

чающихся по интенсивности записывающих пучках [9], когда постоянная составляющая интенсивности создает необходимую концентрацию фотодимеров.

Таким образом, при больших степенях фотопревращения наблюдаются отклонения эволюции фазовых голограмм от модели со стабильными центрами захвата. В этом случае возможно усиление без инверсии фазового контраста. Наиболее вероятной причиной отклонений является взаимодействие дефектов, приводящее к освобождению ранее захваченных фотонейтральных молекул (растворителя). Построенная с учетом этого обстоятельства расчетная модель качественно согласуется с экспериментом.

Исследования проводились при поддержке Фонда фундаментальных исследований Республики Беларусь.

1. Могильный В.В., Грицай Ю.В. // Оптика и спектроскопия. 1997. Т. 83. № 5. С. 832.
2. Mogilny V.V., Gritsai Y.V. // Proceed. SPIE. 1996. Vol. 2896. P. 125.
3. Mogilny V.V., Gritsai Y.V. // Ibid. 1998. Vol. 3402. P. 100.
4. Шварц К.К. Физика оптической записи в диэлектриках и полупроводниках. Рига, 1986.
5. Ковтуненко П.В. Физическая химия твердого тела. Кристаллы с дефектами. М., 1993.
6. Денисов Е.Т. Кинетика гомогенных химических реакций. М., 1988.
7. Райченко А.И. Математическая теория диффузии в приложениях. Киев, 1981.
8. Вениаминов А.В., Лашков Г.И., Ратнер О.Б. // Оптика и спектроскопия. 1986. Т. 60. № 1. С. 142.
9. Могильный В.В., Сидоренко М.М., Станкевич А.И. // Вестн. Белорус. ун-та. Сер. 1. 1991. № 2. С. 21.

Поступила в редакцию 26.04.2000.

УДК 621.315.592

И.И. ГАЙДУК, Ю.В. ЧЕРНЯВСКАЯ, А.Н. ЛАРСЕН (Дания), В.С. ТИШКОВ, Ф.Ф. КОМАРОВ

### КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПОДВИЖНОСТИ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА И УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СПЛАВАХ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

Carrier mobility and resistivity of epitaxially grown  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  layers are investigated by differential Hall measurements. The layers of  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  alloy were epitaxially grown by MBE on Si wafers. Implantation of As ( $8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ ) as well as rapid thermal annealing were applied for alloy doping. The dependence of carrier mobility and resistivity are obtained as a function of  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  composition.

Зависимости подвижности ( $\mu_s$ ) и удельного сопротивления ( $\rho_s$ ) имплантированных слоев от концентрации ( $n$ ) легирующей примеси имеют большое фундаментальное и прикладное значение [1]. Так, при разработке новых приборов и интегральных схем важным является прогнозирование их параметров, например пробивных напряжений, токов утечки  $p$ - $n$ -переходов, которые напрямую связаны с концентрацией легирующей примеси. Для контроля уровня легирования непосредственно в техпроцессе обычно используют неразрушающие методы, например, холловские измерения слоевого сопротивления и подвижности носителей заряда [2]. Измерения подвижности носителей также позволяют проводить оценки структурного качества имплантированных слоев [3, 4]. В кремниевой технологии зависимости  $\mu_s$  и  $\rho_s$  от концентрации носителей исследованы достаточно подробно [2–6]. В последние годы особый интерес связан с развитием технологий на основе SiGe-сплавов, перспективных для создания нового поколения полу-

проводниковых приборов [7]. Электрофизические свойства имплантационных слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавов исследованы недостаточно. Это в первую очередь касается концентрационных зависимостей подвижности и удельного сопротивления. В настоящей работе такие исследования проведены на примере гетероэпитаксиальных структур  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ , имплантированных ионами мышьяка после быстрого термического отжига (БТО).

