

Раздел III. Нанотехнологии

УДК 538.9

DOI 10.18522/2311-3103-2016-9-134144

**А.Н. Яценко, В.Н. Лозовский, С.Н. Чеботарев,
Л.С. Лунин, А.С. Пашченко, М.Л. Лунина, Г.А. Еремеев**

МЕТОД ЗОННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ ДИСКРЕТНОГО ИСТОЧНИКА

Предложен и исследован новый метод нанесения тонких слоев и островковых структур большой площади термическим испарением в вакууме. Отличительной особенностью метода является использование источника дискретного типа. Массоперенос ростового вещества из такого источника осуществляется на подложку через тонкую вакуумную зону. Дискретный источник представляет собой систему локальных испарителей, расположенных в приповерхностном слое некоторой несущей пластины. Указанная конструкция ростовой ячейки обеспечивает возможность получения однородных совершенных слоев и структур на площадках большой площади, полный перенос ростового вещества и примесей от источника к подложке, существенное снижение требований к уровню вакуума в рабочей камере. В работе рассмотрено влияние размеров и поверхностной плотности локальных испарителей на геометрические свойства напыляемого слоя. Предложено математическое выражение, позволяющее исследовать закономерности процесса осаждения вещества на подложке и оценивать степень неоднородности толщины наращиваемого слоя δ . Показано, что для получения однородных по толщине слоев необходимо выполнение условия $l > l_k$, где l и l_k – толщина вакуумной зоны и ее критическое значение соответственно. Полученные экспериментальные данные подтверждают выводы теории. При этом реальные значения δ всегда несколько меньше расчетных. Предложенным методом получены германиевые эпитаксиальные однородные по толщине слои на кремниевых подложках диаметром 100мм. Типичная полуширина кривых качания для германиевых слоев толщиной 1000–3000 нм составляет приблизительно 150 угловых секунд. Удовлетворительные данные рентгеновских исследований позволяют судить о перспективности предложенного метода.

Зонная термическая перекристаллизация из дискретного источника; кремний; германий; эпитаксиальные слои.

**A.N. Yatsenko, V.N. Lozovskii, S.N. Chebotarev,
L.S. Lunin, A.S. Pashchenko, M.L. Lunina, G.A. Ereemeev**

METHOD OF ZONE THERMAL RECRYSTALLIZATION FROM DISCRETE SOURCE

A new method of applying thin layers and island structures of large area thermal evaporation in a vacuum was proposed and investigated. A distinctive feature of this method is the use of a discrete source type. Mass transfer of growth substances from a source to the substrate is carried out through the thin vacuum zone. Digital power is a system of local evaporators located in the surface layer of a carrier plate. This construction enables the growth of the cell to obtain homogeneous layers and structures committed to a plate large area, complete transfer of the growth substances and impurities from the source to the substrate, a significant reduction in requirements for the vacuum in the chamber. The paper considers the influence of the size and the surface density of the local evaporators on the geometric properties of the deposited layer. The mathematical expression is proposed that allows to explore the patterns of deposition process on the substrate

material and assess the degree of heterogeneity of the thickness δ incremental layer. It is shown that to obtain uniform thickness of layers necessary to satisfy the condition $l > l_k$, where l and l_k – the thickness of the vacuum zone and its critical value, respectively. The experimental data confirm the conclusions of the theory. At the same time the real value δ is always slightly less than estimated. Proposals received by the germanium epitaxial layers of uniform thickness on silicon wafers with a diameter of 100mm. A typical half-width of the rocking curves for the germanium layer thickness 1000–3000 nm is about 150 arc seconds. Satisfactory evidence of X-ray studies allow us to judge the prospects of the proposed method.

Zone thermal regrowth from a discrete source; silicon; germanium; epitaxial layers.

Введение. Одной из основных тенденций современной полупроводниковой технологии является разработка и совершенствование методов получения гетероструктур, включающих тонкие слои [1] и островковые структуры на подложках большого диаметра [2–4]. Универсальным методом получения подобных структур является молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) [5]. Обеспечивая высокое качество подобных структур, МЛЭ обладает рядом недостатков, сдерживающих использование этого метода в массовом производстве [6]. К недостаткам МЛЭ относятся низкие коэффициенты переноса ростового вещества и активных примесей с малыми коэффициентами прилипания [7], очень высокие требования к вакууму в рабочей камере [8], трудности создания однородных гетероструктур на подложках большой площади [9]. Эти недостатки преодолеваются на пути дальнейшего усложнения и удорожания оборудования МЛЭ. Поэтому актуальны разработки таких модификаций МЛЭ, которые в применении к тем или иным частным задачам полупроводниковой технологии, не обладали бы описанными выше недостатками классического варианта МЛЭ. Одной из таких модификаций МЛЭ является метод зонной сублимационной перекристаллизации (ЗСП) [10].

