

Вертикально-излучающие лазеры спектрального диапазона 1.55 мкм, изготовленные по технологии спекания гетероструктур, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии из твердотельных источников

© С.А. Блохин¹, В.Н. Неведомский¹, М.А. Бобров¹, Н.А. Малеев¹, А.А. Блохин², А.Г. Кузьменков², А.П. Васильев², С.С. Рочас³, А.В. Бабичев^{3,4}, А.Г. Гладышев^{3,4}, И.И. Новиков³, Л.Я. Карачинский^{1,3,4}, Д.В. Денисов⁵, К.О. Воропаев^{6,7}, А.С. Ионов⁷, А.Ю. Егоров³, В.М. Устинов²

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, 197101 Санкт-Петербург, Россия

⁴ ООО „Коннектор Оптик“, 194292 Санкт-Петербург, Россия

⁵ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова (Ленина), 197376 Санкт-Петербург, Россия

⁶ Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого, 173003 Великий Новгород, Россия

⁷ АО „ОКБ-Планета“, 173004 Великий Новгород, Россия

E-mail: blokh@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 10 июня 2020 г.

В окончательной редакции 17 июня 2020 г.

Принята к публикации 17 июня 2020 г.

Представлены результаты исследований и оптимизации условий формирования гетероинтерфейсов типа GaAs–InGaAsP при использовании прямого межмолекулярного соединения (спекания) пластин с гетероструктурой активной области на подложке InP и распределенных брэгговских отражателей на подложках GaAs в процессе изготовления гибридных гетероструктур длинноволновых вертикально-излучающих лазеров. Гетероструктуры выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии из твердотельных источников. Показано, что в случае неполного удаления оксидных пленок при подготовке пластин перед спеканием и (или) наличии адсорбированной воды на соединяемых поверхностях пластин интерфейс спекания содержит большое количество аморфных внедрений, по всей видимости, связанных с оксидами элементов III группы. Оптимизация режимов формирования зарощенного туннельного перехода, формируемого на поверхности гетероструктуры на пластине InP, позволила снизить шероховатость поверхности до 1 нм и обеспечить толщину интерфейса спекания GaAs–InGaAsP не более 5 нм, при этом дислокации или другие протяженные дефекты в области гетероинтерфейсов спекания не обнаружены. Для созданных по разработанной технологии гибридных гетероструктур и кристаллов вертикально-излучающих лазеров спектрального диапазона 1.55 мкм характерна эффективная лазерная генерация при непрерывной накачке в широком температурном диапазоне, что свидетельствует о высоком оптическом качестве гетероинтерфейсов спекания в структуре вертикально-излучающего лазера.

Ключевые слова: вертикально-излучающий лазер, спекание пластин, молекулярно-пучковая эпитаксия, просвечивающая электронная микроскопия.

DOI: 10.21883/FTP.2020.10.49947.9463

1. Введение

Полупроводниковые вертикально-излучающие лазеры (ВИЛ, англ. — vertical-cavity surface-emitting laser, VCSEL) представляют собой перспективный вариант компактных маломощных быстродействующих лазерных излучателей для применения в оптоволоконных системах связи, сенсорах и газовых датчиках различного типа [1]. В отличие от массово производимых ВИЛ

ближнего инфракрасного (ИК) диапазона на основе системы материалов InAlGaAs/GaAs развитие технологии длинноволновых (> 1.25 мкм) ВИЛ сопряжено с преодолением ряда фундаментальных ограничений, присущих системам материалов InAlGaAsP/InP и InAlGaAs/GaAs. Наиболее перспективным направлением является применение гибридных конструкций ВИЛ с инжекцией носителей заряда через внутривибронаторные контактные слои *n*-типа проводимости и туннельный переход

n^{++}/p^{++} -In(Al)GaAs (ТП, англ. — tunnel junction) в сочетании с распределенными брэгговскими отражателями (РБО, англ. DBR — distributed Bragg reflector) на основе систем материалов, обладающих одновременно высокой теплопроводностью и высокой отражательной способностью [2,3]. Применяемое при их изготовлении спекание разнородных полупроводниковых пластин (wafer fusion) представляет собой процесс их соединения на межмолекулярном уровне силами Ван-дер-Ваальса при повышенной температуре и приложении значительного давления [4]. Успешное соединение гетероструктур GaAs и InP за счет взаимной диффузии под воздействием высокого давления (3 кПа–3 МПа) и повышенной температуры (550–650°C) было осуществлено как в химически активной жидкой среде (так называемое жидкостное спекание пластин), так и в бескислородной газовой среде (так называемое сухое спекание пластин) [5]. При этом более высокое давление прижима обеспечивало возможность спекания пластин при более низких температурах. В обоих случаях для предотвращения образования макропустот (~100 мкм) и плотной сети микропустот (~1 мкм) необходимо сформировать по всей площади структур систему канавок для вывода из области непосредственного спекания жидких реагентов или инертных газов, а также летучих элементов, образующихся на поверхности соединяемых структур при нагреве. Только применение пневматического пресса и проведение процесса в вакууме позволило обеспечить эффективное спекание целых пластин [6]. Использование пониженного давления (< 10⁻⁵ мбар) при сухом спекании способствует эффективному выводу летучих соединений, образующихся на поверхности структур при нагреве, и устраняет необходимость формирования системы отводящих канавок, тогда как пневматический пресс обеспечивает однородный прижим пластин по всей площади. Следует отметить, что переход к спеканию целых пластин позволяет избежать их взаимной разориентации, что в свою очередь снижает вероятность образования 60-градусных дислокаций на интерфейсе спекания [7]. Именно поэтому данный подход был использован нами для формирования гибридной гетероструктуры ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм.

В настоящей работе представлены результаты исследований и оптимизации условий формирования гетероинтерфейсов типа GaAs–InGaAsP, формирующихся при использовании прямого межмолекулярного соединения (спекания) пластин с гетероструктурами активной области и гетероструктурами распределенных брэгговских отражателей, выращенными методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках InP и GaAs, в процессе изготовления гибридных гетероструктур длинноволновых вертикально-излучающих лазеров (ВИЛ).

