

# Рост и электрофизические свойства гетероструктур Si/Ge-на-изоляторе, сформированных методом ионной имплантации и последующего водородного переноса

© И.Е. Тыщенко<sup>†</sup>, М. Фёльсков\*, А.Г. Черков, В.П. Попов

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

\* Институт ионно-лучевой физики, Исследовательский центр Россендорф,  
D-01314 Дрезден, Германия

(Получена 4 марта 2008 г. Принята к печати 27 марта 2008 г.)

Исследованы закономерности эндотаксиального роста промежуточных слоев германия на границе сращивания структуры кремний-на-изоляторе из имплантированного ионами Ge<sup>+</sup> захороненного слоя SiO<sub>2</sub> в зависимости от температуры отжига. На основе результатов высокоразрешающей микроскопии и термодинамического анализа системы Si/Ge/SiO<sub>2</sub> сделано предположение о том, что эндотаксиальный рост слоя Ge происходит через образование расплава за счет ускоренной сегрегации и накопления Ge на границе Si/SiO<sub>2</sub>. Изучено влияние германия на границе сращивания на холловскую подвижность дырок в слоях кремния нанометровой толщины. Обнаружено, что структуры с толщиной отсеченного слоя кремния 3–20 нм, содержащие германий, обладают подвижностью дырок, в 2–3 раза превышающей подвижность дырок в соответствующих структурах кремний-на-изоляторе без германия.

PACS: 61.72.Ww, 68.55.-a, 73.40.Ty, 73.50.Dn, 81.20.Vj, 81.40.Ef

## 1. Введение

Переход к терамасштабному диапазону интеграции элементов интегральных МОП (металл–окисел–полупроводник) схем на основе кремния с одновременным уменьшением размеров элементов до нескольких нанометров связан с целым рядом проблем, обусловленных резким снижением подвижности носителей заряда [1], увеличением токов утечки [2] и соответствующим ростом выделения тепла. Недавние исследования показали, что использование различных гетероструктур на основе кремния может быть эффективным способом увеличения подвижности носителей заряда в канале МДП (металл–диэлектрик–полупроводник) транзисторов. Гетероструктуры SiGe-на-изоляторе [3–6] обладают большим преимуществом с точки зрения качества сток-затворных характеристик по сравнению с соответствующими структурами, созданными на основе объемного кремния. Использование германия с целью модификации свойств тонких пленок кремния обусловлено тем, что подвижность дырок в германии в 4 раза превышает подвижность дырок в кремнии. Слой германия в кремнии создает потенциальную яму для дырок. При этом дырки в ней также обладают более высокой подвижностью, чем в кремнии. Традиционно SiGe-гетероструктуры создаются методом молекулярно-лучевой эпитаксии при температурах 400–500°С. Использование более высоких температур роста приводит к размытию границ раздела и ухудшению характеристик формируемых гетероструктур. Это накладывает серьезные ограничения на их применение в имеющейся кремниевой технологии, использующей более жесткие режимы термообработок.

Ранее нами был обнаружен эффект сегрегации атомов германия к границе сращивания структуры кремний-на-изоляторе (КНИ) в условиях отжига при температуре 1100°С [7]. В данной работе мы представляем результаты исследования эндотаксиального роста промежуточных слоев германия на границе сращивания КНИ структуры из имплантированного ионами Ge<sup>+</sup> захороненного слоя SiO<sub>2</sub> в зависимости от температуры отжига и влияния германия на границе сращивания на холловскую подвижность дырок в слоях КНИ нанометровой толщины.