В типичном варианте метода ЗСП сублимирующий источник ростового материала и подложка являются плоскопараллельными пластинами с микроразмерным расстоянием между ними l , удовлетворяющим условиям [11]:

$$l \ll D, l \ll \lambda, \quad (1)$$

где D – диаметр пластин, λ – средняя длина свободного пробега атомов в вакуумном зазоре между источником и подложкой. Выполнение условия $l \ll D$ при ЗСП обеспечивают снижение давления остаточных газов в ростовой микроячейке P на несколько порядков по сравнению с давлением в рабочей камере [12]. Коэффициент переноса атомов ростового вещества и активных примесей (включая примеси с малыми коэффициентами прилипания) приближается к единице. Достоинства метода ЗСП усиливаются при увеличении площади пластин источника и подложки. Основным недостатком метода является отсутствие возможности производить нагрев источника напыляемого вещества выше температуры его плавления. Это значительно снижает верхний температурный предел процесса ЗСП. Для некоторых веществ, имеющих в твердом состоянии чрезвычайно низкое давление сублимирующих паров, скорости напыления оказываются настолько низкими, что метод ЗСП для них вообще неприменим. К указанным веществам относятся 14 элементов периодической системы, включая, например Ge [13–15].

Для иллюстрации изложенного сравним значения скоростей осаждения методом ЗСП германия и кремния [16]. Если за минимальную технологически приемлемую скорость роста слоя принять $v_{min} = 10$ нм/ч, что не снижает общности дальнейших рассуждений, то рабочий температурный диапазон ΔT_{Si} для получения методом ЗСП эпитаксиальных слоев кремния составляет более 200 °С, а максимальная скорость роста v_{max} превышает 50 мкм/ч. Указанные значения ΔT_{Si} и v_{max} достаточны для управляемого и технологичного наращивания методом ЗСП кремниевых слоев в широком диапазоне толщин. Для германия $\Delta T_{Ge} \approx 50$ °С, а $v_{max} < 50$ нм/ч. Следовательно, методом ЗСП можно выращивать германиевые слои,

толщины которых лежат в глубоком нанометровом диапазоне. Это существенно снижает возможности практического использования метода ЗСП для германия и подобных материалов.

Данная статья посвящена разработке свободной от указанных ограничений методики получения слоев и островковых структур, основанной на принципах ЗСП, но позволяющей использовать жидкофазные источники ростового вещества. В качестве модельного ростового вещества использован германий.

Теория. Пока пластина-источник ростового вещества остается твердой горизонтальность ее расположения в методе ЗСП не требуется [17]. При повороте сэндвича «источник-подложка» на сколь угодно большой угол α сохраняется плоскопараллельность поверхностей испарения и конденсации и выполняются условия (1). При переходе пластины-источника в жидкое состояние возникает несовместимое с первым из указанных условий требование к точности горизонтального расположения пластины. Так, для сэндвичей диаметром $D \geq 100$ мм и толщиной вакуумной зоны $l \approx 0.1$ мм допустимый угол отклонения $\alpha_{кр}$ ориентации поверхности пластины-источника от поверхности образовавшегося из нее горизонтального жидкого слоя не должен превышать нескольких угловых минут. В противном случае возникает «слипание» источника и подложки (даже без учета механических вибраций установки и капиллярных эффектов в жидкой фазе). Рассматриваемое «слипание» – результат превращения плоскопараллельного вакуумного промежутка в клиновидный с утонением этого промежутка с одного края до нуля $l' \rightarrow 0$ (в точке a' на рис. 1). С увеличением диаметра пластин угол слипания $\alpha_{кр}$ уменьшается.

Если разделить жидкий слой источника на N изолированных участков, то общее искажение толщины вакуумной зоны l' проявится как совокупность N отдельных искажений, меньших в N раз. В этом случае минимальный зазор между источником и подложкой $l''_{min} > l'_{min}$ и «слипание» не произойдет. В итоге сплошной (обязательно твердый) источник трансформируется в дискретный, для которого допустим переход в жидкое состояние. Описанный эффект положен в основу разработанного варианта метода ЗСП, который назовем методом зонной термической перекристаллизации из дискретного источника (ЗТПДИ).

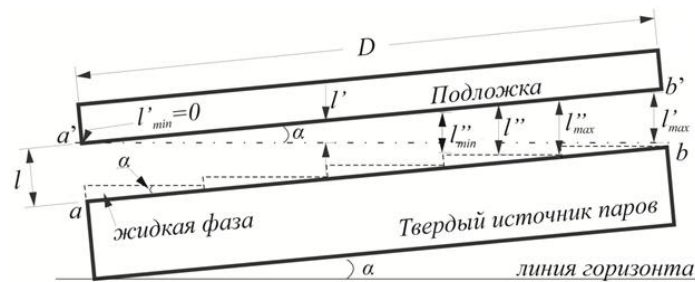


Рис. 1. Сечение сэндвича источник-подложка; (a, b) – расположение поверхности твердого источника отклоненного от линии горизонта на угла; (a', b') – горизонтальное расположение поверхности источника после его перехода в жидкое состояние; l' – новая (переменная) толщина ростовой зоны; l'' – переменная толщина ростовой зоны после разделения жидкого слоя на $N=5$ изолированных участков, $l'' > l'$

На рис. 1 представлен идеализированный вариант дискретного источника. Реальный дискретный источник содержит механические перегородки, разделяющие локальные испарители с расплавленным содержимым. Как показано ниже, от толщины указанных перегородок и их механических свойств зависят ключевые

параметра эксплуатационных характеристик дискретного источника и вариации толщины выращенного слоя. Схема реального дискретного источника представлена на рис. 2,а,б (для случая гексагонального расположения локальных испарителей).