2. Детали эксперимента

Для формирования гибридной гетероструктуры ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ, англ. — molecular

beam epitaxy) были синтезированы гетероструктуры верхнего и нижнего РБО GaAs/AlGaAs и гетероструктура полурезонатора InAlGaAsP. Гетероструктуры нижнего РБО на основе 35 пар GaAs/Al_{0.91}Ga_{0.09}As и верхнего РБО на основе 20.5 пар GaAs/Al_{0.91}Ga_{0.09}As (включая стоп-слой AlGaAs) выращивались на подложке GaAs. Гетероструктуры полурезонатора InAlGaAsP выращивались на подложке InP и включают в себя стоп-слой InGaAs, защитный слой InP, нижний слой спекания n -InGaAsP, нижний внутрирезонаторный контактный слой n -InP толщиной 1λ с сильно легированным контактным слоем n -InGaAsP, активную область на основе напряженных квантовых ям (КЯ) In(Al)GaAs, эмиттер p -In_{0.52}Al_{0.48}As и слой ТП n^{++} -In_{0.53}Ga_{0.47}As/ p^{++} -In_{0.53}Ga_{0.47}As/ p^{++} -In_{0.53}Al_{0.16}Ga_{0.31}As. После создания поверхностного рельефа в ТП выполнялся процесс его наращивания методом МПЭ верхним внутрирезонаторным контактным слоем n -InP и сильно легированным контактным слоем n -InGaAsP (он же верхний слой спекания) общей толщиной 1λ, в результате чего формировалась гетероструктура оптического резонатора InAlGaAsP общей толщиной 2.5λ.

Рассмотрим подробнее некоторые детали используемой конструкции гибридной гетероструктуры ВИЛ. Традиционно для наращивания поверхностного рельефа используют метод газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (ГФЭ МОС, англ. — metalloorganic chemical vapour deposition, МОСVD), поскольку в рамках классической МПЭ с твердотельными источниками без применения *in situ* систем подчистки поверхности практически невозможно реализовать двумерное наращивание рельефа на поверхности слоя InAlGaAs слоем n -InP. Дело в том, что ввиду высокой химической активности Al-содержащих слоев практически невозможно обеспечить удаление естественного окисла с помощью предварительной обработки поверхности InAlGaAs. При этом процедура термического отжига образцов в камере установки МПЭ под потоком элементов V группы при стандартных температурах не обеспечивает эффективное удаление окисла с поверхности InAlGaAs (картина дифракции быстрых электронов остается характерной для аморфного слоя вплоть до типичных значений температуры сгона окисла с поверхности GaAs ~ 620°C). В самом деле, термическая десорбция оксида алюминия происходит при температурах > 1000°C, что является недостижимым значением для нагревателей установки МПЭ. Ситуация усугубляется после выполнения постростовых процедур, необходимых для создания поверхностного рельефа в слое ТП — при наращивании картина дифракции быстрых электронов меняется с аморфной на трехмерную, что свидетельствует о развитой поверхности растущего слоя.

Эффективное использование технологии МПЭ для наращивания поверхностного рельефа в туннельном переходе становится возможным в случае использования ТП n^{++}/p^{++} -InGaAs [8]. Как будет показано далее, в случае наращивания слоев InGaAs предварительная химическая обработка поверхности в травителе HCl:H₂O

и последующий отжиг в камере установки МПЭ в диапазоне температур 515–530°C позволяют эффективно удалить окисел с поверхности и обеспечить двумерный рост слоя n -InP (наблюдается переход картины дифракции быстрых электронов от аморфной к кристаллической) без увеличения плотности дефектов. Однако поглощение в узкозонных слоях InGaAs ведет к росту внутренних оптических потерь, что в свою очередь крайне негативно сказывается на пороговом токе и дифференциальной эффективности ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм [9]. Замена InGaAs на оптически прозрачный InAlGaAs позволяет радикально решить проблему дополнительных оптических потерь в ТП [10,11], однако при этом возникают проблемы с зарастиванием поверхностного рельефа InAlGaAs методом МПЭ. Поскольку в сильно легированном InGaAs n -типа проводимости собственным поглощением света можно пренебречь благодаря эффекту Бурштейна–Мосса, возможен промежуточный вариант туннельного перехода n^{++} -InGaAs/ p^{++} -InAlGaAs, при этом для реализации концепции зарастивания ТП снова необходимо использовать ГФЭ МОС [3,12]. Предложенная модифицированная конструкция ТП n^{++} -InGaAs/ p^{++} -InGaAs/ p^{++} -InAlGaAs одновременно позволяет использовать метод МПЭ для зарастивания поверхностного рельефа в ТП внутрирезонаторным контактном слоем n -InP и сохранить относительно низкий уровень внутренних оптических потерь [13]. В данном случае тонкий p^{++} -InGaAs выступает в качестве защитного слоя и предотвращает окисление поверхности p^{++} -InAlGaAs, тогда как поверхностный рельеф в ТП формируется травлением слоя n^{++} -InGaAs до p^{++} -InGaAs. Однако для успешной реализации предложенного подхода, как и в других случаях применения технологии спекания пластины оптического резонатора InAlGaAsP с пластинами РБО GaAs/AlGaAs [2,6] для формирования гибридной гетероструктуры ВИЛ, крайне актуальным является вопрос качества спекания пластин гетероструктур.

В настоящей работе процесс спекания пластин выполнялся на установке соединения пластин EVG 510 в условиях высокого вакуума (давление 10^{-6} мбар) при температуре 600°C и контактном усилии 7 кН в течение 30 мин. Пневматический пресс обеспечивает однородный (не хуже $\pm 5\%$) прижим пластин благодаря системе клиновой компенсации.

Исследования микроструктуры образцов проводились методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы для электронной микроскопии были подготовлены в поперечном сечении по общепринятой процедуре предварительного утончения с помощью механического шлифования-полирования и финишного распыления ионами Ag^+ с энергией 4 кэВ под скользящим углом к поверхности. При исследовании в электронном микроскопе применялись оптические режимы формирования изображений как с дифракционным контрастом в двухлучевых условиях, так и с фазовым контрастом атомного разрешения.

