

Роль эффекта поверхностной сегрегации в формировании резких границ слоев в гетерокомпозициях $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращиваемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии с комбинированными источниками

© Л.К. Орлов, Н.Л. Ивина

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

(Получена 18 мая 2001 г. Принята к печати 25 мая 2001 г.)

Для системы $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенной методом молекулярно-лучевой эпитаксии с комбинированными источниками $\text{Si}-\text{GeH}_4$ в условиях эффективного заполнения поверхностных связей продуктами распада гидридов, измерены коэффициенты сегрегации атомов германия, что позволило в свою очередь впервые на основании разработанной кинетической модели роста определить для рассматриваемого метода эпитаксии отношение коэффициентов встраивания атомов Si и Ge в растущий слой $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Для структур $\text{Si}-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращиваемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии с комбинированными источниками $\text{Si}-\text{GeH}_4$, для широкой области значений технологических параметров проведено сопоставление роли различных механизмов (пиролиза, сегрегации и других) в формировании профиля металлургических границ слоев.

В последнее десятилетие наметилась тенденция к переходу от исследования фундаментальных свойств гетероэпитаксиальных структур на базе кремния и германия к практическому использованию этих гетерокомпозиций в качестве активных элементов разнообразных полупроводниковых устройств. Производство приборных гетероэпитаксиальных структур требует освоения для их выращивания технологичных и дешевых газофазных методов эпитаксии с использованием гидридов Si и Ge как при пониженном, так и атмосферном давлении в реакторе [1]. Газовые методы роста без использования дорогостоящего оборудования позволяют выращивать пленки высокой степени однородности на подложках большого диаметра и являются более производительными, чем традиционная молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ). Кроме того, выращивание пленок в разреженной водородной среде позволяет стабилизировать некоторые их свойства, а снижение скорости поверхностной диффузии адсорбируемых подложкой атомов Si и Ge, вследствие заполнения поверхностных связей продуктами распада гидридов, в частности водородом, уменьшает вероятность срыва двумерного роста эпитаксиального слоя, обуславливая тем самым в напряженных гетероэпитаксиальных структурах планарность внутренних границ.

Широкое внедрение данного метода в практику выращивания сложных полупроводниковых гетероэпитаксиальных структур сдерживается, однако, трудностью получения газофазным методом резких (в пределах одного монослоя) гетерограниц, необходимых для формирования композиций со слоями субнанометровой толщины при одновременном сохранении приемлемых скоростей роста. Последнее качество, а именно — резкость и высокое структурное совершенство границ, является для напряженных гетероэпитаксиальных композиций определяющим фактором, обеспечивающим достижение необходимых характеристик носителей

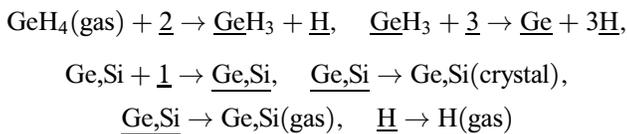
заряда в слоях и обеспечивающих проявление многих полезных для практических приложений свойств.

Важность проблемы стимулировала, в одной стороны, применение в установках молекулярно-лучевой эпитаксии с газовыми источниками (ГФМЛЭ) наряду с молекулярными также атомарных потоков вещества. Атомарные потоки могут быть сформированы на дополнительном нагретом элементе, в качестве которого предложено использовать либо вольфрамовую проволоку [2], либо сублимирующий брусок кремния [3], размещаемые внутри реактора. С другой стороны, осознание данной проблемы способствовало развитию физических методов исследования как планарных характеристик границ эпитаксиальных слоев, так и характера распределения состава сплава в окрестности границ псевдоморфных гетероэпитаксиальных структур $\text{Si}(\text{Ge})/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Для исследования профиля распределения состава в напряженных слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ нанометровой толщины на сегодняшний день наиболее активно применяются методы просвечивающей электронной микроскопии [4,5], дифракции рентгеновских лучей [6,7], оже- и масс-спектрометрии и другие. Все перечисленные методы констатируют наличие асимметричного расплывания состава сплава в окрестности гетерограниц даже при выращивании структур наиболее совершенными методами молекулярно-лучевой эпитаксии с твердофазными источниками [4–7]. Однако ни один из используемых методов анализа не в состоянии сегодня дать ответ о причинах, порождающих наблюдаемое перемешивание состава сплава в окрестности границ, и не может объяснить различную крутизну профиля состава твердого раствора в окрестности разных границ слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