Одной из специфических характеристик дискретных источников является коэффициент заполнения γ , равный отношению площади поверхности всех локальных испарителей к общей площади пластины, на которой они расположены. Величина γ показывает, во сколько раз ослабляется поток испаряющегося материала при переходе от сплошного к дискретному источнику при прочих равных условиях. Например, для квадратных и круглых локальных испарителей, расположенных в виде квадратной сетки $\gamma_1 = 4\beta$ и $\gamma_3 = \pi\beta$, где $\beta = r^2/(2r+h)^2$. Для гексагональной сетки круглых испарителей (см. рис. 2,а) $\gamma_2 = 2\pi\beta/\sqrt{3}$. Видно, что коэффициент заполнения убывает в ряду $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$. Износостойкость квадратных лунок ниже, чем круглых. В то же время увеличение потерь при переходе на круглые испарители легко компенсируется повышением температуры испарителей. Поэтому целесообразнее использовать круглые лунки (в виде гексагональной сетки).

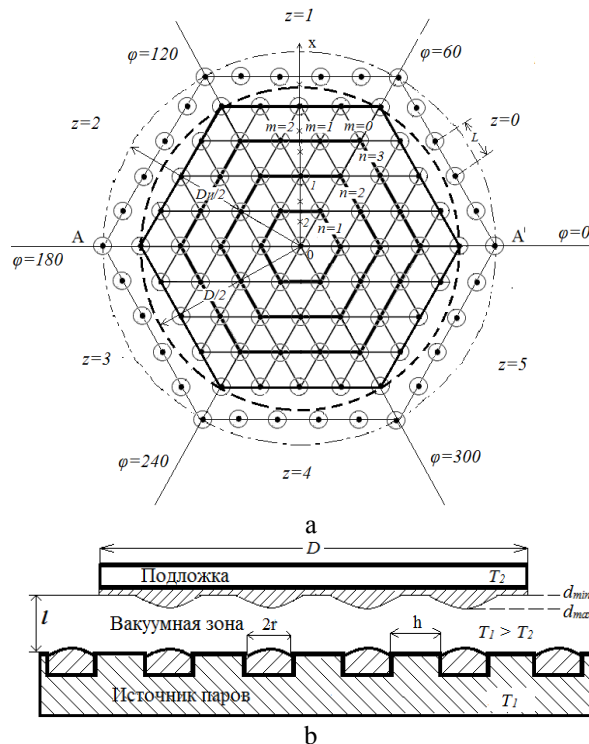


Рис 2. Схема гексагонально распределенных локальных испарителей по поверхности дискретного источника (а) и сечение AA' источника (в составе сэндвича «источник-подложка») (б). $2r$ – диаметр локального испарителя, h – минимальное расстояние между соседними испарителями, T_1 и T_2 – температура источника и подложки соответственно, d – толщина слоя

Очевидно, что использование дискретного источника в общем случае должно приводить к формированию неоднородного по толщине слоя на подложке $d(x)$ (см. рис. 2,б). Для описания указанной неоднородности используем выражение из работы [18] для вероятности осадки испаренных с поверхности плоского круглого испарителя молекул в некоторую точку параллельной ему подложки:

$$\omega(\rho) = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{l^2 - r^2 + \rho^2}{\sqrt{(l^2 - r^2 + \rho^2)^2 + 4r^2 l^2}} \right), \quad (2)$$

где ρ – расстояние от точки пересечения подложки осью испарителя до точки на подложке, в которой определяется величина ω . Можно показать, что зависимость толщины слоя от различных факторов для дискретного источника описывается уравнением:

$$d(x, \varphi) = v_{ucn} \cdot t \left\{ \omega(\rho_0) + \sum_{n=1}^k \sum_{m=0}^{n-1} \sum_{z=0}^5 \omega(\rho_i) \right\}, \quad (3)$$

где

$$\rho_0 = x,$$

$$\rho_i^2 = x^2 + L^2(n^2 - nm + m^2) - 2xL\sqrt{n^2 - nm + m^2} \cdot \cos(\arctg(\frac{\sqrt{3}m}{2n-m}) + z\frac{\pi}{3} - \varphi).$$

Положение i -того локального испарителя в гексагональной сетке характеризуется тремя координатами n , m и z . Координата n определяет порядковый номер шестиугольника, z – его сторону, а m – положение локального испарителя на ней (см. рис 2,а). Значение параметра k определяется диаметром дискретного источника $D_{л}$. Для приведенного на рис. 2,а примера $k = 5$. Центральный испаритель описывается отдельным, первым слагаемым в формуле (3).