#### Материал и методика

Исследования выполнялись на слоях эпитаксиальных  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавов с композиционным составом  $x=0,2\div 0,5$ . Слои выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках (001) Si с использованием технологии композиционного варьирования. Процедура эпитаксии включала последовательный рост буферного слоя Si до толщины 0,1 мкм, композиционно-изменяемого буфера  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  с градиентом изменения состава сплава 10 ат. % Ge на 1 мкм толщины и, наконец, финальный слой сплава необходимого стехиометрического состава до толщины 2 мкм. В каждом образце во время эпитаксиального роста проводилось фоновое легирование атомами бора до концентрации  $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Температура подложек во время МЛЭ составляла 800 °С. Композиционный состав каждого образца контролировался с помощью метода резерфордовского обратного рассеяния. По данным просвечивающей электронной микроскопии выращенные слои содержали остаточные (ростовые) дислокации в концентрации менее  $10^6 \text{ см}^{-2}$ . Имплантация ионов  $\text{As}^+$  проводилась при комнатной температуре до дозы  $8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . В зависимости от композиционного состава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплава энергия имплантации выбиралась таким образом, чтобы концентрационный пик имплантированного As составлял  $9 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  при одинаковом значении среднего проецированного пробега  $R_p=100 \text{ нм}$  и страгглинга  $\Delta R_p=30 \text{ нм}$  в каждом образце. После имплантации образцы отжигались в атмосфере аргона при температуре 900–1000 °С в течение 15 с. Для исследования электрофизических характеристик легированных слоев применялся метод измерения эффекта Холла и проводимости в сочетании с прецизионным полойным сравнением.

#### Результаты и их обсуждение

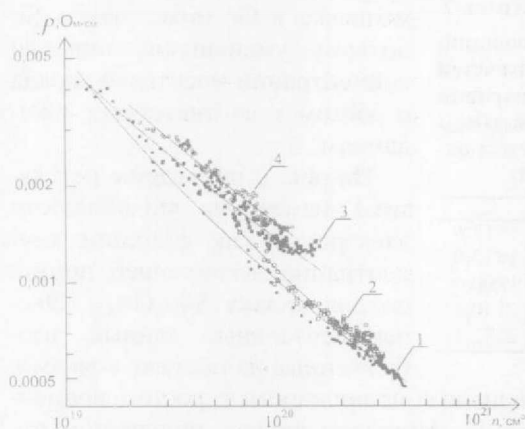


Рис. 1. Зависимость удельного сопротивления от концентрации носителей заряда:  
1 –  $\text{Si}_{1,2}$  –  $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ , 3 –  $\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$ , 4 –  $\text{Si}_{0,5}\text{Ge}_{0,5}$

В результате проведенных исследований электрофизических свойств гетероэпитаксиальных слоев сплавов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  для композиционного интервала  $0 < x < 0,5$  установлено, что как удельное сопротивление слоев, так и подвижность носителей заряда (электронов) существенным образом зависят от концентрации легирующей примеси, а также от стехиометрического состава сплавов. Величина удельного (слоевого) сопротивления является одной из наиболее критичных характеристик при контроле технологи-

ческих процессов [8], используемой, например, для оценки концентрации легирующей примеси. Поэтому важным является установление зависимости удельного сопротивления от концентрации легирующей примеси для различных значений композиционного состава сплава. На рис. 1 приведены

Таблица 1

Подгоночные параметры для интерполяции экспериментальных результатов зависимостей удельного сопротивления от их концентрации для Si и сплавов  $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ ,  $\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$ ,  $\text{Si}_{0,5}\text{Ge}_{0,5}$ , имплантированных ионами  $\text{As}^+$  ( $8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ) после быстрого термического отжига (БТО)

Стехиометрический состав	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	<i>d</i>
Si	0,043	$6,1 \cdot 10^{-18}$	-1,59	2,30
$\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$	1,300	$3,9 \cdot 10^{-19}$	-23,63	0,10
$\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$	1,900	$2,3 \cdot 10^{-16}$	-54,60	0,09
$\text{Si}_{0,5}\text{Ge}_{0,5}$	20,300	$1,2 \cdot 10^{-15}$	-52,10	0,10

