

# Метод сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии структур на основе кремния

© В.П. Кузнецов<sup>+,¶</sup>, З.Ф. Красильник\*

<sup>+</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

\* Институт физики микроструктур Российской академии наук, 603950 Нижний Новгород, Россия

(Получена 15 июля 2009 г. Принята к печати 24 августа 2009 г.)

Анализируются возможности разных методов получения монокристаллических структур на основе кремния. Обсуждаются особенности и преимущества метода сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии.

## 1. Введение

В текущем столетии кремний и его сплавы с германием остаются основными полупроводниковыми материалами электроники. Этим материалам прежде всего и необходимо уделять внимание при совершенствовании методов получения наноразмерных структур. Требования к технологии их изготовления известны, они таковы.

1. Необходима возможность изменять по заданной программе состав и концентрацию примесей в полупроводнике. Для Si это прежде всего элементы III и V групп Периодической системы, а также Ge, Er, O, C и др. Концентрация многих из них должна меняться в широких пределах, концентрация носителей тока — от  $10^{13}$  до  $10^{19} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$ .

2. Толщина разных слоев в структуре должна варьироваться от монослоя до десятков микрометров.

3. Желательно, чтобы электрофизические свойства слоев не отличались от свойств массивных образцов Si и, во всяком случае, параметры полупроводниковых приборов не должны деградировать со временем вследствие нестабильности свойств структуры.

4. Плотность дефектов кристаллической структуры должна быть достаточно малой.

5. Технология должна иметь широкую область применения.

6. Способ получения структур должен быть дешевым. Для этого желательно получать структуру, а по возможности и весь прибор в одном технологическом цикле. В начале исследований на это мало обращается внимания, на завершающей стадии, когда речь идет о внедрении, выполнение этого условия становится одним из главных.

Решение указанных задач было актуальным всю вторую половину прошлого столетия. В этих направлениях в мире работают десятки научных коллективов, опубликованы тысячи научных статей. Однако большинство широко применяемых технологий получения структур на основе Si в настоящее время лишь частично удовлетворяют этим требованиям.

Цель настоящей работы — анализ возможностей решения вышеперечисленных задач в разных методах получения монокристаллических структур на основе Si.

Полупроводниковые структуры получают методами ионной имплантации или эпитаксии, а чаще — с использованием нескольких технологий, поскольку ни одна из них не может решить задачу самостоятельно. Например, перед имплантацией на подложке выращивается эпитаксиальный слой (ЭС) или после выращивания структуры методом вакуумной конденсации она подвергается ионной имплантации для получения  $n^+$ -слоя перед металлизацией. Это сказывается на конечной стоимости прибора.

В методе имплантации ионы примесей внедряются в подложку или ЭС с большой энергией. Например, для создания простых электролюминесцирующих структур Si:Er/Si типа  $p^+ - n - n^+$  используется многократная имплантация ионов Er и O, а также мелких донорных и акцепторных примесей. Для этого используется энергия ионов от 0.1 до 4 МэВ. После имплантации образец имеет всегда нарушенную кристаллическую структуру, а после имплантации Er — аморфную структуру и должен отжигаться при высоких температурах,  $\sim 900^\circ\text{C}$ . Отжигом дефекты полностью не устраняются. Например, в слоях, имплантированных Er, после отжига плотность дислокаций составляет  $10^8 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$  [1]. После отжига концентрационные профили примесей вследствие диффузии не могут быть резкими.

Эпитаксия — ориентированное наращивание одного кристалла на поверхности другого. Методы эпитаксии различаются способами получения и доставки к подложке молекул основного вещества и примесей. При газофазной эпитаксии (ГФЭ) в реакторе разлагаются газы, содержащие атомы Si и легирующих примесей. Однако не для всех нужных примесей такие газы существуют. Кроме того, многие из них взрывоопасны и(или) ядовиты и имеют высокую температуру разложения (высокая температура эпитаксии). При снижении температуры подложки уменьшаются скорости разложения газов и эпитаксии, возникают трудности с удалением от поверхности роста продуктов разложения газов, что, в свою очередь, сказывается на точности контроля толщины

<sup>¶</sup> E-mail: vpk@nifti.unn.ru

слоев и профилей легирования. Газ нельзя мгновенно напустить или откачать из рабочей камеры. Это также затрудняет получение резких профилей легирования и, в частности, получение  $\delta$ -легированных структур.