Зависимость толщины полученного слоя $d(x, \varphi)$ от температурно-временного режима процесса напыления учитывается множителем $v_{ucn} \cdot t$, где v_{ucn} – скорость испарения с поверхности каждого локальных источников, t – время испарения. При выводе уравнения (3) предполагалась аддитивность молекулярных потоков от отдельных испарителей. При этом не учитывалось ослабление модуляции толщины напыляемого слоя $d(x, \varphi)$ за счет поверхностной диффузии осаждаемых атомов и за счет их переотражения от поверхности носителя локальных испарителей.

Положение точки, в которой вычисляется значение d , задается полярными координатами x, φ . Для определения неоднородности выращенного слоя достаточно рассмотреть направления со значением $\varphi = \pi/6 + q\pi/3$ ($q=0, 1, 2, \dots$), например, ОХ на рис. 2. Действительно, указанная неоднородность толщины слоя определяется двумя величинами – d_{min} и d_{max} . В пределах проекции на подложку любой треугольной ячейки дискретного источника величина d_{max} наблюдается против центра элементарного испарителя, а d_{min} – либо против центра треугольной ячейки, либо против точек, лежащих посередине сторон треугольника этой ячейки. Следовательно, экстремумы функции $d(x, \varphi)$ лежат на осях с $\varphi = \pi/6 + q\pi/3$ ($q=0, 1, 2, \dots$).

Неоднородность толщины выращенного слоя d будем характеризовать величиной:

$$\delta = 1 - d_{min} / d_{max}. \quad (4)$$

Результаты вычисления величины δ по формуле (4) представлены на рис. 3. На вставке (а) к рис. 3 демонстрируется преобразование резко неоднородного распределения толщины, полученного при $l = 1$ мм (кривая 1) в практически равномерное при $l = 3$ мм (кривая 4). На вставке (б) видно, что уменьшающаяся толщина в точке подложки против центра локального испарителя ($x=0$) и увеличивающаяся толщина в средней части между локальными испарителями ($x = L/2$) становятся практически одинаковыми ($\delta < 0,03$) при $l = 2.5$ мм.

Видно, что при $l < 0,1$ мм неоднородность δ стремится к 1, т.е. осадок испаряющегося материала даёт на подложке четкую репродукцию системы локальных испарителей. Если $l > 2,5$ мм, имеем $\delta < 0,03$ (при $r = 1$ мм). Осаждённый слой становится практически однородным.

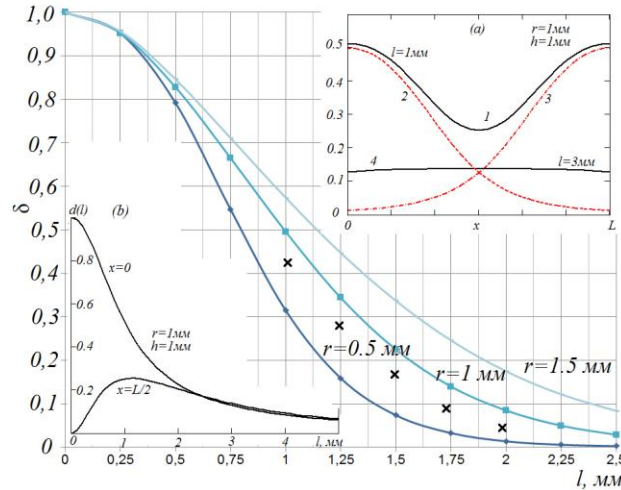


Рис. 3. Зависимость степени неоднородности слоя δ от расстояния между источником и подложкой l при различных значениях r ($h=1$ мм). Крестиками показаны экспериментальные данные, полученные при $r=1$ мм, $h=1$ мм. На вставках (а) и (б) проиллюстрировано выравнивание толщины слоя на примере двух соседних испарителей

Таким образом, для получения методом зонной термической перекристаллизации с использованием дискретных источников однородных слоев должны выполняться не два (1), а три условия:

$$l \ll D, l \ll \lambda, l \geq l_{кр}, \quad (5)$$

где $l_{кр}$ определяется для каждого типа источника при заданном допуске по уровню неоднородности δ .

Эксперимент. Экспериментальные исследования возможности получения эпитаксиальных однородных по толщине слоев большой площади приведены на основе германия. В качестве подложек использовались полированные пластины кремния, ориентированные по плоскостям (111) или (100), диаметром 100 мм. Дополнительная очистка поверхности подложки достигалась сублимационным травлением в вакууме при температуре $T=1150$ °С. В качестве ростового вещества использовался порошок германия полупроводниковой чистоты. Максимальное давление паров испаряющегося германия не превышало 10^{-2} Па. Следовательно, основные условия метода ЗТПДИ (1) выполнялись достаточно хорошо ($l/R < 10^{-3}$, $l/\lambda \approx 10^{-4}$). Температура подложки T_2 варьировалась от 650 до 920 °С.

