

УДК 621.315.592

О способах испарения Si и легирующих примесей в методах вакуумной эпитаксии

© В.П. Кузнецов[¶], Н.А. Алябина, В.А. Боженкин, О.В. Белова, М.В. Кузнецов

Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,
603950 Нижний Новгород, Россия

(Получена 7 июня 2007 г. Принята к печати 20 июня 2007 г.)

Слои Si выращены методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии при 500–900°C со скоростью 1 мкм/ч в вакууме 10^{-5} Па. Показана возможность изменения концентрации Sb в слоях Si в интервале от 10^{15} до 10^{20} см⁻³ путем изменения температуры эпитаксии. Анализируются возможности разных способов испарения Si и легирующих примесей в вакууме.

PACS: 73.20.Nb, 73.40.Lg, 78.60.Fi, 85.30.Kk

1. Введение

В текущем столетии кремний и сплавы кремния с германием остаются основными полупроводниковыми материалами электроники. Наиболее перспективным для выращивания наноразмерных структур Si и Si_xGe_{1-x} считается метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Слои Si, полученные методом МЛЭ, имеют невысокую плотность дефектов кристаллической структуры. Уже этим метод МЛЭ выгодно отличается от ионной имплантации. Необходимость разложения молекул газа в газовой эпитаксии ограничивает температуру и скорость осаждения слоев. В отличие от ионной имплантации и газовой эпитаксии, МЛЭ позволяет выращивать эпитаксиальные слои Si при низких температурах 400–600°C, резко открывать и закрывать заслонкой потоки легирующих примесей. Ожидалось, что использование МЛЭ позволит создавать не только структуры, но и приборы в едином технологическом цикле, включающем осаждение в вакууме металла, защитных и других покрытий. Однако результаты, получаемые методом МЛЭ Si в его наиболее распространенном классическом варианте, на сегодняшний день ниже ожидаемых. Возможности и стоимость метода определяются устройством источников паров Si, Ge и легирующих примесей.

Легирующая примесь в методе МЛЭ испаряется из эффузионной ячейки. Недостатки [1–3]: 1) Вследствие тепловой инерции тигля нет возможности прецизионно и, в частности, резко (секунды) менять поток примеси. 2) Опасность возгорания или отравления примесью. 3) Загрязнение слоев примесями от прошлых испарений.

Источниками паров Si и Ge в МЛЭ являются зоны расплавов этих материалов. Они создаются электронной бомбардировкой. В этом случае для эпитаксии необходима дорогая многокамерная установка, имеющая сверхвысокий базовый вакуум $\sim 10^{-9}$ Па. Другие недостатки: низкая скорость эпитаксии (~ 0.1 мкм/ч), наличие спецдефектов — капель. Небольшая скорость эпитаксии

является одной из причин [2] накопления (сегрегации) примесей на поверхности роста. Следствия накопления: появление дополнительных дефектов кристаллической структуры, трудности при выращивании слоев с нужным профилем легирования, в частности, резких концентрационных переходов сильно- и δ -легированных структур. По данным [1], 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°C слои Si:Sb удастся пролегировать в узком диапазоне до концентрации 10^{16} см⁻³ [1]. Все сказанное является причиной того, что МЛЭ не занимает доминирующих позиций в электронной технике, несмотря на то, что разработка методов ионной имплантации, газовой и вакуумной эпитаксии началась почти одновременно, 50–60 лет назад. Метод сублимационной МЛЭ (СМЛЭ) имеет ряд преимуществ [2,3].

Перенос примесей P, Sb, As, Ga, Al, B, Eг из сублимирующих пластин Si в эпитаксиальный слой исследован нами в широком диапазоне параметров роста [2,3]. Найдено, что закономерности переноса примесей в методах МЛЭ и СМЛЭ существенно различаются. В частности, определены условия (низкая температура и высокая скорость эпитаксии, кристаллографическая ориентация поверхности [2]), при которых указанные примеси переносятся в СМЛЭ-слой практически без десорбции и накопления на поверхности слоя. В этом случае любой примесный профиль получался обычным способом — путем изменения потока легирующей примеси [2,3].