3. Результаты и обсуждение

Предварительные работы по оптимизации процедуры сухого спекания пластин в вакууме выполнялись на пластинах, содержащих эпитаксиальные слои GaAs и InP (InGaAsP), выращенные на подложках GaAs и InP соответственно. Необходимым условием высококачественного соединения пластин является их химическая обработка непосредственно перед процессом спекания для удаления естественных окислов и загрязнений поверхности. Ввиду заметной разницы коэффициентов теплового расширения GaAs и InP спеченная пластина после охлаждения претерпевает упругие деформации, поэтому необходимо обеспечить медленный режим остывания образца (со скоростью не более 10°C/мин). Следует отметить, что после проведения спекания пластин возможен коротковолновый сдвиг резонансной длины волны микрорезонатора и падение коэффициента отражения брэгговских отражателей, что обусловлено изменением толщины слоев, размытием гетерограниц и дополнительными оптическими потерями в области спекания слоев [14,15]. С целью ослабления указанных негативных эффектов, а также уменьшения размытия гетерограниц в квантовых ямах активной области из-за взаимной диффузии при повышенной температуре [5] и термического стресса после спекания пластин температура процесса была снижена до 600°C. Следует отметить, что спекание пластин в вакууме возможно и при более низких температурах (вплоть до 350°C), однако прочность такого соединения мала, что ведет к расслоению спеченной пластины при охлаждении [16].

На рис. 1 приведены ПЭМ-изображения скола структуры, полученной спеканием пластины GaAs с эпитаксиальным слоем GaAs и пластины InP с эпитаксиальным слоем InP, в области интерфейса спекания GaAs–InP. Интерфейс спекания слоев GaAs/InP отчетливо различим и содержит большое число участков со светлым контрастом, который может свидетельствовать как об их малой плотности (например, из-за наличия большой концентрации пор/вакансий), так и об их аморфности [17]. Следует отметить, что области со светлым контрастом расположены относительно интерфейса спекания как со стороны GaAs, так и со стороны InP. Такого рода внедрения, а также образование аморфного слоя обычно связаны с различными типами оксидов III–V: оксид индия [7], оксид галлия [18,19] и(или) оксид мышьяка [18]. При повышенном давлении и температуре $> 350^\circ\text{C}$ также возможна локальная кристаллизация оксида галлия [19]. Наблюдаемое качество интерфейса, по-видимому, обусловлено либо адсорбированной водой, оставшейся на границах пластин, либо неполным удалением оксидных пленок (преимущественно оксида галлия) при подготовке пластин перед спеканием. Анализ ПЭМ-изображений, полученных в режиме разрешения решетки (ВРПЭМ), показал, что толщина непосредственно интерфейса спекания GaAs–InP вне областей внедрений варьируется в пределах 1–3 нм (см. рис. 1, *b*). Сам интерфейс спекания имеет более светлый контраст по сравнению с кристаллическими областями, что говорит о пониженной в нем

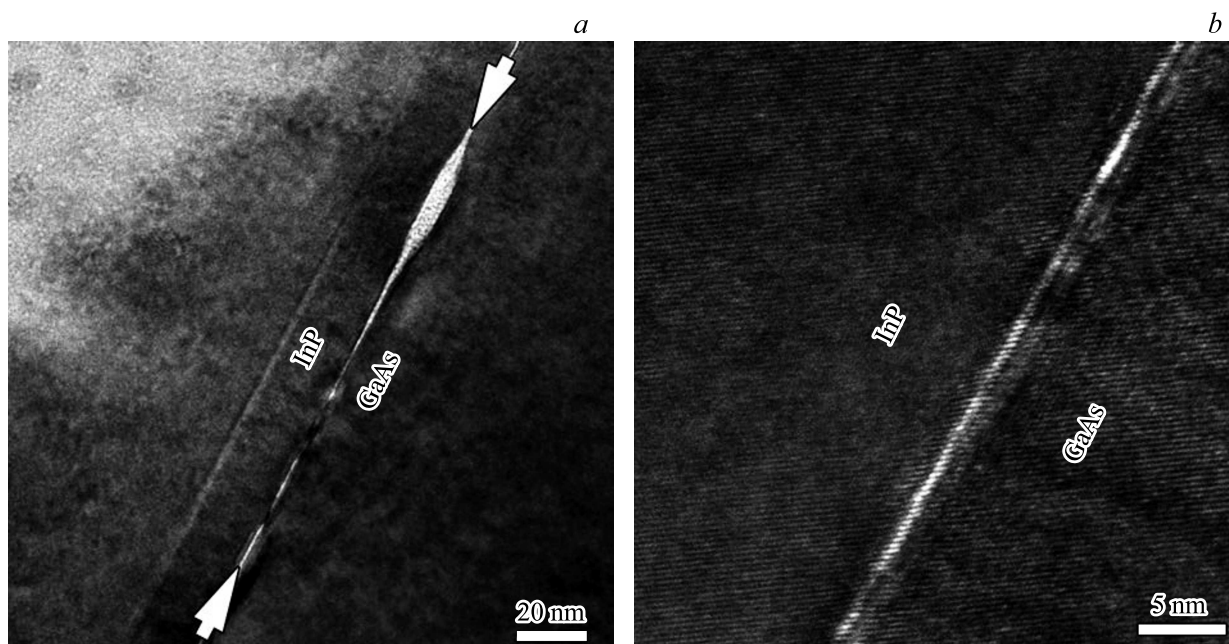


Рис. 1. ПЭМ-изображения поперечного сечения (110) спеченной пластины GaAs–InP при неоптимальном режиме спекания: *a* — светлопольное ПЭМ-изображение в области интерфейса спекания (белыми стрелками показан интерфейс спекания GaAs–InP); *b* — ВРПЭМ-изображение интерфейса спекания.