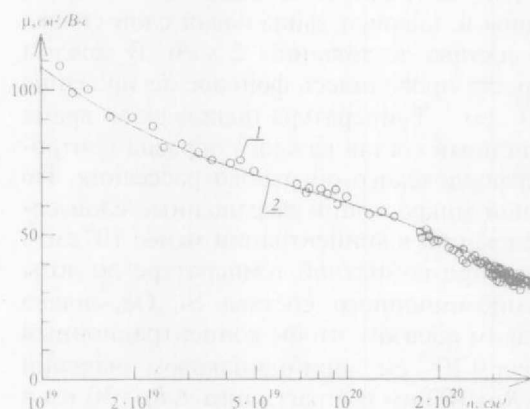


Рис. 2. Зависимость подвижности носителей заряда от концентрации легирующей примеси для сплава  $\text{Si}_{0,75}\text{Ge}_{0,25}$ : 1 – экспериментальные результаты, 2 – кривая экстраполяции

Таблица 2

Подгоночные параметры для интерполяции экспериментальных результатов зависимостей подвижности электронов от их концентрации для Si и сплавов  $\text{Si}_{0,75}\text{Ge}_{0,25}$ ,  $\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$ ,  $\text{Si}_{0,5}\text{Ge}_{0,5}$ , имплантированных ионами  $\text{As}^+$  ( $8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ) после быстрого термического отжига (БТО)

Стехиометрический состав	$\mu_i$	$\mu_0$	$\mu_{\max}$
Si (по данным литературы)	43,40	52,20	1417,0
Si	44,09	49,40	1415,0
$\text{Si}_{0,75}\text{Ge}_{0,25}$	44,09	43,40	1800,0
$\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$	41,30	34,80	2140,4
$\text{Si}_{0,5}\text{Ge}_{0,5}$	40,30	31,20	2242,1

демонстрируют тенденцию к уменьшению подвижности с ростом концентрации легирующей примеси. Здесь же приведена кривая, полученная путем компьютерной интерполяции экспериментальных данных с помощью известного соотношения [5]:

$$\mu_e = \mu_0 + (\mu_{\max} - \mu_0) / (1 + (n_e / 9,7 \cdot 10^{16})^{0,7}) - \mu_i / (1 + (3,4 \cdot 10^{20} / n_e)^2),$$

где  $\mu_0$ ,  $\mu_{\max}$ ,  $\mu_i$  – подгоночные параметры для определения подвижности. Подобная интерполяция проведена и для других сплавов, а также в качестве сравнения для кремния. Полученные подгоночные параметры приведены в табл. 2. Отметим также, что подгоночные параметры для случая чистых

результаты таких измерений для концентрационного диапазона  $10^{19} - 4 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , который соответствует высоколегированным слоям, используемым, например, при создании областей истока и стока в полевых транзисторах или эмиттерных областей в биполярных транзисторах [8]. Из приведенных результатов следует: удельное сопротивление имплантированных сплавов растет с увеличением атомных фракций Ge, что хорошо согласуется с аналогичными зависимостями подвижности. На рис. 1 даны также результаты компьютерной интерполяции с использованием известного выражения [5]:

$$\log \rho = a(\log(bn_e))^c)^d,$$

подгоночные параметры которого (*a, b, c, d*) сведены в табл. 1. Полученные результаты иллюстрируют также уменьшение максимальной концентрации активированной примеси в  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавах с ростом *x*. В соответствии с данными [9] при равной температуре отжига предельная растворимость мышьяка в Ge ниже, чем в Si, поэтому уменьшение пиковой концентрации носителей заряда с ростом *x* соответствует ожиданиям.

