазных дефектов. Из-за образования канавок RMS структур, выращенных на точно ориентированных подложках Ge/Si(001), значительно превосходит значения, типичные для структур, сформированных на других подложках. Характер поверхности образца при этом схож с наблюдаемым при росте на подложках Ge/Si(001) структур AlGaAs/GaAs [4].

Проведенные методом рентгеновской дифракции исследования показали полную релаксацию упругих напряжений в буфере InP. При этом структуры, выращенные на точно ориентированных подложках Si(001), характеризуются наибольшей шириной рентгеновской кривой качания вблизи пика InP (0.111°), что отражает формирование в таких структурах антифазных дефектов. Структуры же, выращенные на подложках GaAs и на отклоненной подложке Si(001), не имеющие, по данным АСМ, антифазных дефектов, имеют заметно меньшую ширину кривой качания ($\sim 0.096^\circ$). Для этих структур по уширению рентгеновского дифракционного пика на карте обратного пространства была оценена плотность дислокаций в слое InP и рабочих слоях лазерной гетероструктуры. Оценка плотности прорастающих дефектов была выполнена в приближении мозаичного кристалла [21] и составила $\sim 5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ для структур, выращенных по подложке GaAs, и всего вдвое больше для образцов, выращенных на отклоненных подложках Si с релаксированным буфером Ge. Таким образом, использование релаксированного Ge-буфера позволяет в значительной мере решить проблему рассогласования кристаллических решеток при росте структур InGaAlAs/InP на кремниевых подложках.

Для исследования излучательных свойств изготовленных образцов применялась стандартная методика фотолюминесценции (ФЛ). Возбуждение ФЛ осуществлялось на длине волны 800 нм как в непрерывном, так и в импульсном режиме; источником мощного импульсного излучения была система на основе твердотельного лазера LQ529 и параметрического генератора света LP601 (ООО „Солар“, Минск). Сигнал ФЛ собирался с поверхности либо с торца исследуемой структуры, анализировался решеточным монохроматором и детектировался фотоприемником на основе InGaAs-диодной линейки (Princeton Instruments OMA-V).

Спектры ФЛ полученных гибридных структур, измеренные при температурах $T = 77$ и 300 К в условиях слабой накачки (при возбуждении непрерывным лазером), приведены на рис. 1. Независимо от типа используемой подложки все исследуемые структуры показали интенсивный сигнал люминесценции в области длин волн 1.1–1.5 мкм. В то же время наблюдаемые линии излучения были весьма широкими — типичная ширина линии спонтанной ФЛ при $T = 77$ К составила $\sim (50–70)$ нм для структур на подложках GaAs и до $\sim (100–120)$ нм для структур на точно ориентированных подложках Si. Это свидетельствует о значительной неоднородности формируемого массива КЯ AlGaInAs/InP, причем для структур на подложках Ge/Si эта неоднородность выше. Большая спектральная ширина сигнала ФЛ от структур AlGaInAs/InP, сформированных на подложках Si, может быть связана как с большей неоднородностью КЯ по сравнению со структурами, выращенными на подложках GaAs, так и с большим вкладом дефектной люминесценции. Отметим, что во всех приведенных спектрах