Цель настоящей работы состояла в определении для конкретного метода роста (комбинированной $(\text{Si}-\text{GeH}_4)$ -МЛЭ, т.е. МЛЭ с комбинированными твер-

дофазными и газофазными источниками [3,8]) значений наиболее важных для технологических экспериментов параметров, таких как коэффициенты встраивания (кристаллизации) атомов кремния и германия, адсорбируемых эпитаксиальной поверхностью в растущий слой $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, а также в применении уточненных значений этих коэффициентов для аналитической оценки ширины переходных областей в окрестности гетерограниц структуры. Результаты анализа, проведенного с использованием нестационарного варианта ростовой модели, апробированной нами для указанного метода роста в работе [9], позволяют также лучше понять роль поверхностной сегрегации в формировании профиля состава сплава на границах слоев.

Решение поставленной выше задачи основывается на численном решении системы кинетических уравнений, связывающих изменения концентраций (θ_i) атомов и молекул Ge, Si, H_2 , SiH_3 и GeH_3 , адсорбируемых ростовой поверхностью, с атомарными и молекулярными потоками веществ, поступающих к подложке, и температурой подложки. Общая система уравнений, описывающая влияние кинетики распада гидридов на поверхности эпитаксиальной пленки на стационарный рост слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, была рассмотрена нами ранее в работах [9,10]. Поэтому далее мы не будем обсуждать вид использованных уравнений. Заметим только, что применимость выбранной системы кинетических уравнений и схема поверхностных химических реакций



(подчеркивание указывает на связь атома с поверхностью) ранее была апробирована нами путем анализа стационарных характеристик для реальных ростовых процессов [9,11], откуда для разных условий технологического эксперимента нами были получены требуемые для последующих расчетов значения эффективных времен распада молекул гидридов и значения коэффициента кристаллизации атомов кремния.

Главной причиной, ответственной за расплывание состава сплава в слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращиваемых методом комбинированной (Si-GeH₄)-МЛЭ, в одних случаях может являться конечная скорость протекания реакций пиролиза гидридов на поверхности роста, в других — конечная скорость кристаллизации атомов вещества в растущий слой, что было показано в работе [10]. Однако расчеты, проведенные в [10], были выполнены в предположении, что коэффициенты кристаллизации атомов Si и Ge совпадают по величине, т.е. $r_{\text{Si}} = r_{\text{Ge}}$, что негласно предполагает отсутствие поверхностной сегрегации в системе.

В то же время большинство пленок, выращенных методом (Si-GeH₄)-МЛЭ [3,8], обнаруживают, по данным вторичной масс-ионной спектроскопии (ВИМС), заметный градиент состава в сторону накопления германия на

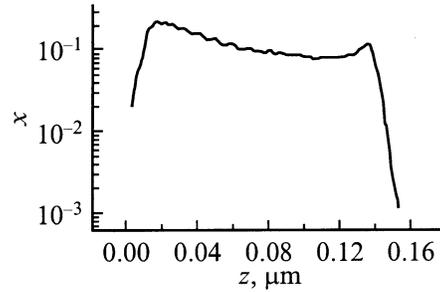


Рис. 1. Распределение германия по толщине z в слое твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенного методом (Si-GeH₄)-МЛЭ, по данным вторичной ионной масс-спектроскопии.

