

УДК 621.315.592

## Оценка перемешивания состава в окрестности границ гетероэпитаксиальных структур $\text{Si}(\text{Ge})/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , выращиваемых методом молекулярно-пучковой эпитаксии с комбинированными источниками $\text{Si}$ и $\text{GeH}_4$

© Л.К. Орлов<sup>¶</sup>, Н.Л. Ивина, А.В. Потапов

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603600 Нижний Новгород, Россия

(Получена 21 марта 2000 г. Принята к печати 30 марта 2000 г.)

Рассмотрены основные причины диффузионного расплывания состава твердого раствора в окрестности границ  $\text{Si}$  транспортного канала в гетероструктуре  $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , выращиваемой комбинированным методом молекулярно-пучковой эпитаксии с твердофазным ( $\text{Si}$ ) и газофазным ( $\text{GeH}_4$ ) источниками. Для выращенных структур проведено сопоставление роли различных механизмов в формировании профиля металлургической границы слоя и оценено влияние расплывания границ канала на величину подвижности двумерных электронов в нем.

В последние годы в связи с широким внедрением гетероструктур со слоями нанометровой толщины в элементы полупроводниковой техники существенно возрос уровень требований к технологиям, используемым для выращивания этих гетеросистем. Для изготовления  $\text{Si-Ge}$ -структур наряду с традиционными методами молекулярно-пучковой эпитаксии (МВЕ), использующими твердофазные источники атомов кремния и германия, широкое распространение получили методы газофазной эпитаксии с применением высокочистых гидридов как при пониженном [1], так и при атмосферном [2] давлении в реакторе. Ведется апробация комбинированных методов эпитаксии с совмещением источников атомарных и молекулярных потоков различного типа (твердофазных, жидкофазных, газовых, плазмо-химических). Использование для эпитаксии источников молекулярных потоков с довольно большими, по сравнению с характерными временами встраивания атомов в растущий слой, временами распада молекул заставляет обратить пристальное внимание на кинетику процессов, протекающих на поверхности роста, с целью отыскания оптимальных условий для выращивания нанослоев с предельно резкими планарными гетерограницами.

Высокие требования к качеству границ в псевдоморфных гетероструктурах предъявляются чаще всего тогда, когда нужно получить приемлемые электрофизические характеристики носителей заряда в двумерных транспортных каналах, необходимые как для наблюдения ряда уникальных явлений в двумерном газе носителей (например, эффектов жидкостного взаимодействия в системе двумерных электронов и других), так и при использовании этих структур в ряде приборных приложений (например, для изготовления высокочастотных полевых транзисторов, лазеров на эффектах электронного разо-

грева и т. д.). Кроме того, эффект перемешивания состава в окрестности гетерограниц приводит при использовании большинства технологических методов к проблематичности создания нового класса материалов типа  $\text{Si}_n\text{Ge}_m$ , образуемых комбинацией монослоев в пределах отдельной элементарной ячейки монокристалла. В связи с этим актуальным на сегодняшний день является анализ возможностей различных технологий для выращивания планарных гетероструктур с предельно резкими границами и выявление основных причин, приводящих к перемешиванию состава на границах слоев нанометровой толщины, с целью устранения по возможности данного эффекта. Значительное перемешивание и расплывание состава на границах слоев нанометровой толщины не только может существенно исказить форму потенциала ямы и создать в двумерном канале достаточно большой фон изовалентной примеси, но и вследствие флуктуаций состава, усиленных в плоскости гетерограниц эффектами упругой деформации и ускоренной диффузии компонентов сплава, может существенно увеличить их шероховатость.

Цель настоящего исследования — установить (путем теоретического анализа на базе разработанной нами нестационарной кинетической модели роста слоев [3] и накопленного на сегодняшний день экспериментального материала [4,5]) наиболее важные объективные причины перемешивания состава в окрестности гетерограниц в структурах  $\text{Ge}(\text{Si})/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , выращиваемых методом МВЕ с комбинированными твердофазным источником кремния и газообразным химическим источником германия:  $(\text{Si-GeH}_4)$ -МВЕ [5,6].