В настоящей работе продолжено исследование переноса примесей в эпитаксиальный слой Si из сублимирующей пластины Si. Исследованы профили концентрации электронов в слоях Si:Sb, осажденных при разных температурах. Одна из целей — демонстрация на примере Sb возможности изменения в широких пределах концентрации примеси в слоях Si путем варьирования температуры подложки в процессе эпитаксии. Другая

[¶] E-mail: Kuznetsov_VP@mail.ru

цель — анализ возможностей разных способов испарения Si и легирующих примесей в методах вакуумной эпитаксии.

2. Методы получения и исследования

Слои Si выращивались методом СМЛЭ [2,3] в относительно невысоком вакууме 10^{-5} Па, но без напуска каких-либо газов. Однокамерная вакуумная установка изготовлена в НИФТИ ННГУ. Вакуумные уплотнения — резина, средство откачки — паромасляный диффузионный насос. Парциальное давление газов в процессе эпитаксии, Па: $H_2 \sim 10^{-5}$, $N_2 \sim 10^{-5}$, $N \sim 10^{-6}$, $H_2O \sim 10^{-7}$, $O_2 \sim 10^{-7}$, O (или CH_4) $\sim 10^{-7}$, углеводороды $4 \cdot 10^{-7}$. При легировании сурьмой источником паров Si и Sb была пластина, вырезанная из монокристаллического слитка КЭС 0.008 с концентрацией электрически-активной сурьмы $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. При необходимости поток сурьмы от источника мог быть увеличен в 100 раз. Слои выращивались на Si (100) со скоростью 1 мкм/ч. Распределение концентрации электронов по толщине исследовалось электрохимическим вольт-фарадным или холловским методом с послойным травлением.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены профили концентрации электронов в слоях Si : Sb. Из рисунка видно (кривые 1–6), что с изменением температуры подложки T во время роста слоев в интервале 500–900°C концентрация электронов в слоях N меняется на 3 порядка. Интервал температур эпитаксии для слоев Si : Sb можно разделить на три области, °C: I — $T \geq 800$, II — $730 \geq T \geq 540$, III — $T \leq 500$. Они различаются по скорости процессов захвата примеси растущим слоем и десорбции ее с поверхности. От соотношения этих скоростей зависят величина и распределение концентрации примеси в слое. Существование подобных температурных областей типично для многих легирующих примесей, исключением является бор.

I область, $T \geq 800^\circ\text{C}$. При $T \geq 800^\circ\text{C}$ поток атомов Sb в объем слоя в состоянии атома Sb с четырьмя связями много меньше ее потока на поверхность от источника. Поскольку температура T достаточно высока, велика и скорость десорбции Sb. Благодаря этому быстро устанавливаются стационарная концентрация примеси на поверхности и ее поток в объем слоя. Переходных областей на концентрационных профилях не наблюдается (кривые 1, 2).

II область, $730 \geq T \geq 540^\circ\text{C}$. В слоях Si : Sb, осажденных в интервале 540–730°C, наблюдаются переходные области, где концентрация N в слое возрастает с увеличением его толщины d до стационарного