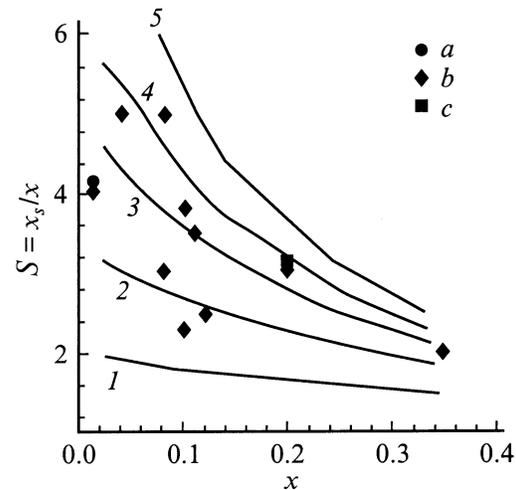


Рис. 2. Коэффициенты сегрегации S в образцах $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Точки — данные вторичной ионной масс-спектроскопии для образцов, выращенных при температурах $T_{\text{gr}} = 600$ (a), 700 (b), 800°C (c). Сплошные линии — расчет для $T_{\text{gr}} = 700^\circ\text{C}$, $k = r_{\text{Si}}/r_{\text{Ge}} = 2$ (1), 3.3 (2), 5 (3), 6.7 (4), 10 (5).

поверхности роста, что связано с различной скоростью встраивания атомов кремния и германия в растущий слой. Одна из кривых, отображающих градиентный состав твердого раствора в эпитаксиальном слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, приведена на рис. 1.¹

Соответствующие значения коэффициента поверхностной сегрегации, определяемого как отношение концентрации атомов германия на поверхности к их концентрации в объеме ($S = x_s/x$), в зависимости от состава сплава в слое показаны точками на рис. 2. Здесь же мы для нескольких значений параметра $k = r_{\text{Si}}/r_{\text{Ge}}$ и температуры роста $T_{\text{gr}} = 700^\circ\text{C}$ привели соответствующие теоретические кривые, полученные в рамках разработанной в [9] кинетической модели. Оптимальное

¹ Измерения профиля состава методом ВИМС проведены в ГИРЕДМЕТ (Москва) на серии образцов, выращенных в середине 90-х годов в НИФТИ ННГУ методом комбинированной (Si-GeH₄)-МЛЭ В.А. Толмачевым и А.В. Потаповым. Отдельные характеристики получаемых слоев твердого раствора обсуждались нами ранее в ряде работ (см., например, [3,8]).

значение k для данного эксперимента в пределах разброса значений параметров, согласно рис. 2, составляет величину ~ 5 . Необходимо отметить, что сами коэффициенты кристаллизации в общем случае не являются константами и зависят как от температуры роста, так и от степени заполнения поверхностных состояний атомами кремния и германия [11], что автоматически учитывалось нами в используемой ростовой модели. Характерный вид зависимостей коэффициента r_{Si} для разных значений поверхностных концентраций и температур роста приведен в работе [11]. В данной работе получена зависимость скорости кристаллизации атомов кремния $r_{\text{Si}} = (F_{\text{Si}} + v_{\text{Si}}n_s)V_{\text{gr}}n_0 / (F_{\text{Si}} - V_{\text{gr}}n_0)n_s$ как от температуры роста T_{gr} , так и от концентрации атомов кремния на поверхности $\theta_{\text{Si}} = (F_{\text{Si}} - V_{\text{gr}}n_0) / (F_{\text{Si}} + v_{\text{Si}}n_s)$. Здесь F_{Si} — поток атомов кремния от сублимирующего источника, $V_{\text{gr}} = r_{\text{Si}}\theta_{\text{Si}}n_s / n_0$ — скорость роста слоя, v_{Si} — частота десорбции атомов кремния с поверхности, $n_0 = 5.5 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-3}$ — концентрация атомов кремния в объеме, $n_s = 6.8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ — концентрация адсорбционных центров на поверхности кристалла.