На рис. 2 приведены результаты измерения подвижности электронов как функции концентрации легирующей примеси для сплава  $\text{Si}_{0,75}\text{Ge}_{0,25}$ . Экспериментальные данные, изображенные на рисунке точками,



кристаллов кремния хорошо коррелируют с результатами, полученными ранее в других работах [5, 6]. Зависимость интерполированных кривых подвижности от концентрации легирующей примеси для сплавов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  различного композиционного состава изображена на рис. 3а. Отметим три основные особенности поведения кривых. Во-первых, во всех сплавах подвижность электронов монотонно уменьшается с ростом легирующей примеси. Во-вторых, в области концентраций порядка  $7 \cdot 10^{19} - 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  существует излом на зависимостях  $\mu = \mu(n_e)$ , что характерно также для Si [5]. Третьей особенностью кривых является непрерывное уменьшение подвижности с увеличением концентрации Ge в сплавах. Особенно хорошо эта тенденция видна на рис. 3б, где приведена зависимость подвижности от стехиометрического состава сплава, полученная для одного и того же значения концентрации легирующей примеси ( $10^{20} \text{ см}^{-3}$ ). Учитывая одинаковые условия холловских измерений (температура, плотность тока, конфигурация холловских структур, профиль и концентрация легирующей примеси), мы можем предположить, что уменьшение подвижности носителей заряда с ростом концентрации атомов Ge в  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавах свидетельствует о существенной роли дополнительного механизма рассеяния. Такой механизм рассеяния носителей на сплаве характерен для материалов, содержащих атомы различного сорта в сопоставимых концентрациях (так называемое alloy scattering [7]).

\* \* \*

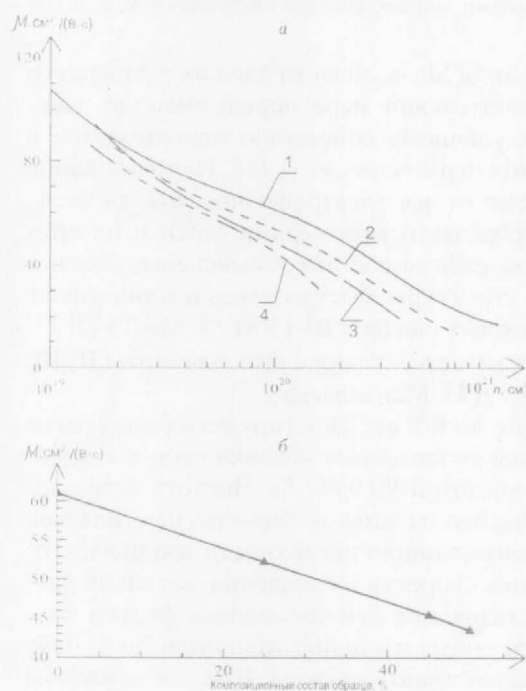


Рис. 3. Зависимость подвижности носителей заряда от их концентрации (а) и от процентного содержания атомов германия в сплаве (б):

1 – Si, 2 –  $\text{Si}_{0,75}\text{Ge}_{0,25}$ , 3 –  $\text{Si}_{0,55}\text{Ge}_{0,45}$ , 4 –  $\text{Si}_{0,3}\text{Ge}_{0,7}$ . Зависимость (б) получена для сплавов, легированных до концентрации  $10^{20} \text{ As/cm}^3$ .

Методами компьютерной интерполяции установлены подгоночные параметры для вычисления подвижности носителей в исследуемых сплавах. Приведенные зависимости  $\mu = \mu(n_e)$  могут быть использованы для контроля концентрации носителей и измерений удельного сопротивления.

В работе с использованием дифференциальных измерений эффекта Холла исследованы зависимости удельного сопротивления и подвижности носителей заряда гетероэпитаксиальных слоев сплавов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0,2 < x < 0,5$ ) от концентрации легирующей примеси и композиционного состава сплавов. Установлено, что во всех сплавах подвижность электронов монотонно уменьшается с ростом легирующей примеси. Непрерывное уменьшение подвижности с ростом концентрации атомов Ge в сплавах происходит благодаря включению дополнительного механизма рассеяния носителей на сплаве. В свою очередь удельное сопротивление имплантированных сплавов растет с увеличением концентрации Ge в  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавах.