## 2. Методика экспериментов

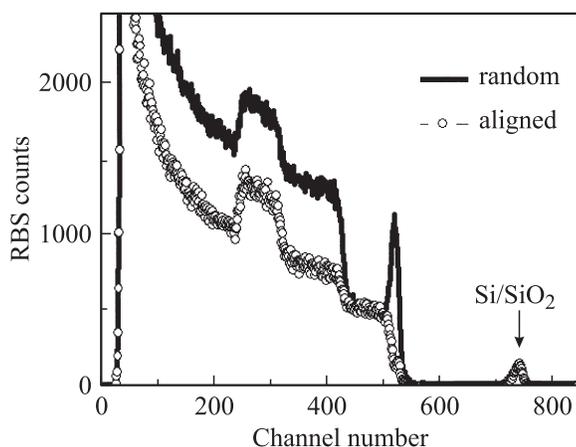
С целью создания КНИ структуры с захороненным слоем диоксида кремния, имплантированным ионами германия, проводилась имплантация ионов Ge<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ дозой  $\sim 8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  в термически выращенные пленки SiO<sub>2</sub> толщиной 220 нм. В качестве исходных подложек использовались пластины кремния марки КДБ-(10–20) с ориентацией (100). Использованные энергии ионов обеспечивали формирование профиля германия с максимумом распределения около 50 нм ниже поверхности SiO<sub>2</sub>. На имплантированную ионами Ge<sup>+</sup> пластину переносилась с другой пластины пленка кремния толщиной 0.5 мкм. В результате были сформированы КНИ структуры, в которых захороненный слой SiO<sub>2</sub> содержал германий вблизи границы сращивания. Изготовленные КНИ структуры отжигались при температурах  $T_a = 500–1100^\circ\text{C}$  в течение 30 мин в атмосфере азота. Распределение атомов Ge исследовалось методом резерфордского обратного рассеяния (RBS) ионов He<sup>+</sup> с энергией 1.7 МэВ. С целью определения положения Ge в решетке кремния проводилось сравнение

<sup>†</sup> E-mail: tys@isp.nsc.ru  
Fax: (383)333 27 71

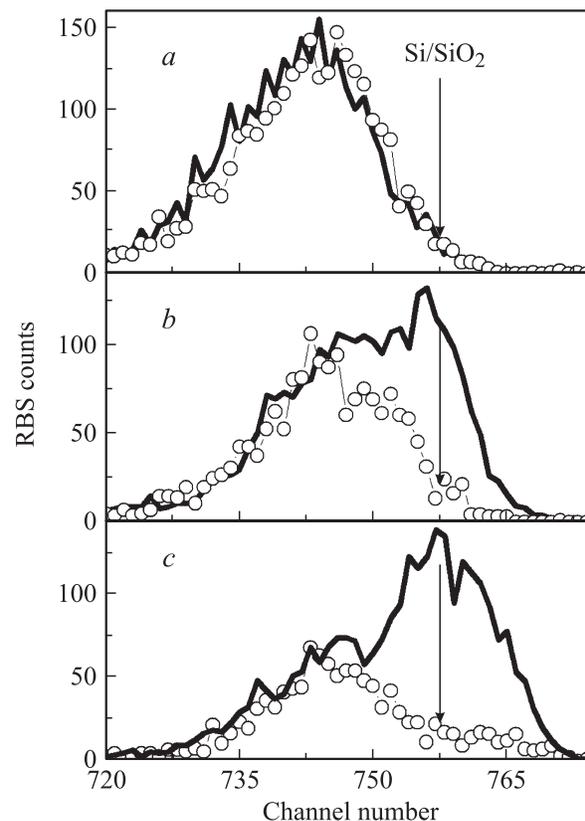
спектров RBS в направлении, при котором реализуются условия максимального отклонения от режима каналирования в направлении  $\langle 100 \rangle$  пленки кремния (random), и спектров, полученных в режиме каналирования ионов  $\text{He}^+$  вдоль каналов  $\langle 100 \rangle$  (aligned). Для увеличения разрешения по глубине данного метода часть верхней пленки кремния была удалена химически в растворе  $\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1:40$ . Структура слоев исследовалась методом высокоразрешающей электронной микроскопии как в планарном режиме (HRTEM), так и на поперечном срезе (XTEM). Исследования проводились на микроскопе JEM-4000 с разрешением 0.2 нм при ускоряющем напряжении 250 кВ. Для проведения электрофизических измерений на пленках кремния нанометровой толщины часто используются структуры с модуляционным легированием [8]. В данной работе структуры с модуляционным легированием выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Сначала выращивался смачивающий слой нелегированного кремния толщиной 5 нм, затем выращивался слой кремния толщиной 5 нм, легированный бором с концентрацией  $[\text{B}] = 5 \cdot 10^{18}$  или  $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , и на заключительной стадии вновь выращивался капсулирующий слой толщиной 5 нм нелегированного кремния. Эпитаксия осуществлялась при температурах  $T_g = 700$  или  $800^\circ\text{C}$ . В заключение на сформированных структурах были изготовлены холловские мосты.