Ранее [3,4] нами для данного комбинированного метода эпитаксии было показано, что использование пиролиза молекул  $\text{GeH}_4$  как на подложке, так и на сублимирующем бруске кремния, размещаемом в реакторе, позволяет успешно решить проблему управления потоками атомов

<sup>¶</sup> Факс: 8312675553

E-mail: orlov@ipm.sci-nnov.ru

Si и Ge и молекул германа к подложке, обеспечивая одновременно стабилизацию скорости роста в широком диапазоне ее значений. Более того, для данного метода эпитаксии с целью детального изучения процесса пиролиза молекул германа на поверхности растущего слоя и его влияния на скорость эпитаксиального процесса была разработана оригинальная модель кинетики роста слоев твердого раствора  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  из атомарного пучка кремния и молекулярного потока германа в вакууме [7]. Путем сопоставления данных численного моделирования с экспериментально установленными зависимостями изучена стационарная кинетика роста слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , и сделан сравнительный анализ эффективности вхождения атомов Ge, Si в растущий слой как при наличии атомарных потоков Si и Ge в реакторе, так и при их отсутствии [8].

В настоящей работе предпринята попытка установить связь между эффективной величиной размытия гетерограниц и основными технологическими параметрами роста слоя  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  в методе (Si-GeH<sub>4</sub>)-МВЕ: температурой и скоростью роста, давлением газов в реакторе. Для разных условий роста, использующих комбинации атомарных и молекулярных пучков в реакторе, проведено сопоставление разнообразных механизмов, оказывающих определяющее влияние на резкость гетерограниц в слое. К этим механизмам можно отнести: конечную скорость доставки материала к поверхности подложки; конечную скорость встраивания атомов Ge и Si в растущий слой; конечную скорость распада молекул гидридов, определяемую, вообще говоря, разными путями протекания пиролиза на ростовой поверхности; ускоренную диффузию по поверхности, обусловленную эффектами упругой деформации; поверхностную сегрегацию; зависимости коэффициентов встраивания атомов Si и Ge от степени заполнения поверхностных связей, в том числе водородом, и т.д. На основании полученных результатов проведена оценка профиля распределения состава в слоях Ge (Si), образующих потенциальные ямы, являющиеся транспортными каналами для дырок (электронов) в матрице  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , в структурах, выращенных нами ранее [9] данным методом эпитаксии. Даны рекомендации для выбора технологических режимов роста, при которых причины, сильно ухудшающие транспортные характеристики структур, могут быть устранены или сильно ослаблены. Разработанная компьютерная модель позволяет по задаваемым значениям технологических параметров воспроизводить с высокой степенью достоверности профиль состава выращиваемой структуры.

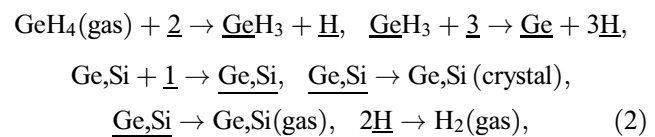
Анализ причин и эффективности перемешивания состава в окрестности гетерограниц многослойной структуры Si(Ge)- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , выращиваемой методом (Si-GeH<sub>4</sub>)-МВЕ, проведен путем анализа основных нестационарных физико-химических процессов на поверхности роста слоя  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ . Правомерность используемой нами математической модели основывается на адекватности полученных на ее основе стационарных характеристик наблюдаемым в эксперименте технологическим зависимостям (например, зависимостям скорости роста

от температуры роста пленки и плотности молекулярных и атомарных потоков) [10]. Соответствующая выбранной модели система нестационарных кинетических уравнений для безразмерных средних поверхностных концентраций молекул и атомов GeH<sub>3</sub> и атомов H, Ge, Si имеет вид

$$\begin{aligned} d\theta_{\text{GeH}_3}/dt &= 2(S_{\text{GeH}_4}F_{\text{GeH}_4}/n_s)\theta_{\text{nbI}}^2 - 24\nu_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{fr}}^3, \\ d\theta_{\text{H}}/dt &= 2(S_{\text{GeH}_4}F_{\text{GeH}_4}/n_s)\theta_{\text{nbI}}^2 + 24\nu_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{fr}}^3 \\ &\quad - \nu_{\text{H}}(x)\theta_{\text{H}}, \\ d\theta_{\text{Ge}}/dt &= g(S_{\text{GeH}_4}F_{\text{GeH}_4}/n_s)\theta_{\text{fr}} + 24\nu_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{GeH}_3}\theta_{\text{fr}}^3 \\ &\quad - (\nu_{\text{Ge}} + r_{\text{Ge}})\theta_{\text{Ge}}, \\ d\theta_{\text{Si}}/dt &= (S_{\text{Si}}F_{\text{Si}}/n_s)\theta_{\text{fr}} - (\nu_{\text{Si}} + r_{\text{Si}})\theta_{\text{Ge}}. \end{aligned} \quad (1)$$