Более перспективным для выращивания наноразмерных структур на основе Si,  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  считается метод молекулярно-пучковой, или молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). В этом методе потоки Si, Ge и легирующих примесей создаются путем их термического испарения в высоком вакууме. Пучки атомов распространяются прямолинейно. Их можно резко открывать и закрывать заслонкой. Слои Si, полученные методом МЛЭ, имеют невысокую плотность дефектов кристаллической структуры. Уже этим метод МЛЭ выгодно отличается от ионной имплантации. В отличие от методов имплантации и газофазной эпитаксии, МЛЭ позволяет выращивать ЭС при низких температурах, 400–600°С. При таких температурах малы скорости десорбции легирующих примесей с поверхности роста и диффузии в объеме. Лет 30–40 назад казалось, что, изменяя потоки легирующих примесей, методом МЛЭ легко получить структуры с заданным составом примесей и профилем легирования. Ожидалось также, что применение метода МЛЭ позволит создавать не только структуры, но и приборы в едином технологическом цикле, включающем вакуумное осаждение металлических, защитных и других покрытий. Однако результаты, получаемые методом МЛЭ Si в его классическом и наиболее распространенном варианте, на сегодняшний день ниже ожидаемых. Возможности и стоимость метода эпитаксии в вакууме определяются устройствами источников паров Si и легирующих примесей.

Легирующая примесь в методе МЛЭ испаряется из эффузионной ячейки. Недостатками являются [2]: отсутствие возможности резко (за секунды) менять поток примеси вследствие тепловой инерции тигля; опасность возгорания или отравления примесью; загрязнение слоев примесью (лигатурой) от предыдущих испарений и материалом тиглей.

Источниками паров Si и Ge в МЛЭ являются зоны их расплавов. Они создаются электронной бомбардировкой. В этом случае для эпитаксии необходимо дорогое оборудование, в частности многокамерная установка, имеющая сверхвысокий базовый вакуум  $10^{-8}$ – $10^{-9}$  Па. После вскрытия на воздух рабочего объема его обезгаживание до сверхвысокого вакуума занимает длительное время (дни). Это и является одной из причин использования для МЛЭ многокамерных установок. Первая камера используется для загрузки подложек, она откачивается до относительно невысокого вакуума. В последней камере (сверхвысокий вакуум) происходит эпитаксия.

Другим недостатком является низкая скорость эпитаксии (0.1–0.2 мкм/ч). При больших скоростях появляются специфические дефекты — капли. Небольшая скорость эпитаксии затрудняет получение слоев толщиной более нескольких десятых мкм, следовательно, и полноценное использование слоев с концентрацией

носителей тока меньше  $10^{17}$  см<sup>-3</sup>, так как ширина области пространственного заряда при таких концентрациях более 0.4 мкм, а главное, является одной из причин накопления (сегрегации) примесей на поверхности роста. О существовании накопления примеси впервые сообщено нами в 1973 г. [3]. Позднее [4,5] нами были определены условия, позволяющие его ликвидировать. Суть явления заключается в том, что не все атомы примесей встраиваются в объем слоя одновременно с атомами Si. Значительная часть примеси остается на поверхности слоя и перемещается вместе с ней в процессе роста. По мере увеличения концентрации примеси на поверхности слоя растет ее поток в объем. Таким образом, несмотря на резкое изменение потока примеси, в объеме слоя возникает переходная область, где концентрация примеси растет. Она растет до тех пор, пока поток примеси с поверхности в объем не сравняется с потоком примеси на поверхность ЭС. Следствия накопления — появление дефектов кристаллической структуры, трудности при выращивании слоев с нужным профилем легирования, в частности резких концентрационных переходов, сильно легированных и  $\delta$ -легированных слоев. По данным [2], сурьма — практически единственная донорная примесь, которая используется в МЛЭ. Однако она остается на поверхности слоя при низких температурах эпитаксии и десорбируется при высоких. В области средних температур, 500–700°С, слой Si:Sb удается легировать в узком диапазоне концентраций,  $10^{16}$ – $10^{17}$  см<sup>-3</sup> [2]. Все сказанное является причиной того, что МЛЭ не занимает доминирующих позиций в электронной технике, несмотря на то что разработка методов ионной имплантации, газофазной и вакуумной эпитаксии началась почти одновременно, 50–60 лет назад.