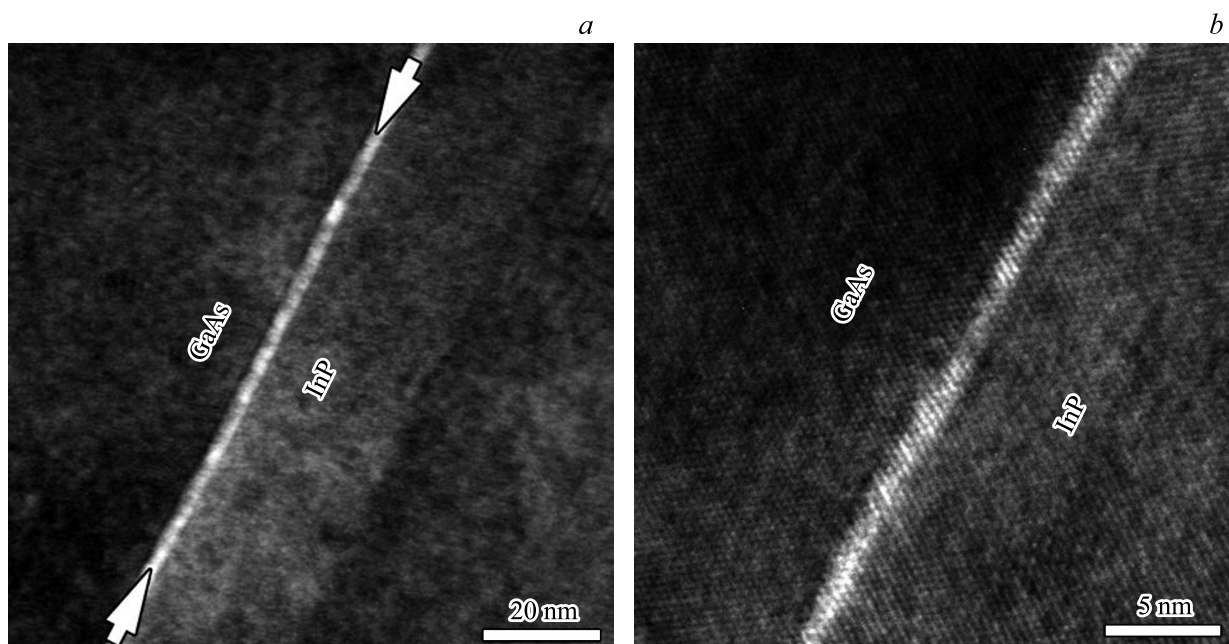


Рис. 2. ПЭМ-изображения поперечного сечения (110) спеченной пластины GaAs–InP при использовании оптимизированной процедуры удаления окислов: *a* — светлопольное ПЭМ-изображение в области интерфейса спекания (белыми стрелками показан интерфейс спекания GaAs–InP); *b* — ВРПЭМ-изображение интерфейса спекания.

плотности материала. Однако кристаллические плоскости в интерфейсе спекания также видны, что позволяет сделать вывод о его только частичной аморфизации.

С целью повышения качества интерфейса была проведена оптимизация процедуры удаления окислов и загрязнений с поверхности спекаемых пластин. Все пластины

подвергались обработке в кислородной плазме с последующим удалением окислов с поверхности GaAs и InP в травителях $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ и $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}$ соответственно. Для эффективного удаления адсорбированных молекул воды с поверхности структур были увеличены температура (до 200°C) и время предварительного отжига спекае-

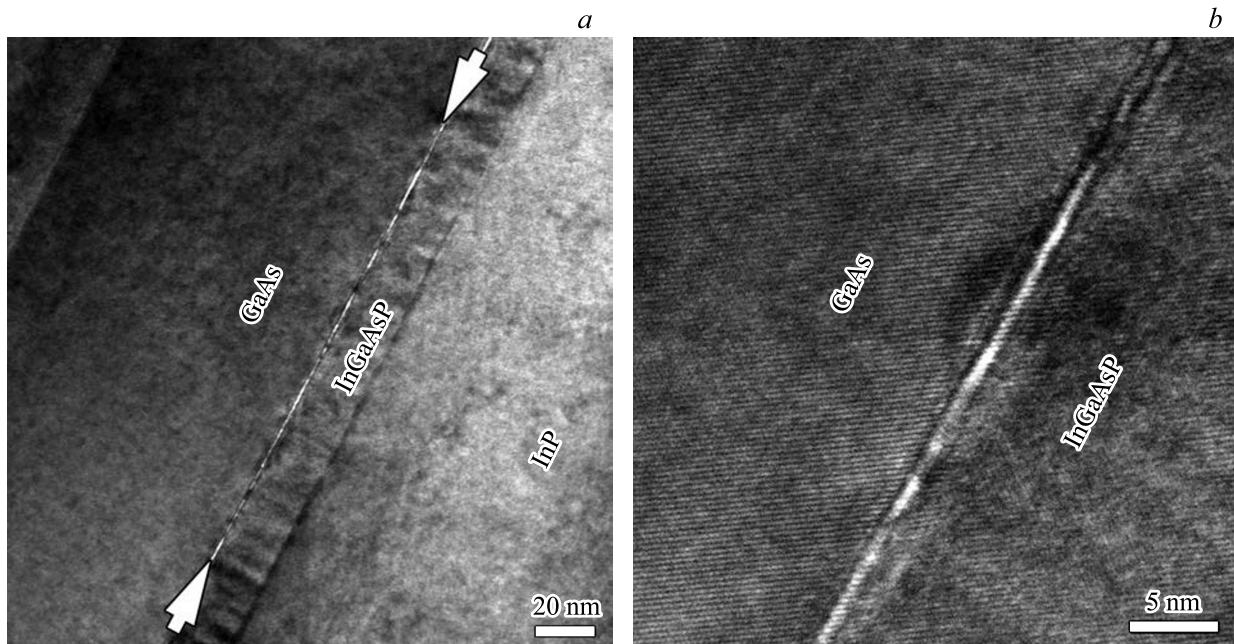


Рис. 3. ПЭМ-изображения поперечного сечения (110) спеченной пластины GaAs–InGaAsP: *a* — светлопольное ПЭМ-изображение в области интерфейса спекания (белыми стрелками показан интерфейс спекания GaAs–InP); *b* — ВРПЭМ-изображение интерфейса спекания.

мых пластин в камере установки соединения пластин EVG 510. На рис. 2 представлены ПЭМ-изображения спеченной пластины в области интерфейса спекания GaAs–InP при использовании оптимизированной процедуры удаления окислов. Исследуемая структура в области спекания слоев InP и GaAs имеет достаточно высокую планарность границ и однородность по толщине в области интерфейса спекания, при этом отсутствуют ярко выраженные макродефекты и (или) макропустоты (см. рис. 2, *a*). Анализ ВРПЭМ-изображений не выявил разориентации кристаллических решеток GaAs и InP вокруг проходящей через интерфейс спекания оси, ортогональной плоскости изображения (110). Кроме того, кристаллические решетки обеих спекаемых частей структуры одновременно находятся в одинаковых условиях фокусировки, что позволяет говорить об отсутствии разориентации вокруг оси, лежащей в плоскости изображения (110) параллельно интерфейсу спекания. Указанные факты говорят об отсутствии разориентации кристаллических плоскостей GaAs и InP.