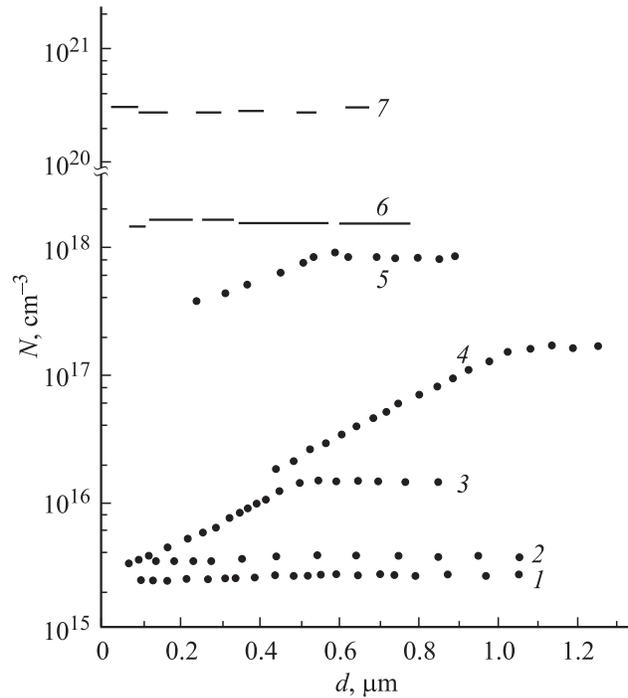


Рис. 1. Распределение концентрации электрически активной Sb в слоях Si : Er, осажденных при разных температурах. T , °C: 1 — 890, 2 — 830, 3 — 730, 4 — 600, 5 — 540, 6 — 500, 7 — 500, и увеличенный поток сурьмы.

значения N_s . Толщина переходной области d_b имеет максимальное значение 1 мкм при $T = 600^\circ\text{C}$. С увеличением или уменьшением температуры T от 600°C d_b уменьшается практически до нуля. Существование переходной области объясняется накоплением сурьмы на поверхности растущего слоя до стационарного значения. В условиях накопления концентрация N электронов (сурьмы) в слое растет с увеличением толщины слоя d (концентрация сурьмы на поверхности) нелинейно, по закону $N \propto d^2$. Теоретические исследования показали, что указанную зависимость можно объяснить, полагая, что сурьма десорбирует с поверхности в виде двухатомных молекул. Подобная зависимость для (110) слоев Si : Sb имеет иной вид $N \propto d^{1.3}$ [4].

Накопление примеси является причиной образования дефектов кристаллической структуры в слоях Si. Указанные дефекты наблюдались после избирательного травления. При концентрации накопленной примеси 10^{14} см^{-2} и более их плотность составляет 10^4 – 10^7 см^{-2} . На подложках Si (111) и Si (110) такими дефектами в слоях Si являются дефекты упаковки [3]. Для слоев Si (100) дефекты выглядят как округлые ямки диаметром ~ 1 мкм. Вероятно, это места выделения примеси, формирующиеся в процессе роста слоя. Наблюдение на сколе показало, что они представляют собой столбики с направлением [100] (направление роста слоя) и зарождаются на расстоянии от границы с подложкой. Для слоев Si : Sb с ориентацией (110) и (111) также замечены

примесные атмосферы на дефектах упаковки. Накопление на поверхности роста молекул газа — причина срыва эпитаксии при $T < 400\text{--}500^\circ\text{C}$. Однако МЛЭ, где базовый вакуум высок — 10^{-9} Па, в этом плане преимуществ не имеет, так как вакуум в процессе эпитаксии существенно ниже базового, значительно меньше и скорость эпитаксии.

III область, $T \leq 500^\circ\text{C}$. Зависимость стационарной концентрации электронов в слое N_s от температуры эпитаксии T показана на рис. 2. Она имеет вид экспоненты. Максимальное значение $N = 2.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ наблюдается при $T = 500^\circ\text{C}$. Оно не сильно (в 2 раза) отличается от концентрации электронов $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ в исходном источнике КЭС-0.008. Это свидетельствует о том, что при $T = 500^\circ\text{C}$ сурьма практически полностью переносится из источника на поверхности слоя Si. Заметим, что концентрация фосфора в условиях полного переноса также в 2 раза отличалась от концентрации в источнике. Возможно, половина атомов примеси на поверхности (100) Si-слоя попадает в такую позицию, откуда десорбирует практически мгновенно. При низких $T \leq 500^\circ\text{C}$ скорость вхождения Sb в объем возрастает настолько, что переходная область исчезает (рис. 1, кривая б). В условиях отсутствия накопления и слабой десорбции сурьма, падающая на поверхность слоя, встраивается в его объем практически полностью и мгновенно. Увеличив поток Sb от источника при $T = 500^\circ\text{C}$, мы получали слои Si : Sb с концентрацией до $3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1, кривая 7). Заметим, что увеличение потока сурьмы при температуре эпитаксии $T \geq 800^\circ\text{C}$ концентрацию электронов в слоях изменяло слабо.