### 3. Результаты

Данные, полученные методом RBS, показывают, что вплоть до температуры отжига  $T_a = 700^\circ\text{C}$  (рис. 1) не происходит сколь-нибудь заметного изменения профилей распределения атомов Ge в имплантированной области КНИ структуры. При этом сигнал от ионов,



**Рис. 1.** Разориентированный (random) и ориентированный (aligned) относительно направления  $\langle 100 \rangle$  кремния спектры резерфордского обратного рассеяния, полученные от КНИ структур со слоем  $\text{SiO}_2$ , имплантированным ионами  $\text{Ge}^+$ , после отжига при температуре  $700^\circ\text{C}$  в течение 30 мин. Отмечено положение границы раздела  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ .

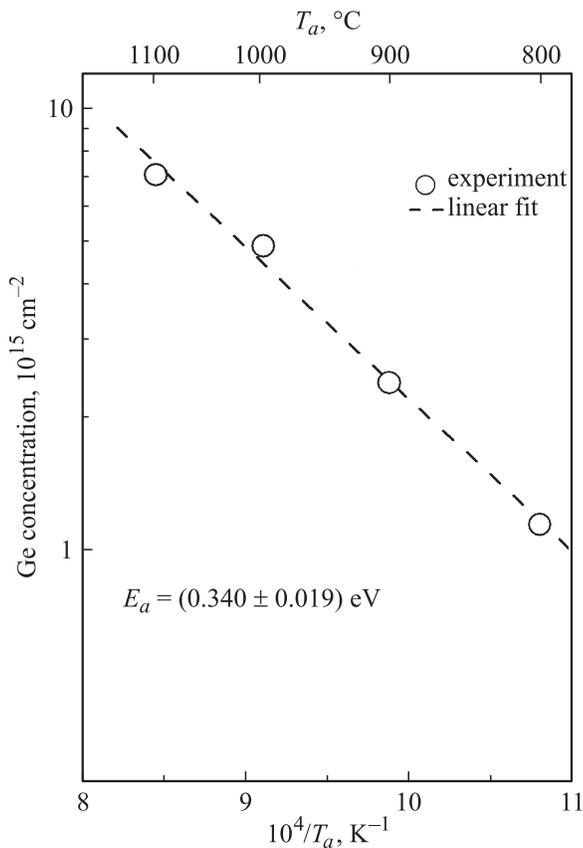


**Рис. 2.** Разориентированные (сплошная линия) и ориентированные (точки) относительно направления  $\langle 100 \rangle$  кремния спектры ионов  $\text{He}^+$ , обратно рассеянных от атомов Ge, имплантированных в слой  $\text{SiO}_2$  КНИ структуры, в увеличенном масштабе. Температура отжига  $T_a = 700$  (a),  $1000$  (b) и  $1100^\circ\text{C}$  (c). Отмечено положение границы раздела  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ .

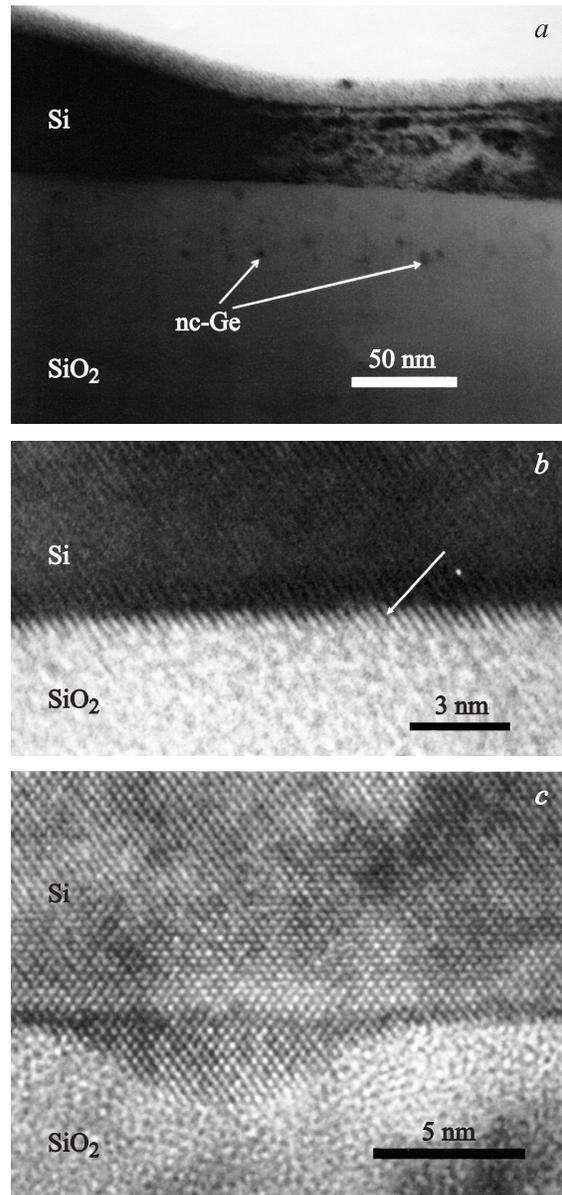
обратно рассеянных на атомах германия, регистрируется одинаковым в случае спектров, полученных в режиме „random“, и в случае спектров, полученных в режиме „aligned“. Начиная с  $T_a \approx 700^\circ\text{C}$  наблюдается перераспределение атомов Ge в сторону границы сращивания КНИ структуры. Сравнение разориентированного и ориентационного спектров показывает, что перераспределенные к границе раздела  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  атомы германия находятся в позициях, когерентных с решеткой отсеченного слоя кремния. На рис. 2 показаны в увеличенном масштабе спектры обратно рассеянных ионов  $\text{He}^+$  на атомах германия в направлениях „random“ и „aligned“. Видно, что с ростом температуры отжига происходит как накопление Ge на границе сращивания  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ , так и увеличение доли атомов в этой области, находящихся в позициях, когерентных с положениями атомов отсеченного слоя кремния. После отжига при  $T_a = 1100^\circ\text{C}$  в течение 30 мин концентрация последних составляет  $\sim 90\%$  от всех имплантированных ионов  $\text{Ge}^+$ . Зависимость концентрации атомов германия, находящихся в упорядоченном состоянии вблизи границы сращивания  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ , как функция обратной температуры показана на

рис. 3. Эта зависимость в координатах рис. 3 аппроксимируется прямой линией с характерным наклоном  $E_a = (0.34 \pm 0.019) \text{ эВ}$ .

ХТЕМ-анализ поперечного среза КНИ структур с имплантированным ионами  $\text{Ge}^+$  слоем  $\text{SiO}_2$  был проведен на образцах, отожженных при температурах 1000 и 1100°C в течение 30 мин и 2 ч. После  $T_a = 1000^\circ\text{C}$  наблюдалось формирование нанокристаллов Ge (nc-Ge) в матрице  $\text{SiO}_2$  в слое толщиной  $\sim 40 \text{ нм}$ , примыкающем к границе сращивания Si/ $\text{SiO}_2$  (рис. 4, *a*). Средние размеры нанокристаллов составляли  $\sim (3-5) \text{ нм}$ . Наряду с образованием нанокристаллов Ge наблюдалось некоторое нарушение однородности и самой границы сращивания. Изображение, полученное в режиме высокого разрешения от соответствующей КНИ структуры после отжига при 1100°C в течение 30 мин, показано на рис. 4, *b*. В этом случае четко наблюдается формирование промежуточного слоя толщиной  $\sim 1.3 \text{ нм}$ , когерентного с пленкой отсеченного кремния. Никаких нанокристаллов Ge внутри матрицы  $\text{SiO}_2$  обнаружено не было. Увеличение длительности отжига сопровождалось уменьшением толщины промежуточного слоя и образованием кристаллических куполов на границе сращивания (рис. 4, *c*), решетка которых также когерент-