Методами компьютерной интерполяции установлены подгоночные параметры для вычисления подвижности носителей в исследуемых сплавах. Приведенные зависимости  $\rho = \rho(n_e)$  могут быть использованы для контроля концентрации носителей и измерений удельного сопротивления.

1. Зи С. Физика полупроводниковых приборов. М., 1984. Т. 1.
2. Beadle W.E., Tsai J.C.C., Plummer R.D. Quick reference manual for silicon integrated circuit technology. New York, 1983.
3. Мейер Дж., Эрикссон Л., Дэвис Дж. Ионное легирование полупроводников. М., 1973.
4. Рисселл Х., Руге И. Ионная имплантация. М., 1983.
5. Masetti G., Severi M., Solmi S. // J. IEEE Trans. on Electron Devices. 1983. Vol. ED-30. № 7. P. 764.
6. Thurber W.R., Mattis R.L., Liu Y.M., Filliben J.J. // J. Electrochem. Soc. 1980. Vol. 127. № 8. P. 1807.
7. Advanced silicon and semiconducting silicon-alloy based materials and devices / Ed. by J.F.A. Nijs. London, 1994.
8. Технология СБИС / Под ред. С. Зи. М., 1986.
9. Trumbore F. A. // B.S.T.J. 1960. P. 205.

Поступила в редакцию 17.12.99.

УДК 669.76:5373

В.Г. ШЕПЕЛЕВИЧ, Э.Е. ГРЕЧАННИКОВ

### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВА Bi-15 ат. % Sb

Quickly quenched foils of Bi-15 at.% Sb alloy have small size of grains and texture ( $10\bar{1}2$ ). Doping with aluminium, gallium, germanium indium, sulphur, zinc and tin reduces size of grains and does not change texture.

Сплавы Bi-Sb, содержащие 5–20 ат.% Sb, в области низких температур имеют запрещенную зону [1], в значительной мере определяющую электрические свойства, и благодаря их удачному сочетанию используются в качестве материалов для изготовления термоэлементов [2]. Использование поликристаллических сплавов зависит от их электрофизических свойств, которые в значительной степени определяются размерами зерен и их ориентацией. В связи с этим цель данной работы состоит в выяснении закономерностей формирования зеренной структуры быстрозатвердевших фольг бинарного сплава Bi-15 ат.% Sb и тройных сплавов Bi-15 ат. % Sb-ЛЭ (ЛЭ – легирующий элемент), содержащих в качестве легирующих элементы II, III, IV и VI групп периодической системы Д.И. Менделеева.

Сплавы Bi-15 ат.% Sb, содержащие до 0,8 ат. % легирующих элементов Al, In, Ga, Ge, Sn, S, Zn, приготовлены сплавлением компонентов в кварцевой ампуле. Использованы Bi и Sb чистотой 99,9999 %. Чистота легирующих элементов не хуже 99,999 %. Закалка из жидкой фазы осуществлялась выплескиванием капли расплава на внутреннюю поверхность вращающегося медного цилиндра. В таких условиях скорость охлаждения, согласно расчету [3], достигала  $10^6$  К/с. Для исследования использовались фольги толщиной 20–50 мкм. С их поверхности снимался шлиф толщиной до 1 мкм, затем поверхность подвергалась воздействию раствора  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте (в соотношении 1:1) в течение 20–30 с. Зеренная структура быстрозатвердевших фольг исследовалась с помощью металлографического микроскопа "Neophot-21". Размеры зерен определялись по диаметру их сечений [4]. Погрешность определения средних диаметров зерен составляла 10–20 %. Исследовались две поверхности быстрозатвердевших фольг: контактная, формирующаяся при контакте расплава и медного цилиндра, и свободная, образующаяся при контакте с атмосферой. Для изучения структуры поперечных и продольных сечений из 100–120 быстрозатвердевших фольг склеивались брикеты. Исследование текстуры осуществлялось на