Интерфейс спекания может представлять собой как аморфный слой толщиной несколько нанометров, так и атомарно-плоский интерфейс без промежуточного слоя между двумя кристаллическими решетками спеченных слоев, на котором в виде светлых пятен периодически проявляются краевые дислокации [7,19]. При повышенной температуре также может наблюдаться взаимная диффузия, фактически приводящая к образованию промежуточного слоя InGaAsP толщиной 5–10 нм [16,19]. Исследуемый интерфейс спекания GaAs–InP имеет толщину ~ 3 нм и очень светлый контраст ПЭМ-изображения практически по всей длине, т.е. существенно

отличается от опубликованных данных для аморфного интерфейса спекания [19]. С большой долей вероятности можно предположить, что в нашем случае интерфейс спекания представляет собой промежуточный вариант между кристаллическим и аморфным типами состояния вещества, что, по-видимому, способствует локализации полей упругих напряжений от дислокаций или других протяженных дефектов в интерфейсе спекания, вследствие чего ни на одном ПЭМ-изображении не было выявлено протяженных дефектов.

С целью улучшения характеристик омического контакта к внутррезонаторному контактному слою *n*-InP в конструкцию микрорезонатора были введены слой *n*-In_{0.66}Ga_{0.38}As_{0.72}P_{0.28} с шириной запрещенной зоны ~ 0.89 эВ (за счет уменьшения высоты потенциального барьера и увеличения уровня легирования по сравнению с InP), которые также могут быть использованы в качестве стоп-слоев для селективного травления слоев InP. Более того, применение InGaAsP потенциально позволяет блокировать возможное распространение дислокаций из спеченного интерфейса [20], а также уменьшить оптические потери и сдвиг резонансной длины волны микрорезонатора в коротковолновую область спектра [15].

ВРПЭМ-изображение интерфейса спекания пластины GaAs с эпитаксиальным слоем GaAs и пластины InP с эпитаксиальным слоем InGaAsP приведено на рис. 3. По сравнению с интерфейсом спекания GaAs–InP интерфейс спекания GaAs–InGaAsP имеет меньшую толщину (1–2 нм). Небольшие модуляции контраста вдоль интерфейса могут быть связаны как с краевыми дислокациями и (или) аморфными внедрениями [7,19], так и

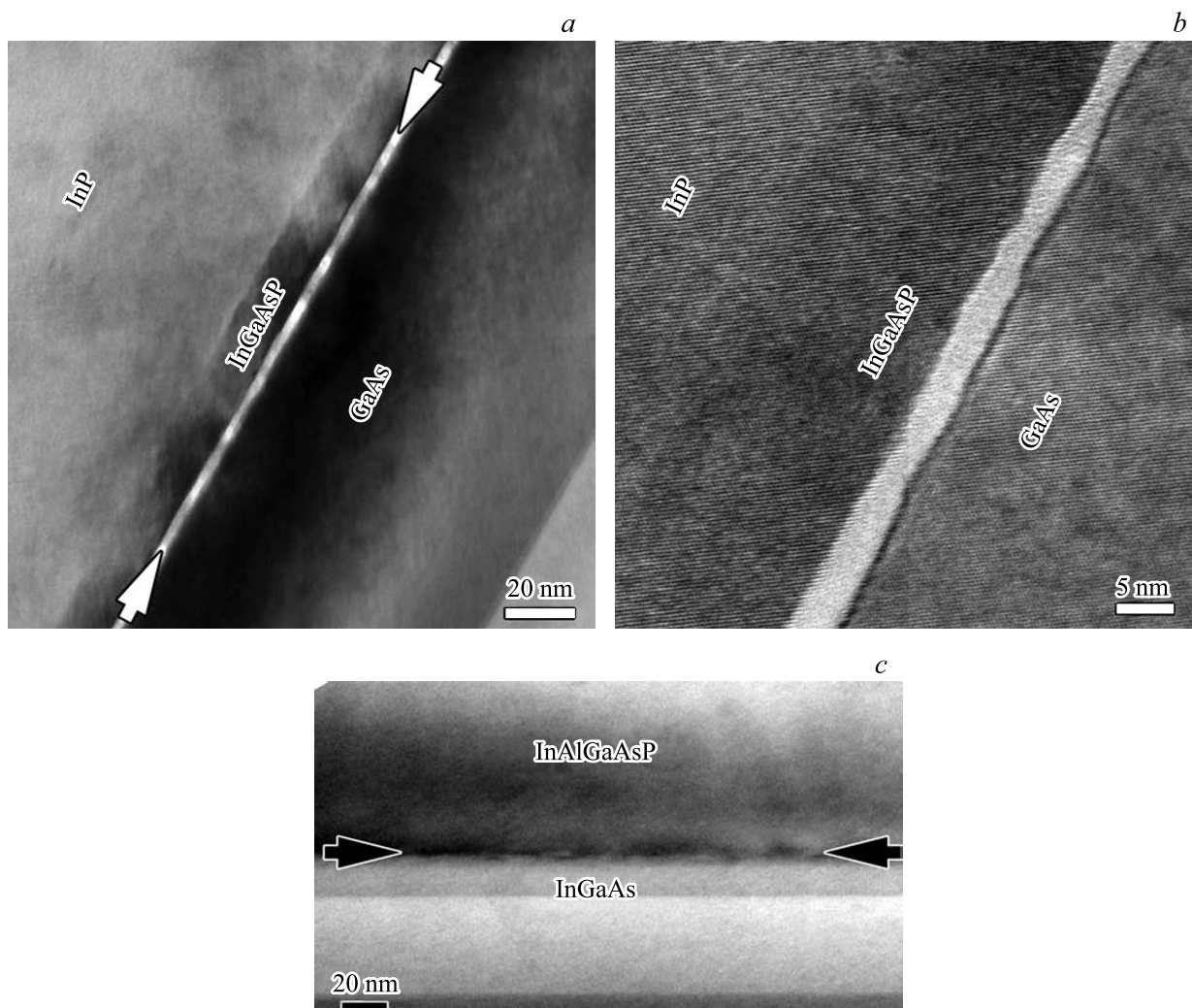


Рис. 4. ПЭМ-изображения поперечного сечения (110) спеченной пластины в областях интерфейса спекания гетероструктуры РБО AlGaAs/GaAs и гетероструктуры резонатора InAlGaAsP с зарощенным ТП: *a* — светлопольное ПЭМ-изображение в области интерфейса спекания (белыми стрелками показан интерфейс спекания GaAs–InGaAsP); *b* — ВРПЭМ-изображение, полученное в режиме разрешения решетки; *c* — темнопольное ПЭМ-изображение гетероструктуры резонатора InAlGaAsP с зарощенным ТП (черными стрелками показан интерфейс InAlGaAsP–InGaAs).

