

# Структурные и электрические свойства подложек SiGe-на-изоляторе, сформированных методом прямого сращивания

© И.В. Грехов\*, Л.С. Костина<sup>¶</sup>\*, Т.С. Аргунова<sup>++</sup>, Е.И. Белякова\*, А.В. Рожков\*,  
Н.М. Шмидт\*, Ш.А. Юсупова\*, J.H. Je<sup>+</sup>

\* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>+</sup> Pohang University of Science and Technology, Pohang,  
790-784, Republic of Korea

(Получена 2 февраля 2010 г. Принята к печати 12 февраля 2010 г.)

Предложен новый способ изготовления подложек SiGe-на-изоляторе — прямое сращивание термически окисленных пластин Si с пластинами  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  из кристаллов, выращенных методом Чохральского. Формирование слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  толщиной не более 10 мкм в композициях SiGe/SiO<sub>2</sub>/Si осуществлялось химико-механической полировкой. Для увеличения содержания Ge в слое  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  использовалось термическое окисление. Показано, что увеличение концентрации Ge и процедура термообработок при 1250°C не сопровождаются ухудшением структурных и электрических характеристик слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ .

## 1. Введение

МОП транзисторы с упругодеформированным кремниевым каналом, сформированным на подложках SiGe/Si (strained-Si-metal-oxide-silicon field-effect-transistors, MOSFETs) с концентрацией германия вплоть до 30 ат.%, широко используются в современной высокочастотной микроэлектронике [1,2]. Подвижность носителей в канале, содержащем двумерный электронный газ, в 3–5 раз выше, чем в объемном кремнии, за счет меньшей эффективной массы носителей и более слабого междолинного рассеяния, что и обуславливает высокие частотные характеристики таких транзисторов (High Electron Mobility Transistors, HEMT) — свыше 100 ГГц [3,4].

Основным методом создания слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  на кремнии является молекулярная эпитаксия (Molecular Beam Epitaxy, MBE) или эпитаксия из металлоорганических соединений (Metalorganic Chemical Vapour Deposition, MOCVD). Повышение концентрации Ge в твердом растворе  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  вблизи поверхности подложки, используемой для формирования Si-канала, позволяет усиливать растягивающие напряжения в канале и тем самым увеличивать значения подвижности носителей. При создании подложек стремятся добиваться наиболее полной релаксации напряжений несоответствия и ограничивать плотность дислокаций, прорастающих от интерфейса SiGe–Si в Si-канал. Высокой степени релаксации напряжений несоответствия при меньшей плотности прорастающих дислокаций можно достичь, используя подложки SiGe/SiO<sub>2</sub>/Si (SiGe-on-Insulator, SGOI). В MOSFET структурах на SGOI было зафиксировано существенное увеличение подвижности [5,6].

Подложки SGOI содержат внутренний слой SiO<sub>2</sub>, который формируют, как правило, имплантацией ионов кислорода в структуру SiGe/Si (Separation by Implanted

Oxygen, SIMOX) с последующим отжигом при температуре вплоть до 1350°C [5]. В работе [6] сообщалось о формировании подложек SGOI путем прямого сращивания окисленного кремния с эпитаксиальным слоем SiGe-на-кремнии. Оба способа, таким образом, включают предварительное изготовление подложек SiGe/Si по эпитаксиальной технологии. При этом, чем выше содержание Ge, тем сложнее эпитаксиальная технология (см., например, [7]).

Ранее было показано, что структуры SiGe/Si с тонкими плотностью релаксированными слоями SiGe и удовлетворительными электрическими характеристиками могут быть сформированы без привлечения эпитаксии — методом модифицированного прямого сращивания монокристаллических пластин SiGe и Si [8–10]. Дислокации несоответствия в таких структурах локализуются в узком слое вблизи интерфейса, где в основном и имеет место релаксация напряжений [11].