Несмотря на то что концентрация германия на поверхности пленки растет с увеличением концентрации германия в слое, причем тем сильнее, чем больше величина k (рис. 3, *a*), коэффициент поверхностной сегрегации с ростом x уменьшается (рис. 2). Используемые в данном эксперименте значения скоростей роста V_{gr} в зависимости от давления германа в реакторе P_{GeH_4} приведены на рис. 3, *b* (1 — эксперимент, 2 — расчет). Значительный разброс экспериментально найденных значений скорости роста связан как с критичностью значений V_{gr} к давлению германа в реакторе (рис. 3, *b*), так и трудностью точного воспроизведения от опыта к опыту температуры сублимирующего источника, задающего в реакторе поток атомов кремния. Поток атомов весьма чувствителен к температуре нагрева в узком температурном интервале 1250–1300°C.

Заметим, что полученные нами значения коэффициента сегрегации, а соответственно и отношения коэффициентов встраивания атомов кремния и германия в растущий слой, в несколько раз меньше тех, что наблюдались другими авторами в структурах, выращенных при тех же температурах методом традиционной МЛЭ [12]. Наличие разногласий легко понять, если заметить, что в нашем случае концентрация атомов германия на ростовой поверхности должна быть существенно ниже, чем в случае обычной МЛЭ, вследствие значительного заполнения поверхности роста продуктами распада гидридов, в основном радикалами германа и водородом [13]. Конечно, трудно исключить полностью и недостатки применяемых измерительных методов, приводящие к неточностям измерения концентраций атомов германия непосредственно как на поверхности выращенной пленки, так и в ее объеме.

Анализ процессов пиролиза гидридов и исследование особенностей формирования переходных областей в

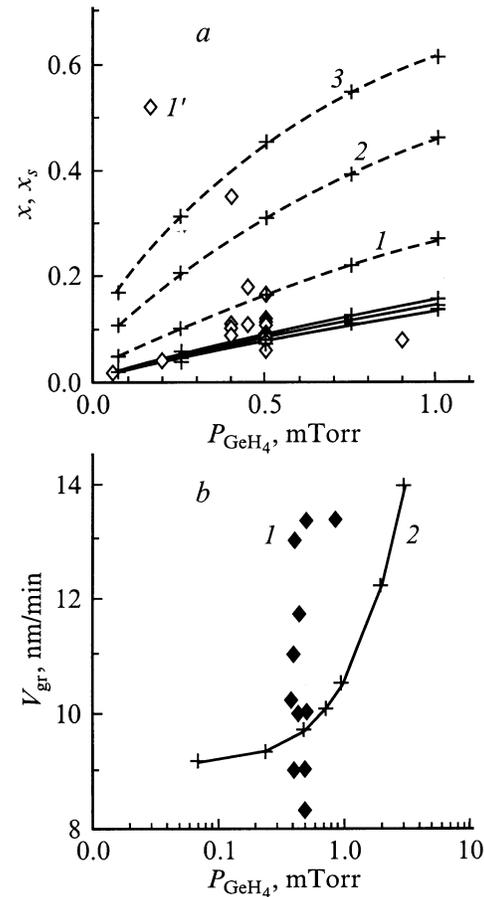


Рис. 3. *a* — теоретические зависимости концентрации германия при $T_{\text{gr}} = 700^\circ\text{C}$ от давления германа в реакторе: сплошные линии — концентрация в объеме слоя x , штриховые — концентрация на поверхности x_s при $k = 2$ (1), 5 (2), 10 (3); I' — экспериментальные значения x в объеме слоя для серии образцов. *b* — экспериментальные (1) и расчетные (2) значения скорости роста слоя.

окрестности гетерограниц структуры проведем, используя стандартную схему технологического эксперимента. Рассмотрим рост слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в установке ГФМЛЭ в условиях, когда на постоянный поток атомов кремния накладывается импульсный поток молекул германа с предельно резкими фронтами импульсов. Допустимость такой модели основывается на реально существующей возможности практически мгновенного переключения потоков в современных технологических установках.