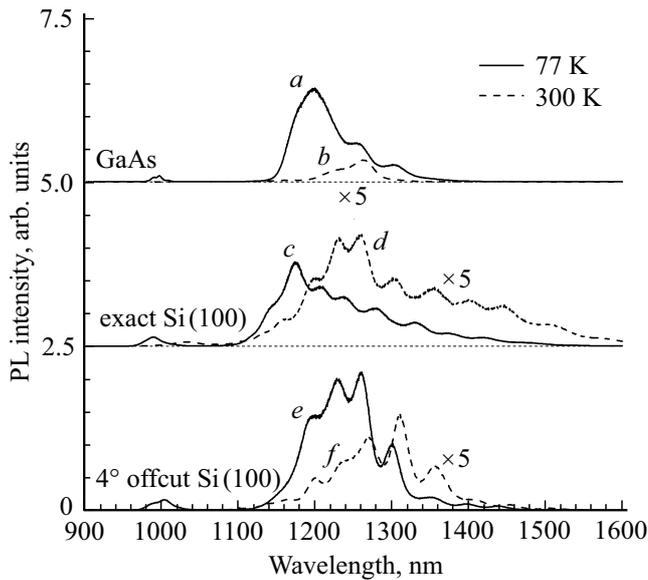


Рис. 1. Спектры спонтанной ФЛ (PL) лазерных структур, выращенных на подложке GaAs (*a, b*) и искусственных подложках Ge/Si, сформированных на точно ориентированной (*c, d*) и отклоненной (*e, f*) подложках Si(001). Температура измерений $T = 77\text{ K}$ (*a, c, e*) и 300 K (*b, d, f*). Плотность мощности непрерывной накачки $\sim 5\text{ Вт/см}^2$ (800 нм). Спектры разнесены по вертикали для наглядности.

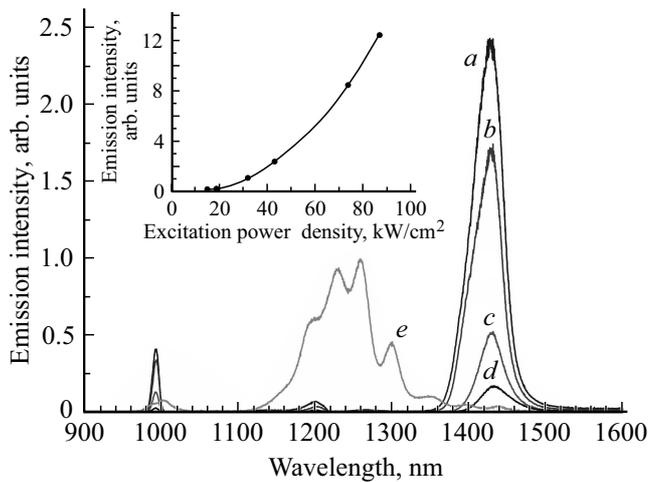


Рис. 2. Спектры излучения лазерной структуры (4893-3 в табл. 2), выращенной на отклоненной подложке Si(001), в условиях интенсивной накачки. Температура измерений $T = 77\text{ K}$. Плотность мощности накачки, кВт/см^2 : *a* — 87, *b* — 74, *c* — 43, *d* — 32. Для сравнения приведен спектр ФЛ в условиях слабого возбуждения (*e*). На вставке — зависимость интегральной интенсивности полосы излучения вблизи $1.4\text{--}1.45\text{ мкм}$ от плотности мощности накачки.

спонтанной ФЛ имеется выраженная интерференционная картина, обусловленная переотражением излучения на границе выращенной $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ -структуры с подложкой (для активной области лазерной структуры и буферного слоя InP показатель преломления составляет $n \approx 3.1$,

для применяемых подложек Ge $n_{\text{Ge}} \approx 4.2$, для GaAs $n_{\text{GaAs}} \approx 3.5$). При этом наблюдаемый в спектрах ФЛ период модуляции хорошо соответствует оптической толщине выращенной структуры с учетом буферных слоев.

При значительном увеличении плотности мощности оптической накачки (в условиях импульсного возбуждения) наблюдались качественные изменения в виде спектров излучения исследуемых структур (при температуре $T = 77\text{ K}$). Так, для образца, выращенного на отклоненной подложке Si(001), спектры излучения, полученные в условиях мощной накачки, приведены на рис. 2. Спектры *a–d* на рис. 2 зарегистрированы при сборе излучения с торца структур. Следует отметить следующие обстоятельства. Во-первых, наблюдается существенное сужение спектра излучения по сравнению со случаем слабого возбуждения (спектр *e* приведен не в масштабе). Ширина линии излучения в условиях интенсивной накачки составила $\sim (30\text{--}35)\text{ нм}$ в сравнении с величиной $70\text{--}100\text{ нм}$ при слабой накачке. Во-вторых, имеет место резкий рост интенсивности ФЛ, а зависимость интегральной ФЛ от плотности мощности накачки имеет выраженный пороговый характер (см. вставку на рис. 2). Наконец, необходимо отметить, что сужение линии и пороговый рост интенсивности ФЛ наблюдаются только при регистрации излучения с торца исследуемой структуры. В случае же регистрации излучения с поверхности образца по мере увеличения плотности мощности возбуждения наблюдается, напротив, уширение спектра ФЛ при „заливке“ более энергетичных состояний в КЯ, а зависимость ФЛ от мощности накачки является сублинейной. Указанные факторы позволяют сделать вывод о реализации в условиях импульсной накачки стимулированного излучения на межзонных переходах в КЯ AlGaInAs.