Цель данной работы заключается в формировании подложек SGOI и исследовании их структурных и электрических свойств. Предлагается использовать прямое сращивание пластин SiGe и Si через слой SiO<sub>2</sub>, предварительно выращенный термическим окислением на поверхности кремниевой пластины. Для увеличения содержания германия технология прямого сращивания дополняется технологией последовательного термического окисления и травливания окисла с поверхности тонких слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  в структурах SiGe/SiO<sub>2</sub>/Si. Подобного рода процедура использовалась в работах [12,13] для уточнения эпитаксиальных слоев SiGe и увеличения в них концентрации Ge.

## 2. Методика эксперимента

Для изготовления структур SGOI использовались зеркально-полированные пластины SiGe *n*-типа проводимости с ориентацией (111) и содержанием Ge до 15%, выращенные методом Чохральского [14,15], и пластины

<sup>¶</sup> E-mail: konst@mail.ioffe.ru

Si, также  $n$ -типа проводимости с ориентацией (111). Толщина каждой из пластин была  $\sim 300$  мкм.

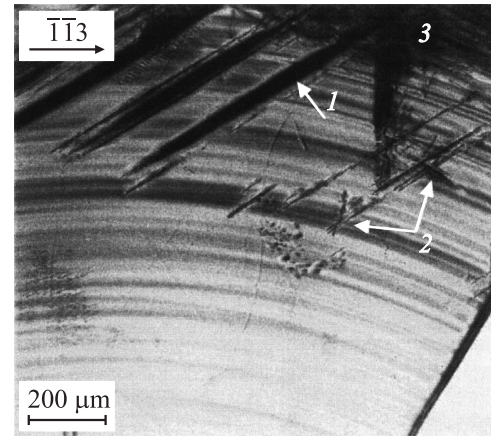
Прямое сращивание проводилось по модифицированной технологии, согласно которой на поверхности пластины Si перед сращиванием формировался искусственный рельеф в виде ортогональной сетки канавок [10]. Канавки шириной 50 мкм, глубиной  $\sim 0.2$ – $0.3$  мкм и расстоянием между ними 200 мкм изготавливались методом фотолитографии. Пластины  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  и Si подвергались стандартной RCA-отмывке и гидрофилизации. На поверхности кремния формировался слой  $\text{SiO}_2$  толщиной  $\sim 0.8$  мкм путем термического окисления при температуре  $1200^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. Пластины приводились в контакт в деионизованной воде с удельным сопротивлением 18 МОм·см. После сушки на центрифуге образцы отжигались на воздухе при температуре  $95^\circ\text{C}$  в течение 4 ч под нагрузкой  $0.5$  кГ/см<sup>2</sup> и затем при  $1250^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. Последующее утонение пластины SiGe в композиции SiGe–SiO<sub>2</sub>–Si до толщины не более 10 мкм производилось шлифовкой с последующей химико-механической полировкой. Затем структуры SGOI подвергались окислению при температуре  $1250^\circ\text{C}$  с последующим травлением  $\text{SiO}_2$  с поверхности тонкого слоя SiGe.

Структурное качество пластин  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  и непрерывность интерфейса SGOI контролировались методом рентгеновской топографии в синхротронном излучении [16,17]. Эксперименты проводились на источнике синхротронного излучения Pohang Light Source в г. Поханге, Республика Корея [18]. Поперечные сколы образцов исследовались сканирующей электронной микроскопией (Scanning Electron Microscopy, SEM) на установке CamScan S4-90 FE. Профиль распределения германия по глубине тонких слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  до и после окисления измерялся методом масс-спектрометрии вторичных ионов (Secondary-Ion Mass Spectrometry, SIMS) на оборудовании IMS 4F, CAMEC. Состав слоев твердого раствора в приповерхностной области толщиной 0.3 мкм определялся из сдвигов максимума спектра рамановского рассеяния этих слоев относительно максимума спектра кремния на установке Jobin-Yvon Horiba T 64000. Удельное объемное сопротивление слоев определялось стандартным четырехзондовым методом. Подвижность свободных носителей измерялась методом Холла.

### 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Подбор режима термического окисления кремниевых пластин перед процедурой сращивания осуществлялся таким образом, чтобы обеспечить формирование однородного по площади слоя  $\text{SiO}_2$ . Такие слои толщиной 0.8 мкм были созданы при температуре  $T_{\text{Si}} = 1200^\circ\text{C}$ ; время окисления составляло 2 ч.

