

Д. т. н. В. И. ОСИНСКИЙ, д. т. н. П. Ф. ОЛЕКСЕНКО,
 д. т. н. А. В. ПАЛАГИН, к. т. н. В. В. ЗУБАРЕВ,
 к. ф.-м. н. В. В. ЛУГОВСКИЙ, д. т. н. В. М. БОНДАРЕНКО,
 к. т. н. Ю. Е. НИКОЛАЕНКО, к. т. н. В. Г. ВЕРБИЦКИЙ,
 А. А. ВОРОНЬКО, С. В. БОБЖЕНКО,
 к. т. н. А. А. МЕРЖВИНСКИЙ

Дата поступления в редакцию
 22.10 1998 г.

Оппоненты д. ф.-м. н. В. А. ДРОЗДОВ,
 д. ф.-м. н. А. М. КАМУЗ,
 к. ф.-м. н. И. А. РАДЗИЕВСКИЙ

Украина, г. Киев, НИИ «Вектор», Ин-т физики полупроводников НАНУ,
 Минпромполитики Украины, НИИ «Микроприбор», НПО «Сатурн»,
 Ин-т кибернетики НАНУ

ПРОБЛЕМЫ ИНТЕГРАЦИИ СТРУКТУР ГЕТЕРОЭЛЕКТРОНИКИ С КРЕМНИЕВЫМИ ИС

Представлены результаты многолетних исследований авторов по применению газофазной, молекулярно-лучевой и комбинированной эпитаксии из газового источника.

The results of the authors long-standing researchs by the application of gas-phase, molecular-beam and mixed epitaxy from gas source.

Потребности современного общества в обработке и передаче всевозрастающих объемов информации привели к созданию больших, сверхбольших (СБИС), сверхскоростных (ССИС) и оптоэлектронных (ОЭИС) интегральных схем на кремнии и сложных полупроводниках. Чисто технологически объединение транзисторных структур в сверхбольшие интегральные схемы наталкивается на физические пределы уменьшения размеров микрообластей, низкую подвижность зарядов в кремнии, а также на возрастание взаимных тепловых и электромагнитных помех, создаваемых подвижными зарядами электронов и дырок. Выход из этих принципиальных затруднений — в увеличении функциональных возможностей элементов, широком использовании оптоэлектронных методов [1] и гетерогенных полупроводниковых систем [2, 3], уникальными свойствами которых является возможность путем изменения состава твердых растворов целенаправленно изменять зонную структуру и физические свойства макро-, микро- и нанобластей [4–6].

Широкое применение получили следующие элементы гетероэлектроники: инжекционные лазеры [7], светодиоды, $p-i-n$ - и лавинные фотоприемники, полевые транзисторы с высокой подвижностью электронов (high electron mobility transistor — НЕМТ) — зонисторы, биполярные гетеротранзисторы, модуляторы оптических сигналов на сверхрешетках, оптические бистабильные элементы, акустические и акустооптические элементы, фотокатоды с отрицательным электронным сродством, счетчики ионизирующих излучений, сенсоры, оптические волноводы, оптроны [8].

Для решения проблем функциональной и технологической интеграции транзисторных интегральных схем на кремнии с элементами на гетероструктурах

соединений A^3B^5 , A^2B^6 или других материалов необходимо преодолеть их физическую и технологическую несовместимость по параметрам эпитаксии, температурным коэффициентам расширения, диффузии примесей, микротвердости, а также электромагнитным и тепловым взаимодействиям [5]. При интеграции должны быть сохранены основные достоинства как кремниевой технологии (высокая степень очистки, структурного совершенства и контроля процессов введения примесей), так и гетероструктур сложных полупроводников (широкий спектр управления шириной запрещенной зоны E_g , подвижностью носителей заряда μ_e , показателями оптического поглощения α и преломления n , структурой энергетических зон T, X, L). В настоящее время технически наиболее совершенными материалами после кремния являются арсенид галлия, фосфид индия, селенид цинка и гетероструктуры в системах арсенид галлия-алюминия, арсенид-фосфид галлия-индия, селенид-сульфид цинка, нитрид галлия.

Качественный скачок в параметрах оптоэлектронных и транзисторных структур был достигнут благодаря использованию квантово-механических эффектов в гетероструктурах. Физико-технологической основой получения гетероструктур является свойство полупроводниковых соединений A^3B^5 и A^2B^6 образовывать соответствующие непрерывные ряды твердых растворов, т. е. атомы третьей (второй) и пятой (шестой) группы способны замещать друг друга в соответствующих подрешетках во всем диапазоне концентраций. Это позволяет целенаправленно формировать зонную структуру полупроводников, получая необходимые их свойства и параметры. Так, при добавлении алюминия в арсенид галлия увеличивается E_g , а при замене части атомов галлия на атомы индия возрастает μ_e . Замена части атомов мышьяка на атомы фосфора увеличивает E_g , снижая значение μ_e . Добавление сурьмы увеличивает μ_e и снижает E_g . Соответствующими технологическими приемами в процессе эпитаксиального роста можно управлять и другими параметрами материалов и характеристиками их зонной структуры, в т. ч. диффузионными и дрейфовыми, рекомбинационными, диэлектрическими, оптическими, акустическими и теплофизическими. Таким образом, центр тяжести конструирования и создания

функциональных устройств переносится из схемотехнических решений в область конструирования зонной структуры на атомном уровне полупроводника, которую можно назвать зонной инженерией или инженерией волновых функций электронов ψ_n . При таком подходе процедура получения ψ_n основана на решении уравнения Шредингера для движения электронов в изменяющемся по заданному закону поле кристаллической решетки полупроводника.

Примерами квантовых приборов, реализованных на основе принципов зонной инженерии, являются гетеролазеры со сверхрешетками, полевые транзисторы с высокой подвижностью электронов (НЕМТ-структуры), а также различные варианты зонисторов-транзисторов с переменной шириной запрещенной зоны (название образовано от слов „зона“ и „транзистор“). Такие распределенные структуры представляют большой интерес для функциональных устройств, сочетающих в себе методы традиционной твердотельной микроэлектроники, интегральной оптоэлектроники [4, 5] и обработки информации в монокристаллических гетерогенных средах, аналогичных описанным в [6]. Для реализации монокристаллических функциональных сверхскоростных устройств наиболее перспективно получение четверных твердых растворов арсенида-фосфида галлия-индия методами газовой фазы (ГФЭ), молекулярно-лучевой (МЛЭ) и химической эпитаксии на подложках арсенида галлия или фосфида индия. Например, в четверном твердом растворе арсенида-фосфида галлия-индия можно получить дрейфовую скорость $3,1 \times 10^7$ см/с [5, с. 37]; подвижность изорешеточного к фосфиду индия состава InGaAs составляет более 15000 см²/Вс, что вдвое превышает подвижность носителей в арсениде галлия.

Наиболее универсальным и технологичным является метод газовой фазы эпитаксии из металлоорганических соединений элементов третьей группы (МОС) и гидридов мышьяка и фосфора, который позволяет создавать в одном технологическом процессе структуры в диапазоне толщин от десятков ангстрем до сотни микрон. При этом нет затруднений в использовании сильнолетучих соединений фосфора, которые существуют при молекулярно-лучевой эпитаксии в глубоком вакууме. Однако последний метод отличается высокой степенью контролируемости состава и чистоты поверхности и принципиальной возможностью достижения более низкой концентрации остаточных неконтролируемых примесей. Будущее принадлежит сочетанию этих двух технологий — т. н. молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) из металлоорганических газовых источников или химической эпитаксии, в которой обеспечивается прецизионный контроль процессов и их высокая управляемость — как по входящим в систему компонентам, так и по растущим монослоям с соответствующей обратной связью через ЭВМ.

Кроме целенаправленного формирования зонной структуры, важным резервом в сверхскоростной микроэлектронике является использование, наряду с электрическими, оптических сигналов, которые позволяют осуществлять гальваническую развязку элементов и каналов связи между ними, вести па-

раллельную обработку больших массивов информации. Конструктивно и технологически полупроводниковые оптоэлектронные элементы полностью совместимы с СВЧ-элементами на основе соединений A^3B^5 , они способны модулироваться частотами в десятки и сотни гигагерц. Для решения практических задач сверхскоростной оптоэлектроники необходимо создание эпитаксиальных структур спонтанных и лазерных излучателей и фотоприемников СВЧ-диапазона, совмещенных с транзисторными монокристаллическими интегральными схемами и элементами интегральной оптики.

Анализ технологических достижений по гибридной и монокристаллической интеграции элементов гетероэлектроники с кремниевыми интегральными схемами показывает, что в ближайшее время она будет осуществляться главным образом на гетероструктурах соединений A^3B^5 и их твердых растворов. Необходимая однородность параметров по площади и формирование заданных законов изменения атомного состава полупроводниковых слоев достигается использованием богатого арсенала диагностических методов управления технологическими процессами с помощью ЭВМ.

Рассмотрим физико-химические свойства кремния, германия, арсенида галлия и некоторых других соединений A^3B^5 , которые влияют на их интеграцию.

Из всех известных полупроводниковых материалов кремний является наиболее распространенным и получается самым чистым, бездислокационным, с собственной концентрацией носителей. Запасы кремния практически неограничены, он самый дешевый из всех полупроводниковых материалов. Методы очистки соединений A^3B^5 и, в первую очередь, арсенида галлия непрерывно совершенствуются, однако однородность концентрации примесей, электрофизических и оптических свойств и дефектов на больших площадях пока далеки от требований интегральной технологии. В то время как на монокристаллических подложках кремния диаметром ≥ 200 мм надежно получают интегральные структуры (и имеются сообщения о диаметрах монокристаллов кремния более 400 мм), подложки арсенида галлия в лучшем случае имеют диаметр 60 мм. Исходные компоненты соединений A^3B^5 в природе распространены меньше, их методы очистки и получения совершенных кристаллов более сложны, а стоимость существенно выше. Все это обуславливает физическую и экономическую необходимость совместного использования кремния и арсенида галлия в монокристаллических структурах, для создания которых в [4] обоснованы два пути: гетероэпитаксия соединений A^3B^5 на кремнии и селективная эпитаксия арсенида галлия и твердых растворов на его основе в окнах кремниевых подложек.

Ранние исследования системы Ga—As—Si показали [9], что арсенид галлия не образует твердых растворов с кремнием. В настоящее время общеизвестно, что все соединения A^3B^5 не образуют твердых растворов с кремнием и германием (последние образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов). Межатомные расстояния арсенида галлия и кремния различаются на 4,25%. Сравнительный анализ параметров материа-

лов A^3B^5 и кремния показывает, что при одинаково кубической структуре они значительно различаются между собой по температуре плавления, коэффициентам линейного расширения и параметрам решетки. Наиболее близкие с кремнием параметры решетки имеют фосфид галлия и фосфид алюминия, однако оба эти материала имеют существенно отличные от кремния температурные коэффициенты расширения. Кроме того, фосфид алюминия очень быстро окисляется в присутствии кислорода, хотя он и (особенно) его твердые растворы могут оказаться перспективными материалами для гетероэпитаксии на кремнии.