**Рис. 3.** Концентрация атомов Ge на границе сращивания КНИ структуры, находящихся в положениях, когерентных с положением атомов в решетке отсеченного слоя Si, как функция температуры отжига.



**Рис. 4.** Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза сформированной КНИ структуры с имплантированным ионами  $\text{Ge}^+$  слоем  $\text{SiO}_2$  после отжига при температуре 1000 (*a*) и 1100°C (*b, c*) в течение 30 (*a, b*) и 120 мин (*c*).

на с решеткой верхней пленки кремния. Характерные размеры куполов составляли  $\sim 10 \text{ нм}$  в основании и  $\sim 3.5 \text{ нм}$  в высоту.

В табл. 1 и 2 приведены некоторые результаты измерений холловской подвижности дырок соответственно для КНИ структур без германия и структур, содержащих Ge на границе сращивания (КГНИ). Сравнительный анализ полученных данных показывает существенное увеличение подвижности в КГНИ структурах. Видно, что даже при более высоких температурах процесса МЛЭ  $T_g$ , губительно сказывающихся на подвижности носителей заряда в целом, в КГНИ структурах значения

**Таблица 1.** Подвижность дырок  $\mu_p$  в КНИ структурах при разных значениях толщины слоя кремния  $d_{\text{SOI}}$ , температуры МЛЭ  $T_g$  и уровня легирования контактного слоя бором [В]

$d_{\text{SOI}}$ , нм	[В], см <sup>-3</sup>		
	5 · 10 <sup>18</sup>	1 · 10 <sup>19</sup>	1 · 10 <sup>19</sup>
	$T_g = 700^\circ\text{C}$		$T_g = 800^\circ\text{C}$
30	115	55–65	–
10	–	–	18

Примечание. Значения приведены в см<sup>2</sup>/В · с.

**Таблица 2.** Подвижность дырок  $\mu_p$  в КНИ структурах при разных значениях толщины слоя кремния  $d_{\text{SOI}}$ , температуры МЛЭ  $T_g$  и уровня легирования контактного слоя бором [В]

$d_{\text{SOI}}$ , нм	[В], см <sup>-3</sup>		
	5 · 10 <sup>18</sup>	1 · 10 <sup>19</sup>	1 · 10 <sup>19</sup>
	$T_g = 700^\circ\text{C}$		$T_g = 800^\circ\text{C}$
20	–	–	50
15	170–190	100–110	–
10	–	73	–
3	–	–	43

Примечание. Значения приведены в см<sup>2</sup>/В · с.