Данные по наблюдению СИ в серии исследованных образцов сведены в табл. 2. Наиболее длинноволновое СИ ($\lambda = 1430\text{ нм}$ при $T = 77\text{ K}$) было получено для ла-

Таблица 2. Характеристики стимулированного излучения в серии исследованных образцов (приведены ростовые номера образцов и тип применяемых подложек, центральная длина волны и порог возникновения стимулированного излучения)

Образец	Подложка	Длина волны СИ, нм	Порог СИ, кВт/см^2
4893-3	Ge/Si, 4° offcut	1430	~ 30
4893-4	Ge/Si	1360	~ 70
4886-2	GaAs	1360	~ 30
4809-2*	Ge/Si	1250	~ 110
4809-1*	GaAs	1280	~ 25
4808-2*	Ge/Si	1330	~ 60
4808-1*	GaAs	1145	~ 8

Примечание. * толщина буферного слоя InP в данных образцах $\sim 2\text{ мкм}$, в остальных $\sim 4\text{ мкм}$. Температура измерений $T = 77\text{ K}$.

зерных структур, выращенных на отклоненных подложках Si; при этом порог стимулированного излучения оценивается на уровне ~ 30 кВт/см². Для структур, выращенных на точно ориентированных подложках Si(001), наблюдалось лишь значительно более коротковолновое СИ (в диапазоне 1250–1360 нм) с более высоким порогом возникновения СИ (на уровне 70–100 кВт/см²). Отметим также, что для структур, выращенных на точно ориентированных подложках Ge/Si и подложках GaAs, которых наблюдается СИ на близких длинах волн, порог возникновения СИ был значительно меньше в структурах, сформированных на подложках GaAs. Большие пороговые мощности возникновения СИ в образцах, выращенных на не отклоненных подложках Ge/Si(001), вызваны влиянием антифазных дефектов, возникающих при эпитаксиальном росте полярных материалов на кремнии. В то же время здесь необходимо еще раз отметить, что структуры, выращенные на различных типах подложек, характеризуются схожей интегральной интенсивностью ФЛ и различаются в большей степени шириной спектров спонтанного излучения (см. рис. 1). Неоднородное уширение спектральных линий, возникающее за счет флуктуаций ширин и составов формируемых КЯ, может оказывать решающее влияние на условия реализации стимулированного излучения в рассматриваемых структурах. В то же время исследований представленной в настоящей работе ограниченной серии образцов недостаточно для корректного обсуждения данного вопроса.

В целом следует отметить высокие пороговые мощности возникновения СИ, что указывает на значительную дефектность получаемых гибридных структур. Об этом свидетельствует и тот факт, что в большинстве случаев СИ развивалось практически одновременно на двух длинах волн, соответствующих межзонным переходам в КЯ AlGaInAs с высоким содержанием In и межзонным переходам в барьерных слоях In_{0,53}Al_xGa_{0,47-x}As. В то же время спектральная ширина наблюдаемой линии стимулированного излучения весьма велика и составляет $\sim (30-40)$ нм, а максимум этой линии находится в области длинных волн далеко от максимума спонтанной ФЛ. Указанные факторы позволяют рассчитывать на значительное уменьшение порога СИ и повышение температуры, при которой может быть реализовано СИ в рассматриваемых гибридных лазерных структурах, при условии формирования более однородного массива КЯ в выращиваемых образцах.

Таким образом, в работе реализованы „гибридные“ лазерные структуры с квантовыми ямами InAlAs/AlGaInAs на кремниевых подложках. При оптической накачке изготовленных структур при температуре жидкого азота получено стимулированное излучение в диапазоне 1.3–1.5 мкм. Порог возникновения стимулированного излучения для структур, выращенных на подложках Si с различным отклонением от ориентации (001), составил 30–70 кВт/см².

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант #14-12-00644) на оборудовании УСУ „Фемтоспектр“ Центра коллективного пользования ИФМ РАН.