Расчитанный с учетом найденной величины k , т.е. в общем случае с учетом эффекта поверхностной сегрегации в системе, профиль распределения состава в слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при импульсной подаче потока германа в камеру роста имеет вид, изображенный на рис. 4, с ярко выраженной асимметрией в характере спада концентрации германия в окрестности верхней (правой) и нижней (левой) границ слоя. Расчет профиля распределения состава проведен нами здесь для трех случаев: кривые 1, 2 — атомарные потоки в системе не играют суще-

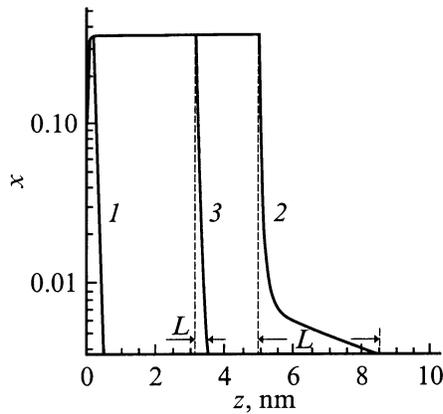


Рис. 4. Рассчитанные профили распределения состава твердого раствора по толщине z в гетероструктурах $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ с максимальным содержанием x в слое твердого раствора $x_{\text{max}} = 0.35$. Параметры расчета: $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$, $k = 5$, $P_{\text{GeH}_4} = 0.01$ (1), 1 (2), 10 мТорр (3).

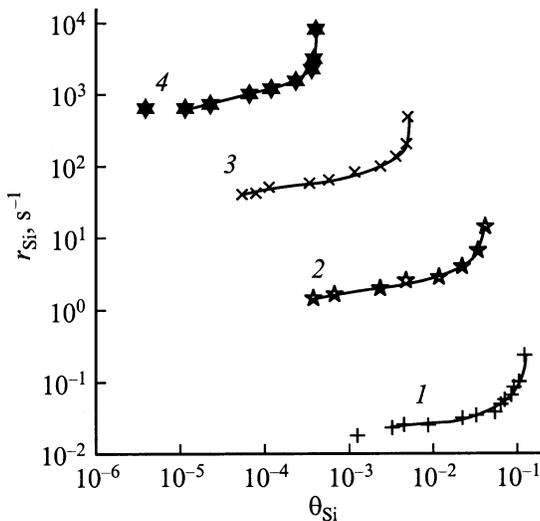


Рис. 5. Коэффициенты встраивания атомов кремния в кристалл r_{Si} в зависимости от безразмерной поверхностной концентрации $\theta_{\text{Si}} = n_{\text{Si}}/n_s$ при различных температурах роста T_{gr} , $^\circ\text{C}$: 1 — 500, 2 — 600, 3 — 700, 4 — 800.

ственной роли, расплывание состава на границе связано исключительно с конечным временем пиролиза гидридов на поверхности роста, ширина границы L существенным образом зависит от давления газа в реакторе, достигая максимального значения при давлениях ~ 1 мТорр (кривая 2); кривая 3 — атомарные потоки германия с сублимирующего источника кремния играют весьма заметную роль. Доминирующим механизмом, обуславливающим размытие границы, является в последнем случае механизм, связанный с конечным временем встраивания атомов германия в решетку кристалла. В этой области давления газов пиролиз гидридов не играет заметной роли, и проявление сегрегационного накопления герма-

ния на поверхности в эффекте уширения границы слоя становится уже заметным. Здесь и далее при анализе процессов роста мы выбирали значения технологических параметров, приближенные к значениям, наиболее часто используемым в эксперименте: температура подложки $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$, парциальные давления гидридов в реакторе установки $P_{\text{Ge}(\text{Si})\text{H}_4} = (0.01-10) \cdot 10^{-3}$ Торр. Константы скорости кристаллизации $r_{\text{Ge}(\text{Si})}$ адсорбированных поверхностью атомов в общем случае зависят от степени заполнения поверхности продуктами распада гидридов, что учитвалось нами при вычислениях.