Процесс осаждения германиевых слоев методом ЗТПДИ осуществляется через островковую стадию. Закономерности зарождения и роста германиевых островков, их распределение по размерам и поверхности подложки, вплоть до образования сплошного кристаллического слоя, рассмотрены нами ранее [19].

Образование сплошного германиевого слоя происходит при достижении им толщины $d=1000-1500$ нм. Исследования проводились на атомно-силовом микроскопе Solver HV с использованием методики позиционных меток [20, 21]. В даль-

нейшем рост слоя осуществляется преимущественно по слоевому механизму. Толстые германиевые слои ($d > 6000$ нм) растрескиваются по соответствующим кристаллографическим направлениям. Рентгеновские исследования показали, что типичная полуширина кривых качания для германиевых эпитаксиальных слоев ($d = 1000-3000$ нм), выращенных методом ЗТПДИ на кремнии (без переходных слоев) составляет приблизительно 150 угловых секунд и убывает при более высоких температурах подложки T_p . Отметим, что такой же показатель для слоев кремния, выращенных на кремнии методом ЗСП, составляет $10''-30''$. Очевидно, что для улучшения кристаллографического совершенства слоев Ge, полученных на кремниевых подложках методом ЗТПДИ необходима отработка выращивания переходных слоев «подложка – слой».

Толщина слоев определялась посредством растровой электронной микроскопии поперечного среза структуры слой-подложка вдоль направления Ox (см. рис. 2) с точностью измерений ~ 25 нм. Для уменьшения относительной погрешности измерений выращивались сравнительно толстые германиевые слои ($d_{eff} \approx 10$ мкм). Результаты измерений представлены на рис. 3 в виде рассчитанных по формуле (4) значений неоднородности толщины слоя δ .

Как видно из рис. 3 экспериментальные данные качественно подтверждают выводы теории. Однако экспериментальные значения δ всегда меньше теоретических. Это обстоятельство объясняется тремя причинами, способствующими выравниванию толщины пленки $d(x)$. Это выпуклая форма поверхности жидкой фазы (вместо принятой в расчетах плоской), испарение германия с изначально чистых поверхностей свободных участков дискретного источника и диффузионное выравнивание рельефа пленки в процессе ее выращивания. Перечисленные выше факторы уменьшают δ , что подтверждается экспериментальными данными (рис. 3).

Заключение. Предложен и исследован метод нанесения тонких слоев термическим испарением в вакууме. В отличие от большинства аналогичных методов, в том числе молекулярно-лучевой эпитаксии, метод зонной термической перекристаллизации из дискретных источников ориентирован на получение структур большой площади ($D > 100$ мм). При указанных значениях диаметра подложки D_v полной мере проявляются все достоинства метода ЗТПДИ: практически полное отсутствие потерь ростового вещества в процессе перекристаллизации, эффективная сорбционная очистка ростовой зоны от фоновых примесей, а также сравнительно простое технологическое оборудование. Приведенные преимущества метода ЗТПДИ делают его перспективным для многих частных задач полупроводниковой технологии.

В настоящей работе эффективность метода ЗТПДИ продемонстрирована на примере германия. Получены сплошные однородные по толщине германиевые слои на кремниевой подложке в диапазоне толщин 1000-3000 нм. Эпитаксиальный характер роста слоев подтвержден рентгеновскими исследованиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Клуникова Ю.В. Оптимизация технологического процесса получения высококачественных подложек из сапфира для интегральных схем // Известия ЮФУ. Технические науки. – 2016. – № 4 (177). – С. 23-31.
2. Луин Л.С., Сысоев И.А., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. Формирование квантовых точек InAs на подложках GaAs методом ионно-лучевого осаждения // Наука Юга России. – 2010. – Т.6, № 4. – С. 46-49.
3. Chebotarev S.N., Pashchenko A.S., Lunin L.S., Irkha V.A. Features in the formation of Ge/Si multilayer nanostructures under ion-beam-assisted crystallization // Technical Physics Letters. – 2013. – Vol. 39, № 8. – P. 726-729.