В уравнениях (1)  $S_{\text{GeH}_4}$  — коэффициент захвата молекулы GeH<sub>4</sub> свободной поверхностью,  $F_{\text{GeH}_4(\text{Ge,Si})}$  — плотность молекулярного (атомарного) потока,  $\nu_{\text{GeH}_3}[\text{с}^{-1}] = \nu_0 \exp(-E_{\text{act}}/kT) = 0.5 \cdot \exp(-0.4/kT[\text{эВ}])$  — эффективная частота распада молекулы GeH<sub>3</sub> для конкретного технологического процесса,  $\nu_{\text{H}}$  — частота десорбции атомов водорода с поверхности растущего слоя,  $\nu_{\text{Ge(Si)}}$  — частота десорбции атомов Ge(Si),  $r_{\text{Ge(Si)}}$  — частота кристаллизации атомов Ge (Si). Коэффициент передачи  $g$  учитывает в расчете специфические особенности экспериментальной установки и включает геометрические размеры источника Si, его температуру, расстояние от источника до подложки и их взаимную ориентацию.

Предлагаемая физико-техническая модель роста слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  для данного метода эпитаксии с комбинированными атомарными и газовыми потоками базируется на реакциях



в основу которых положены следующие предположения: а) в системе имеет место мономолекулярная адсорбция; б) отсутствует взаимодействие между адсорбируемыми частицами; в) атомарные потоки не влияют на хемосорбцию и пиролиз молекул GeH<sub>4</sub>; г) каждая молекула GeH<sub>3</sub> блокирует 3 свободных адсорбционных центра; д) атомы гидрида доставляются на поверхность роста только молекулами германа. Распад германа и образование дополнительных атомарных потоков Ge в гибридной (Si-GeH<sub>4</sub>)-МВЕ может идти на горячем твердотельном источнике паров Si. В (2) подчеркивание указывает на связь атома с поверхностью.

Для мономолекулярной адсорбции предполагается также выполнение условия

$$\theta_{\text{Si}} + \theta_{\text{Ge}} + \theta_{\text{H}} + \theta_{\text{GeH}_3} + \theta_{\text{fr}} = 1, \quad (3)$$

а концентрации заблокированных молекулой GeH<sub>3</sub> ( $\theta_{\text{bl}}$ ) и неблокированных ( $\theta_{\text{nbI}}$ ) поверхностных свободных

связей удовлетворяют отношениям

$$\theta_{fr} = \theta_{bl} + \theta_{nbl}, \quad \theta_{bl} = 3\theta_{GeH_3}. \quad (4)$$

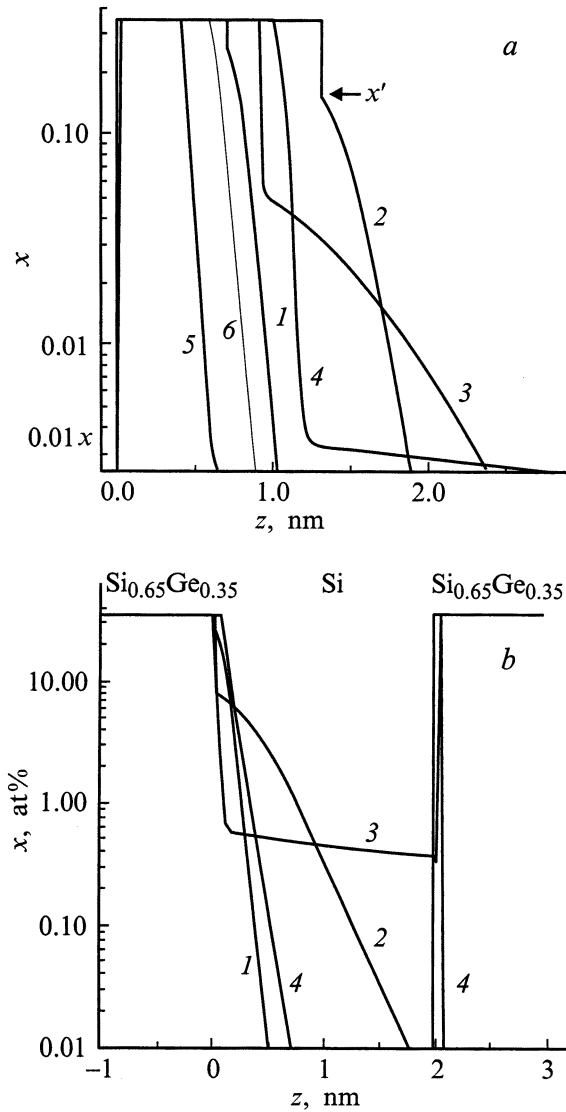
Уравнения (1)–(4) формируют общую систему уравнений для определения безразмерных концентраций  $\theta_i$ . Зная  $\theta_i$ , легко вычислить скорость роста пленки  $V_{gr}$  и содержание Ge в эпитаксиальном слое:

$$V_{gr} = (r_{Si}\theta_{Si} + r_{Ge}\theta_{Ge})n_s/n_0,$$

$$x = r_{Ge}\theta_{Ge}/(r_{Si}\theta_{Si} + r_{Ge}\theta_{Ge}). \quad (5)$$

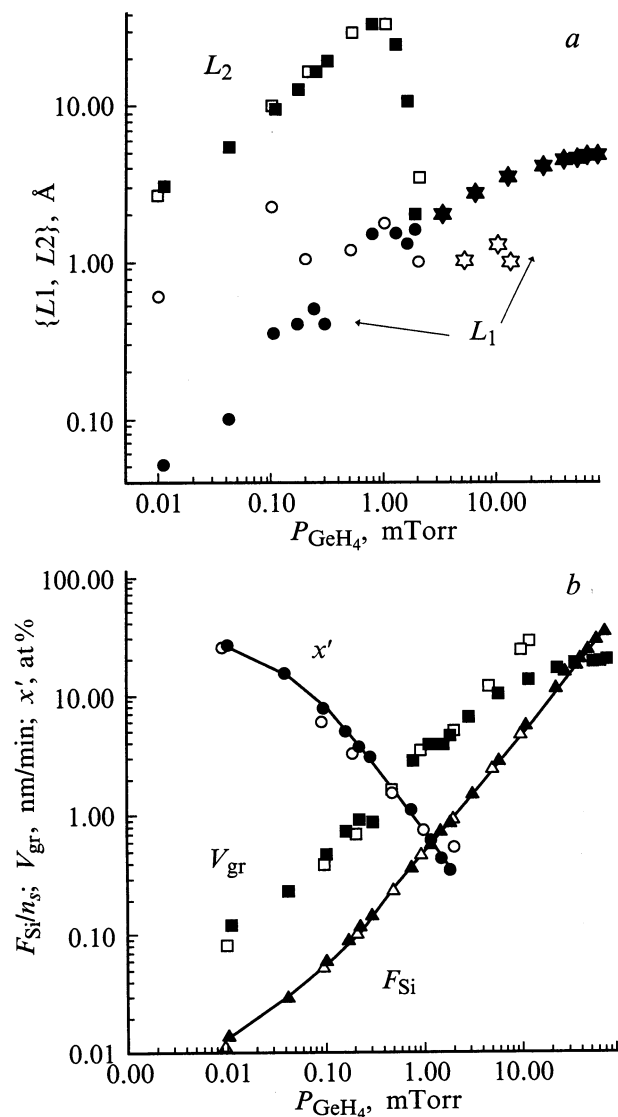
Численное решение системы уравнений (1) позволяет исследовать как стационарный, так и нестационарный процесс в ростовой системе. При этом стационарные зависимости, легко устанавливаемые в каждом конкретном случае из эксперимента, могут быть использованы для определения неизвестных параметров модели [7,8].