подвижности дырок  $\mu_p$  в 2–3 раза превышают значения в обычных КНИ структурах даже с большими значениями толщины отсеченного слоя. Так, например, при  $T_g = 700^\circ\text{C}$  и объемном уровне модуляционного легирования  $5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> значения подвижности составляли  $\mu_p = 170\text{--}190$  см<sup>2</sup>/В · с в КНИ структурах с толщиной исходного отсеченного слоя кремния  $d_{\text{SOI}} = 15$  нм. В соответствующих структурах КНИ даже с толщиной отсеченного слоя кремния 30 нм значения подвижности дырок не превышали 115 см<sup>2</sup>/В · с. При этом, как видно из табл. 2, уменьшение  $d_{\text{SOI}}$  от 15 до 10 нм сопровождается падением  $\mu_p$  на 50%. Губительным фактором для подвижности носителей в нашем случае является температура МЛЭ. Эти данные находятся в соответствии с имеющимися литературными данными [9] и обусловлены не качеством КНИ структур, а качеством слоев с модуляционным легированием, сформированных в процессе МЛЭ. Однако несмотря на это, даже при  $T_g = 800^\circ\text{C}$  и объемном уровне модуляционного легирования  $1 \cdot 10^{19}$  см<sup>-3</sup> в КНИ структурах с  $d_{\text{SOI}} = 3$  нм подвижность дырок в  $\sim 2.4$  раза превышала  $\mu_p$  в соответствующих пленках КНИ толщиной 10 нм (табл. 1 и 2). Следует заметить, что обычно  $T_g$  не превышает  $600^\circ\text{C}$  из-за диффузионного размывания границ растущих слоев. Так, например, в работе [9] показано, что увеличение  $T_g$  до  $700^\circ\text{C}$  приводит к падению подвижности дырок в слоях SiGe-на-изоляторе толщиной 16 нм от 200 до 90 см<sup>2</sup>/В · с. Соответствующий сравнительный анализ показывает, что КНИ структуры, полученные методом

ионной имплантации и последующего водородного переноса, обладают более высокой термической стабильностью и даже при  $T_g = 700^\circ\text{C}$  сохраняют подвижность дырок на уровне 190 см<sup>2</sup>/В · с.

## 4. Обсуждение

При обсуждении полученных результатов необходимо выделить несколько эффектов, которые не согласуются с известными литературными данными по диффузии германия в кремнии и диоксиде кремния, а также по процессам эпитаксиального роста. В связи с этим обсудим, во-первых, причины накопления германия на границе сращивания КНИ структуры и, во-вторых, возможный механизм образования эндотаксиального слоя Ge.

Коэффициенты диффузии Ge в Si и SiO<sub>2</sub> составляют [10]

$$D_{\text{Ge}} = 7.55 \cdot 10^3 \exp(-5.08/kT) \quad (\text{Si}), \quad (1)$$

$$D_{\text{Ge}} = 8.9 \cdot 10^{-3} \exp(-3.9/kT) \quad (\text{SiO}_2), \quad (2)$$

где тепловая энергия  $kT$  берется в эВ. Оценки коэффициента диффузии Ge в кремнии и SiO<sub>2</sub> при температуре отжига  $1100^\circ\text{C}$  дают соответственно значения  $1.7 \cdot 10^{-15}$  и  $4.3 \cdot 10^{-17}$  см<sup>2</sup>/с. Это означает, что атомы германия, достигая границы Si/SiO<sub>2</sub>, должны диффундировать в слой кремния. Другими словами, при указанных температурах отжига никакого накопления германия на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> происходить не должно. Это противоречит полученным нами экспериментальным данным (рис. 2). Одной из причин накопления германия на границе сращивания КНИ структуры может быть возможное наличие центров сегрегации германия, например микропустот и оборванных связей. Другой причиной может быть ускорение диффузии германия в SiO<sub>2</sub> за счет остаточного водорода, проникающего в процессе отжига из пленки Si в захороненный слой SiO<sub>2</sub> [11]. В пользу этого указывает и величина энергии активации  $E_a$  накопления Ge на границе сращивания, полученная из рис. 3, которая много меньше энергии активации диффузии атомов германия в SiO<sub>2</sub>.

Обнаруженное монотонное увеличение концентрации германия в регулярных позициях с ростом температуры отжига указывает на то, что процесс встраивания атомов Ge в кристаллическую решетку и формирование промежуточного слоя на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> лимитирован скорее кинетическими процессами, чем термодинамическими. Действительно, согласно неравенству Bauer–Van der Merwe [12], для эпитаксиального роста новой пленки из жидкой или газовой фазы необходимо выполнение следующего соотношения между энергиями на границах раздела:

$$\gamma_{\text{BC}} > \gamma_{\text{AB}} + \gamma_{\text{AC}}, \quad (3)$$

где  $\gamma_{\text{BC}}$  — поверхностная энергия на границе раздела между материалами В и С; А — новый ма-