Ранние опыты по гетероэпитаксии арсенида галлия на кремнии и роль пограничных состояний

Несмотря на то, что арсенид галлия не образует с кремнием твердых растворов, его ориентированный рост на кремнии возможен, т. к. оба материала имеют кубическую структуру (с допустимым различием параметров решетки).

Первые опыты по гетероэпитаксии арсенида галлия на кремнии [10], проведенные методом движущегося растворителя в сендвич-структуре Si—Ga—GaAs (рис. 1, а), показали, что на гетерогранице образуется большая плотность дислокаций несоответствия. Спектр fotocувствительности полученных структур захватывал области, соответствующие обоим материалам, а вольт-амперная характеристика отражала сильную неидеальность гетероперехода. В связи с этим интересны опыты по гетероэпитаксии фосфида галлия на кремнии, параметры решетки которых отличаются всего лишь на 0,4%. Первая такая попытка была предпринята в работе [11, с. 3190—3192], в которой использовался метод газовой фазной эпитаксии в атмосфере водорода. Подложка из кремния находилась на расстоянии примерно 1 мм от фосфидгаллиевого источника. Температура кремниевой подложки была примерно на 30°С ниже температуры источника фосфида галлия. Использовались подложки с ориентацией (111), (110) и (100). Все полученные монокристаллические пленки GaP на Si-подложках имели линии трещин, идущие в направлении скола.

Описанный выше эпитаксиальный рост из расплава происходил при температурах 1103—1153 К, при которых имеет место значительная растворимость кремниевой подложки в галлии (более 0,2 ат. долей), что приводит к образованию участков глубокого травления. Все отмеченные недостатки присущи также методу жидкостной эпитаксии, исследованному в работе [10].

В значительной мере эти недостатки можно устранить, осуществляя кристаллизацию из тонкого (несколько микрон) слоя металла, подпитка которого растворенным арсенидом галлия осуществляется динамически из газовой фазы [11, 12]. Рост эпитаксиального слоя происходит по механизму „пар—жидкость—твердое тело“ (ПЖТ) (рис. 1, а). Экспериментально установлено, что для эпитаксии первоначальное значение имеет удаление из поверхностного слоя окисной пленки. Необходимо наносить пленку металла так, чтобы пленка SiO_2 или раствора-

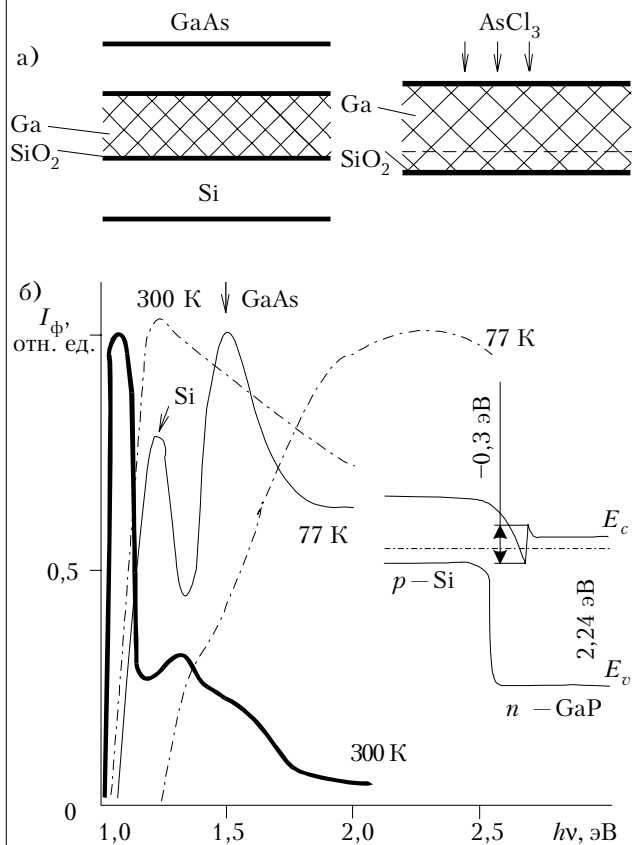


Рис. 1. Гетероэпитаксия арсенида галлия на кремнии: а — методом движущегося растворителя [10] и по механизму „пар—жидкость—твердое тело“ [12]; б — fotocувствительность реальных гетеропереходов Si/GaAs и Si/GaP; ---- — Si/GaAs; — — Si/GaP. Вставка: энергетическая диаграмма гетероперехода pSi/nGaP (E — энергия края)

лась в металле, или стравливалась непосредственно перед нанесением слоя металла.

Зарождение и рост арсенида галлия наблюдались в отдельных областях кремниевой пластины, не имеющих на границе Ga—Si окисных образований. За 5—6 часов происходило сплошное зарастание всей области неровной пленкой арсенида галлия. Слои арсенида галлия имели дырочную проводимость за счет сильного легирования кремнием. Интенсивность катодолюминесценции с верхних граней кристаллов была примерно в 5 раз выше, чем сплошной пленки, а максимум спектра имел энергию 1,38 эВ. В гетерослоях диффузией германия создавались p — n -переходы. Диффузия проводилась с избыточным давлением паров мышьяка при 1173 К в течение 10 ч.

При импульсной накачке наблюдалась инжекционная люминесценция, интенсивность которой очень сильно зависела от места светодиодной структуры на пластине и возрастала в несколько раз при подтравливании и маскировании поверхности. Оценки показывают, что внешний квантовый выход в воздух составлял около 0,05%, в то время как квантовый выход в кремниевую подложку был более 1%. Это является достаточно высокой величиной для

толстых гетероэпитаксиальных слоев, полученных на неизорешеточных подложках.

Исследование вольт-амперных и вольт-фарадных характеристик спектров фототока, а также люминесценции, показало, что они в значительной мере определяются свойствами гетерограницы Si – GaAs. Из анализа многочисленных данных по гетероструктурам „кремний – соединения A^3B^5 “ можно сделать заключение, что рассмотрение их свойств удобно основывать на концепции неидеальных гетеропереходов [13,14]. Она состоит в реалистическом учете влияния на токопрохождение пограничных состояний, обусловленных как различием химической связи в полупроводниках, так и рассогласованием параметров решетки и различием температурных коэффициентов расширения. На границе неидеального гетероперехода Si – GaAs существует сильная рекомбинация, влияющая на спектры фоточувствительности, обнаруживающие два максимума: при 300 К более интенсивный максимум $E_g = 1,1$ эВ обусловлен поглощением в GaAs, при 77 К максимумы сдвигаются в коротковолновую область, а их относительная интенсивность становится обратной (рис. 1, б).

Заметим, что явно выраженная неидеальность гетероструктур наблюдалась не только в системе Si – GaAs, полученных МЛЭ, но и в системе Si – GaP, полученной методом ионно-жидкостной эпитаксии и имеющей очень близкие параметры решетки [11]. В последнем случае в кремнии вблизи границы существует инверсионный слой. С учетом этого в [14] предполагается, что носители в инверсионном слое находятся в квазиравновесии с носителями одноименной зоны соседнего полупроводника. Вызванный этим слоем изгиб зон приводит к наличию на гетерогранице пика (рис. 1, б, вставка) высотой $\approx 0,3$ эВ, аналогичного другим гетероструктурам при наличии в них пограничных состояний [13]. Спектры слоев GaP обнаруживают структуру, обусловленную термовысвечиванием [4,15].

Поскольку кремний и германий образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов, удалось разработать технологии создания различных гетероструктур Si/Ge как для приборов на их основе [16], так и в качестве подложек для дальнейшего выращивания на них соединений A^3B^5 .

Селективная эпитаксия и люминесцентные свойства областей GaAs и гетероструктур GaAs/AlGaAs, GaAs/InGaAsP, полученных в окнах кремниевых структур

Возможны два варианта селективной эпитаксии для создания монокристаллических структур „кремний – соединения A^3B^5 (арсенида галлия)“. Первый вариант – гетероэпитаксия арсенида галлия в окнах маски из двуоксида кремния, созданных на поверхности кремния. При этом не исключается описанное выше влияние на структуру эпитаксиальных слоев различия параметров решетки и температурных коэффициентов расширения сопрягаемых материалов, а также проблемы, связанные с удалением окисной пленки на поверхности кремния. Второй вариант – заращивание арсенидом галлия сквозных от-

верстий в кремниевой подложке путем гомо- или гетероэпитаксии на зародышевой пластине из соединений A^3B^5 , приведенной в контакт с маской из кремния.

Впервые о возможности эпитаксии через окна в подложке сообщено в работе [17]. Экспериментальная проверка этого варианта была проведена методом газотранспортных реакций в системе Ga – In – HCl – AsH₃ – PH₃ – H₂ [18]. Газовый поток проходил через сквозные отверстия в кремниевой подложке, помещенной на зародышевую пластину из арсенида галлия. Сквозные отверстия в кремниевой подложке создавались традиционными методами фотолитографии с последующим травлением в избирательном травителе 25 – 30% KOH + 70 – 75% H₂O при температуре 378 К. В качестве материала для подложек применялся монокристаллический кремний марки КЭФ, ориентированный в плоскости (100). При соответствующем подборе травителя и ориентации маски относительно направления (110) метод позволяет осуществить глубокое травление практически без подтравливания. Исследования анизотропии травления кремния показывают, что анизотропность проявляется в результате более быстрого травления в направлении (100) из-за менее плотной упаковки атомов этой плоскости. Травление этой плоскости происходит в виде пирамид, ограниченных сторонами, ориентированными в плоскостях (111).

В качестве зародышевых пластин использовался монокристаллический арсенид галлия марки АГЧП *n*-типа проводимости с концентрацией носителей тока $10^{17} - 10^{18}$ см⁻³ и плотностью дислокаций $10^4 - 10^5$ см⁻². Пластины были изготовлены по стандартной технологии, ориентировались в плоскостях (100) и (111) с точностью до 4° и имели 14 класс чистоты обработки. Обычно применялись стандартные пластины арсенида галлия толщиной 300 – 350 мкм. При необходимости применения более тонких зародышевых пластин проводилось стравливание обратной стороны. Подготовленные таким образом зародышевые пластины арсенида галлия травилась в травителе H₂SO₄:H₂O₂:H₂O=3:1:1 и промывались в проточной деионизированной воде [19]. Наложение и закрепление кремниевых подложек на зародышевые пластины осуществлялось после их обработки.