4. *Lunin L.S., Sysoev I.A., Alfimova D.L., Chebotarev S.N., Pashchenko A.S.* A study of photo-sensitive InAs/GaAs heterostructures with quantum dots grown by ion-beam deposition // *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* – 2011. – Vol. 5, № 3. – P. 559-562.
5. *Zhang D., Liao Y., Li J., Wen T., Jin L., Wang X., Kolodzey J.* Effect of in-situ annealing on the structural and optical properties of GeSn films grown by MBE // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2016. – Vol. 684. – P. 643-648.
6. *Nikolenko A.S., Strelchuk V.V., Safriuk N.V., Kryvyi S.B., Kladko V.P., Oberemok O.S., Borkovska L.V., Sadofyev Y.G.* Structural and optical studies of strain relaxation in Ge_{1-x}Sn_x layers grown on Ge/Si(001) by molecular beam epitaxy // *Thin Solid Films.* – 2016. – Vol. 613. – P. 68-74.
7. *Volkov P.V., Goryunov A.V., Lobanov D.N., Luk'yanov A.Yu., Novikov A.V., Tertyshnik A.D., Shaleev M.V., Yurasov D.V.* Features of SOI substrates heating in MBE growth process obtained by low-coherence tandem interferometry // *Journal of Crystal Growth.* – 2016. – Vol. 448. – P. 89-92.
8. *D'Costa V.R., Wang W., Yeo Y.-C.* Near-bandgap optical properties of pseudomorphic GeSn alloys grown by molecular beam epitaxy // *Journal of Applied Physics.* – 2016. – Vol. 120, No. 6. – P. 063-104.
9. *Talochkin A.B., Mashanov V.I.* Formation of GeSn alloy on Si(100) by low-temperature molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters.* – 2014. – Vol. 105, No. 26. – P. 263101.
10. *Лозовский В.Н., Лозовский С.В., Чеботарев С.Н.* Исследование краевого температурного эффекта при зонной сублимационной перекристаллизации // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Серия: Технические науки.* – 2007. – № 5. – С. 52-56.
11. *Лозовский В.Н., Лозовский С.В., Чеботарев С.Н., Ирха В.А.* Осаждение тугоплавких металлов на рельефные подложки методом зонной сублимационной перекристаллизации // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Серия: Технические науки.* – 2007. – № 4. – С. 68-70.
12. *Лозовский В.Н., Лозовский С.В., Валов Г.В.* Сорбционное вакуумирование ростовой ячейки при зонной сублимационной перекристаллизации // *Письма в журнал технической физики.* – 2013. – Т. 39, № 3. – С. 72-79.
13. *Shengurov V.G., Chalkov V.Y., Denisov S.A., Matveev S.A., Nezhdanov A.V., Mashin A.I., Filatov D.O., Stepikhova M.V., Krasilnik Z.F.* Conditions of growth of high-quality relaxed Si_{1-x}Gex layers with a high Ge content by the vapor-phase decomposition of monogermane on a sublimating Si hot wire // *Semiconductors.* – 2016. – Vol. 50, No. 9. – P. 1248-1253.
14. *Shengurov V.G., Denisov S.A., Svetlov S.P., Chalkov V.Y., Shengurov D.V.* A device for heating a substrate during molecular beam epitaxy // *Instruments and Experimental Techniques.* – 2016. – Vol. 59, No. 2. – P. 317-320.
15. *Boldyrevskii P.B., Korovin A.G., Denisov S.A., Svetlov S.P., Shengurov V.G.* Thickness uniformity of silicon layers grown from a sublimation source by molecular-beam epitaxy // *Technical Physics.* – 2014. – Vol. 59, No. 11. – P. 1732-1735.
16. *Filatov D.O., Gorshkov A.P., Volkova N.S., Guseinov D.V., Alyabina N.A., Ivanova M.M., Chalkov V.Y., Denisov S.A., Shengurov V.G.* Photodiodes based on self-assembled GeSi/Si(001) nanoisland arrays grown by the combined sublimation molecular-beam epitaxy of silicon and vapor-phase epitaxy of germanium // *Semiconductors.* – 2015. – Vol. 49, No. 3. – P. 387-393.
17. *Aleksandrov L.N., Lozovskii S.V., Knyazev S.Y.* Silicon Zone Sublimation Regrowth // *Physica Status Solidi A.* – 1988. – Vol. 107. – P. 213-223.
18. *Лозгачев В.И.* Распределение потоков молекул на плоскости при испарении в вакууме // *Журнал технической физики.* – 1962. – Т. 32. – Вып. 8. – С. 1012-1022.
19. *Яценко А.Н., Лозовский В.Н.* Возможность получения германиевых наноразмерных островковых структур на кремнии методом вакуумной микроразмерной ростовой ячейки // *Известия вузов Северо-Кавказский регион. Технические науки.* – 2013. – № 2. – С. 103-105.
20. *Лозовский В.Н., Ирха В.А., Чеботарев С.Н.* Методика получения нанометок и их применение для позиционирования в сканирующей зондовой микроскопии // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2012. – Т. 78, № 9. – С. 33-36.
21. *Lozovskii V.N., Chebotarev S.N., Irkha V.A., Valov G.V.* Formation and use of positioning marks in scanning probe microscopy // *Technical Physics Letters.* – 2010. – Vol. 36, № 8. – P. 737-738.