Приведенные на рис. 4 кривые показывают ярко выраженную асимметрию профиля распределения состава в структуре, связанную с неодинаковой ролью различных механизмов, принимающих участие в формировании переходных областей в области гетерограниц. Асимметрию границ легко понять, если заметить, что коэффициенты кристаллизации резко растут по мере накопления соответствующих атомов вещества на поверхности (рис. 5). На нижней границе скорость накопления атомов германия определяется скоростью их доставки от источников (практически мгновенной), вследствие чего встраивание атомов германия в растущий слой идет с максимальной для данного процесса скоростью, обуславливая резкий профиль состава твердого раствора на границе. При прерывании потока молекул германия концентрация атомов германия на поверхности, а соответственно и скорость их кристаллизации, резко падают, в последующие моменты времени приводя из-за низкой скорости встраивания атомов германия в растущий слой к затянутым хвостам в распределении состава твердого раствора на верхней границе слоя, что хорошо согласуется с данными имеющихся на сегодняшний день экспериментов [4–7].

Рассмотрим теперь более подробно для разных значений технологических параметров, как различие коэффициентов встраивания атомов кремния и германия в растущий слой сказывается на величине уширения границы слоя. Другими словами, обсудим, насколько сильно, по сравнению с другими механизмами, эффект поверхностной сегрегации влияет на уширение гетерограниц. В качестве анализируемого параметра выберем ширину L верхней границы слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на уровне $x = 0.01x_{\text{max}}$ (рис. 4). Соответствующие кривые в зависимости от давления германия в реакторе, рассчитанные для значений параметров $x_{\text{max}} = 0.35$, $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$, $k = 1$ и 5, приведены на рис. 6. Данный рисунок позволяет не только оценить величину возможного уширения границы слоя, но и дает ответ на вопрос, в какой области значений технологических параметров доминирует тот или иной механизм уширения. Из рис. 6, а видно, что в области низких давлений германия ($P_{\text{GeH}_4} < 10^{-4}$ Торр) величина L остается достаточно малой, менее 10 \AA , вследствие довольно низких при выбранных условиях значениях скорости роста слоя твердого раствора. С ростом давления германия в реакторе, а соответственно и скорости роста слоя, расплывание профиля состава увеличивается и при $P_{\text{GeH}_4} \approx 10^{-3}$ Торр составляет величину уже $\sim 30 \text{ \AA}$.

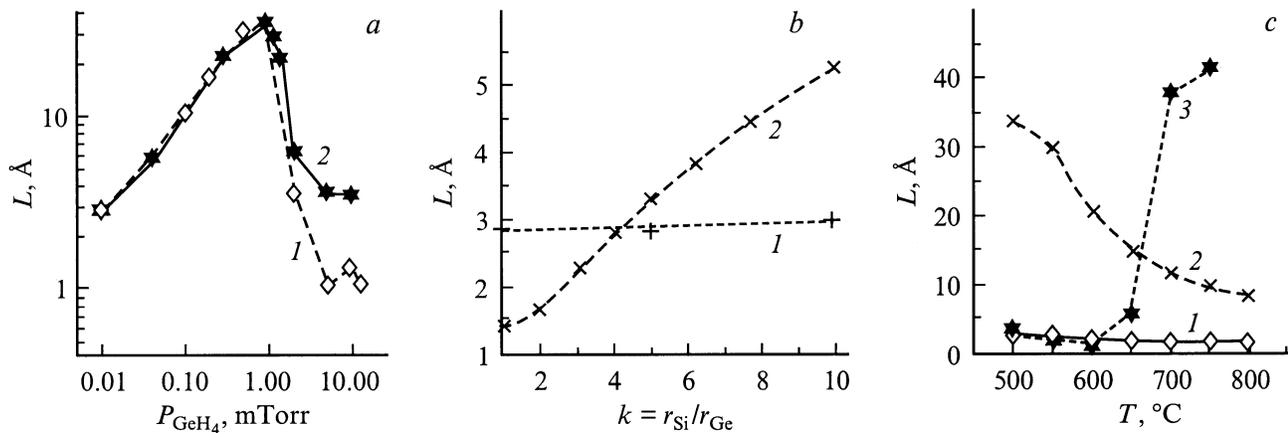


Рис. 6. Величина расплывания состава L в окрестности правой границы слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, найденная как функция: *a* — давления германа в реакторе при $k = 1$ (1), 5 (2) и $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$; *b* — отношения коэффициентов встраивания атомов кремния и германия в растущий слой при $P_{\text{GeH}_4} = 0.01$ (1), 10 мТорр (2) и $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$; *c* — температуры роста T_{gr} при $k = 5$ и $P_{\text{GeH}_4} = 0.01$ (1), 1 (2); 10 мТорр (3).