В нашем методе температуру подложки T в интервале $500\text{--}900^\circ\text{C}$ или скорость эпитаксии можно менять за несколько секунд и тем самым резко варьировать концентрацию Sb в слое при постоянной концентрации молекул сурьмы в потоке от источника. В частности, таким способом изменяя T от 500°C до $T \geq 800^\circ\text{C}$ и наоборот, при скорости эпитаксии $V = 1 \text{ мкм/ч}$ были получены резкие $n\text{--}n^+$ - и $n^+\text{--}n$ -переходы, селективно легированные слои. Однако $n\text{--}n^+$ -, $n^+\text{--}n$ - и δ -области можно получить и другим способом, резко изменяя температуру и(или) скорость роста от тех значений, когда сегрегация Sb на поверхности есть, к тем, когда она отсутствует и наоборот. В нашем случае n -области росли при $T = 600^\circ\text{C}$ и $V = 1 \text{ мкм/ч}$ (примесь накапливается). При этих условиях концентрация электронов в слое $N \approx 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Концентрацию сурьмы, накопленной на поверхности слоя, легко подсчитать. Для получения n^+ -области температура эпитаксии резко снижалась до $T \leq 500^\circ\text{C}$ на несколько секунд, чтобы накопленная сурьма вошла в слой. Так, при скорости 1 мкм/ч за 4 секунды вырастал n^+ -слой толщиной $\sim 1 \text{ нм}$. Толщина n^+ -слоя не может быть более 1 нм , так как после четырех секунд эпитаксия снова переводилась в режим накопления Sb ($T = 600^\circ\text{C}$) и в объем она будет

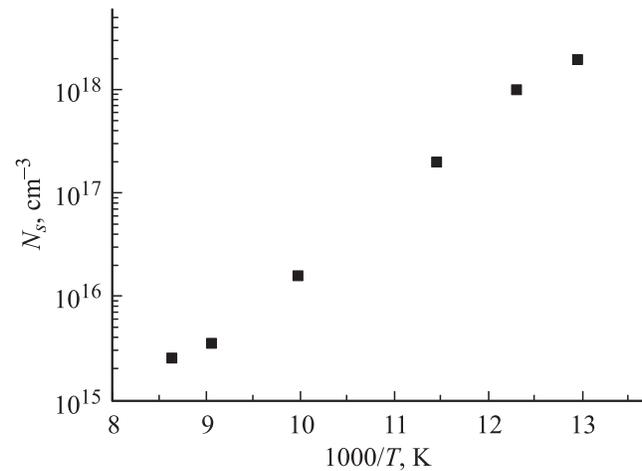


Рис. 2. Зависимость стационарной концентрации сурьмы в слоях Si : Sb от температуры эпитаксии.

входить слабо ($N \approx 10^{15} \text{ см}^{-3}$). Концентрация электрически активной Sb в δ -слое определяется в этом случае просто методом Холла. В нашем δ -слое она достигала 10^{20} см^{-3} . Нами были получены периодические δ -структуры с числом периодов до 500.

В СМЛЭ кремния нет проблем легирования донорными примесями. Теперь о легировании акцепторными примесями. Основной из них в методе МЛЭ является бор. Примесь бора в кремнии независимо от того, что является источником его паров, эффузионная ячейка в методе МЛЭ или пластина Si : В в методе СМЛЭ, полностью переносится в слой Si при любой температуре эпитаксии. Это обусловлено тем, что: 1) бор испаряется в виде одиночных атомов; 2) энергия связи В—Si больше, чем энергия связи Si—Si. Однако, чтобы создать необходимый поток бора, температура эффузионной ячейки в методе МЛЭ должна быть очень высокой. Это является одним из недостатков метода МЛЭ. В СМЛЭ-методе источником бора является пластина кремния Si : В. При ее резистивном нагреве в методе СМЛЭ молибденовые токоподводы, как и обычно, греются до температуры около 600°C [5]. В методе СМЛЭ кроме бора используются примеси Al, Ga.