REFERENCES

1. Klunnikova Yu.V. Optimizatsiya technologicheskogo processa polucheniya vysokokachestvennykh podlozhek iz salfira dlya integralnykh skhem [Optimization of technology process for producing of high-quality substrate made from for sapphire for integrated circuit], *Izvestiya YUFU. Technicheskie nauki* [Izvestiya SFedU. Engineering Sciences], 2016, No. 4 (177), pp. 23-31.
2. Lunin L.S., Sysoev I.A., Chebotarev S.N., Pashchenko A.S. Formirovanie kvantovykh toчек InAs na podlozhkakh GaAs metodom ionno-luchevogo osazhdeniya [Formation of InAs quantum dots on GaAs substrates by ion beam deposition], *Nauka Yuga Rossii* [Science of South Russia], 2010, Vol.6, No.4, pp. 46-49.
3. Chebotarev S.N., Pashchenko A.S., Lunin L.S., Irkha V.A. Features in the formation of Ge/Si multilayer nanostructures under ion-beam-assisted crystallization, *Technical Physics Letters*, 2013, Vol. 39, No. 8, pp. 726-729.
4. Lunin L.S., Sysoev I.A., Alfimova D.L., Chebotarev S.N., Pashchenko A.S. A study of photo-sensitive InAs/GaAs heterostructures with quantum dots grown by ion-beam deposition, *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2011, Vol. 5, No. 3, pp. 559-562.
5. Zhang D., Liao Y., Li J., Wen T., Jin L., Wang X., Kolodzey J. Effect of in-situ annealing on the structural and optical properties of GeSn films grown by MBE, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, Vol. 684, pp. 643-648.
6. Nikolenko A.S., Strelchuk V.V., Safriuk N.V., Kryvyi S.B., Kladko V.P., Oberemok O.S., Borkovska L.V., Sadofyev Y.G. Structural and optical studies of strain relaxation in Ge_{1-x}Sn_x layers grown on Ge/Si(001) by molecular beam epitaxy, *Thin Solid Films*, 2016, Vol. 613, pp. 68-74.
7. Volkov P.V., Goryunov A.V., Lobanov D.N., Luk'yanov A.Yu., Novikov A.V., Tertyshnik A.D., Shaleev M.V., Yurasov D.V. Features of SOI substrates heating in MBE growth process obtained by low-coherence tandem interferometry, *Journal of Crystal Growth*, 2016, Vol. 448, pp. 89-92.
8. D'Costa V.R., Wang W., Yeo Y.-C. Near-bandgap optical properties of pseudomorphic GeSn alloys grown by molecular beam epitaxy, *Journal of Applied Physics*, 2016, Vol. 120, No. 6, pp. 063-104.
9. Talochkin A.B., Mashanov V.I. Formation of GeSn alloy on Si(100) by low-temperature molecular beam epitaxy, *Applied Physics Letters*, 2014, Vol. 105, No. 26, pp. 263101.
10. Lozovskii V.N., Lozovskii S.V., Chebotarev S.N. Issledovanie kraevogo temperaturnogo efekta pri zonnnoy sublimatsionnoy perekristallizatsii [A study of the regional effect of the temperature in zone sublimation recrystallization], *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Severo-Kavkazskiy region. Seriya: Tehnicheskie nauki* [Proceedings of the higher educational institutions. North-Caucasian region. Series: Engineering], 2007, No. 5, pp. 52-56.
11. Lozovskii V.N., Lozovskii S.V., Chebotarev S.N., Irkha V.A. Osazhdenie tugoplavkikh metallov na rel'efnye podlozhki metodom zonnnoy sublimatsionnoy perekristallizatsii [The deposition of refractory metals on the substrate raised by zone sublimation recrystallization], *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Severo-Kavkazskiy region. Seriya: Tehnicheskie nauki* [Proceedings of the higher educational institutions. North-Caucasian region. Series: Engineering], 2007, No. 4, pp. 68-70.
12. Lozovskii V.N., Lozovskii S.V., Valov G.V. Sorption vacuumization of a growth cell during zone sublimation recrystallization, *Technical Physics Letters*, Vol. 39, No. 2, pp. 175-178.
13. Shengurov V.G., Chalkov V.Y., Denisov S.A., Matveev S.A., Nezhdanov A.V., Mashin A.I., Filatov D.O., Stepikhova M.V., Krasilnik Z.F. Conditions of growth of high-quality relaxed Si_{1-x}Ge_x layers with a high Ge content by the vapor-phase decomposition of monogermane on a sublimating Si hot wire, *Semiconductors*, 2016, Vol. 50, No. 9, pp. 1248-1253.
14. Shengurov V.G., Denisov S.A., Svetlov S.P., Chalkov V.Y., Shengurov D.V.. A device for heating a substrate during molecular beam epitaxy, *Instruments and Experimental Techniques*, 2016, Vol. 59, No. 2, pp. 317-320.
15. Boldyrevskii P.B., Korovin A.G., Denisov S.A., Svetlov S.P., Shengurov V.G. Thickness uniformity of silicon layers grown from a sublimation source by molecular-beam epitaxy, *Technical Physics*. 2014, Vol. 59, No. 11, pp. 1732-1735.