Далее мы сообщаем о некоторых результатах наших исследований процессов роста и легирования слоев Si в вакууме. В Научно-исследовательском физико-техническом институте (НИФТИ) ННГУ им. Н.И. Лобачевского эти исследования начаты в 1960 г. Последние 15 лет они ведутся совместно с сотрудниками Института физики микроструктур РАН (Н. Новгород). Слои Si выращивались методом сублимационной МЛЭ (СМЛЭ) на установках, изготовленных в НИФТИ. Основные результаты исследований, описанные в настоящей работе, опубликованы (более 200 статей, в частности [3–12]).

## 2. О возможностях метода сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии

Источниками паров кремния и примесей в методе СМЛЭ являются пластины Si, легированные нужными примесью. В процессе эпитаксии пластины Si обычно находятся в твердом состоянии. В потоке от источника на один атом примеси приходится 100 и более атомов Si.

Адсорбируясь вместе на поверхностях греющихся деталей и стенках камеры, атомы примесей в нашем случае надежно закрываются атомами Si. Это сводит к минимуму опасность отравления, возгорания примеси, загрязнения слоев примесями от предыдущих испарений и материалом тиглей.

Скорость испарения кремния из твердого состояния достигает 20 мкм/ч. При осаждении слоев мы использовали скорость эпитаксии до 10–15 мкм/ч, что на 2 порядка превышает скорость роста слоев в методе МЛЭ. Ширина области пространственного заряда (ОПЗ) в диоде из кремния с концентрацией ионизованной примеси в базе, например,  $10^{16} \text{ см}^{-3}$  составляет 3 мкм. Методом МЛЭ при скорости роста  $V = 0.1 \text{ мкм/ч}$  слой такой толщины нужно растить 30 ч. Слои толщиной несколько мкм необходимы для применения экспрессного и достаточно надежного металлографического метода исследования распределения по толщине дефектов кристаллической структуры, а также при профилировании концентрации примесей в слоях. Был период, когда мы сомневались в правильности результатов холловских измерений слоев Si, выращенных на подложках противоположного типа проводимости. Для устранения сомнений мы выращивали слои толщиной до 160 мкм. Затем перед измерением эффекта Холла шлифовкой и травлением подложка удалялась. Достаточно большая толщина слоев, широкий интервал скоростей эпитаксии были необходимы для выяснения параметров роста, при которых появляется или исчезает эффект накопления дефектов.

Одной из важных характеристик качества полупроводниковых слоев является уровень загрязнения их неконтролируемыми примесями. Загрязняющие примеси можно разделить на две группы: газообразные и не газообразные. Примеси первой группы (кислород, водород, азот и др.) обычно хуже встраиваются в слой, в кремнии электрически менее активны, в слое могут находиться до очень больших концентраций,  $10^{18} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , и при этом не ломать его кристаллическую решетку. Большой вред для слоев Si приносят загрязняющие примеси второй группы. Обычно они электрически активны, часто имеют низкий предел растворимости,  $10^{15} - 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , (железо, никель, алюминий и др.) и ломают кристаллическую решетку. Загрязняющие примеси второй группы, испаряемые термически, имеют единственный, прямолинейный путь пробегания — от греющейся детали до растущего слоя или стенок камеры. Они не регистрируются лампами, измеряющими давление остаточных газов, так как лампы защищены от прямого попадания молекул Si. Поэтому легко представить случай, когда в любом сверхвысоком вакууме, например в космосе, слои будут расти дефектными и(или) иметь высокий фон электрической активности. Другая опасность — загрязнение слоев путем газового транспорта примесей от нагретых деталей. Уровень такого загрязнения зависит от давления газов в рабочем объеме, но так же, как и в

первом случае, снижается с уменьшением температуры греющихся деталей.