Температура термического окисления структур SGOI, содержащих тонкие слои  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , не превышала



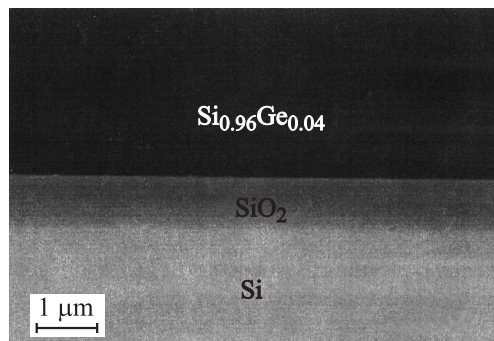
**Рис. 1.** Изображение дефектов структуры в пластине  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}$ , полученное методом рентгеновской топографии в синхротронном излучении. Геометрия Лауэ, отражение  $(\bar{1}\bar{1}3)$ . 1 — полосы скольжения дислокаций с краев слитка; 2 — источники пластической деформации в полосах сегрегации Ge, 3 — дислокации, распределенные с плотностью  $N_D \approx 10^3$ – $10^4$  см<sup>-2</sup>.

$T_{\text{SiGe}} = 1200$ – $1250^\circ\text{C}$ , т.е. была существенно ниже температуры плавления кремния. Однако температура плавления твердых растворов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  уменьшается с увеличением содержания Ge, и процесс окисления мог привести к пластической деформации и размножению дефектов структуры. Было проведено сравнительное исследование структурного качества пластин  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  до и после окисления. На рис. 1 представлена рентгеновская топограмма образца  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}$  до окисления. Фон изображения имеет вид сегментов чередующихся колец. Это — изображения полос сегрегации германия в кремнии, которые формируются вследствие флуктуаций скорости роста в кристаллах, выращенных методом Чохральского [15]. Другие дефекты кристаллической структуры типичны для кристаллов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  при  $x \geq 0.04$  [17]:

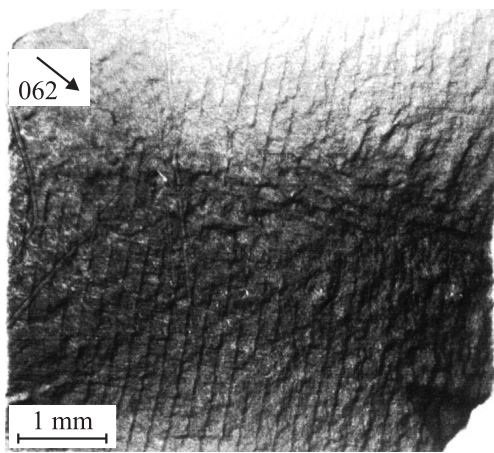
- 1) полосы скольжения дислокаций, распространяющиеся с краев слитка;
- 2) центры пластической деформации, расположенные в полосах сегрегации;
- 3) дислокации, сформированные вследствие работы источников типа 2, см. рис. 1. Плотность дислокаций в таких кристаллах неоднородна и изменяется от  $N_D \leq 10^2$  см<sup>-2</sup> до  $N_D \approx 10^3$ – $10^4$  см<sup>-2</sup>, что соответствует нижней и верхней частям изображения соответственно (рис. 1).

В результате повторного исследования этого и других подобных образцов после отжига, проведенного при температуре  $T = 1250^\circ\text{C}$  в течение 4 ч, было установлено, что их структурное качество не изменилось.

На рис. 2 показано SEM-изображение поперечного скола структуры  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ . Рентгеновская топограмма этой структуры представлена на рис. 3. Оба метода свидетельствуют об отсутствии микро-



**Рис. 2.** Изображение поперечного среза структуры  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ , полученное методом сканирующей электронной микроскопии.



**Рис. 3.** Рентгеновская синхротронная топограмма композиции  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ , сформированной сращиванием. Геометрия Лауэ, отражение 062.