Процесс роста и легирования слоев Si в методе СМЛЭ является неравновесным, так как потоки молекул Si и Sb на поверхность растущего слоя много больше обратных потоков. Тем не менее это не мешает выращивать как высокоомные, так и высоколегированные слои с достаточно совершенной кристаллической структурой. Концентрация Sb в слоях Si : Sb, выращенных при 500°C , достигала $3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, что на много порядков больше равновесной концентрации Sb в Si при этой температуре. Примерно такие же максимальные концентрации носителей имели слои Si, легированные при $T = 500^\circ\text{C}$ примесями P, As, Ga, несмотря на то что эти примеси имеют разные значения равновесной растворимости и разные тетраэдрические ковалентные радиусы в Si.

О других особенностях метода СМЛЭ. Потоки молекул кремния и примесей создаются путем резистивного нагрева пластин Si, легированных необходимыми примесями. В потоке от источника на один атом примеси приходится от 100 и более атомов кремния. Адсорбируясь вместе на поверхностях камеры и греющихся деталей, атомы кремния в нашем случае надежно закрывают примесь. Это сводит к минимуму опасность отравления, возгорания, загрязнения примесями от прошлых испарений.

Пластины — источники паров — находятся в твердом состоянии. Скорость испарения атомов Si из твердого состояния — до 20 мкм/ч. Такая скорость в МЛЭ недосяжима.

Слой Si методом СМЛЭ можно выращивать в относительно невысоком вакууме 10^{-5} Па. Они содержат большое количество (до 10^{20} см $^{-3}$) примесей O, C [3], N, H и др. Их источником являются газы вакуумного остатка. Однако при наших скоростях эпитаксии это не мешает выращивать достаточно совершенные и самые „чистые“ слои ($\rho > 10^3$ Ом·см). С другой стороны, именно такое количество примеси необходимо для активации люминесценции Eg в слоях Si. Замечательно, что окружение атомов Eg в наших слоях состоит из *различных* примесей. Вероятно, поэтому наши центры Eg имеют более глубокие донорные уровни и являются более эффективным [6–8] источником фото- и электролюминесценции. Для того чтобы атому Eg иметь такие же примесные атмосферы в процессе МЛЭ, необходимо напускать большое число *различных* газов, и вакуум будет 10^{-7} – 10^{-8} Па, что значительно ниже базового. Если учесть, что в МЛЭ скорость эпитаксии мала, а температура металлических деталей рабочего объема довольно высокая, это может привести к загрязнению слоев, например путем газового транспорта. Так или иначе, но для применения электронной бомбардировки сверхвысокий вакуум необходим, и снижение его путем напуска большого количества разных газов в этом случае вряд ли возможно.

Обратим внимание еще на одну проблему. В методе СМЛЭ источником загрязнения могут быть вакуумные насосы, например ГИНЫ, в которых происходит распыление и адсорбция титана. Эти примеси в слое могут переноситься путем газового транспорта и могут оказаться более активными, чем Eg при формировании примесных атмосфер. Тогда напуск газов, необходимый для активации люминесценции, будет неэффективен. По сути дела это и наблюдалось нами. Таким образом, при напуске в процессе эпитаксии различных газов и работе в невысоком вакууме важен состав газов вакуумного остатка.

В МЛЭ источником паров Si или Ge служат зоны расплавов этих материалов, в СМЛЭ они испаряются из твердого состояния. Для получения расплавов в МЛЭ используется электронная бомбардировка. Это, как указывалось выше, приводит к удорожанию технологического оборудования на порядок (необходимость