с неоднородностью состава четверного слоя InGaAsP. Необходимо отметить отсутствие воздушных полостей, а также следов выхода дислокаций или других протяженных дефектов в области спекания GaAs–InGaAsP.

Несмотря на успешную предварительную отработку процедуры спекания, первые эксперименты по спеканию реальной гетероструктуры верхнего РБО с гетероструктурой оптического резонатора с поверхностным рельефом в слое ТП выявили две проблемы: либо образования областей неспекания в виде воздушных полостей, либо полного расслаивания пластин по интерфейсу спекания после остывания образца. Частичное их решение возможно при утончении подложек и (или) увеличении контактного усилия. На рис. 4, *a* представлены характерные ПЭМ-изображения интерфейса спекания GaAs–InGaAsP в случае образования областей неспекания. Наблюдается увеличение толщины интерфейса

спекания GaAs–InGaAsP до 5–8 нм и отчетливая модуляция контраста вдоль интерфейса. Согласно ВРПЭМ, приведенном на рис. 4, *b*, полученный интерфейс спекания GaAs–InGaAsP преимущественно представляет собой аморфный слой, тогда как области с более светлым контрастом в области интерфейса спекания (см. рис. 4, *a*), по-видимому, связаны с наличием большого количества пор (вакансий). Мы считаем, что аморфный материал позволяет эффективно избавиться от дислокаций, которые могли бы зарождаться и скользить на гетерогранице GaAs–InGaAsP при последующих нагреваниях/охлаждениях спеченной структуры вследствие различных коэффициентов термического расширения материалов GaAs и InP. Кроме того, наличие в слое спекания большого количества пор (вакансий) позволяет быстро нивелировать разницу межплоскостных расстояний в кристаллических решетках без образования краевых и

смешанных дислокаций. По-видимому, по этой причине следов выхода дислокаций или других протяженных дефектов около интерфейсов спекания не наблюдается. Следует отметить, что толщина рассматриваемого интерфейса спекания GaAs–InGaAsP определяется, по всей видимости, исходной шероховатостью поверхности спекаемых пластин. В самом деле, анализ морфологии поверхности гетероструктур оптического резонатора с помощью атомно-силовой микроскопии показал среднее значение шероховатости зарощенной поверхности (вне площади мез ТП) на уровне 3–5 нм (что почти на порядок превышает шероховатость эпитаксиальных гетероструктур), а также выявил наличие областей с более развитой морфологией поверхности, где средний перепад высоты достигает 10 нм и, как следствие, в дальнейшем образуются области неспекания при молекулярном соединении пластин. Если большая часть пластины имеет шероховатость поверхности > 10 нм, то наблюдается механическое разделение спеченной пластины в ходе спекания или после ее охлаждения.

На ПЭМ-изображении (рис. 4, *c*) была обнаружена заметная шероховатость поверхности гетероструктуры оптического резонатора InAlGaAsP, которая связана с процессом зарощивания поверхностного рельефа, сформированного в слоях InGaAs туннельного перехода. Проблема, по-видимому, связана с использованием обработки гетероструктуры полурезонатора InAlGaAsP в кислородной плазме, необходимой для качественного удаления фоторезистивной маски после операции формирования поверхностного рельефа в ТП. Это ведет к увеличению толщины окисла на поверхности, который не удается однородно удалить по площади пластины с помощью изначально выбранного режима химической подчистки структурированной поверхности InGaAs непосредственно перед процессом зарощивания. В результате для удаления окисла при отжиге в камере МПЭ-установки требуется более высокая температура (до 540°C), что ведет к перегреву поверхности образца и росту шероховатости зарощенной поверхности при сохранении режима двумерного роста слоя *n*-InP. Оптимизация режима химической подчистки поверхности в травителе HCl:H₂O позволила использовать более низкие температуры удаления окисла (диапазон 520–530°C) и обеспечить среднеквадратичное отклонение высот неровностей на зарощенной поверхности $R_q < 1$ нм. В этом случае толщина интерфейса спекания GaAs–InGaAsP не превышает 5 нм, что коррелирует с данными по спеканию пластин, выращенных и зарощенных методом ГФЭ МОС [6], и близко к случаю спекания пластин с атомно-гладкими поверхностями.

На этапе второго спекания однократно спеченной гетероструктуры, содержащей верхний РБО GaAs/AlGaAs и оптический полурезонатор InAlGaAsP, с гетероструктурой нижнего РБО GaAs/AlGaAs морфология их поверхностей определяется не только режимами эпитаксиального роста соответствующих гетероструктур, но и качеством удаления подложки InP. Разработанная процедура удаления подложки InP выполняется за

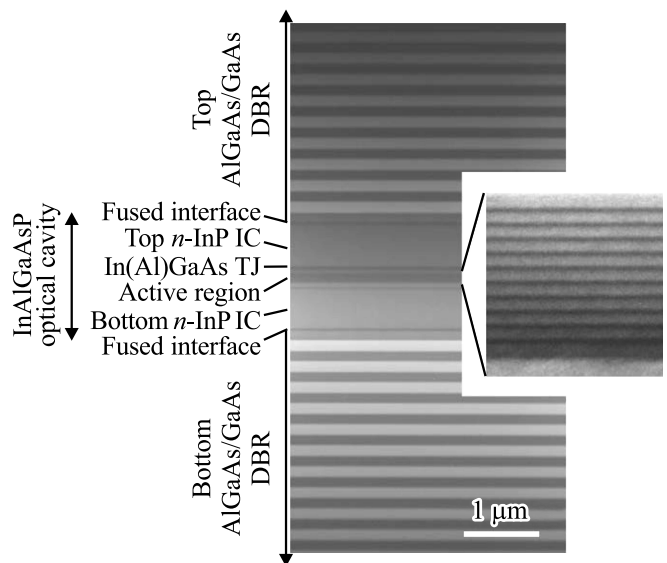


Рис. 5. Гибридная гетероструктура ВИЛ, сформированная методом спекания пластин: ВРПЭМ-изображение (растровая просвечивающая электронная микроскопия поперечного сечения (110) гетероструктуры). На вставке: ПЭМ-изображение в активной области микрорезонатора. DBR — распределенный брэгговский отражатель, IC — внутрирезонаторный контактный слой, TJ — туннельный переход.