16. Filatov D.O., Gorshkov A.P., Volkova N.S., Guseinov D.V., Alyabina N.A., Ivanova M.M., Chalkov V.Y., Denisov S.A., Shengurov V.G. Photodiodes based on self-assembled GeSi/Si(001) nanoisland arrays grown by the combined sublimation molecular-beam epitaxy of silicon and vapor-phase epitaxy of germanium, *Semiconductors*, 2015, Vol. 49, No. 3, pp. 387-393.
17. Aleksandrov L.N., Lozovskii S.V., Knyazev S.Y. Silicon Zone Sublimation Regrowth, *Physica Status Solidi A*, 1988, Vol. 107, pp. 213-223.
18. Lozgachev V.I. Raspredelenie potokov molekul na ploskosti pri isparenii v vakuume [The distribution of molecules in the plane streams by evaporation in vacuum], *Technical Physics*, 1962, Vol. 32, No. 8, pp. 1012-1022.
19. Yatsenko A.N., Lozovskii V.N. Vozmozhnost' polucheniya germanievyykh nanorazmernyykh ostrovkovyykh struktur na kremnii metodom vakuumnoy mikrorazmernooy rastovoy yacheyki [The possibility of obtaining the germanium nano-sized island structures on silicon by vacuum growth of micro-cells], *Izvestiya vuzov Severo-Kavkazskiy region. Tehnicheskie nauki* [Proceedings of the universities of the North-Caucasian region. Technical science], 2013, No. 2, pp. 103-105.
20. Lozovskii V.N., Irkha V.A., Chebotarev S.N. Metodika polucheniya nanometok i ikh primeneniye dlya pozicionirovaniya v skaniruyushhey zondovoy mikroskopii [Method of obtaining nanomarks and their use for positioning in scanning probe microscopy], *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, [Factory laboratory. Diagnosis materials], 2012, Vol. 78, No. 9, pp. 33-36.
21. Lozovskii V.N., Chebotarev S.N., Irkha V.A., Valov G.V. Formation and use of positioning marks in scanning probe microscopy, *Technical Physics Letters*, 2010, Vol. 36, No. 8, pp 737-738.

Статью рекомендовала к опубликованию д.ф.-м.н., профессор Л.А. Резниченко.

Яценко Алексей Николаевич – Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова; e-mail: alexyats-npi@yandex.ru, 346428, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132; тел.: 88635255481; кафедра физики и электроники; аспирант.

Лозовский Владимир Николаевич – e-mail: loz_v_n@mail.ru; д.ф.-м.н.; кафедра физики и электроники; профессор.

Чеботарев Сергей Николаевич – e-mail: chebotarev.sergei@gmail.com; кафедра физики и электроники; д.ф.-м.н.; зав. кафедрой; ведущий научный сотрудник лаборатории «Кристаллы и структуры для твердотельной электроники» Южного научного центра РАН.

Ермеев Георгий Александрович – e-mail: geo-777999@yandex.ru; кафедра физики и электроники; аспирант.

Луний Леонид Сергеевич – Южный научный центр РАН, e-mail: Lunin_LS@mail.ru, 344006, г. Ростов-на-Дону, пр. Чехова, 41; д.ф.-м.н., зав. отделом нанотехнологий, солнечной энергетики и энергосберегающих технологий.

Пашенко Александр Сергеевич – e-mail: as.pashchenko@gmail.com; старший научный сотрудник лаборатории «Кристаллы и структуры для твердотельной электроники».

Лунина Марина Леонидовна – e-mail: Lunin_LS@mail.ru; к.ф.-м.н.ж старший научный сотрудник лаборатории «Солнечная энергетика».

Yatsenko Alexey Nikolaevich – Platov South Russian State Polytechnical University (NPI); e-mail: alexyats-npi@ya.ru; 132, Prosveshcheniya street, NovoCherkassk, 346428, Russia; phone: +78635255481; the department of physics and electronics; postgraduate student.

Lozovskii Vladimir Nikolaevich – e-mail: alexyats-npi@ya.ru; the department of physics' and electronics; professor.

Chebotarev Sergei Nikolaevich – e-mail: chebotarev.sergei@gmail.com; head of the department physics and electronics; head of the department; leader researcher laboratory of crystals and structures for solid-state electronics of Southern Scientific Center RAS.

Erimeev Georgii Alexandrovich – e-mail: geo-777999@yandex.ru; phone: +78635255459; the department of physics and electronics; postgraduate student.

Lunin Leonid Sergeevich – Southern Scientific Center RAS; e-mail: Lunin_LS@mail.ru; 344006, Rostov-on-Don, pr. Chekhov, 41; head of nanotechnology, solar energy and energy saving research department.

Pashchenko Alexander Sergeevich – e-mail: as.pashchenko@gmail.com; senior researcher laboratory of crystals and structures for solid-state electronics.

Lunina Marina Leonidovna – e-mail: Lunin_LS@mail.ru; senior researcher, laboratory of solar energy.