После проведения газового травления зародышевых пластин хлористым водородом в реакторе устанавливается определенный профиль температур. Время эпитаксиального выращивания селективных областей арсенида галлия определяется толщиной селективного эпитаксиального слоя с учетом средней скорости роста, которая сильно зависит от геометрических размеров отверстия и направления газового потока (рис. 2, а).

Следует заметить, что обычно на открытой поверхности диэлектрика, нанесенного на кремниевую подложку, не наблюдается эпитаксиального роста или осаждения поликристаллических слоев арсенида галлия. Однако при большом пересыщении хлоридов в газовой фазе, когда возможно образование капель элементов III группы на поверхности подложки, может появляться спонтанное осаждение арсенида галлия в виде бугорков. Если

же в таких условиях в окисле будут иметься поры, то бугорки способны довольно прочно удерживаться на поверхности. Поэтому к диэлектрику, наносимому на кремниевую подложку, предъявляются высокие требования по степени однородности по всей поверхности подложки.

Процесс зарастивания отверстий в кремниевых подложках можно подразделить на несколько стадий. Вначале на зародышевой пластине происходит зарождение эпитаксиальной пленки — это есть начальная стадия зарастивания отверстия в подложке. Далее идет рост в

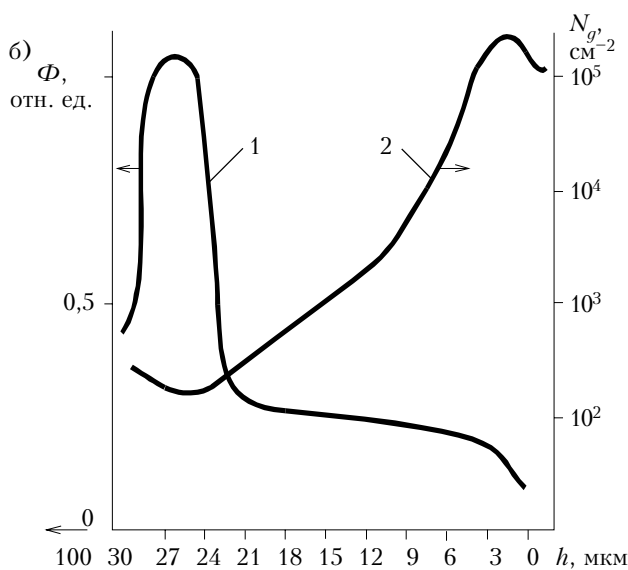
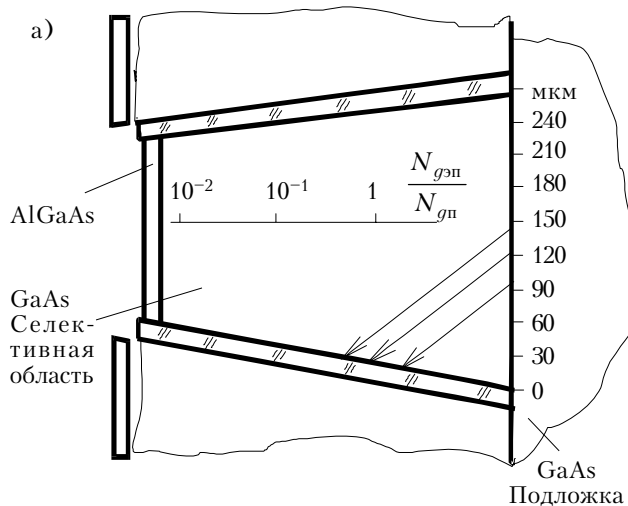


Рис. 2.

a — селективная эпитаксия арсенида галлия в окнах кремниевых структур с верхним слоем твердого раствора AlGaAs (внутри показан механизм уменьшения плотности дислокаций N_g их аннигиляцией на боковой поверхности, а также распределение дислокаций по толщине селективной области: $N_{g\text{эп}}/N_{g\text{п}}$. Здесь эп — эпитаксиальный слой, п — подложка);

б — распределение интенсивности люминесценции Φ по толщине селективной области h (1) и распределение плотности дислокаций (2)

виде холмика, несколько заостренного в направлении роста. При достижении верхней плоскости подложки начинается стадия объемного роста кристалла, в результате чего размер растущего полупроводникового материала перекрывает размер отверстия в кремниевой подложке.

Первоначально диаметр отверстий изменялся в пределах 50—150 мкм при толщине кремниевой подложки 80—150 мкм [19]. Затем диаметр постепенно увеличивается до 900 мкм с шагом 50 мкм. Проводились опыты по определению скорости роста арсенида галлия в отверстиях кремниевой подложки различных размеров от отношения Ga/As, поступающих в зону осаждения. Результаты экспериментальных исследований показывают, что скорость роста в отверстиях обычно ниже скорости роста на открытой поверхности зародышевой пластины и зависит как от глубины отверстия h , так и от размера отверстия d . При этом скорость зарастивания отверстий на различных стадиях существенно различна, т. к. условия кристаллизации изменяются с глубиной отверстия.

В известных работах по селективному зарастиванию углублений в полупроводниковых материалах типа A^3B^5 через отверстия в защитной маске, изготовленной, например, из двуокиси кремния, заполнение отверстий растущим полупроводниковым материалом происходит как за счет роста от дна, так и за счет роста от боковых стенок углублений. При этом практически невозможно получить в окнах структуру высокого кристаллического совершенства: неизбежно образование дефектов роста, двойникование и т. д. Подавление роста от боковых стенок углублений связано со значительными методическими трудностями и до последнего времени не осуществлено. Установлено, что боковой рост практически отсутствует при выращивании из газовой фазы соединений A^3B^5 в отверстиях кремниевых подложек [20].

Установлено, что при использовании зародышевых пластин арсенида галлия, ориентированных в плоскости (100), преобладающим видом дефектов являются дислокации, причем в подавляющем большинстве (до 80%) это α -дислокации. В случае селективной эпитаксии на зародышевых пластинах, ориентированных в плоскости (111), преобладают дефекты упаковки. В обоих случаях наибольшая плотность дефектов наблюдается непосредственно на границе «зародышевая пластина — эпитаксиальный слой». Это связано прежде всего с качеством обработки поверхности зародышевой пластины (о чем будет сказано ниже), а также с нарушением стехиометрического состава в начальный момент времени и с возникновением напряжений в случае несовпадения параметров решетки пластины из арсенида галлия и выращиваемого на ней эпитаксиального слоя.

По мере удаления от зародышевой пластины в направлении роста плотность дислокаций заметно снижается (рис. 2, б). Из рисунка видно, что плотность дислокаций с увеличением толщины эпитак-

сиального слоя селективной области резко уменьшается. Это наблюдалось в арсениде галлия, выращенном из раствора, и объясняется формированием дислокационных петель, возникающих из-за взаимодействия краевых дислокаций с винтовыми, не перпендикулярными к направлению роста. Такого же типа механизм уменьшения плотности дислокаций может действовать и в случае эпитаксии из газовой фазы. Однако экспериментально полученные значения плотности дислокаций в селективных областях арсенида галлия оказываются значительно ниже, чем в зародышевой пластине и сплошных эпитаксиальных слоях одинаковой толщины. Поэтому только одним механизмом, связанным с взаимодействием дислокаций, такое уменьшение их плотности объяснить нельзя [20].

Наблюдаемое распределение плотности дислокаций внутри островка становится понятным, если предположить, что в процессе эпитаксии происходит перемещение 60° -ных дислокаций внутри селективной области, которые, двигаясь вдоль плоскости скольжения (111) под углом к поверхности роста (см. рис. 2, а), постепенно перемещаются к краям и здесь закрепляются. Следует заметить, что однажды закрепившись на боковой поверхности селективной области, дислокация не может больше двигаться вглубь селективной области, т. к. в таком случае ей необходимо будет удлиниться, а для этого нужно нарушить кристаллическую решетку в верхних слоях растущей селективной области. Для таких дислокаций имеется только одна степень свободы — это движение в направлении укорочения дислокации, т. е. по боковой поверхности островка к его основанию.

Таким образом, проведенные металлографические исследования свидетельствуют о том, что газозная эпитаксия позволяет получать эпитаксиальные селективные области арсенида галлия в сквозных отверстиях кремниевых подложек, плотность дислокаций в которых, по крайней мере, на 1,5–2 порядка меньше, чем в зародышевой пластине. Высокая скорость движения дислокаций при температуре эпитаксии увеличивает вероятность их попадания на боковые грани и способствует тем самым выводу дислокаций из эпитаксиальных селективных областей (рис. 3, а).

При оптическом возбуждении селективных областей снимались спектры фотолюминесценции со сколов, поперечных шлифов и с поверхности при послыном травлении. Данные интенсивности фотолюминесценции сравнивались с плотностью дислокаций в этих селективных областях. Типичное распределение интегральной фотолюминесценции по толщине селективной области нелегированного арсенида галлия показано на рис. 2, б. Интенсивность люминесценции определялась при послыном стравливании и на поперечных шлифах. Селективные области арсенида галлия (рис. 3, а) выращивались на пластинах арсенида галлия *n*-типа с концентрацией носителей тока $10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Самая низкая интенсивность люминесценции наблюдается на границе „зародышевая пластина — эпитаксиальный слой“. Затем идет постепенное увеличение интенсивности, что можно объяс-

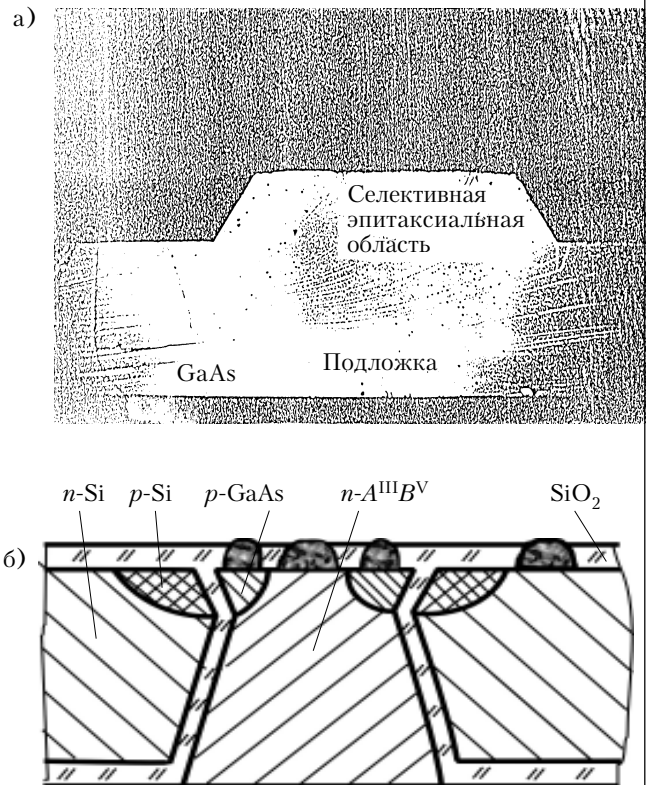


Рис. 3.