Расплывание состава сплава в окрестности гетерограниц, обусловленное долговременным процессом пиролиза молекул германа на ростовой поверхности, приводит к тому, что различие коэффициентов встраивания атомов германия в решетку кристалла (в конечном итоге эффект поверхностной сегрегации) в рассматриваемой области значений параметров (когда в ростовом процессе основную роль играют только молекулярные пучки к поверхности) никаким образом на размытии гетерограниц структуры не сказывается.

Расчеты показывают, что наибольшая резкость границы достигается в области достаточно высоких давлений газа в реакторе (рис. 6, *a*). В этом случае в ростовом процессе доминируют атомарные потоки как атомов кремния, так и атомов германия с сублимирующего горячего источника, и система становится максимально приближенной к традиционной МЛЭ. Именно в этой области эффекты поверхностной сегрегации могут проявиться наиболее отчетливо, приводя к дополнительному уширению границы слоя, что легко можно видеть из сравнения кривых 1 и 2 на рис. 6, *a*.

На рис. 6, *b* представлены зависимости величины L от отношения коэффициентов встраивания атомов кремния и германия в растущий слой для двух давлений газов в реакторе: высоком (кривая 2) — в ростовом процессе доминируют атомарные потоки атомов германия с сублимирующего источника; низком (кривая 1) — доминирующим является молекулярный поток GeH_4 , и ростовой процесс формирования слоя твердого раствора заданного состава связан в основном с пиролизом молекул гидридов на подложке. Практически постоянный характер зависимости 1 свидетельствует об отсутствии влияния эффекта поверхностной сегрегации на формирование профиля состава в области гетерограниц. Возрастающий характер кривой 2 с ростом коэффициента k (или S) указывает на доминирующую роль эффекта сегрегации

в формировании профиля состава на границе при доминирующем механизме роста из атомарных пучков.

Обсудим теперь, как может измениться картина, изображенная на рис. 6, *a*, с ростом температуры. На рис. 6, *c* показано, как меняется параметр размытия границы L с ростом температуры подложки для трех значений давления германа в реакторе. На характер кривых существенно влияет зависимость от температуры кинетических коэффициентов в уравнениях баланса. С ростом температуры меняется степень заполнения поверхности продуктами распада гидридов, в том числе водородом, и одновременно растут коэффициенты кристаллизации, как показано на рис. 5.

Указанное обстоятельство приводит к тому, что кривые на рис. 6, *a* целиком смещаются в область более высоких давлений, обуславливая уменьшение размытия границ в области низких и промежуточных давлений германа (кривые 1, 2 на рис. 6, *c*) и резкое возрастание величины L в области высокого давления газа в реакторе (кривая 3 на рис. 6, *c*). Таким образом, в области высоких температур роста ($T_{\text{gr}} > 700^\circ\text{C}$), практически для всех реальных давлений германа, используемых на практике, влияние атомарных потоков на ростовой процесс в методе комбинированной (Si-GeH₄)-МЛЭ весьма ослаблено, что обуславливает высокую степень расплывания профиля состава в окрестности границ слоя твердого раствора.