Для исследования переходных процессов в ростовой системе мы использовали прямоугольный импульс давления германа (потока кремния) при постоянном потоке атомов Si (постоянном давлении германа в реакторе) [11]. Характерный вид временных зависимостей поверхностных концентраций  $GeH_3$ , Ge, H, Si и скорости роста в структуре  $Si/Si_{1-x}Ge_x/Si$ , рассчитанных для ряда значений параметров, приведены в работах [10,12]. В настоящей работе мы обращаем внимание только на величину эффективного перемешивания состава в окрестности гетерограниц, определяемую расстоянием  $L$ , на котором концентрация Ge в сплаве  $Si_{1-x}Ge_x$  при резком выключении одного из потоков падает на 2 порядка и составляет величину  $0.01x$  (от заданного  $x$ ). Очевидно, что, если резкость нижней границы слоя  $Si_{1-x}Ge_x$  определяется в основном скоростью заполнения поверхности молекулами гермила при включении импульсного газового потока ( $t = t_0$ ), т.е. пропорциональна  $\exp\{(F_{GeH_3}/n_s)(t - t_0)\}$ , то расплытие верхней границы будет связано исключительно с релаксационными процессами, обусловленными как скоростью встраивания атомов в растущий слой, так и скоростью пиролиза молекул германа. Однако вопрос, в какой области технологических параметров тот или иной процесс будет доминировать, обуславливая тем самым эффективность размытия границ и фоновое легирование соседнего слоя кремния, остается открытым. На рис. 1 в качестве примера, демонстрирующего нетривиальность протекающих на поверхности физико-химических процессов, оказывающих влияние на резкость границ, приведены кривые распределения состава в окрестности гетерограниц, формирующих барьерный для электронов слой  $Si_{1-x}Ge_x$  (рис. 1, *a*) и соответственно квантовую яму в слое Si (рис. 1, *b*). Численные расчеты по приведенным выше формулам выполнены для достаточно низкой температуры роста  $T_{gr} = 500^\circ C$ , чтобы можно было на принимать во внимание эффекты поверхностной сегрегации, для значений  $r_{Ge} = r_{Si} = r = 3.1$ ,  $x = 0.35$  (заданный



**Рис. 1.** Распределение германия по координате  $z$  в слоях  $Si_{1-x}Ge_x$  (*a*) и Si (*b*) гетероструктуры  $Si_{1-x}Ge_x-Si$ , выращенной методом  $(Si-GeH_4)$ -MBE при  $T = 500^\circ C$ ,  $x = 0.35$ ,  $r_{Ge} = r_{Si} = r = 3.1$ ,  $g = 0.037$ . *a* —  $P_{GeH_4}$ ,  $mTorr/F_{Si}$ ,  $10^{15} \text{ cm}^2/\text{c}$ : 1 — 0.011/0.01, 2 — 0.042/0.02, 3 — 0.168/0.06, 4 — 0.187/0.6, 5 — 3.15/1, 6 — 6.3/2. *b* —  $P_{GeH_4}$ ,  $mTorr/F_{Si}$ ,  $10^{15} \text{ cm}^2/\text{c}$ : 1 — 0.011/0.01, 2 — 0.104/0.04, 3 — 1.24/0.4, 4 — 12.5/4.

состав) при разных давлениях германа  $P_{GeH_4}$  и потоках атомов кремния  $F_{Si}$ . На рис. 1, *a, b* отчетливо проявляется асимметрия нижней и верхней границ слоя, при этом для верхней границы характерно наличие как минимум двух областей, где перемешивание состава, обусловленное релаксационными процессами, происходит с двумя разными скоростями. Из рис. 1, *b* следует также, что в определенном диапазоне значений давления германа в реакторе (кстати, наиболее часто используемом в эксперименте) концентрация остаточной изовалентной примеси германия в тонком (2–3 нм) транспортном канале кремния может достигать деся-