Первой нашей задачей было снижение температуры деталей рабочей камеры — всех присутствующих в ней материалов, за исключением пластин Si, нагрев которых предусмотрен технологией. Поэтому был выбран способ резистивного нагрева пластин Si (подложек и источников). В этом случае энергия непосредственно выделяется в нагреваемых пластинах Si. В методе МЛЭ при использовании электронной бомбардировки Si и Ge, при нагреве эффузионных ячеек значительная доля электроэнергии тратится на разогрев деталей рабочего объема. Иначе, как объяснить падение на порядки вакуума при эпитаксии? При радиационном нагреве пластин Si до  $1400^\circ\text{C}$  от металлических лент последние должны иметь более высокую температуру,  $\sim 1600^\circ\text{C}$ . В нашем случае (СМЛЭ) благодаря специальным мерам [6] наиболее горячими были металлические токоподводы. Они грелись до  $600^\circ\text{C}$  при температуре нагреваемой пластины Si-источника или подложки  $\sim 1400^\circ\text{C}$ . Металлические токоподводы не касались нагреваемых пластин Si [6], поэтому их температуру за счет более интенсивного охлаждения можно было снизить до значения  $< 600^\circ\text{C}$ .

Снижая температуру греющихся деталей, мы надеялись получить и получили „чистые“ слои в относительно невысоком вакууме,  $10^{-5} \text{ Па}$ , в однокамерной установке. Действительно, концентрация электрически активных примесей в наших ЭС Si была  $< 10^{13} \text{ см}^{-3}$ . С другой стороны, осаждение слоев Si:Er без специального напуска каких-либо газов, но в относительно невысоком вакууме,  $10^{-4} - 10^{-5} \text{ Па}$ , в атмосфере разнообразных газов (O, H, N, CH<sub>4</sub> и др.) позволило получить центры Er с рекордными значениями фото- и электролюминесценции на длине волны 1.5 мкм. При получении структур для конкретного прибора наши усилия по снижению температуры деталей могут оказаться чрезмерными. В этом случае требования к температуре греющихся деталей можно сделать менее строгими.

При резистивном нагреве пластин-источников оказалась важной возможность резкого (секунды) изменения их температуры. Это было необходимо для изменения концентрации примесей в структуре путем варьирования скорости эпитаксии. Возможность резко изменять температуру пластины-подложки ( $\sim 10 \text{ с}$ ) также важна для изменения скорости захвата примеси растущим слоем.

Подложки в нашей установке имели длину 100–150 мм, ширину 10 мм. Нами предложено решение проблемы резистивного нагрева плоских подложек практически любых размеров и конфигурации.

Разработан способ получения устойчивой зоны расплава на полупроводниковой пластине. Зона создавалась не электронной бомбардировкой, а резистивным нагревом. Температуры деталей рабочей камеры до и после плавления пластин-источников оставались теми же, т. е. невысокими. В результате эксперимента мы получили скорость осаждения 2 мкм/ч, что на порядок больше, чем

в МЛЭ. За 5 ч был выращен слой 10 мкм. Плотность дефектов (ямки избирательного травления)  $\sim 10^4 \text{ см}^{-3}$ , дефекты в виде капель практически отсутствовали. В отличие от МЛЭ в процессе эпитаксии из нашего расплава сохранялся базовый вакуум на уровне остаточного давления  $\sim 10^{-5}$  Па. Такой невысокий вакуум можно получить достаточно быстро. В этом смысле нет необходимости использовать для эпитаксии многокамерные установки. Таким образом, показано, что при получении молекулярного потока полупроводника неважно, в каком агрегатном состоянии находится источник его паров. Важна особенность его конструкции, которая и определит возможности и стоимость структуры и полупроводникового прибора в целом.

При выращивании сплавов  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  источником паров Ge в методе МЛЭ также является зона расплава массивного германия. Иногда взамен этого при получении сплава в вакуумную камеру, где идет осаждение термически испаряемого Si, напускается газ, содержащий атомы германия. О недостатках этих методов говорилось выше. Сплавы  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  получены нами иным способом. Температура эпитаксии была достаточно низкой, 500–600°C, а скорость эпитаксии — достаточно высокой, чтобы в условиях отсутствия накопления примесей обеспечить получение необходимых профилей легирования слоев. Толщина слоя  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ , концентрация Ge в Si хорошо воспроизводились. Распределение концентрации Ge в Si можно менять по заданной программе от 0 до 70%.