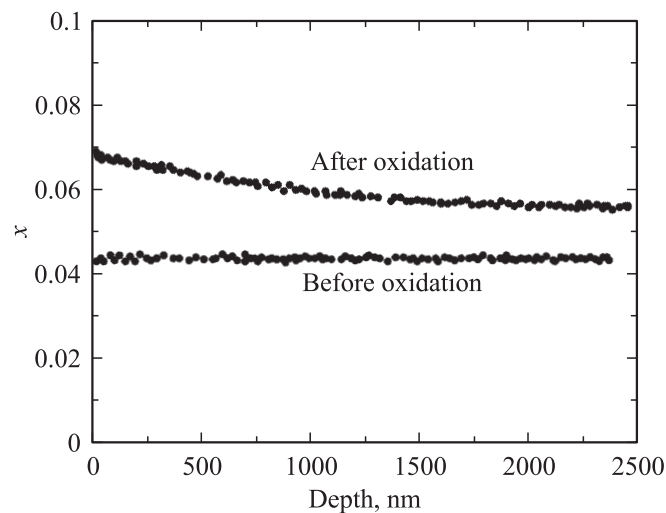
макрополостей на границе сращивания. Кроме того, при успешном сращивании в структуре развиваются напряжения сжатия–растяжения, обусловленные слабым рельефом их неидеально гладких поверхностей [19]. Напряжения вызывают характерный контраст, хорошо видимый на топограмме (рис. 3).

На рис. 4 представлен профиль распределения концентрации Ge в приповерхностной области слоя  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}$  в структуре  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}/\text{SiO}_2/\text{Si}$  до и после ее термического окисления при температуре  $1250^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. После термического окисления наблюдается накопление Ge у поверхности слоя  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}$ , и содержание Ge изменяется от  $x_1 = 0.044$  до отжига до  $x_2 = 0.069$  после отжига, медленно убывая по глубине, при этом на расстоянии 3000 нм от поверхности концентрация Ge все еще превосходит исходную.

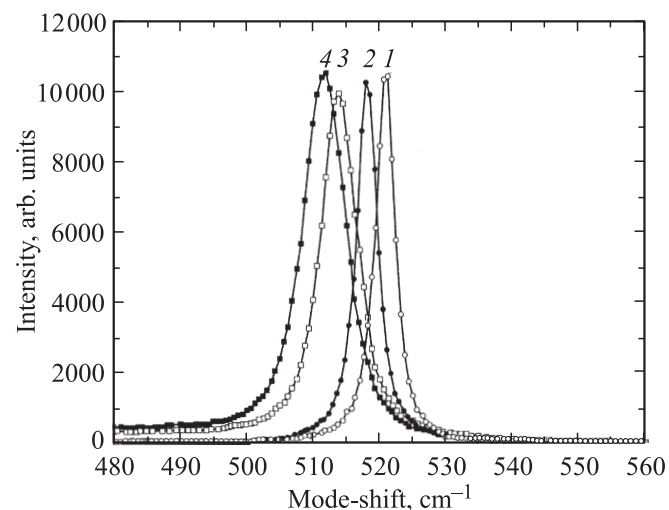
Эффект накопления Ge нашел подтверждение при исследовании спектров рамановского рассеяния этих твердых растворов и твердых растворов в структурах  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{SiO}_2/\text{Si}$  с содержанием Ge  $x_1 = 0.013$  и  $x_2 = 0.03$  [20]. На рис. 5 показано распределение

интенсивности комбинационного рассеяния света для структуры со слоем  $\text{Si}_{0.97}\text{Ge}_{0.03}$ , прошедшей серию термообработок. Кривая 1 соответствует распределению интенсивности рассеяния для чистого Si, а кривые 2–4 — для твердого раствора после 3 последовательных термообработок при температуре  $1250^\circ\text{C}$ .

Наблюдается последовательный сдвиг максимума спектров относительно кривой 1, свидетельствующий



**Рис. 4.** Распределение германия в приповерхностном слое структуры  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ , измеренное методом SIMS до и после термического окисления поверхности при температуре  $1250^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. Толщина слоя  $\text{Si}_{0.96}\text{Ge}_{0.04}$  равна 10 мкм. Начало отсчета по оси абсцисс расположено на поверхности образца.