создания сверхвысокого вакуума и многокамерных установок), а малая скорость эпитаксии делает практически невозможным легирование. Трудно представить единый недорогой технологический цикл изготовления прибора, если, например, для получения n^+ -слоя (под металл) МЛЭ-структура должна подвергаться ионной имплантации донорной примесью с последующим отжигом в атмосфере газа и т.п. Представлялось интересным выяснить, насколько важно то или иное агрегатное состояние зоны испарения полупроводника. С этой целью мы провели серию осаджений Si из зоны расплава. Она была сосредоточена в центре пластины Si, но создавалась не электронной бомбардировкой, а обычным резистивным нагревом. Температуры стенок и деталей рабочей камеры до и после расплавления пластин — источников паров Si — оставались теми же — невысокими. Время существования зоны расплава практически не ограничено. В результате эксперимента мы получили скорость осаждения 2 мкм/ч, что на порядок больше, чем в МЛЭ. За 5 часов при 600°C был выращен слой толщиной 10 мкм. При необходимости из зоны расплава или твердого источника мы выращивали слои толщиной 100 мкм. Слои такой толщины методом МЛЭ получить практически невозможно. Плотность дефектов (следов избирательного травления) обычная, $\leq 10^4$ см $^{-2}$. Дефекты в виде капель практически отсутствовали, так как температура расплава была невелика. Слой имел невысокую концентрацию донорных центров $\sim 10^{14}$ см $^{-3}$ — примесей исходного источника паров Si. В отличие от МЛЭ в процессе эпитаксии из нашего расплава сохранялся базовый вакуум 10^{-5} Па. Такой невысокий вакуум можно получить быстро. В этом смысле для эпитаксии отпадает необходимость в дорогих многокамерных установках. Таким образом, при получении потока молекул полупроводника не важно, в каком агрегатном состоянии находится источник его паров. Важны особенности его конструкции, которые и определяют возможности эпитаксии и стоимость технологического оборудования при производстве конкретного полупроводникового прибора. Однако, принимая во внимание весь аспект проблем эпитаксии, мы считаем, что есть необходимость использовать конструкцию, подобную нашей, позволяющую в процессе эпитаксии менять агрегатное состояние зон испарения. Подробнее об этом в следующей публикации.

4. Заключение

Исследовано распределение сурьмы в слоях Si : Sb, выращенных методом СМЛЭ при разных температурах T в интервале 500–900°C. Наблюдалось три температурных режима. Существование подобных температурных областей эпитаксии типично для многих примесей.

1. При $T \geq 800^\circ\text{C}$ вследствие сильной десорбции концентрация сурьмы в слоях Si : Sb была на 3 порядка меньше концентрации в исходном источнике. По толщине слоев сурьма распределялась равномерно. Накопления сурьмы на поверхности роста не наблюдалось.

II. Сильная сегрегация Sb, большие переходные области (до 1 мкм) на профилях концентрации электронов обнаружены для $730 \geq T \geq 540^\circ\text{C}$.

III. При $T \leq 500^\circ\text{C}$ сурьма, попадающая на поверхность слоя, практически полностью входила в слой. При СМЛЭ этот эффект наблюдался нами ранее [2,3] для всех мелких донорных и акцепторных примесей, а также для глубоких центров Er. На протяжении десятков лет он использовался нами в приборных структурах для получения сильно-, селективно- и δ -легируемых областей путем изменения потока примесей [2,3].

В настоящей работе на примере сурьмы предложены иные способы изменения концентрации примеси в слоях Si — путем варьирования (режимы I–III) температуры подложки или скорости эпитаксии. Концентрацию электронов в слоях Si:Sb удалось изменять в интервале $10^{15}–10^{20}\text{ см}^{-3}$. Заметим, что используемые нами для эпитаксии температуры $500–800^\circ\text{C}$ достаточно низки, чтобы исключить диффузионные процессы, но достаточно высоки, чтобы даже в условиях невысокого вакуума (10^{-5} Па) свойства кристаллической структуры слоев и электрофизические параметры были такие же, как у массивного Si [2,3] металлургического происхождения.

В МЛЭ источником паров Si является зона расплава. Она создается методом электронной бомбардировки. В качестве альтернативы ему в настоящей работе применен новый способ получения расплава полупроводника путем резистивного нагрева пластины. В отличие от МЛЭ это позволило выращивать слои хорошего качества в невысоком (дешевом) вакууме 10^{-5} Па . Скорость эпитаксии при этом была достаточно большой, чтобы обеспечить нужные профили легирования. Тем самым было показано, что для качественной эпитаксии важно не агрегатное состояние зоны испарения Si, а конструктивные особенности источника его паров.