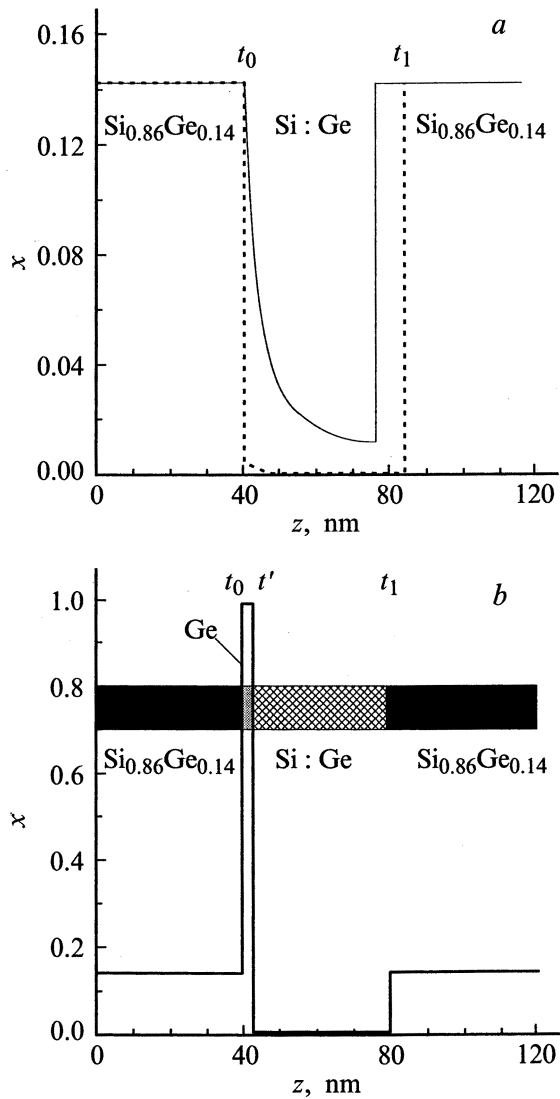
**Рис. 2.** Зависимость характерных величин  $L1$  и  $L2$  перемешивания состава в окрестности верхней гетерограницы слоя  $Si_{1-x}Ge_x$  от давления германия в реакторе ( $a$ ) и соответствующие этому давлению значения атомарного потока кремния  $F_{Si}$  при заданной величине  $x = 0.35$  в слое, скорости роста слоя кремния  $V_{gr}$  при температуре  $T = 500^\circ C$  и значения  $x'$ , отражающего включение релаксационных процессов, связанных с пиролизом молекул германия ( $b$ ). Темные символы соответствуют условию  $r = const$ , светлые —  $r_i = r_i(\theta_i)$ .

тых долей процента, отрицательно сказываясь на проводимости двумерных электронов. Форма потенциала в канале при этом будет, очевидно, весьма далека от прямоугольной.

Для того чтобы ответить на вопрос, какой диапазон параметров является наиболее оптимальным для выращивания гетероструктур с максимально резкими гетерограницами, проанализируем в зависимости от давления германия в реакторе эффективную величину размытия верхней границы слоя, обусловленную релаксационны-

ми процессами на поверхности слоя. Характерный вид кривых  $L(P)$ , рассчитанных для тех же значений параметров, что и кривые на рис. 1, представлен на рис. 2,  $a$ . Величина  $L1$  связана с конечным временем встраивания атомов Si (Ge) в растущий слой,  $L2$  — с конечным временем пиролиза германия на горячей поверхности эпитаксиального слоя. Темные точки соответствуют условию  $r_{Ge} = r_{Si} = r = const$ , светлые получены с учетом зависимости коэффициентов встраивания атомов от их поверхности концентраций  $r_i = r_i(\theta_i)$  согласно [7,10]. На рис. 2,  $a$  символы в виде кружков соответствуют значениям  $L1(0.01x)$  начальным участкам (в диапазоне  $x-x'$ ) фронтов распределения состава на верхней границе слоя  $Si_{1-x}Ge_x$ , соответствующих символам в виде звезд. Величина  $x'$ , со значения которой начинают доминировать релаксационные механизмы, связанные с процессами распада молекул гермила на поверхности, определена на рис. 1,  $a$  как точка перегиба кривой  $x(z)$ . Зависимость  $x'(P)$ , соответствующая кривым на рис. 2,  $a$ , приведена на рис. 2,  $b$ . На этом же рис. 2,  $b$  представлены соответствующие выбранному диапазону давлений германия значения атомарного потока кремния и соответствующие ему значения скорости роста слоя Si.

Анализ кривых на рис. 1, 2 позволяет сделать достаточно интересные выводы. Прежде всего видно, что в области достаточно высоких давлений газа в реакторе ( $P_{GeH_4} > 1 \text{ мТорр}$ ) в ростовом процессе доминируют атомарные потоки кремния и германия с источника, вследствие чего скорость протекания релаксационных процессов обусловлена исключительно скоростью встраивания адсорбированных атомов в растущий слой. Эффективная величина размытия границы, обусловленная этим механизмом, составляет  $1-3 \text{ \AA}$  и при  $r = const$  уменьшается с понижением давления в реакторе вследствие уменьшения скорости роста слоя (рис. 2,  $b$ ). Учет зависимости  $r_i$  от  $\theta_i$  приводит к ослаблению зависимости  $L1$  от  $P_{GeH_4}$ , так как, согласно [10], величина  $r_i$  растет с увеличением степени покрытия поверхности адсорбированными атомами. При  $P_{GeH_4} < 1 \text{ мТорр}$  в игру вступают долговременные процессы, связанные с распадом молекул гидрида и его радикалов на поверхности роста, вследствие чего релаксационный хвост  $L2$  на границе существенно удлиняется (см. рис. 1, 2,  $a$ ), достигая в диапазоне давлений  $0.1-1 \text{ мТорр}$  величины  $1-3 \text{ нм}$ . Необходимо отметить, что данный диапазон наиболее часто используется в эксперименте вследствие вполне приемлемых здесь для эпитаксии скоростей роста  $0.5-5 \text{ нм/мин}$ . Для получения резких (на уровне одного монослоя) фронтов в распределении состава сплава необходимо работать либо при более низких давлениях, но в этом случае скорости роста пленок становятся чрезвычайно низкими, либо в области более высоких давлений, где может уже нарушаться молекулярное течение газа в реакторе и вклад в расплывание границы могут вносить другие классические механизмы, характерные для газофазных систем проточного типа [13].