**Рис. 5.** Распределение интенсивности рамановского рассеяния в приповерхностном слое структуры  $\text{Si}_{0.97}\text{Ge}_{0.03}$ , прошедшей серию термообработок. 1 — поверхность чистого Si; 2 —  $\text{Si}_{0.97}\text{Ge}_{0.03}$  после сращивания на воздухе при  $1250^\circ\text{C}$  в течение 2 ч; 3 — тот же образец после окисления при  $1250^\circ\text{C}$  в течение 4 ч в сухом и влажном кислороде; 4 — тот же образец после дополнительного окисления при  $1250^\circ\text{C}$  в течение 4 ч.

## Электрические и структурные характеристики подложек SGOI

Режим	Содержание Ge на поверхности слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , ат.%		$\rho_v$ , Ом·см		$\mu_e$ , $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{см})$		$N_D$ , $\text{см}^{-2}$	
			1.3 ат.%	3.0 ат.%	1.3 ат.%	3.0 ат.%	1.3 ат.%	3.0 ат.%
Исходная пластина	1.3	3.0	9.4	2.15	1100	860	0	$\sim 10^2$
1250°С 2 ч, сращивание	2.17	3.94	9.9	2.02	1100	850	0	$\sim 10^2$
1250°С 4 ч, окисление	3.23	6.82	9.0	2.1	1100	940	0	$\sim 10^2$
1250°С 4 ч, окисление	4.0	12.0	10.0	2.12	1100	940	0	$\sim 10^2$

об увеличении концентрации Ge в приповерхностной области твердого раствора. Сращивание на воздухе в течение 2 ч (кривая 2) и двухэтапное окисление в течение 8 ч в атмосфере из сухого и влажного кислорода (кривые 3 и 4) привели к увеличению содержания Ge от 3 до 12 ат.%.

Результаты проведенных исследований сведены в таблицу, где представлены концентрация Ge на поверхности слоя  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , удельное объемное сопротивление  $\rho_v$  слоя  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , а также подвижность электронов  $\mu_e$  и плотность дислокаций решетки  $N_D$  в слоях  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  в исходном материале и при разных режимах термообработки.

Хорошо видно, что термическое окисление поверхности тонких слоев SiGe приводит к заметному увеличению содержания Ge. Причина этого эффекта заключается в том, что окислению подвергается преимущественно кремний [21], а диффузии высвобождающихся при этом атомов германия за пределы слоя SiGe препятствует предварительно сформированный на поверхности кремниевой пластины слой  $\text{SiO}_2$ . Происходит накопление атомов Ge с максимумом концентрации в приповерхностной области. Увеличение концентрации Ge тем заметнее, чем тоньше слой SiGe-на-изоляторе, при этом длительное окисление при температурах выше 1000°С выравнивает профиль распределения Ge [12]. Использование технологии изготовления сверхтонких слоев путем отделения части пластины SiGe за счет имплантации водорода [22,23] может повысить эффективность предлагаемого подхода.

Плотность дислокаций в пластинах SiGe до и после окисления оценивалась по рентгеновским топограммам. Как показано выше, отжиг не приводил к пластической деформации в пластинах SiGe. Композиции SGOI, изготовленные сращиванием, являются полностью релаксированными и не содержат прорастающих дислокаций. Релаксация напряжений, вызванных увеличением содержания Ge в тонком слое SiGe, может происходить за счет структурных изменений непосредственно вблизи границы сращивания: например, путем проскальзывания

тонкого слоя SiGe по внутреннему окислу без пластической деформации. В пользу этого предположения говорит тот факт, что в эпитаксиальных композициях SiGe/Si, превращенных в SGOI по технологии SIMOX, термическое окисление не приводило к заметному размножению прорастающих дислокаций [12,13].

Анализ данных, приведенных в таблице, показывает, что при оптимально выбранных режимах термообработки, связанных как с процессом изготовления структур SGOI по технологии прямого сращивания, так и с обогащением германием тонких слоев SiGe, ухудшения их электрических характеристик не происходит. Удельное объемное сопротивление слоев практически остается неизменным, а холловская подвижность в образцах с большим исходным содержанием Ge проявляет определенную тенденцию к увеличению, что, по всей вероятности, связано с более существенным накоплением Ge в слое.