териал, формирующийся на границе между материалами В и С и характеризующийся соответствующими поверхностными энергиями  $\gamma_{AB}$  и  $\gamma_{AC}$ . Предположим справедливость применения указанного соотношения для случая эндотаксиального твердофазного роста в отсутствие упругих напряжений. Значения поверхностной энергии между матрицами Si и SiO<sub>2</sub>, Si и Ge, Ge и SiO<sub>2</sub> составляют:  $\gamma_{Si/SiO_2} = 1.44$  Дж/м<sup>2</sup>,  $\gamma_{Si/Ge} = 1.10$  Дж/м<sup>2</sup>,  $\gamma_{Ge/SiO_2} = 0.88$  Дж/м<sup>2</sup> [13]. После подстановки этих значений в выражение (1) становится ясной невыполнимость последнего для имеющейся системы Si/Ge/SiO<sub>2</sub>. Это, в свою очередь, означает, что процесс ориентированного твердофазного роста слоя Ge на границе сращивания термодинамически невыгоден и определяется, скорее всего, кинетическими процессами, т.е. формирование промежуточного слоя Ge должно управляться разностью диффузионных потоков Ge из SiO<sub>2</sub> и Ge в Si. Атомы Ge, диффундирующие к границе сращивания, могут образовывать там твердый раствор Si<sub>x</sub>Ge<sub>y</sub>. Поскольку этот процесс лимитирован диффузией Ge в Si, доля Ge в твердом растворе должна будет увеличиваться вплоть до истощения источника германия в имплантированной области. При заданной температуре увеличение содержания Ge до критического значения может привести к плавлению твердого раствора SiGe. Образование расплавленного слоя Ge на границе сращивания Si/SiO<sub>2</sub> допустимо и с термодинамической точки зрения. Действительно, в этом случае поверхностные энергии между матрицами Ge/SiO<sub>2</sub> и Si/Ge уменьшаются до соответствующих значений  $\gamma_{Ge/SiO_2} = 0.8$  Дж/м<sup>2</sup> и  $\gamma_{Si/Ge} = 0.26$  Дж/м<sup>2</sup> [13]. В результате соотношение (3) становится выполнимым. Формирование промежуточного эндотаксиального слоя Ge можно рассматривать как результат остывания расплава. Увеличение длительности отжига при фиксированной температуре  $T_a = 1100^\circ\text{C}$  сопровождается потерей германия на границе сращивания из-за его диффузии в Si и должно привести к нестабильности смачивающего слоя. В результате может происходить распад сплошной пленки на отдельные островки и формирование куполов на границе сращивания (рис. 4, с).

## 5. Заключение

В данной работе исследованы закономерности эндотаксиального роста промежуточных слоев германия на границе сращивания КНИ структуры из имплантированного ионами Ge<sup>+</sup> захороненного слоя SiO<sub>2</sub> в зависимости от температуры отжига и показано влияние германия на холловскую подвижность дырок в слоях КНИ нанометровой толщины. Никаких нанокристаллов Ge не было обнаружено в матрице диоксида кремния после имплантации Ge<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ дозой  $\sim 8 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup> и последующего отжига при  $T_a = 1100^\circ\text{C}$ . В условиях отжига при температурах выше 700°C была обнаружена ускоренная сегрегация атомов Ge из имплантированного слоя на границе сращивания Si/SiO<sub>2</sub>. Сегрегированные

атомы формируют промежуточный слой, когерентный с решеткой верхнего слоя Si. Термодинамический анализ полученной системы Si/Ge/SiO<sub>2</sub> позволил сделать предположение о том, что эндотаксиальный рост слоя Ge происходит через образование расплава за счет ускоренной сегрегации и накопления Ge на границе Si/SiO<sub>2</sub>. Структуры с толщиной отсеченного слоя кремния 3–20 нм, содержащие германий на границе сращивания, обладают подвижностью дырок, в 2–3 раза превышающей подвижность дырок в КНИ структурах без германия.