В заключение еще раз подчеркнем, что существует в общем случае несколько причин, оказывающих определяющее влияние на величину расплывания профиля состава в окрестности гетерограниц структуры в методе (Si-GeH₄)-МЛЭ, и роль их изменяется при изменении как температуры роста, так и давления германа в реакторе. Одна из этих причин связана с уменьшением времени жизни молекул, адсорбированных поверхностью, при возрастании температуры подложки. Другая обусловлена перераспределением роли молекулярных и атомарных

потоков в массопереносе вещества к растущей поверхности. В области сравнительно высоких давлений газа второй фактор оказывает при пониженных температурах более сильное влияние на ширину переходных областей, обуславливая малую ширину границ, связанную уже в этом случае в основном с эффектами поверхностной сегрегации.

Авторы выражают глубокую признательность сотрудникам ИФМ РАН (Ю.Н. Дроздову, А.В. Потапову, С.В. Ивину), НИФТИ ННГУ (проф. В.А. Толочасову и проф. Е.С. Демидову) и ГИРЕДМЕТ (В.И. Вдовину, П.Б. Орлову), без помощи и поддержки которых было бы трудно представить выполнение данной работы в намеченном объеме.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 01-02-16778), программы "Университеты России" (грант № 992849), научно-технической программы "Физика и технология твердотельных наноструктур" (№ 7(00)-П).

Список литературы

- [1] D.W. Greve. *Mater. Sci. Eng. B*, **18**, 22 (1993).
- [2] J. Thiesen, E. Iwaniczko, K.M. Jones, A. Mahan, R. Grandall. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 992 (1999).
- [3] L.K. Orlov, V.A. Tolomasov, A.V. Potapov, Yu.N. Drozdov, V.I. Vdovin. *IEEE, SIMC-9*, 215 (1996).
- [4] O.P. Karpenko, S.M. Yalisove, D.J. Eaglesham. *J. Appl. Phys.*, **82**, 1157 (1997).
- [5] В.И. Вдовин, К.Д. Щербачев, М. Миронов, К. Парри, Э.Н.С. Паркер. *Кристаллография*, **45** (4), 1 (2000).
- [6] W.C. Tsai, C.Y. Chang, T.G. Jung, T.S. Liou, G.W. Huang, T.C. Chang, L.P. Chen, H.C. Lin. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 1092 (1995).
- [7] J.M. Varibeaue, D.J. Lockwood, R.L. Headrick. *J. Electron. Mater.*, **24**, 341 (1995).
- [8] В.А. Толочасов, Л.К. Орлов, С.П. Светлов, А.Д. Гудкова, А.В. Корнаухов, Р.А. Рубцова, А.В. Потапов, Ю.Н. Дроздов. *Кристаллография*, **43**, 535 (1998).
- [9] Л.К. Орлов, А.В. Потапов, С.В. Ивин. *ЖТФ*, **70** (6), 102 (2000).
- [10] Л.К. Орлов, Н.Л. Ивина, А.В. Потапов. *ФТП*, **34**, 1153 (2000).
- [11] A.V. Potapov, L.K. Orlov, S.V. Ivin. *Thin Sol. Films*, **336**, 191 (1998).
- [12] Y.J. Zheng, A.M. Lam, J.R. Engstrom. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 817 (1999).
- [13] Л.К. Орлов, С.В. Ивин, А.В. Потапов, Н.Л. Ивина. *ЖТФ*, **71** (4), 53 (2001).

Редактор Л.В. Шаронова

Role of surface segregation effect in formation of sharp interfaces in Si(Ge)/Si_{1-x}Ge_x heterocompositions grown by molecular-beam epitaxy with combined sources

L.K. Orlov, N.L. Ivina

Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
Nizhny Novgorod State Lobachevsky University,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The Ge surface segregation coefficients have been measured for Si_{1-x}Ge_x system grown by Si-GeH₄ molecular-beam epitaxy in conditions of effective filling the surface bonds with the hydrid disintegration products. That allowed us, in its turn, for the first time to determine (using the developed kinetic growth model for considered epitaxy method) crystallization coefficients of Si and Ge atoms in a growing Si_{1-x}Ge_x layer. Comparison of the role of different mechanisms (pyrolysis, segregation et. al.) in the profile formation of Si_{1-x}Ge_x layer was performed for a number of technological parameters.