#### 4. Заключение

Подложки SiGe-на-изоляторе были сформированы прямым сращиванием пластин  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  из кристаллов, выращенных методом Чохральского, с предварительно окисленными пластинами Si. Пластины SiGe в композициях SiGe/ $\text{SiO}_2$ /Si подвергались химико-механической полировке до толщины не более 10 мкм. В результате термического окисления поверхности тонких слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  содержание Ge в них увеличилось вплоть до  $\Delta x = 0.09$ , т.е. с 3 до 12 ат.%. При этом состояние решетки SiGe является полностью релаксированным и дислокации несоответствия сосредоточены в тонком слое вблизи границы сращивания. Было показано, что термообработки при  $T \approx 1250^\circ\text{C}$  не вызывают пластической деформации в слоях  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  вплоть до  $x = 0.12$  и не приводят к ухудшению электрических характеристик слоев.

Использование объемных монокристаллов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  вместо эпитаксиальных композиций  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ /Si является существенным упрощением технологии изготовления

подложек SGOI. Кроме того, полученные результаты показали, что можно преодолеть существующее в настоящее время в кристаллах  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ограничение по содержанию германия не более 15 ат.% путем термического окисления поверхности SiGe в композициях SGOI.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Отделения физических наук РАН „Новые принципы преобразования энергии в полупроводниковых структурах“, а также Creative Research Initiatives (Functional X-ray Imaging) of MEST/KOSEF of Korea.

Авторы выражают благодарность за проведение измерений С.И. Трошкову, В.Ю. Давыдову, А.Н. Смирнову, Б.Я. Беру и Д.Ю. Казанцеву.