Авторы выражают благодарность А.И. Никифорову за МЛЭ слоев кремния с модуляционным легированием, В.Г. Еркову и Е.Л. Молодцовой за проведение измерений эффекта Холла.

## Список литературы

- [1] M. Prunilla, J. Ahopelto, F. Gamiz. Appl. Phys. Lett., **84**, 2298 (2004).
- [2] T. Hosoi, Y. Kamakura, K. Taniguchi. Jpn. J. Appl. Phys., **43**, L1598 (2004).
- [3] I. Åberg, C.N. Chl irigh, J.L. Hoyt. IEEE Trans. Electron. Dev., **53**, 1021 (2006).
- [4] N. Rodriguez, S. Cristoloveanu, F. G amiz. J. Appl. Phys., **102**, 083 712 (2007).
- [5] G.(M.) Xia, J.L. Hoyt, M. Canonico. J. Appl. Phys., **101**, 044 901 (2007).
- [6] T. Uehara, H. Matsubara, R. Nakane, S. Sugahara, S.-I. Takagi. Jpn. J. Appl. Phys., **46**, 2117 (2007).
- [7] И.Е. Тыщенко, М. Ф ельсков, А.Г. Черков, В.П. Попов. ФТП, **41**, 301 (2007). [I.E. Tyschenko, M. Voelskow, A.G. Cherkov, V.P. Popov. Semiconductors, **41**, 291 (2007)].
- [8] M. Myronov, T. Irisawa, S. Koh, O.A. Mironov, T.E. Whall, E.H.C. Parker, Y. Shiraki. J. Appl. Phys., **97**, 083 701 (2005).
- [9] T. Uehara, H. Matsubara, R. Nakane, S. Sugahara, S.-I. Takagi. Jpn. J. Appl. Phys., **46**, 2117 (2007).
- [10] M. Ogino, Y. Oana, M. Watanabe. Phys. Status Solidi A, **72**, 535 (1982).
- [11] B. Schmidt, D. Grambole, F. Herrmann. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **191**, 482 (2002).
- [12] E. Bauer, J.H. Van der Merwe. Phys. Rev. B, **33**, 3657 (1986).
- [13] M.Q. Xu, I.D. Sharp, C.W. Yuan, D.O. Yi, C.Y. Liao, A.M. Glaeser, A.M. Minor, J.W. Beeman, M.C. Ridgway, P. Kluth, J.W. Ager III, D.C. Chrzan, E.E. Haller. Phys. Rev. Lett., **97**, 155 701 (2006).

Редактор Л.В. Шаронова

## Growth and electrophysical properties of heterostructures Si/Ge-on-insulator produced by ion implantation and subsequent hydrogen transferring

*I.E. Tyschenko, M. Voelskow\*, A.G. Cherkov, V.P. Popov*

Institute of Semiconductor Physics,  
Russian Academy of Sciences, Siberian Branch,  
630090 Novosibirsk, Russia

\* Institute of Ion Beam Physics and Materials Research,  
Research Center Dresden–Rossendorf,  
P.O. Box 510119, D-01314 Dresden, Germany

**Abstract** Endotaxial growth of the intermediate Ge layers on the bonding interface of the silicon-on-insulator (SOI) structure from the Ge<sup>+</sup> ion-implanted buried SiO<sub>2</sub> layer as a function of annealing temperature was investigated. From the results of high-resolution electron microscopy and thermodynamic analysis of Si/Ge/SiO<sub>2</sub> system, it was suggested that endotaxial growth of Ge layers occurs by melting as a result of the Ge enhanced segregation at the Si/SiO<sub>2</sub> interface. The effect of intermediate Ge layers on the Hall hole mobility in the nanometer-thick SOI films was studied. It was obtained that the Hall mobility in the 3–20 nm thick silicon layers containing germanium is higher by the factor 2–3 than that in the respective Ge-free silicon-on-insulator films.