несколько шагов с использованием стоп-слоев: химическое травление подложки InP до стоп-слоя InGaAs, химическое травление InGaAs до защитного слоя InP и химическое травление защитного слоя InP до слоя нижнего спекания InGaAsP. После второго спекания выполняется механическое утончение подложки GaAs со стороны верхнего РБО до 130–170 мкм, а затем последовательное химическое травление оставшегося GaAs до стоп-слоя AlGaAs и стоп-слоя AlGaAs до поверхности GaAs верхнего РБО. В результате формируется гибридная гетероструктура ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм, состоящая из вертикального оптического микрорезонатора InAlGaAsP с нелегированными РБО GaAs/AlGaAs, где инжекция носителей осуществляется через внутрирезонаторные контактные слои *n*-InP и туннельный переход n^{++}/p^{++} -In(Al)GaAs (см. рис. 5). После спекания четвертьволновый слой GaAs верхнего РБО, прилегающий к верхнему внутрирезонаторному контактному слою, и четвертьволновый слой GaAs нижнего РБО, прилегающий к нижнему внутрирезонаторному контактному слою, эффективно увеличивают длину вертикального микрорезонатора до 3λ. Следует отметить достаточно хорошую планарность интерфейсов и отсутствие ярко выраженных макродефектов и(или) макропустот в области обоих интерфейсов спекания. Выбранная геометрия инжекции носителей в активную область позволяет избежать проблем, связанных с протеканием тока через интерфейсы спекания (образование потенциальных барьеров и центров безызлучательной рекомбинации) [14,16], а относительно малая толщина

интерфейсов спекания позволяет минимизировать рост уровня оптических потерь вследствие рассеяния света на шероховатостях гетерограницы GaAs–InGaAsP [21]. Согласно ПЭМ, в активной области на основе напряженных КЯ не наблюдается заметного размытия гетерограниц КЯ (см. вставку на рис. 5). Более того, образования дислокаций и других протяженных дефектов, связанных с интерфейсами спекания, не было выявлено. Следовательно, их плотность можно оценить сверху пределом обнаружения метода ПЭМ с учетом доступного для исследования объема образца, т.е. $< 3 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$.

Была проведена приборная апробация полученных гибридных гетероструктур ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм. Приборы с латеральным размером межи зарощенного туннельного перехода 8 мкм показали эффективную лазерную генерацию в непрерывном режиме работы через фундаментальную моду вблизи длины волны 1.54 мкм с фактором подавления боковых мод $> 30 \text{ дБ}$ во всем диапазоне токов и температур. При температуре 20°C приборы характеризуются пороговым током $< 2 \text{ мА}$, дифференциальной эффективностью $\sim 0.48 \text{ Вт/А}$ и максимальной выходной оптической мощностью $\sim 4.8 \text{ мВт}$. При увеличении температуры до 80°C наблюдается рост порогового тока до 6.6 мА и падение выходной мощности до 1.4 мВт.

4. Заключение

Проведены исследования интерфейсов спекания GaAs–InGaAsP пластины оптического резонатора InAlGaAsP с пластиной РБО GaAs/AlGaAs, выращенных методом МПЭ на подложках InP и GaAs соответственно, по технологии прямого межмолекулярного соединения пластин в вакууме (режим сухого спекания). В случаях неполного удаления оксидных пленок при подготовке пластин перед спеканием и(или) наличия адсорбированной воды на границах пластин интерфейс спекания содержит большое количество аморфных внедрений, по всей видимости, связанных с оксидами элементов III группы. Оптимизация процедуры удаления окислов и загрязнений с поверхности спекаемых пластин, а также предварительный прогрев пластин в камере позволяют уменьшить толщину интерфейса спекания изначально атомно-гладких поверхностей GaAs и InGaAsP до 1–2 нм. При зарощивании методом МПЭ туннельного перехода n^{++}/p^{++} -In(Al)GaAs внутрирезонаторным контактным слоем n -InP (формирование зарощенного туннельного перехода) наблюдается увеличение шероховатости поверхности. При развитой морфологии поверхности (шероховатость более 3–5 нм) наблюдается увеличение толщины интерфейса спекания GaAs–InGaAsP, что негативно сказывается на его механической надежности. Оптимизация режимов формирования зарощенного туннельного перехода позволяет снизить шероховатость поверхности до 1 нм, в результате чего толщина интерфейса спекания GaAs–InGaAsP не превышает 5 нм, при этом дислокации или другие