**Рис. 3.** Рассчитанное распределение германия в структуре  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.14}/\text{Si}/\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.14}$ , выращенной методом  $(\text{Si}-\text{GeH}_4)$ -МВЕ, с прерыванием в момент времени  $t_0$  как молекулярного (*a, b*), так и атомарных потоков в реакторе (*b*):  $t_1 - t_0 = 2$  мин (*a*),  $t' - t_0 = t_1 - t' = 2$  мин (*b*). Сплошные кривые соответствуют реально имеющей место в реакторе зависимости скорости откачки германия из камеры роста  $P(t) = 2 \cdot 10^{-3} / \{1 + 32.8(t - t_0)\}$ , штриховая кривая — мгновенной скорости откачки германия:  $P(\text{GeH}_4) = 2 \cdot 10^{-3}$  Торр при  $t < t_0$ ,  $t > t_1$  и  $P(\text{GeH}_4) = 0$  при  $t_0 < t < t_1$ .

Используя представленную выше методику анализа, проведем оценку профиля распределения состава выращиваемой рассматриваемым методом реальной транзисторной  $\text{Si}_{0.86}\text{Ge}_{0.14}$ -структуры с кремниевым транспортным каналом. Если принять во внимание только перечисленные выше механизмы расплывания состава на гетерограницах (т.е. предположить мгновенную откачку германия из реактора после прекращения туда его подачи), то для температуры роста  $T = 700^\circ\text{C}$ , давления германия при росте слоя  $\text{Si}_{0.86}\text{Ge}_{0.14}$ , равном

$P_{\text{GeH}_4} = 2$  мТорр,  $k = r_{\text{Si}}/r_{\text{Ge}} = 50$ , получим практически прямоугольный профиль распределения германия ( $x$ ) в структуре, изображенный пунктирной линией на рис. 3, *a*. В реальной системе, кроме естественных механизмов диффузионного уширения границы, в формирование хвостов распределения состава в окрестности переходных областей могут давать вклад причины, связанные с конечной скоростью откачки газов. В используемой нами технологической установке спад давления германия в реакторе со временем описывался соотношением  $P(t) = 2 \cdot 10^{-3} / \{1 + 32.8(t - t_0)\}$ , где  $t_0$  — время (мин) прекращения подачи германия в реактор. Видно (см. рис. 3, *b*, сплошная линия), что используемая нами низкая скорость откачки приводит к появлению значительного хвоста твердого раствора на левой границе кремниевых каналов, практически формируя треугольный профиль состава в квантовой яме, обуславливая тем самым низкие значения подвижности электронов в ней.