В технологии СМЛЭ был использован точный метод измерения температуры полупроводниковой пластины-подложки [7]. Метод основан на измерении собственной проводимости полупроводника. С его помощью можно было проградуировать показания инфракрасного пирометра. Применение термопар может загрязнить слой и дает ошибку измерения. Оказалось, что наша термопара занижала температуру подложки на 150°C при истинной 500°C.

Получение  $\delta$ -слоев  $n$ -типа в методе МЛЭ происходит обычно по схеме: процесс эпитаксии останавливается, при очень низкой температуре осаждаются сначала примесь, а затем слой полупроводника, далее производится твердофазная рекристаллизация, а затем дорастивание структуры при нормальных для эпитаксии температурах 500–800°C. Вследствие остановки роста при низкой температуре в структуре возникают дефекты, а затем при дорастивании — ускоренная диффузия и опять, хотя и в меньшей степени, сегрегация примеси, расширение и размытие границ  $\delta$ -слоя.

В нашем методе СМЛЭ, в условиях отсутствия сегрегации примеси, периодические селективно- и  $\delta$ -легированные структуры, т.е. легированные области практически любой толщины в широком интервале концентрации примеси, получались в процессе роста при нормальной для эпитаксии температуре, 500–600°C. При этом выращиваются слои с хорошими электрофизическими

характеристиками и результат достигается за счет изменения потока примеси, скорости или температуры эпитаксии. Число периодов практически неограниченно, например 500. В качестве лигатуры в селективно- и  $\delta$ -легированных слоях использовались примеси P, Sb, As, B, Al, Ga, Er, Ge. Эти слои могли быть получены в любом месте структуры. Они имели невысокую плотность дефектов кристаллической структуры. Концентрация носителей тока в селективно- и  $\delta$ -легированных слоях могла контролироваться меняться до  $10^{19}$ – $10^{20} \text{ см}^{-3}$ .

Отработана методика получения сильно легированных слоев с концентрацией электронов до  $3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  и предельно резких концентрационных переходов.

Значения холловской подвижности в наших слоях Si, слабо и сильно легированных примесями III и V групп, в интервале 78–500 К совпадали с их значениями в соответствующих массивных образцах; энергии ионизации примесей P, Sb, As, Al, B, Ga в слоях Si существенно не отличались от их значений в массивном Si; время жизни неосновных носителей заряда в слабо легированных слоях ( $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ ) составляло более 2 мкс [8,9]. Плотность дефектов упаковки и дислокаций в слоях достаточно низкая,  $10^2$ – $10^4 \text{ см}^{-2}$  [8,9].

В лавинно-пролетных диодах типа  $p^+-n-n^+$  доля ОПЗ, где происходит умножение электронов, велика и составляет 40–45%. На эту область приходится большая доля напряжения пробоя. Мы отработали метод получения структур типа  $p^+-n^+-n-n^{++}$ , область  $n^+$  легировалась P, Sb или Er и имела малую толщину, 5–20 нм [10]. В диодах, изготовленных на таких структурах, при  $n^+ = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  и  $n \approx 10^{16} \text{ см}^{-3}$  ширина ОПЗ оставалась большой, но область лавинного умножения и напряжение пробоя значительно уменьшались. Структуры такого типа ( $p^+-n^+-n\text{-Si:Er-n}^{++}$ ) оказались наиболее перспективными при изготовлении светодиодов на длину волны 1.5 мкм. В методе СМЛЭ имеется возможность выращивать структуры из ряда последовательно включенных, не влияющих друг на друга  $p$ - $n$ -переходов. Если  $p$ - $n$ -переходы были одинаковыми, то напряжение пробоя на сложной структуре возрастало пропорционально их числу. Эти эксперименты открывают возможность получения приборов не только в плоскости, но и в направлении роста структуры, т.е. в трех измерениях. Такая возможность важна для нанотехнологии. Большая толщина структуры из ряда  $p$ - $n$ -переходов (несколько мкм), а также требуемые малая толщина отдельных слоев, входящих в ее состав, и резкость концентрационных переходов создают трудности при их получении иными методами.