протяженные дефекты в области спекания пластин не обнаружены. Разработанная технология спекания позволяет реализовать гибридные гетероструктуры ВИЛ спектрального диапазона 1.55 мкм на базе технологии МПЭ из твердотельных источников без использования технологии зарощивания методом ГФЭ МОС.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R. Michalzik. *VCSELs: Fundamentals, Technology and Applications of Vertical-Cavity Surface-Emitting Lasers* (Berlin, Springer Verlag, 2013).
- [2] E. Kapon, A. Sirbu. *Nature Photonics*, **3** (1), 27 (2009).
- [3] W. Hofmann. *IEEE Photonics J.*, **2** (5), 802 (2010).
- [4] J. Haisma, G.A.C.M. Spierings, T.M. Michiels, C.L. Adema. *Philips J. Res.*, **49** (1–2), 23 (1995).
- [5] A. Black, A.R. Hawkins, N.M. Margalit, D.I. Babic, A.L. Holmes, jr., Y.-L. Chang, P. Abraham, J.E. Bowers, E.L. Hu. *IEEE J. Select. Top. Quant. Electron.*, **3** (3), 943 (1997).
- [6] A. Syrbu, V. Iakovlev, A. Mereuta, A. Caliman, G. Suruceanu, E. Kapon. *Semicond. Sci. Technol.*, **26** (1), 014016 (2010).
- [7] L. Sagalowicz, A. Rudra, E. Kapon, M. Hammar, F. Salomonsson, A. Black, P.-H. Jouneau, T. Wipijewski. *J. Appl. Phys.*, **87** (9), 4135 (2000).
- [8] M. Arzberger, M. Lohner, G. Bohm, M.C. Amann. *Electron. Lett.*, **36** (1), 87 (2000).
- [9] A. Syrbu, A. Mircea, A. Mereuta, A. Caliman, C.-A. Berseth, G. Suruceanu, V. Iakovlev, M. Achtenhagen, A. Rudra, E. Kapon. *IEEE Photonic Technol. Lett.*, **16** (5), 1230 (2004).
- [10] D. Ellafi, V. Iakovlev, A. Sirbu, G. Suruceanu, Z. Mickovic, A. Caliman, A. Mereuta, E. Kapon. *Opt. Express*, **22** (26), 32180 (2014).
- [11] A.V. Babichev, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, A.G. Gladyshev, S.A. Blokhin, S. Mikhailov, V. Iakovlev, A. Sirbu, G. Stepniak, L. Chorcho, J.P. Turkiewicz, K.O. Voropaev, A.S. Ionov, M. Agustin, N.N. Ledentsov, A.Yu. Egorov. *IEEE J. Quant. Electron.*, **53** (6), 2400808 (2017).
- [12] S. Spiga, W. Soenen, A. Andrejew, D. Schoke, X. Yin, J. Bauwelinck, G. Boehm, M.C. Amann. *IEEE J. Lightwave Technol.*, **35** (4), 727 (2017).
- [13] С.А. Блохин, М.А. Бобров, Н.А. Малеев, А.А. Блохин, А.Г. Кузьменков, А.П. Васильев, С.С. Рочас, А.Г. Гладышев, А.В. Бабичев, И.И. Новиков, Л.Я. Карачинский, Д.В. Денисов, К.О. Воропаев, А.С. Ионов, А.Ю. Егоров, В.М. Устинов. *Письма ЖТФ*, **46** (17) 21 (2020).
- [14] R.J. Ram, J.J. Dudley, J.E. Bowers, L. Yang, K. Carey, S.J. Rosner, K. Nauka. *J. Appl. Phys.*, **78** (6), 4227 (1995).
- [15] Y.-F. Lao, H.-Z. Wu, M. Cao, C.-F. Cao. *J. Electrochem. Soc.*, **156** (3), H220 (2009).
- [16] S. Xie, S. Chen, W. Guo, L. Mao. *Superlatt. Microstr.*, **45** (2), 47 (2009).
- [17] F.F. Shi, K.-L. Chang, K.C. Hsieh. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42** (8), 085310 (2009).
- [18] B. Imbert, X. Blot, A. Tauzin, T. Salvétat, E. Lagoutte, C. Lecouvey, T. Chaira, V. Larrey, C. Bridoux, F. Fournel, V. Delaye, A.-M. Papon, H. Moriceau, V. Carron. *Microsystem Technol.*, **21**, 973 (2015).

- [19] N.Y. Jin-Phillipp, W. Sigle, A. Black, D. Babic, J.E. Bowers, E.L. HuQuest, M. Rühle. *J. Appl. Phys.*, **89** (2), 1017 (2001).
- [20] K.A. Black, P. Abraham, A. Karim, J.E. Bowers, E.L. Hu. *11th Intern. Conf. Indium Phosphide and Related Materials* (Davos, Switzerland, 1999) p. 357.
- [21] E.L. Church, H.A. Jenkinson, J.M. Zavada. *Opt. Engin.*, **18**, 125 (1979).

Редактор Л.В. Шаронова

1.55 μm -range vertical-cavity surface-emitting lasers, manufactured by wafer fusion of heterostructures grown by solid-source molecular beam epitaxy

S.A. Blokhin¹, S.N. Nevedomsky¹, M.A. Bobrov¹, N.A. Maleev¹, A.A. Blokhin², A.G. Kuzmenkov², A.P. Vasylyev², S.S. Rohas³, A.V. Babichev^{3,4}, A.G. Gladyshev^{3,4}, I.I. Novikov³, L.Ya. Karachinsky^{3,4}, D.V. Denisov⁵, K.O. Voropaev^{6,7}, A.S. Ionov⁷, A.Yu. Egorov³, V.M. Ustinov²

¹ Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

² Research and Engineering Center

for Submicron Heterostructures for Microelectronics,

194021 St. Petersburg, Russia

³ ITMO University,

197101 St. Petersburg, Russia

⁴ Connector Optics LLC,

194292 St. Petersburg, Russia

⁵ St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,

197367 St. Petersburg, Russia

⁶ Yaroslav-the-Wise Novgorod State University,

173003 Veliky Novgorod, Russia

⁷ JSC OKB-Planeta,

173004 Veliky Novgorod, Russia

Abstract The GaAs–InGaAsP heterointerfaces formation which were arisen during a direct intermolecular wafer bonding (fusion) of an active region heterostructure on an InP substrate and distributed Bragg reflector heterostructures on GaAs substrates have been studied and optimized for the creation of hybrid heterostructures of long-wavelength vertical-cavity surface-emitting lasers. The heterostructures were grown by solid-source molecular beam epitaxy. It was shown that in the case of incomplete removal of oxide films during the preparation of the wafers before fusion and/or the presence of adsorbed water on the wafer surfaces, the fused interface contains a large number of amorphous inclusions, most likely related to the III group oxides. Optimization of the formation regimes of a buried tunnel junction on the surface of the InP-based heterostructure made it possible to reduce the surface roughness down to 1 nm and to ensure the thickness of the GaAs–InGaAsP fused interface < 5 nm, with no dislocations or other extended defects in the region of the fused heterointerfaces. The 1.55 μm -range vertical-cavity surface-emitting lasers fabricated from the hybrid heterostructures created by using the developed technology demonstrate efficient lasing under continuous wave pumping over a wide temperature range, which indicates the high optical quality of the fused heterointerfaces in the vertical-cavity surface-emitting lasers heterostructure.