Сообщаем, что методом СМЛЭ получены расплавы Si с Ge. Содержание Ge в Si — до 70–80%. Скорость эпитаксии была достаточна, чтобы обеспечить необходимые профили легирования.

В методе СМЛЭ имеется возможность выращивать структуры, состоящие из ряда $p-n$ -переходов, каждый из которых работает независимо [3]. Таким образом, открывается возможность получения приборов не только в плоскости, но и в направлении роста структуры, т.е. в трех измерениях. Такая возможность важна для нанотехнологии.

Методом СМЛЭ в едином технологическом цикле можно вырастить эпитаксиальные структуры на основе Si, Si:Er, Si_xGa_{1-x}, Si_xGa_{1-x}: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, вести эпитаксию в электрическом поле, останавливать рост во время δ -легирования, проводить отжиг или твердофазную рекристаллизацию и т.п. Тем более, что все эти методы не столько решают проблему легирования

в МЛЭ, сколько создают новые — приводят к появлению дефектов кристаллической структуры и удорожанию без того дорогой МЛЭ-технологии. Стоимость СМЛЭ-оборудования на порядок меньше, чем в МЛЭ, и сравнима со стоимостью оборудования для осаждения металлических покрытий. Метод СМЛЭ позволяет объединить разные операции при изготовлении прибора в единый технологический цикл. В течение десятилетий на СМЛЭ-структурах делаются приборы СВЧ-диапазона: лавинно-пролетные диоды, диоды с накоплением заряда, шумовые диоды. Результаты исследования их параметров свидетельствуют о широких возможностях метода.

При измерении концентрационных профилей большая работа проделана Л.Т. Щипковой.

Авторы благодарят О.Н. Горшкова (НИФИ ННГУ) и З.Ф. Красильника (ИФМ РАН г. Н.Новгород) за внимание к работе.

Список литературы

- [1] J.F. Nuzel, G. Absteier. *J. Appl. Phys.*, **78**, 937 (1995).
- [2] В.П. Кузнецов, А.Ю. Андреев, Н.А. Алябина. *Электронная промышленность*, **9**, 57 (1990).
- [3] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. *ФТП*, **34**, 519 (2000).
- [4] В.П. Кузнецов, В.А. Толмасов, А.Н. Туманова. *Кристаллография*, **24**, 1028 (1979).
- [5] В.П. Кузнецов. А.с. СССР, № 343324, приоритет от 1970 г.
- [6] V.B. Shmagin, S.V. Obolensky, D.Yu. Remizov, V.P. Kuznetsov, Z.F. Krasilnik. *IEEE J. Select. Topics Quant. Electron.*, **12** (6), 1556 (2006).
- [7] T. Gregorkiewicz, B.A. Andreev, M. Forsales, I. Izzedin, W. Jantsch, Z.F. Krasil'nik, D.I. Krizhov, V.P. Kuznetsov, J.M. Zavada. *IEEE J. Select. Topics Quant. Electron.*, **12** (6), 1539 (2006).
- [8] В.П. Кузнецов, Д.Ю. Ремизов, В.Н. Шабанов, Р.А. Рубцова, М.В. Степихова, Д.И. Крыжков, А.Н. Шушунов, О.В. Белова, З.Ф. Красильник, Г.А. Максимов. *ФТП*, **40**, 868 (2006).

Редактор Л.В. Беляков

On the ways of Si and doping impurity evaporation in the vacuum epitaxy methods

V.P. Kuznetsov, N.A. Aljabina, V.A. Bozhenkin,
O.V. Belova, M.V. Kuznetsov

Physicotechnical Research Institute
of Lobachevsky State University,
603950 Nizhni Novgorod, Russia

Abstract Si layers were grown by sublimation molecular-beam epitaxy with the velocity of $1\text{ }\mu\text{m/h}$ at the substrate temperature of $500–900^\circ\text{C}$ and pressure of 10^{-5} Па . The possibility of the variation of Sb concentration in Si layers from 10^{15} to 10^{20} см^{-3} by changing epitaxy temperature is shown. The abilities of various ways of Si and doping impurity evaporation in vacuum are analyzed.