а — фотография шлифа GaAs-селективной области с выявленными ямками травления дислокаций;
б — структура интегрального GaAs—SiO₂—Si-оптрона

нить постепенным уменьшением плотности дислокаций при увеличении толщины эпитаксиальных селективных областей. При достижении определенной толщины, которая в свою очередь зависит от размера растущей поверхности эпитаксиальной области, интегральная интенсивность фотолюминесценции резко возрастает, однако, начиная с глубины 1–2 мкм от поверхности селективной области, она падает. Полученное распределение интенсивности по толщине эпитаксиального селективного слоя [21] хорошо коррелирует с данными по распределению дислокаций в этих областях, приведенных на рисунке, откуда видно, что плотность дислокаций на границе раздела „зародышевая подложка — эпитаксиальный слой“ наивысшая, далее плотность дислокаций постепенно уменьшается.

Установлено, что при газоразрядном легировании селеном (теллуром) в спектрах фотолюминесценции из селективных областей полосы 0,99 эВ и 1,18 эВ, которые обычно наблюдаются в нелегированных селективных областях арсенида галлия, исчезают, а появляется слабая полоса с энергией 1,35 эВ, которая обычно присутствует в эпитаксиальных слоях арсенида галлия. При этом резко возрастает интенсивность краевой полосы.

Интенсивность фотолюминесценции в селективных областях возрастает по сравнению с интенсивностью подложки примерно в 4 раза, при этом максимум интенсивности наблюдается на удалении от зародышевой пластины примерно на 20–30 мкм для селективной области 250×250 мкм. Уровень легирования зародышевой пластины и селективной области при этом оставался на од-

ном уровне в диапазоне $10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Во всех случаях легированные селективные области имели более высокую интенсивность люминесценции, чем зародышевые пластины арсенида галлия.

Поскольку селективные области сформированы в кремниевой подложке, в которой заранее создаются фотоприемники, транзисторы и другие компоненты интегральных схем, то важно выяснить, как на них влияет отжиг в эпитаксиальном реакторе. Заметим, что между растущим островком арсенида галлия и кремнием имеется довольно толстая (около 1 мкм) пленка двуокиси кремния, нитрида кремния или многослойная структура. В процессе эпитаксиального отжига через слой SiO_2 диффундируют атомы мышьяка и особенно интенсивно — галлия. Экспериментально установлено, что напряжение пробоя $p-n$ -перехода, имеющего выход к отверстию, возрастает на 3 В [22]. Это может быть объяснено расширением области пространственного заряда в месте его выхода на поверхность, контактирующую через SiO_2 с арсенидом галлия. Экспериментальное значение темнового тока равнялось 4 нА и возрастало до 16 нА после отжига. Спектральная чувствительность после отжига возрастала на 10–15% из-за уменьшения поверхностной рекомбинации.

Получение практически бездислокационных селективных областей арсенида галлия в окнах кремниевых структур позволяет создавать на их основе монокристаллические интегральные структуры излучателей, фотоприемников, транзисторных схем сверхвысокого быстродействия, интегральных оптронов, усилителей яркости и преобразователей длины волны излучения и других устройств, создание которых на кремнии или на арсениде галлия невозможно или затруднено.

На рис. 3, б показано сечение интегрального оптрона $\text{GaAs-SiO}_2\text{-Si}$, полученного селективной эпитаксией в кремниевую структуру с фотоприемником [23]. Полученные опытные образцы монокристаллических интегральных оптронов имели следующие параметры: коэффициент передачи по току 0,02–0,03, время включения и выключения 200–400 нс. Пробивное напряжение (толщина SiO_2 1 мкм) составляло от 400 до 500 В, сопротивление изоляции входа и выхода $10^9 - 10^{10}$ Ом, проходная емкость 5–7 пФ. Параметры светодиодов интегрального оптрона, сформированных групповыми методами, типичны для других компонентов интегральных схем, введение оптронов в которые существенно расширяет их функциональные возможности [8, 24, 25].

Гетероэпитаксия сверхтонких слоев арсенида галлия на кремнии

Развитие низкотемпературных методов эпитаксии арсенида галлия и родственных соединений, таких как молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) и газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (ГФЭ МОС), дали новый импульс в развитии работ по гетероэпитаксиальному осаждению арсенида галлия на кремнии. Первыми из этой серии были работы по получению солнечных элементов на подложках кремния, покрытых тонким пере-

ходным слоем германия в хлоридном процессе $\text{AsCl}_3 - \text{GaAs} - \text{H}_2$. В последующем было сообщено о светодиодах [26], лазерных диодах с двойной гетероструктурой [27] и полевых транзисторах на барьерах Шоттки (ПТШ) [28, 29].

В работах [26–34] применялись методы ГФЭ МОС и МЛЭ. Тонкая пленка германия наносилась или непосредственно на кремний, или на SiO_2 с последующей рекристаллизацией. Непосредственный рост тонких слоев арсенида галлия без промежуточного слоя германия методом МЛЭ впервые был предпринят в [26, 27].

Исключение промежуточного слоя германия позволяет исключить автолегирование, снизить утечки в планарных структурах приборов. Обычно для эпитаксии применялись подложки кремния, разориентированные на 2° от плоскости (100) в направлении (011), которые немедленно после химической очистки помещались в глубокий вакуум и подогревались для удаления естественного окисла и поверхностных загрязнений. Осаждение проводилось со скоростью 1 мкм в час из конвективных потоков элементов третьей и пятой групп [28]. Во время подготовки поверхности и осаждения арсенида галлия была использована дифракция отраженных электронов, дефектность измерялась в просвечивающем электронном микроскопе.

Плотность дислокаций на расстоянии больше 2 мкм от гетерограницы на несколько порядков ниже, чем вблизи гетерограницы, и сравнима с плотностью дислокаций и примесным составом арсенида галлия, выращенного на Si-Ge -подложке (рис. 4, кривая б). В спектрах фотолюминесценции при 5 К обнаруживаются пики 1,406; 1,492 и 1,504 эВ (рис. 4, кривая а). Пик 1,492 эВ связывается с

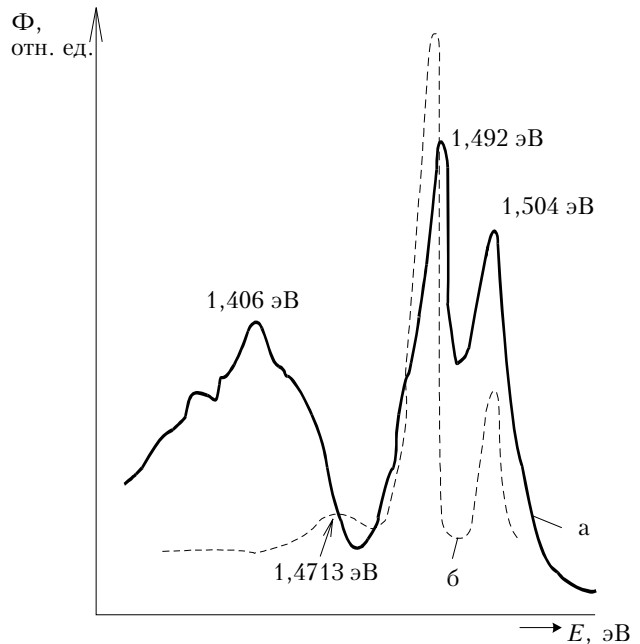


Рис. 4. Спектры низкотемпературной (5 К) фотолюминесценции арсенида галлия, выращенного на кремниевой подложке с промежуточным слоем германия (б) и МЛЭ без промежуточных слоев (а)

акцептором углерода, 1,504 эВ — со свободными экситонами, обычно дающими пик 1,515 эВ. Сдвиг этого пика к более низким значениям можно связать с напряжениями и обусловленными разницей свойств решетки Si и GaAs. Кроме того, этот пик может быть обусловлен люминесценцией экситона, связанного с дефектом. Полоса 1,406 эВ соответствует примесной рекомбинации. Интенсивность люминесценции была выше, чем структур, выращенных с германиевым переходным слоем.

На рис. 5, а показана структура полевого транзистора с затвором Шоттки 2×200 мкм. Коэффициент идеальности и напряжение отсечки составляли 1,13 и 0,69 В, соответственно. Обратный ток утечки меньше 1 мкА (при $U_{зи} = -3$ В), что в 100 раз меньше, чем для приборов с германиевым слоем. Пороговое напряжение составляло 1,0 В, что согласуется с теоретической величиной. Проводимость канала составляла 85 мС/мм (для структур с Ge 105 мС/мм).

В [29] использовали двухступенчатый процесс роста из металлоорганических соединений при низком давлении: сначала подложка n^+ Si (100) диаметром 2 дюйма нагревалась до 900°C или выше и выдерживалась 10 мин в потоке водорода и AsH_3 , затем, после охлаждения до 450°C или ниже, наращивался слой арсенида галлия меньше 200Å. На этот слой при температуре 700–750°C наращивался второй слой арсенида галлия толщиной 1 мкм, полуизолирующий слой, легированный ванадием,

толщиной 1,8 мкм и нелегированный слой толщиной 1 мкм (рис. 5, б). В него проводилась имплантация ионов ^{29}Si при 60 эВ дозой $(1,1...1,3) \cdot 10^{12}$ и 10^{12} см $^{-2}$ для ПТШ с насыщением (E) и обеднением (D), соответственно; для создания n^+ -областей применялась доза $1,5 \cdot 10^{13}$ с энергией 100 кэВ, затвор изготавливался из W—Al по самосовмещенной технологии. Отжиг проводился в атмосфере $AsH_3 - H_2 - Ar$ при 800°C в течение 20 мин после нанесения W—Al-металлизации. После выращивания структуры имелись трещины на краю пластин и изгиб в направлении к арсенид-галлиевой стороне. Однако они не затрудняли фотолитографический процесс. В связи с этим целесообразно уменьшение толщины слоев арсенида галлия, особенно для пластин большого диаметра.

На описанных структурах создавались полевые транзисторы (рис. 5, б) с затвором 1×20 мкм и 17-ступенчатые кольцевые генераторы с E/D-затворами размерами 1×10 мкм. Пороговое напряжение 0,74 В, коэффициент идеальности меньше 1,1. Пробивное напряжение больше 10 В при токе 10 мкА с разбросом для 400 транзисторов не более 100 мВ. Проводимость была в пределах 200–240 мС/мм. В кольцевом генераторе время переключения равно 51 пс на каскад при рассеиваемой мощности 1,1 мВт/каскад (56 фДж/каскад). Минимальная энергия составляла 10,4 фДж при времени срабатывания 63 пс/каскад. По этим основным параметрам кольцевой генератор не уступает изготовленному на основе слиточных подложек арсенида галлия.