Список литературы

- [1] G. Roelkens, A. Abassi, P. Cardile et al. *Photonics*, **2** (3), 969 (2015).
- [2] E. Tournie, L. Cerutti, J.-B. Rodriguez, H. Liu, J. Wu, S. Chen. *MRS Bulletin*, **41**, 218 (2016).
- [3] J. Wang, X. Ren, C. Deng, H. Hu, Yu. He, Zh. Cheng, H. Ma, Q. Wang, Y. Huang, X. Duan, X. Yan. *J. Lightwave Technol.*, **33**, 3163 (2015).
- [4] 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).
- [5] R. Soref. *Silicon*, **2** (1), 1 (2010).
- [6] P. Dong, Y.-K. Chen, G.-H. Duan, D.T. Neilson. *Nanophotonics*, **3** (4-5), 215 (2014).
- [7] L.W. Sung, H.H. Lin. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 1107 (2003).
- [8] P. Sundgren, J. Berggren, P. Goldman, M. Hammar. *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 071104 (2005).
- [9] A.Y. Liu, C. Zhang, J. Norman, A. Shyder, D. Lubyshev, J.M. Fastenau, A.W.K. Liu, A.C. Gossard, J.E. Bowers. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 041104 (2014).
- [10] S. Chen, W. Li, J. Wu, Q. Jiang, M. Tang, S. Shutts, S.N. Elliott, A. Sobiesierski, A.J. Seeds, I. Ross, P.M. Snowton, H. Liu. *Nature Photonics*, **10**, 307 (2016).
- [11] H. Liu, Q. Wang, J. Chen, K. Liu, X. Ren. *J. Cryst. Growth*, **455**, 168 (2016).
- [12] R.A. Salii, N.A. Kalyuzhnyy, N.V. Kryzhanovskaya, M.V. Maximov, S.A. Mintairov, A.M. Nadtochiy, V.N. Nevedomskiy, A.E. Zhukov. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **816**, 012024 (2017).
- [13] С.О. Слипченко, А.В. Лютецкий, Н.А. Пихгин, Н.В. Фетисова, А.Ю. Лешко, Ю.А. Рябоштан, Е.Г. Голикова, И.С. Тарасов. *Письма ЖТФ*, **29** (3), 65 (2003).
- [14] M. Razeghi, M. Defour, R. Blondeau, F. Omnes, P. Maurel, O. Acher, F. Brillouet, J.C.C. Fan, J. Salerno. *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 2389 (1988).
- [15] M. Sugo, H. Mori, M. Tachikawa, Y. Itoh, M. Yamamoto. *Appl. Phys. Lett.*, **57**, 593 (1990).
- [16] K. Matsumoto et al. *Appl. Phys. Express*, **9**, 062701 (2016).
- [17] L. Colace, G. Mastini, F. Galluzzi, G. Assanto, G. Capellini, L. Di Gaspare, E. Palange, F. Evangelisti. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 3175 (1998).
- [18] 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).
- [19] 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).
- [20] В.Я. Алешкин, Н.В. Байдусь, А.А. Дубинов, З.Ф. Красильник, С.М. Некоркин, А.В. Новиков, А.В. Рыков, Д.В. Юрасов, А.Н. Яблонский. *ФТП*, **51**, 695 (2017).
- [21] P.F. Fewster. *X-ray Scattering from Semiconductors and Other Materials*, 3rd edn (World Scientific Publishing Co, Singapore, 2015).

Редактор Л.В. Шаронова

Stimulated emission in the 1.3–1.5 μm spectral range from hybrid AlGaInAs/InP quantum well heterostructures grown on Si substrates

*K.E. Kudryatvsev^{1,3}, A.A. Dubinov^{1,3},
V.Ya. Aleshkin^{1,3}, D.V. Yurasov^{1,3},
P.V. Gorlachuk², Yu.L. Ryaboshtan²,
A.A. Marmalyuk², A.V. Novikov^{1,3}, Z.F. Krasilnik¹*

¹ Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

² „Polyus“ Research Institute
of M.F. Stelmakh Joint Stock Company,
117342 Moscow, Russia

³ Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract Hybrid laser structures with AlGaInAs quantum wells were grown by the metalloorganic vapor phase epitaxy on Ge/Si(100) „virtual substrates,“ using GaAs and InP buffer layers. The obtained samples have demonstrated stimulated emission in the spectral range 1.3–1.5 μm under optical pumping at the liquid nitrogen temperature. Stimulated emission threshold of 30–70 kW/cm^2 has been registered.