### 3. Заключение

Методом СМЛЭ в едином технологическом цикле можно вырастить многослойные наноразмерные эпитаксиальные структуры Si, Si:Er,  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ ,  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}:\text{Er}$  с необходимыми профилями легирования как донорными,

так и акцепторными примесями. Для этого нет необходимости дополнительно использовать ионную имплантацию, производить напуск каких-либо газов, в частности германа или  $O_2$ , вести эпитаксию в электрическом поле, останавливать рост во время  $\delta$ -легирования, проводить отжиг или твердофазную рекристаллизацию и т. п. Более того, все перечисленные методы не столько решают проблему легирования в МЛЭ, сколько создают новые — приводят к появлению дефектов кристаллической структуры и удорожанию без того дорогой технологии МЛЭ. Стоимость оборудования для СМЛЭ на порядок меньше, чем в МЛЭ, и сравнима со стоимостью оборудования для осаждения металлических покрытий. Метод СМЛЭ делает решение задачи изготовления прибора в едином технологическом цикле более реальным.

Метод СМЛЭ в основном удовлетворяет требованиям, указанным в вводной части настоящей статьи.

В настоящее время на основе технологии СМЛЭ ведется разработка методов эпитаксии Si/Si:Er-структур для применения в инфракрасном диапазоне. К настоящему моменту наши диодные структуры по интенсивности электролюминесценции при 300 К и фотолюминесценции при 77 К существенно превосходят зарубежные аналоги.

Более ранние достижения связаны с изготовлением лавинно-пролетных диодов в диапазоне длин волн от 3 см до 1 мм, диодов с накоплением заряда с временем переключения менее 15 пс, широкополосных шумовых диодов диапазона частот от единиц ГГц до  $> 200$  ГГц. Диоды имеют характеристики либо мирового уровня, либо существенно их превышающие.

Источники финансирования работы: РФФИ (гранты № 07-02-01304 и 09-02-00898), грант NWO 047.011.2005.003 и Рособразование (РНП № 2.1.1.3615).

## Список литературы

- [1] G. Franzo, S. Coffa, F. Priolo, C. Spinella. *J. Appl. Phys.*, **81** (6), 2784 (1997).
- [2] J.F. Nützel, G. Absteiter. *J. Appl. Phys.*, **78**, 937 (1995).
- [3] В.П. Кузнецов. Автореф. канд. дис. (Горький, ГИФТИ, 1973).
- [4] В.П. Кузнецов, В.А. Толочасов, А.Н. Туманова. *Кристаллография*, **24**, 1028 (1979).
- [5] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, О.А. Кузнецов, Л.Е. Николаева, Т.М. Зотова, Н.В. Гудкова. *Неорг. матер.*, **27**, 1337 (1991).
- [6] В.П. Кузнецов. А.с. СССР № 343324, приор. от 1970 г.
- [7] В.П. Кузнецов, В.В. Постников. *Завод. лаб.*, **36** (8), 977 (1970).
- [8] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, Н.А. Алябина. *Электронная промышленность*, № 9, 57 (1990).
- [9] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. *ФТП*, **34**, 519 (2000).
- [10] В.П. Кузнецов, Д.Ю. Ремизов, В.Б. Шмагин, К.Е. Кудрявцев, В.Н. Шабанов, С.В. Оболенский, О.В. Белова, М.В. Кузнецов, А.В. Корнаухов, Б.А. Андреев, З.Ф. Кrasil'ник. *ФТП*, **41**, 1329 (2007).
- [11] V.B. Shmagin, S.V. Obolensky, D.Yu. Remizov, V.P. Kuznetsov, Z.F. Krasilnik. *IEEE J. Select Topics Quant. Electron.*, **12**, 1556 (2006).
- [12] T. Gregorkiewicz, B.A. Andreev, M. Forcales, I. Izeddin, W. Jantsch, Z.F. Krasilnik, D.I. Kryzhkov, V.P. Kuznetsov, J.M. Zavada. *IEEE J. Select. Topics Quant. Electron.*, **12**, 1539 (2006).

*Редактор Л.В. Шаронова*

## Sublimation molecular beam epitaxy of silicon structures

*V.P. Kuznetsov<sup>+</sup>, Z.F. Krasil'nik\**

<sup>+</sup> Physical Technical Research Institute,  
N.I. Lobachevskii University of Nizhny Novgorod,  
603950 Nizhny Novgorod, Russia

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

**Abstract** Various methods of growing single crystal silicon based structures have been analyzed. The peculiarities and advantages of sublimation molecular beam epitaxy are discussed.