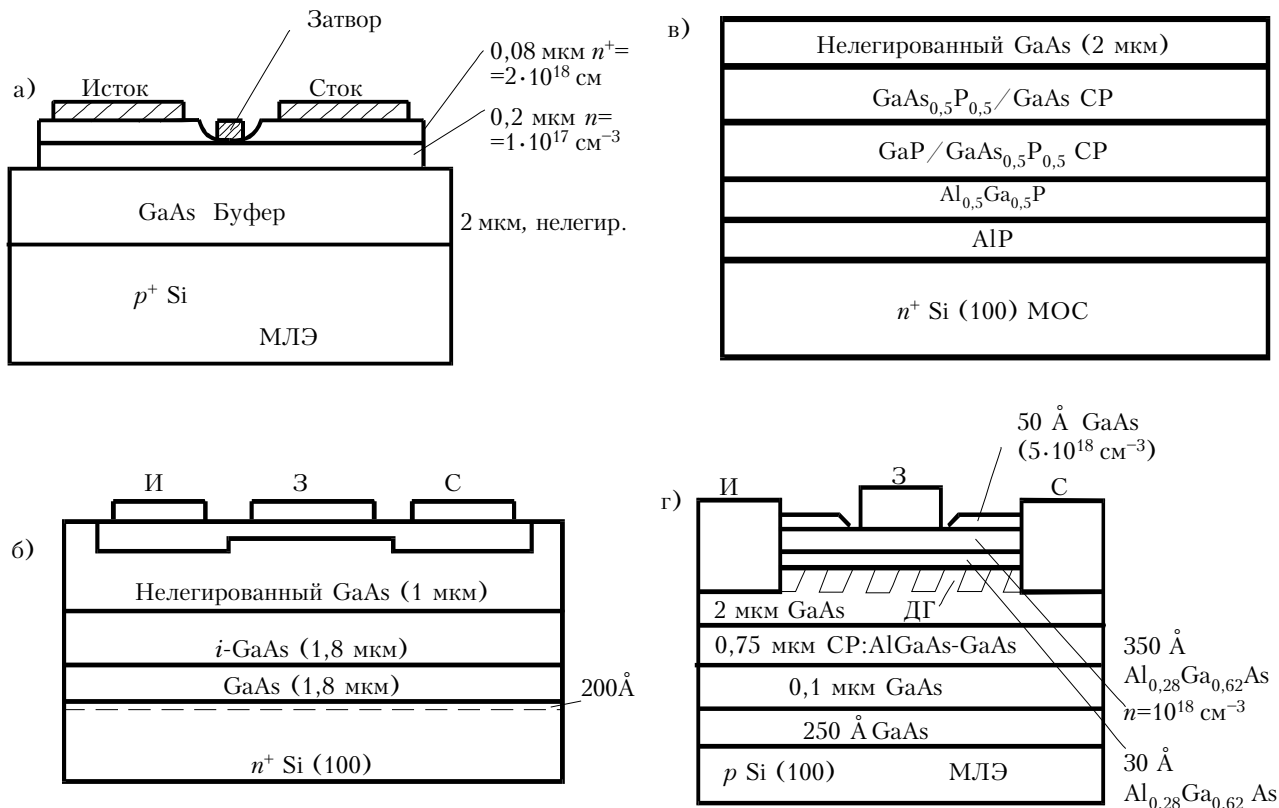


Рис. 5. Структура полевого транзистора с затвором Шоттки на подложках кремния с гетероэпитаксиальным слоем арсенида галлия, полученным молекулярно-лучевой эпитаксией (а), из металло-органических соединений (б) и через переходные слои твердых растворов фосфида алюминия (в) и сверхрешеток (з)

Наиболее качественные структуры получаются при использовании в качестве переходных слоев фосфидов алюминия и галлия [30], которые имеют близкие с кремнием параметры решеток. При этом слои фосфида алюминия растут более высокого качества из-за близости атомных радиусов алюминия и кремния. Фосфид галлия хорошо растет на фосфиде алюминия через переходной слой $Al_{0,5}Ga_{0,5}P$. Несоответствие решеток GaP и GaAs можно компенсировать напряженными сверхрешетками [34–37]. Однако поскольку разница в параметрах решетки слишком велика, применялись две сверхрешетки — GaP–GaAsP и GaAs–GaAsP (рис. 5, в). Выращивание проводилось из металлоорганических соединений при нормальном давлении. Перед процессом эпитаксии подложка нагревалась до $1000^\circ C$ в течение 10 мин для удаления SiO_2 . Толщина каждого слоя сверхрешетки была 200 \AA , а общая толщина переходного слоя — около $0,35 \text{ мкм}$. Каждая сверхрешетка состояла из 10 слоев. Толщина слоев AlP и AlGaP примерно одинакова, толщина нелегированного слоя арсенида галлия составляла $\approx 2 \text{ мкм}$.

Исследования дифракции электронов высоких энергий показали полную монокристалличность, а фотолюминесценция при комнатной температуре — хорошее качество слоев. Концентрация носителей и интенсивность фотолюминесценции уменьшаются с увеличением толщины AlP- и AlGaP-слоев. Однако при отсутствии этих слоев интенсивность люминесценции падает, а концентрация носителей быстро возрастает, и поверхность становится очень рыхлой. В области $150–200 \text{ \AA}$ наблюдается максимальная интенсивность люминесценции слоев AlP–AlGaP, которая составляет около 56% от интенсивности слоев, выращенных на арсениде галлия, и на порядок выше, чем для Si–Ge–GaAs-структур. Без сверхрешеточных слоев интенсивность очень мала. Использование промежуточных слоев AlP–AlGaP приводит к заметному уменьшению полуширины линии люминесценции. Максимум люминесценции сдвигался на 16 мэВ в низкоэнергетическую сторону из-за напряжений решетки.

Процесс очистки поверхности кремния от окисной пленки, ее перестройки, формирования зародышей и роста арсенида галлия и арсенида галлия-алюминия очень удобно наблюдать при молекулярно-лучевой эпитаксии [33–38]. В глубоком вакууме кремниевые подложки локально нагреваются до температуры $700–1000^\circ C$ для удаления окисной пленки. Стимуляцию этого процесса можно осуществить потоком атомов галлия или алюминия в небольших количествах. Эпитаксиальный рост начинается с монокристаллического слоя мышьяка, который имеет более сильную химическую связь с кремнием, чем Ga–Si. Образование зародышей проводилось при температуре $550–650^\circ C$, рост — при температуре $650–700^\circ C$. Рост AlGaAs происходил при температуре $700–800^\circ C$. Толщина слоев — 2 мкм , плотность дефектов — 10^5 см^{-2} .

Низкотемпературная фотолюминесценция обнаруживает одну полосу с максимумом $1,8459 \text{ эВ}$ для нелегированных структур $Al_{0,38}Ga_{0,62}As$ –Si и две полосы ($1,9372$ и $1,7882 \text{ эВ}$) для структур $Al_{0,38}Ga_{0,62}As$ –Si, легирован-

ных кремнием до $8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Выращенный в этом же процессе арсенид галлия на кремнии имеет полосы $1,4713$, $1,49$ и $1,504 \text{ эВ}$, причем интенсивность люминесценции в 2–3 раза ниже, чем для гомоэпитаксиальных структур, а полуширина линий на 10 и 16 мэВ больше соответственно для GaAs- и AlGaAs-слоев.

Спектроскопией Рамана установлено наличие сильных напряжений в арсенид-галлиевых слоях. Для их уменьшения на кремниевой подложке выращивалась сверхрешетка из 75 периодов чередующихся 50 \AA -ных слоев GaAs и $Al_{0,28}Ga_{0,72}As$. Двухмерный электронный газ [39] реализовывается на границе слоя GaAs и тонкого (30 \AA) нелегированного слоя $Al_{0,28}Ga_{0,72}As$ (рис. 5, з).

Полевой транзистор с затвором $1 \times 145 \text{ мкм}$ имел проводимость 170 мС/мм (275 мС/мм при 77 К) и пороговое напряжение $0,9 \text{ В}$. Холловская подвижность в слое двухмерного газа равнялась $38000 \text{ см}^2/\text{Вс}$ (77 К) и $51000 \text{ см}^2/\text{Вс}$ (10 К) при плотности электронов $8,3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Описанным методом с применением 20-слойной (50 \AA) сверхрешетки GaAs–GaAlAs были выращены структуры полевых транзисторов с двухмерным электронным газом на кремниевой N-канальной МОП-интегральной схеме [40]. Очень малая чувствительность вольт-амперных характеристик к свету свидетельствовала о хорошем качестве материала слоев. Об этом также свидетельствовали величины проводимости 120 мС/мм (300 К) и 180 мС/мм (77 К) для приборов с длиной затвора 2 мкм и длиной канала 6 мкм . N-канальная ИС имела толщину окисла 500 \AA и поликристаллический затвор шириной 50 мкм и длиной примерно 7 мкм . Так как в процессах наращивания арсенида галлия температура $1000^\circ C$ применялась лишь в течение нескольких секунд, это не вызывало каких-либо изменений МОП ИС.

Важным является вопрос деградации свойств Si–GaAs-гетероструктур. В [40] сообщается, что при плотности тока 105 кА/см^2 не установлено существенных изменений свойств приборов на основе Si–GaAs-структур. Однако [41] уже при плотности тока $27,1 \text{ кА/см}^2$ лазеры с двойной гетероструктурой Si | GaP | CP:GaP–GaAsP | GaAlAs | GaAs быстро деградировали, что привело к резкому возрастанию порогового тока до 100 кА/см^2 и срыву генерации. В значительно меньшей мере эти проблемы касаются светодиодных структур на основе Si–GaAs [42], которые работают при малых плотностях тока.

Примеры функциональной интеграции гетероструктур с кремниевыми ИС

Интеграция излучающих элементов с кремниевыми структурами наряду с созданием монолитных излучающих узлов позволяет осуществлять оптическую связь как между компонентами ИС внутри кристалла, так и между чипами [4, 5, 43].