Одновременное с моментом прекращения подачи газа в реактор прерывание (на время  $\sim 2$  мин) атомарных потоков кремния и германия с источника с целью получения более резкого профиля границ приводит к формированию на левой границе  $\text{Si}$  слоя тонкой пленки германия (рис. 3, *b*). Для оценки толщины слоя  $\text{Ge}$ , осаждаемого на эпитаксиальный слой  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  в течение времени откачки германия из реактора, необходимо знать эффективную частоту распада германия на поверхности германия в отсутствие атомарных потоков. Эффективную частоту нетрудно определить, зная скорость роста пленки германия при постоянном давлении германия. Для близких к приведенным выше условиям эксперимента скорость роста слоя германия в структуре  $\text{Ge}/\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$  составляет по данным электронной микроскопии [9] величину  $\sim 15 \text{ \AA}/\text{мин}$ . Данное значение, найденное при температуре  $700^\circ\text{C}$ , хорошо согласуется с результатами, полученными другими авторами [14], и соответствует эффективной частоте распада молекулы  $\text{GeH}_3$  на ростовой поверхности, равной  $\nu_0 = 6.25$ . Соответствующая данной частоте распада молекулы  $\text{GeH}_3$  толщина пленки германия на рис. 3, *a* равна 3 нм. Превышение критической толщины слоя германия ведет к росту пленки по механизму Странски–Крастанова, т.е. обуславливает появление в системе разупорядоченных островков на границе  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ , что подтверждается данными туннельной микроскопии при сканировании поверхности структуры. Геттерирование примесей в окрестности этих островков обуславливает появление эффективных рассеивающих центров на границе транспортного канала, снижая в свою очередь подвижность двумерных электронов в плоскости слоя кремния (по данным проведенных нами при 5K измерений — до  $4000 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{c}$ ). Уменьшить толщину вырастающего слоя германия и устранить тем самым появляющуюся шероховатость поверхности можно, увеличив скорость откачки газов из реактора.

Авторы благодарят проф. Е.С. Демидова за обсуждение полученных результатов. Работа выполнялась в рамках Российских программ "Университеты России" (грант 992849), "Физика твердотельных наноструктур" (грант 97-2023) и международной программы ИНТАС (грант 96-0580).

## Список литературы

- [1] D.W. Greve. *Mater. Sci. Eng. B*, **18**, 22 (1993).
- [2] M.G. Mil'vidskii, V.I. Vdovin, L.K. Orlov, O.A. Kuznetsov, V.M. Vorotyntsev. *Growth of Crystals*, ed. by E.I. Givargizov, A.M. Melnikova (Consultants Bureau, N.Y.–London, 1996) v. 20, p. 13.
- [3] Л.К. Орлов, В.А. Толочасов, А.В. Потапов, В.И. Вдовин. *Тр. 2-го Росс. симп. "Процессы теплопереноса и рост монокристаллов и тонкопленочных структур"*, под ред. В.П. Гинкина (Обнинск, 1998) с. 288.
- [4] Л.К. Орлов, В.А. Толочасов, А.В. Потапов, В.И. Вдовин. *Изв. вузов, сер. Материалы электронной техники (Изд-во МИСиС)*, **2**, 30 (1998).
- [5] В.А. Толочасов, Л.К. Орлов, С.П. Светлов, Р.А. Рубцова, А.Д. Гудкова, А.В. Корнаухов, А.В. Потапов, Ю.Н. Дроздов. *Кристаллография*, **43**, 535 (1998).
- [6] T. Karasava, Y. Kunii, M. Tabe. *Japan. J. Appl. Phys.*, **32**, 1039 (1993).
- [7] А.В. Потапов. Автореф. канд. дис. (Нижний Новгород, ИФМ РАН, Ун-т им. Н.И. Лобачевского, 1999).
- [8] Л.К. Орлов, А.В. Потапов, С.В. Ивин. *ЖТФ*, **70** (6), 102 (2000).
- [9] L.K. Orlov, V.A. Tolomasov, A.V. Potapov, V.I. Vdovin, M.G. Mil'vidskii. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, **155**, 205 (1997).
- [10] A.V. Potapov, L.K. Orlov, S.V. Ivin. *Thin Sol. Films*, **336**, 191 (1999).
- [11] L.K. Orlov, A.V. Potapov. *Physics, Chemistry and Application of Nanostructures Review and Short Notes to Nanomeeting'97* (Minsk, Belarus) (World Scientific, Singapore, 1997) p. 68.
- [12] L.K. Orlov, A.V. Potapov, S.V. Ivin. *Sol. St. Phenomena*, **69–70**, 221 (1999).
- [13] Л.К. Орлов, А.В. Потапов, Р.А. Рубцова, Н.Л. Орлова. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **53**, 267 (1999).
- [14] B. Cunningham, J.O. Chu, S. Akbar. *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 3574 (1991).

Редактор Л.В. Шаронова

## Estimation of the alloy intermixing nearest interfaces of Si (Ge) / Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> heteroepitaxial structures grown by a combined Si–GeH<sub>4</sub> MBE

L.K. Orlov, N.L. Ivina, A.V. Potapov

Nizhny Novgorod State University,  
603600 Nizhny Novgorod, Russia  
Institute for Physics of Microstructures,  
Russian Academy of Sciences,