## Список литературы

- [1] K. Rim, R. Anderson, D. Boyd, F. Cradone, K. Chan, H. Chen, S. Christansen, J. Chu, K. Jenkins, T. Kanarsky, S. Koester, B.H. Lee, K. Lee, V. Mazzeo, A. Mocuta, D. Mocuta, P.M. Mooney, P. Oldiges, J. Ott, P. Ronsheim, R. Roy, A. Steegen, M. Yang, H. Zhu, M. Jeong, H.-S.P. Wong. *Sol. St. Electron.*, **47**, 1133 (2003).
- [2] D.L. Harnam, S.J. Koester, G. Freeman, P. Cottrel, K. Rim, G. Dehlinger, D. Ahlgren, J.S. Dunn, D. Greenberg, A. Joseph, F. Anderson, J.-S. Rieh, S.A.S.T. Onge, D. Coolbaugh, V. Ramachandran, J.D. Cressler, S. Subbanna. *Appl. Surf. Sci.*, **224**, 9 (2004).
- [3] S.F. Nelson, K. Ismail, J.O. Chu, B.S. Meyerson. *Appl. Phys. Lett.*, **63** (3), 367 (1993).
- [4] K. Ismail, J.O. Chu, B.S. Meyerson. *Appl. Phys. Lett.*, **64** (23), 3124 (1994).
- [5] T. Mizuno, S. Takagi, N. Sugiyama, H. Satake, A. Kurobe, A. Toriumi. *IEEE Electron. Dev. Lett.*, **21**, (5), 230 (2000).
- [6] L.J. Huang, J.O. Chu, D.F. Canaperi, C.P.D'Emic, R.M. Anderson, S.J. Koester, H.S. Philip Wong. *Appl. Phys. Lett.*, **78** (9), 1267 (2001).
- [7] A.N. Larsen. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **9**, 454 (2006).
- [8] Т.С. Аргунова, Е.И. Белякова, И.В. Грехов, А.Г. Забродский, Л.С. Костина, Л.М. Сорокин, Н.М. Шмидт, J.M. Yi, J.W. Jung, J.H. Je, H.V. Абросимов. *ФТП*, **41** (6), 700 (2007).
- [9] И.В. Грехов, Е.И. Белякова, Л.С. Костина, А.В. Рожков, Ш.А. Юсупова, Л.М. Сорокин, Т.С. Аргунова, Н.В. Абросимов, Н.А. Матчанов, J.H. Je. *Письма ЖТФ*, **34** (23), 66 (2008).
- [10] I.V. Grekhov, T.S. Argunova, M.Yu. Gutkin, L.S. Kostina, T.V. Kudryavzeva, E.D. Kim, S.C. Kim. *Electron. Lett.*, **31** (23), 2047 (1995).
- [11] Т.С. Аргунова, И.В. Грехов, М.Ю. Гуткин, Л.С. Костина, Е.И. Белякова, Т.В. Кудрявцева. *ФТП*, **38** (11), 3361 (1996).
- [12] T. Tezuka, N. Sugiyama, S. Takagi. *Appl. Phys. Lett.*, **79** (12), 1798 (2001).
- [13] Tomohisa Mizuno, Naoharu Sugiyama, Tsutomu Tezuka, Shin-ichi Takagi. *Appl. Phys. Lett.*, **80** (4), 601 (2002).
- [14] N. Abrosimov, S. Rossolenki, W. Thieme, A. Gerhardt, W. Schröder. *J. Cryst. Growth*, **174**, 182 (1997).
- [15] O.V. Smirnova, V.V. Kalaeв, Yu.N. Makarov, N.V. Abrosimov, H. Riemann. *J. Cryst. Growth*, **287**, 281 (2006).
- [16] T.S. Argunova, J.M. Yi, J.W. Jung, J.H. Je, L.M. Sorokin, M.Yu. Gutkin, E.I. Belyakova, L.S. Kostina, A.G. Zabrodskii, N.V. Abrosimov. *Phys. Status Solidi A*, **204** (8), 2669 (2007).
- [17] T.S. Argunova, J.W. Jung, J.H. Je, N.V. Abrosimov, I.V. Grekhov, L.S. Kostina, A.V. Rozhkov, L.M. Sorokin, A.G. Zabrodskii. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42**, 085404 (2009).
- [18] S. Baik, H.S. Kim, M.H. Jeong, C.S. Lee, J.H. Je, Y. Hwu, G. Margaritondo. *Rev. Sci. Instrum.* **75** (11), 4355 (2004).
- [19] Т.С. Аргунова, Р.Ф. Витман, И.В. Грехов, М.Ю. Гуткин, Л.С. Костина, Т.В. Кудрявцева, А.В. Штрубин, J. Härtwig, M. Ohler, E.D. Kim, S.Ch. Kim. *ФТП*, **41** (11), 1953 (1999).
- [20] J.C. Tsang, P.M. Mooney, F. Dacol, J.O. Chu. *J. Appl. Phys.*, **75** (12), 8098 (1994).
- [21] P.W. Li, W.M. Liao, S.W. Lin, P.S. Chen, S.C. Lu, M.J. Tsai. *Appl. Phys. Lett.*, **83** (22), 4628 (2003).
- [22] M. Bruel. *Electron. Lett.*, **31**, 1201 (1995).
- [23] И.В. Антонова, В.Ф. Стась, В.П. Попов, В.И. Ободников, А.К. Гутаковский. *ФТП*, **34** (9), 1095 (2000).

Редактор Т.А. Полянская

## Structural and electrical characteristics of substrates SiGe-on-insulator, fabricated by method of direct boining

I.V. Grekhov\*, L.S. Kostina\*, T.S. Argunova\*\*+, E.I. Belyakova\*, A.V. Rozhkov\*, N.M. Schmidt\*, Sh.A. Yusupova\*, J.H. Je+

\* Ioffe Physicotechnical Institute

Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

+ Pohang University

of Science and Technology, Pohang,  
790–784, Republic of Korea

**Abstract** A new method of SiGe-on-insulator substrate manufacturing — direct bonding of thermally oxidized Si wafers with  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  wafers is proposed. The  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  wafers were cut out from Czochralski grown  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  single crystals. Thin layers with the thickness up to  $10\mu\text{m}$  were fabricated by chemical-mechanical polishing technique. To increase the Ge content in  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  layer, high temperature oxidation was used. Structural and electrical properties of fabricated substrates are investigated. It is shown that the increase of Ge concentration as well as the temperature treatment at  $1250^\circ\text{C}$  is not accompanied by worsening the structural and electrical characteristics of  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  layers.