Решение проблем функционального усложнения устройств введением в них элементов на гетероструктурах полупроводниковых соединений, таких как гетеролазеров и светодиодов, а также всевоз-

растающая степень интеграции кремниевых ИС с микронными и субмикронными размерами элементов, вызвали увеличение количества входных и выходных выводов и внутренних межсоединений, что при увеличении тактовой частоты становится существенным препятствием для монолитной интеграции. Поэтому гибридные интегральные схемы и многокристальные сборки в этих случаях являются более экономически выгодными системами, чем монолитные. Компоновка единичных кристаллов осуществляется на горизонтальных печатных платах [44], которые могут монтироваться в трехмерные микросборки (ТМС). Горизонтальные многокристальные модули (ГМКМ) могут изготавливаться на кремниевых пластинах с встроенными в них лазерными или светодиодными излучателями и фотоприемниками, посредством которых осуществляются оптические межсоединения отдельных кристаллов, ГМКМ или выводные линии трехмерных модульных комплектов. При этом осуществляются следующие типы оптических межсоединений [43, 45–49]:

- оптический сигнал в свободном пространстве;
- направленные (волноводные, световодные) оптические соединения [24];
- оптические соединения между ГМКМ и ГМКМ;
- голографические оптические соединения;
- отражательные оптические соединения;
- соединения с переменной архитектурой;
- соединение, управляемое оптическим транспарантом;
- акустооптическая или электрооптическая адресация соединений (рис. 6).

Оптические соединения без жестких механических контактов упрощают сборку и ремонт комплектов, создают новые возможности конструирования аппаратуры, особенно скоростной и сверхскоростной.

При монолитной интеграции гетероструктур и кремниевых ИС существенными являются два обстоятельства — качество выращенных слоев сложных полупроводников и деградация элементов кремниевых ИС в процессе выращивания островков сложных полупроводников. Из приведенных выше примеров выращивания островков арсенида галлия видно, что наиболее высокое качество можно получить при селективной эпитаксии в сквозных окнах кремниевых подложек, где плотность дислокаций составляет меньше 10^3 см^{-2} . Такой материал по общепринятой классификации считается бездислокационным.

Исследование влияния процессов гетероэпитаксии арсенида галлия на кремнии на сформированные КМОП-структуры в кремнии показали, что при этом пороговое напряжение КМОП-транзисторов и токи утечки возрастают, а подвижность носителей и диэлектрическая прочность уменьшаются, что делает проблематичным применение таких процессов. Решение этой проблемы возможно применением низкотемпературных молекулярно- и ионно-лучевых процессов эпитаксии, а также использованием бипо-

лярной технологии, менее чувствительной к деградиационным процессам на поверхности [46].

В качестве примера рассмотрим сверхскоростные оптоэлектронные интегральные схемы для волоконно-оптических линий связи (ОЭИС ВОЛС) [50, 51] с пропускной способностью 10 Гбит/с. Сложность реализации ОЭИС состоит в создании технологий, совместимых с традиционной планарной технологией микроэлектронных устройств и обеспечивающих высокую степень интеграции оптоэлектронных компонентов без ухудшения их основных параметров [52]. Передающие модули ВОЛС создаются с полупроводниковыми лазерами на основе InP/InGaAsP двойных гетероструктур, работающих на длинах волн 1,3–1,5 мкм. Они имеют малые потери передачи и дисперсию в оптическом волокне [52]. (Технология монолитной интеграции лазеров, светодиодов и фотоприемников с малошумящими усилителями и формирователями сигналов на арсениде галлия, фосфиде индия и гетероструктурах типа InGaAsP/InP находится в стадии разработки [53, 54].)

Существенного повышения степени интеграции и удешевления твердотельных устройств на соединениях A^3B^5 можно достигнуть их интеграцией с традиционными элементами на кремнии. Интересным представляется возможность реализации однокристалльного микропроцессора спутниковой связи (ОМСС) на основе совмещенных структур арсенида галлия и кремния (GaAs/Si).

ОМСС изготавливается следующим образом.

1. На кремнии создается микропроцессорная часть управления работой станции, фотоприемные и усилительные низкочастотные схемы. Размеры кристалла 6×6 мм. Микропроцессорная СБИС создается по типовой технологии.

2. Пластины кремния со сформированными структурами помещаются в реактор газофазной эпитаксии арсенида галлия, где в определенных областях выращиваются бездислокационные селективные структуры арсенида галлия.

3. На поверхности селективных областей арсенида галлия через сверхрешеточные согласующие слои методами МОС-гидридной или молекулярно-лучевой химической эпитаксии выращиваются многослойные гетероструктуры в системе арсенид-фосфид галлия-индия, в которых с использованием методов электронной литографии [55] создаются низкошумящие входные транзисторы типа НЕМТ на частоты до 60 ГГц с шумовой температурой не более 30 К, гетеролазеры, оптические волноводы и другие элементы интегральной оптики.

4. На планарной стороне GaAs/Si-структуры производится токовая металлизация [56]. С обратной стороны или на свободной площади кремния может формироваться структура солнечного элемента.

Принцип работы ОМСС следующий.

Усиленный в канале входного низкошумящего транзистора СВЧ-сигнал поступает в активную область гетеролазера, где происходит его дополнительное усиление по мощности и преобразование в пространственно-временной когерентно-оптический сигнал, который после

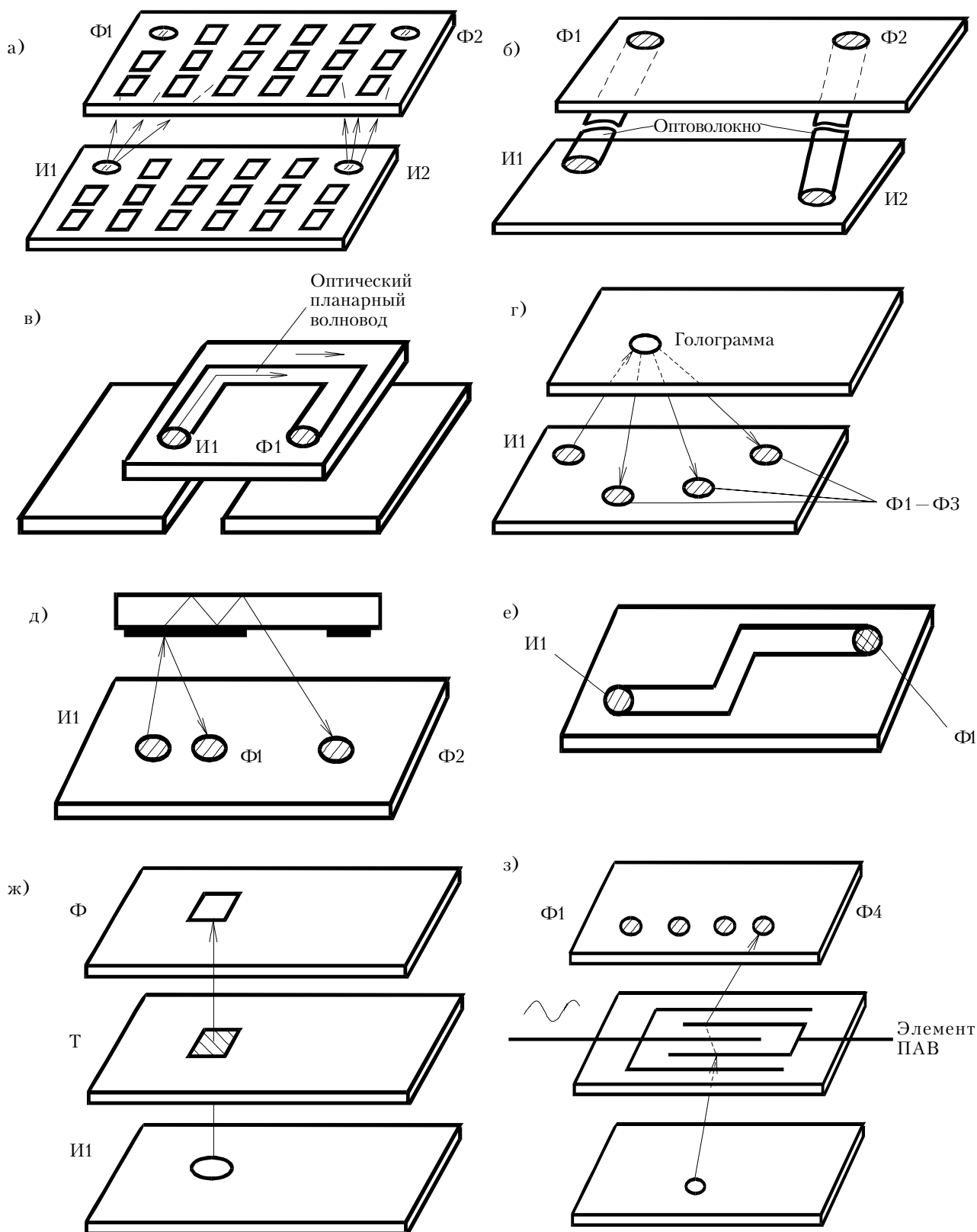


Рис. 6. Варианты осуществления оптических связей элементов Si ИС: межкристальные (или межплатные) соединения в свободном пространстве (а); световодные (оптоволоконные) каналы связей (б); планарные волноводные каналы (в); голографическое оптическое соединение (г); отражательные оптические соединения (д); внутрикристальное оптическое соединение (е), управляемое оптическим транспарантом (ж); акустооптическая или электрооптическая адресация соединений (з)

И – матрица излучателей; Ф – матрица фотоприемников; Т – оптический транспарант

фурье-преобразования в интегрально-оптическом волноводе подается через прозрачную пленку многослойного диэлектрика на основе двуокиси кремния на пространственные структуры фотоприемников, являющиеся входными элементами оптоэлектронного микропроцессора, который осуществляет дешифрацию и управляет выходными устройствами. Возможна и чисто электронная стратегия построения ОМСС на основе последовательного принципа преобразования частоты в цифровой код, однако оптоэлектронный вариант облегчает следующий этап интеграции — создание однокристалльной приемопередающей станции, поскольку осуществляется гальваническая развязка приемной и передающей части по оптическим каналам и за счет параллельности обработки снижаются требования к качеству материалов.

Предлагаемая технология позволяет создавать более сложные радиооптические многоканальные системы матричного типа на основе гибридных ОМСС, например, фазированные антенные решетки с волоконно-оптическим управлением и обработкой информации, основанной на принципах когерентных оптических процессоров. При этом конструктивно весьма привлекательным является переход от электрических к оптическим межсоединениям, что позволяет работать с сигналами более широкого диапазона частот, а также избавиться от электромагнитных наводок и перекрестных помех. На рис. 7 показана реализация устройства дециметрового диапазона [57] в совмещенной GaAs/Si-структуре.

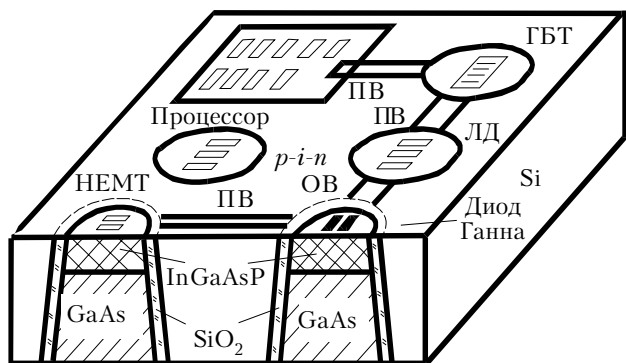


Рис. 7. GaAs/Si-интегральное устройство дециметрового диапазона:

ЛД — лазерный диод; ГБТ — гетеро-биполярный транзистор; ОВ — оптический волновод; ПВ — полосковый волновод

Особый интерес представляет интеграция квантоворазмерных гетероструктур с кремниевыми ИС. При росте квантовых точек на кремнии отпадает необходимость выполнять условие изорешеточности, которое в этом случае не является столь существенным [58]. Различие в параметрах решетки может даже использоваться для самоорганизации структур квантовых точек [59], которая происходит при переходе двухмерной (2D) в трехмерную (3D) моду роста [60], при которой образуется сплошная пленка соединения A^3B^5 на Si. Несмотря на туннельный избыточный ток в таких структурах [61], они впол-

не пригодны для создания в них приборов, например, фотоприемников на InGaAs [62], что делает реальной полную монокристалльную интеграцию приемных модулей ВОЛС на основе кремниевых интегральных схем и фотоприемных и сверхскоростных элементов на соединениях A^3B^5 . Это существенно повышает надежность и снижает стоимость изделий, делая волоконно-оптическую технику пригодной для массовых применений в радиооптических системах и компьютерных сетях [53].

Последние достижения в технологии интеграции гетероструктур с кремниевыми ИС направлены на дальнейшее изучение закономерностей выращивания гетероэпитаксиальных слоев A^3B^5 на кремнии с целью преодоления ограничений по плотности дислокаций и напряжениям в структурах.

Исследования слоев InP, полученных методом эпитаксиального роста на подложках Si, покрытых InP, с разориентацией 2° в направлении $\langle 110 \rangle$, показали почти полное отсутствие напряжений в них [63]. Интенсивность спектров фотолюминесценции данных слоев сравнима с интенсивностью для слоев InP, выращенных эпитаксиально на подложках InP.

Методом ГФЭ МОС при низком давлении выращены высококачественные гетероструктуры $GaN/In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq x \leq 0,14$) на сложных подложках (111) GaAs/Si, изготовленных с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии [64]. Исследования структурных, оптических и электрических свойств эпитаксиальных слоев показали высокую эффективность фотолюминесценции. Таким же методом выращены высококачественные слои GaAs на подложках Ge/Si [65]. Введением буферного слоя Ge толщиной 5 мкм и напряженной сверхрешетки InGaAs/GaAs существенно улучшены структурные свойства слоев GaAs; поверхностная плотность дислокаций в слое GaAs ниже $4 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$.

Достигнутые к настоящему времени успехи в создании гетероструктур A^3B^5 на Si показывают перспективность использования кремния в качестве материала подложки для приборных структур различного функционального назначения. Это обусловлено не только возможностью облегчения интеграции гетероструктур с кремниевыми ИС, но и с перспективами широкого внедрения приборов гетероэлектроники. Например, на структурах GaAs/Si, GaAs/GaAlAs/Si, GaAs/InGaAsP/Si получены гетеролазеры с высокой долговечностью в непрерывном режиме, низким пороговым током. Описанные в работе [66] лазерный диод (ЛД) на основе ненапряженных гетероструктур AlGaAs, полученных на Si-подложках методом МЛЭ, имели пороговый ток 1,2 А. Для улучшения характеристик таких ЛД использовался в качестве промежуточного слоя полупроводящий GaAs, выращенный при низкой температуре. Это привело к уменьшению порогового тока ЛД вдвое и обеспечило преимущественно одномодовый характер спектров излучения вблизи порогового тока [67].

Имеются сообщения о разработках технологии изготовления лазеров с квантово-размерными структурами InGaAs/InP, GaAs/AlGaAs на Si-подложках. Выращенные методом МОС-гидридной эпитаксии квантово-размерные ЛД имели пороговый ток в непрерывном режиме 82 мА при температуре 150 К, что соответствовало плотности порогового тока $4,2 \text{ кА/см}^2$ [68]. Недостаточно большой коэффициент отражения зеркал на Si-подложках был обусловлен несовершенством гетерограниц.

Сообщается о разработках и исследованиях высокоэффективных фотодетекторов с использованием Si-подложек [69, 70]. Так, в работе [69] описан фотоприемник, содержащий слой поглощения на InGaAs и слой усиления на Si, с большим значением произведения полосы на усиление (на уровне 300 ГГц). На длине волны 1,3 мкм квантовая эффективность его составляла 0,6, что близко к пределу для использованной толщины слоя InGaAs. Разработан входной каскад монолитного GaAs/Si-приемника на частоту 1 ГГц для систем локальной оптической связи [70]. Входной каскад содержит фотоприемник с МПМ-структурой и кремниевые биполярные усилители. Получена эквивалентная входная плотность шумового тока менее $3 \text{ пА/Гц}^{1/2}$ в области средних частот и менее $4,5 \text{ пА/Гц}^{1/2}$ при частоте 1 ГГц.

Исследованы возможности улучшения качества слоев AlGaAs, выращенных на подложках (001) Si, и солнечных батарей на их основе путем выбора оптимальных условий роста и структуры солнечного элемента [71].

Заключение

В заключение отметим, что слои арсенида галлия на кремнии, полученные МОС-гидридной и молекулярно-лучевой эпитаксией, уступают по совершенству селективно выращенным областям. Вместе с тем они полностью удовлетворяют требованиям создания полевых транзисторов и монолитных интегральных схем, светодиодов и лазеров.

Монолитные структуры соединений A^3B^5 и кремния можно рассматривать также как альтернативу интеграции элементов на подложках из арсенида галлия и фосфида индия. При этом полностью сохраняются все достоинства кремниевых ИС, оптоэлектронные и скоростные свойства соединений A^3B^5 . Разработанные принципы интеграции могут быть распространены на различные типы структур, такие как кремний на сапфире (КНС), кремниевые структуры с диэлектрической изоляцией (КСДИ), нитрид галлия на сапфире (НГС), нитрид галлия на карбиде кремния.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Свечников С. В. Элементы оптоэлектроники. — М.: Сов.радио, 1971.
2. Алферов Ж. И. История и будущее полупроводниковых гетероструктур // ФТП. — 1998. — Т. 32, вып.1. — С. 3—18.
3. Осинский В. И. Гетероэлектроника как физико-технологическая основа сверхскоростных систем инфор-

мационного общества /Материалы 7-й Крымской конференции “СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии”. — Севастополь, 15—18 сент., 1997. — Т. 1. — С. 317—319.

4. Осинский В. И. Интегральная оптоэлектроника. — Мн.: Наука и техника, 1977.

5. Осинский В. И., Привалов В. И., Тихоненко О. Я. Оптоэлектронные структуры на многокомпонентных полупроводниках. — Мн.: Наука и техника, 1981.

6. Osinsky V. Optoelectronic properties of heterogenous semiconductors at superhigh time and space frequencies // Proceedings 5-th International symposium on recent advances in microwave technology. — Kiev, Sept. 11—16, 1995. — Part 2. — P. 433—436.

7. Осинский В. И., Луговский В. В., Николаенко Ю. Е. Микролазерные технологии — стратегия радиоэлектроники и информационной техники Украины // Технологии и конструирование в электронной аппаратуре. — 1997. — №4. — С. 12—16.

8. Олексенко П. Ф., Свечников С. В. Элементарные оптроны. Полупроводниковые приборы и их применение. — М.: Сов. радио, 1971. — Вып. 25. — С. 226—245.

9. Panish M. B. The GaAs—Si ternary phase system // J. Electrochem. Soc. — 1966. — Vol. 113, N 11. — P. 1226.

10. Nakano T. GaAs—Si heterojunctions by solution growth method // Jap. J. Appl. Phys. — 1967. — Vol. 6, N 7. — P. 854—856.

11. Igarashi Osamu. Heteroepitaxial growth of GaP on Si substrates by evaporation method // Ibid. — 1970. — Vol. 41, N 7. — P. 3190—3192.

12. Врублевский Л. Л., Груздев Ю. А., Осинский В. И. Гетероэпитаксия арсенида галлия на кремнии из жидкой фазы // Известия АН БССР. Сер. физ.-мат. наук. — 1978. — № 1. — С. 63—65.

13. Макарова Т.Л., Шаронова Л.В., Шмарцев Ю.В. Электрические свойства неидеальных гетеропереходов // ФТП. — 1984. — Т. 18, вып. 9. — С. 1588—1592.

14. Денисов А. Г., Дорджин Г. С., Садофьев Ю. Г. и др. Спектры fotocувствительности неидеального гетероперехода // ФТП. — 1982. — Т. 16, вып. 12. — С. 2152—2157.

15. Горбань И. С., Луговский В. В., Слободянюк А. В. Термовысвечивание кристаллов GaP n-типа // ФТП. — 1970. — Т. 4, вып. 6. — С. 1182—1184.

16. Cressler J. D. SiGeHBT technology: a new contender for Si-based RF and microwave circuit applications // IEEE Trans. on microwave theory and techniques. — 1998. — Vol. 46, N 5. — P. 572—589; Russer P. Si and SiGe millimeter-wave integrated circuits // Ibid. — P. 590—603.

17. Horn H. F. Pat. 36344150 (США). Заявка 1546378 (Франция).

18. Осинский В. И., Кацапов Ф. М. Эпитаксия арсенида галлия в окнах кремниевых подложек // Докл. АН БССР. — 1978. — Т. 22, № 2. — С. 123—126.

19. Osinsky V. I., Katsapov F. M., Tyavlovskaya E. A. Structural perfection of selective GaAs regions in Si substrate windows // Phys. Stat. Sol. (a). — 1984. — Vol. 82, N1. — P. 399—403.

20. Кацапов Ф. М. Особенности совмещения арсенида галлия с кремнием // Электронная промышленность. — 1987. — № 6. — С. 49—53.

21. Осинский В. И., Рыжков М. П., Фелинский Г. С. Лазерная фотолуминесцентная диагностика и картографирование поверхности многослойных структур арсенида галлия // *Оптоэлектроника и полупроводниковая техника.* — 1993. — Вып. 26. — С. 18–30.
22. Осинский В. И., Врублевский Л. Л., Сергеев В. И. Изменение свойств кремниевых фотодиодов при отжиге в процессе газовой эпитаксии арсенида галлия // *Изв. АН БССР. Сер. физ.-мат. наук.* — 1980. — № 2. — С. 111–113.
23. Осинский В. И., Сергеев В. И., Кацапов Ф. М. Интегральные монолитные оптроны на кремнии и арсениде галлия / Там же. — 1978. — № 2. — С. 77–83.
24. Олексенко П. Ф., Ефременко А. Н., Кретулис В. С. К анализу линейного оптоэлектронного трансформатора напряжения // *Радиотехника.* — 1978. — Т. 33, № 9. — С. 23–30.
25. Палагин А. В., Опанасенко В. Н., Чигирик Л. Л. К синтезу адаптивных структур на ПЛИС // *Управляющие системы и машины.* — 1993. — № 5. — С. 12–17.
26. Gale R. P., Fan J. C. C., Tsaur B.-Y. et al. // *IEEE Electron. Dev. Lett.* — 1981. — Vol. EDL-2. — P. 169.
27. Shinoda Y., Nishioka T., Ohmachi Y. GaAs light emitting diodes fabricated on SiO₂/Si wafers // *Jap. J. Appl. Phys.* — 1983. — Vol. 22, N 7. — L 450.
28. Windhorn T. H., Metze G. M., Turner G. W., Fan C. C. AlGaAs double-heterostructure diode lasers fabricated on a monolithic GaAs/Si substrate // *Appl. Phys. Lett.* — 1984. — Vol. 45. — P. 309.
29. Choi H. K., Tsaur B.-Y., Metze G. M. et al. [GaAs — полевой транзистор, изготовленный на Si/GaAs подложках] // *IEEE Electron Dev. Lett.* — 1984. — Vol. EDL-5. — P. 207.
30. Ishida T., Nonaka T., Yamagishi C. et al. // 42-nd Annual device research conf. — June 18–20, 1984. — University of California at Santa Barbara, CA.
31. Tsaur B. Y., Metze G. M. // *Appl. Phys. Lett.* — 1984. — Vol. 45. — P. 535.
32. Wang W. Y. Molecular beam epitaxial growth and material properties of GaAs and AlGaAs on Si (100) // *Ibid.* — Vol. 44, N 12. — P. 1149.
33. Metze G. M., Choi H. K., Tsaur B. Y. [Полевой транзистор Шоттки, изготовленный в слое арсенида галлия, выращенном непосредственно на Si-подложке МЛЭ] // *Ibid.* — Vol. 45, N 10. — P. 1107–1109.
34. Nonaka T., Akiyama M., Kawarada Y., Kaminishi K. [Изготовление кольцевого генератора на арсенид-галлиевых полевых транзисторах, полученных на GaAs/Si (100) подложках эпитаксией металлоорганических соединений] // *Jap. J. Appl. Phys.* — 1984. — Vol. 23, N 12. — L 919–921.
35. Soga T., Hattori S., Takeyasu M., Umeno M. [МОС-гидридная эпитаксия арсенида галлия на кремнии с AlGaP и напряженными слоями сверхрешеток] // *Electronics Letters.* — 1984. — Vol. 20, N 22. — P. 916–917.
36. Biefeld R. M., Gourley P. L., Fritz I. J., Osbourn G. C. [Независимое изменение ширины запрещенной зоны и параметров решетки в GaAs напряженных сверхрешетках] // *Appl. Phys. Lett.* — 1983. — Vol. 43. — P. 759–761.
37. Gourley P. L., Biefeld R. M. [Напряженные сверхрешетки Ga(As,P): тройные полупроводники с независимым изменением решетки] // *J. Vac. Sci. Technol.* — 1983. — B1. — S. 383–386.
38. Wang W. I. [Молекулярная эпитаксия и свойства GaAs, AlGaAs на Si (100)] // *Appl. Phys. Lett.* — 1984. — Vol. 44. — P. 1149.
39. Fischer R., Henderson T., Klem J. et al. [Характеристики полевых транзисторов с модуляционным легированием GaAs/AlGaAs, выращенных непосредственно на кремнии (100)] // *Electronics Lett.* — 1984. — Vol. 20. — P. 945.
40. Fischer R., Henderson T., Klem J. et al. [Монолитная интеграция полевых транзисторов с модуляционным легированием GaAs/AlGaAs и кремниевых N-канальных МОП ИС] // *Appl. Phys. Lett.* — 1985. — Vol. 47, N 9. — P. 983–985.
41. Shiro S., Tetsuo S., Masanari T., Masayoshi U. [Лазерные диоды на основе гетероструктуры GaAlAs/GaAs, изготовленные на кремниевой подложке с использованием буферных слоев со сверхрешеткой, выращенные эпитаксией из металлоорганических соединений] // *Jap. J. Appl. Phys.* — 1985, Pt. 2. — Vol. 24, N 8. — P. 666–668.
42. Заявка 59-182582 Японии [Светоизлучающий элемент] / О. Котаро. — Оубл. 17.10.84.
43. Заявка 215249 Великобритании [Связь интегральных схем с помощью света] / М. Peter, М. Jeffery. — Оубл. 07.08.85.
44. Чубарев Е. П., Николаенко Ю. Е., Виноградов В. Ю. Изготовление двухсторонних печатных плат с формированием рисунка лазерным излучением // Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. семинара «Применение лазеров в производстве радиоэлектронной аппаратуры». — Ростов-Великий, 1991.
45. А.с. 551730 СССР. Интегральный GaAs/Si оптрон. / Осинский В. И., Костюкевич Н. К. — Оубл. в Б.И., 1977, № 11.
46. Морсос Н. [Электронные и оптические приборы на основе структур GaAs на Si, получаемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии] // *J. Cryst. Growth.* — 1985. — Vol. 95, N 1–4. — P. 79.
47. Huff D. B., Anthes J. P. Optoelectronic isolator for microwave applications // *IEEE Transactions on microwave theory and techniques.* — 1990. — Vol. 38, N 5. — P. 571–576.
48. Tewksbury S. K., Hornak L. A., Noriman H. E., Mc Yinnis S. P. Co-integration of optoelectronics and submicrometer CMOS // *IEEE Transactions components, hybrids, manufacturing technol.* — 1993. — Vol. 16, N 7. — P. 674–685.
49. А.с. 1647649 СССР. Оптический транспарант. / А. А. Мерзвинский, М. В. Стринжа, Н. И. Ходаковский. — Оубл. в Б. И., 1991, № 4.
50. Сундучков К. С., Осинский В. И., Ильченко М. Е. и др. Функциональная и технологическая интеграция в микроволновой оптоэлектронике // *Материалы 6-й Крымской конференции «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии».* — Севастополь, 16–19 сент. 1996. — С. 25–33.

51. Воронько А. А., Мержвинский П. А. Микросхемотехника оптоэлектронных трансиверов для скоростей 155–1250 Мбит/с // Материалы 7-й Крымской конференции «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии». – Севастополь, 15–18 сент., 1997. – Т. 2. – С. 409–412.
52. Мержвинский А. А., Воронько А. А., Кияшко Г. Ф. Особенности оценки ошибок передачи данных для скоростных оптических каналов // Там же. – С. 415–416.
53. Осинский В. И., Фриновский А. В., Мержвинский А. А. Локальная радиооптическая компьютерная сеть // Там же. – С. 407–408.
54. Осинский В. И., Бондаренко Д. В., Воронько А. А., Ориховский Б. Г. Влияние электронной подсистемы на переходные процессы в гетеролазерах гигабитного диапазона // Там же. – С. 413–414.
55. Мержвинский А. А., Осинский В. И., Коржинский Ф. И. Структура комплекса задач управления электронно-литографическим процессом и современные концепции их решения // Материалы 6-й Крымской конференции «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии». – Севастополь, 16–19 сент., 1996. – С. 447–451.
56. Осинский В. И., Стовповой М. А. Исследование планарных контактов к квантово-размерным нанослоям гетероструктур $n\text{GaAs}-n\text{GaAlAs}-n^+\text{GaAlAs}-n^+\text{GaAs}$ // Оптоэлектроника и полупроводниковая техника. – 1995. – Вып. 29. – С. 18–24.
57. Романенко Ю. Н., Луговский В. В., Белошапка И. И., Гордийчук М. М. Малошумящее приемно-усилительное устройство дециметрового диапазона // Электронная техника. Сер. Электроника СВЧ. – 1981. – Вып. 7. – С. 47–48.
58. Леденцов Н. М. и др. Гетероструктуры с квантовыми точками // ФТП. – 1998. – Т. 32, вып. 4. – С. 385–410.
59. Цырлин Г. Э. Получение InAs квантовых точек на кремнии // Письма в ЖТФ. – 1998. – Т. 24, вып. 7. – С. 10–15.
60. Qin Y., Osinsky A., El-Emany A.A., et al. Growth modes of ZnSe on GaAs // J. Appl. Phys. – 1996. – Vol. 79, N 2. – P. 164.
61. Евстропов В. В. и др. Туннельный избыточный ток в невырожденных барьерных $p-n$ структурах A^3B^5 на Si // ФТП. – 1997. – Т. 31, вып. 2. – С. 152–158.
62. Ejeckam J.E. et al. InGaAs photodetectors on Si and GaAs substrates // Appl. Phys. Lett. – 1995. – Vol. 31, N 26. – P. 3936–3938.
63. Naritsuka S., Nishinaga T. Spatially resolved photoluminescence of laterally overgrown InP on InP-coated Si substrates // J. Cryst. Growth. – 1997. – Vol. 174, N 1–4. – P. 622–629.
64. Yang J. W. et al. High quality GaN–InGaN heterostructures grown on (111) silicon substrates // Appl. Phys. Lett. – 1996. – Vol. 69, N 23. – P. 3566–3568.
65. Kim K. S. et al. Quality enhanced GaAs layers grown on Ge/Si substrates by metalorganic chemical vapor deposition // J. Cryst. Growth. – 1997. – Vol. 179, N 3–4. – P. 427–432.
66. Burns G. F. Monolithic fabrication of strain-free (Al,Ga)As heterostructure lasers on silicon substrates // IEEE Photon. Technol. Lett. – 1992. – Vol. 4, N 1. – P. 18–21.
67. Phua Ch. Ch. et al. Application of semiconducting low temperature grown GaAs to improve laser diodes grown on Si substrates // J. Appl. Phys. Pt. 1. – 1997. – Vol. 36, N 3b. – P. 1888–1891.
68. Egawa T. et al. Characterization of AlGaAs/GaAs vertical – cavity surface-emitting laser diode grown on Si substrate by MOCVD // Appl. Surface Sci. – 1997. – Vol. 117–118. – P. 771–775.
69. Hawkins A. R. et al. High gainbandwidth – product silicon heterointerface photodetector // Appl. Phys. Lett. – 1997. – Vol. 70, N 3. – P. 303–305.
70. [Входной каскад монолитного GaAs-на-Si приемника для систем оптических межсоединений] // IEEE J. Solid-State Circ. – 1993. – Vol. 28, N 6. – P. 622–630.
71. Soga T. et al. MOCVD growth of high efficiency current-matched AlGaAs/Si tandem solar cell // J. Cryst. Growth. – 1997. – Vol. 174, N 1–4. – P. 579–584.