

Исследование некоторых свойств структур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$), выращенных из ограниченного оловянного раствора–расплава методом жидкофазной эпитаксии

© Б. Сапаев[†], А.С. Саидов

Физико-технический институт

Научно-производственного объединения „Физика–Солнце“ Академии наук Республики Узбекистан,
700084 Ташкент, Узбекистан

(Получена 9 сентября 2004 г. Принята к печати 14 октября 2004 г.)

Экспериментально определены параметры решетки, ширина запрещенной зоны для структур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в зависимости от соотношения химических компонентов x ($0 \leq x \leq 1$). Исследованы распределение компонентов по толщине твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и некоторые фотоэлектрические свойства. Экспериментальные данные указывают на совершенство полученных структур. Варизонные твердые растворы $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) могут быть применены для изготовления фотоэлектрических приборов, чувствительных к излучению в видимой и ближней инфракрасной областях, а также использоваться как подложечный материал для выращивания на нем GaAs и его твердых растворов.

Изучение свойств эпитаксиальных полупроводниковых материалов с новыми свойствами и нахождение путей улучшения технологии выращивания твердых растворов, пригодных для полупроводниковых приборов, остаются одной из актуальных задач полупроводникового материаловедения и электроники. Твердые растворы $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, на основе которых возможна реализация полупроводниковых материалов с необходимой вариацией свойств, присущих как германию, так и кремнию, изучены относительно слабо. Это, вероятно, связано со сложностью получения монокристаллического твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ во всем интервале состава. С изменением соотношения кремния и германия в эпитаксиальном слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ плавно изменяются ширина запрещенной зоны, параметры решетки, зонная структура, подвижность носителей тока, а также спектральная чувствительность. О возможности получения твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ во всем интервале состава ($0 \leq x \leq 1$) методом жидкой эпитаксии из оловянного раствора–расплава нами было сообщено ранее [1,2]. В работе [3] авторы провели сравнительный анализ различных методов получения искусственных подложек — гетероструктур на основе GeSi для дальнейшего выращивания на них, например, соединения GaAs. Для того чтобы снизить число дислокаций несоответствия, авторы предлагают метод роста градиентных буферных слоев. В работе [4] была показана возможность получения $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -эпитаксиальных слоев из ограниченного галлиевого раствора–расплава, причем выход на концентрацию 100% германия на поверхности пленки достигался при толщине эпитаксиального слоя $d = 7-10$ мкм.

В работе [5] поднят вопрос об оптимизации пластической релаксации механических напряжений несоответствия в гетероструктурах $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ путем выращивания буферного слоя с плавным изменением концентрации Ge. Показана нежелательность большой

толщины буферного слоя, что приводит к росту шероховатости поверхности, а также к увеличению стоимости структуры.

В работах [6,7] приведены некоторые фотоэлектрические свойства эпитаксиальных слоев твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, полученных из газовой фазы. Там же приводятся результаты измерений вольт-амперных характеристик и фотопроводимости (ФП) при $x = 0.03, 0.22$ и 0.60 . Показано, что увеличение содержания германия приводит к увеличению фотоответа со стороны коротких и длинных волн. Дальнейшее увеличение содержания германия ухудшает ФП. Авторы [6,7] связывают это явление с уменьшением времени жизни носителей в пленке при содержании германия выше 30%.

В работе [8] рост монокристаллов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ производится на установке электронно-лучевой бестигельной зонной плавки JEBZ-3B (Япония). В этой работе после каждого эксперимента исследовалась монокристалличность пластин $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Было показано, что начиная с содержания германия $\geq 55\%$, твердые растворы получают поликристаллическими, а диаметр слитка составляет не более 6–8 мм. Твердые растворы $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, полученные методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ), по сравнению с аналогичными твердыми растворами, полученными бестигельной зонной плавкой (объемные кристаллы, полученные авторами работы [8], имеют в составе 45% германия), имеют некоторые преимущества, например диаметр подложки $D = 40-50$ мм. В работе [9] проведено нейтронное легирование твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0.8 \leq x \leq 18 \text{ ат\%}$), полученных методом бестигельной электронно-лучевой зонной плавки. В результате нейтронного легирования сплава, после термообработки в том же режиме, что и исходный сплав, получались образцы Si(P). Загрузки собирали из Si(B) с $\rho \approx 1000 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ и Ge(Ga) с $\rho \approx 30 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Нейтронное легирование осуществлялось для твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в области составов с малыми x , где трансмутация обеих компонент оказывается сравнимой.

[†] E-mail: bayram@physic.uzsci.net

Была исследована температурная зависимость удельного сопротивления нейтронно-легированных образцов. Определены концентрации свободных дырок, созданных термической ионизацией из основного состояния Ga в валентную зону. Определена термическая энергия ионизации. Она является функцией уровня легирования и компенсации, а также зависит от состава твердого раствора.

В настоящей работе приводятся результаты исследования некоторых особенностей выращивания эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на кремниевых подложках из оловянного раствора-расплава, ограниченного двумя горизонтально расположенными Si-подложками. В качестве подложек были использованы монокристаллические пластинки кремния, диаметром $D = 40\text{--}50$ мм, марки КЭФ или КДБ с удельными сопротивлениями $5 \cdot 10^{-3}\text{--}10^{-2}$ Ом·см и кристаллической ориентацией [111]. Объем раствора-расплава регулировался зазором d между подложками. Состав раствора-расплава вычислялся по диаграмме состояний Si-Ge-Sn [10,11], а также на основании экспериментов, предварительно проведенных нами.

Оптимальные температурные режимы выращивания определялись эмпирически. Выращивание твердых растворов производилось в установке типа ЭПОС в потоке очищенного палладием водорода (установка очистки Pd-15T). Зеркально-гладкие слои твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ выращивались на Si-подложках при температуре начала кристаллизации $T_0 = 1050^\circ\text{C}$. Оптимальные величины скорости охлаждения и зазора между подложками составляли $1\text{--}1.5^\circ\text{C}/\text{мин}$ и $0.7\text{--}1.3$ мм соответственно. Содержание германия в эпитаксиальном слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенном при таких условиях, монотонно растет в направлении роста пленки от нуля на границе раздела пленки с подложкой до $\sim 100\%$ на поверхности. В слоях подложки, контактирующих с жидким раствором на глубине нескольких мкм и в толще выращенных эпитаксиальных слоев, наблюдалось присутствие олова Sn в малых концентрациях и с однородным распределением.

Как правило, олово не является основной компонентой, однако его присутствие в составе эпитаксиальной пленки объясняется тем, что во время роста оно входит в твердый раствор как изовалентная легирующая примесь. В литературе имеются многочисленные публикации [12–16] по исследованию механизмов диффузии и дефектов в кристаллах Si(Sn), полученных различными способами. Примеси олова электрически пассивны, практически не влияют на исходные параметры полупроводниковых материалов. Авторы работ [12–16] показывают, что изовалентные примеси (ИВП) создают значительные упругие напряжения решетки, и они могут взаимодействовать с точечными и примесными дефектами вплоть до захвата этих дефектов.

Выращенные эпитаксиальные пленки имеют проводимость n -типа ($n \approx 10^{17}$ см $^{-3}$). Это объясняется тем, что в данном случае Sn (в составе которого присутствуют

примеси в количестве: Ga — $1 \cdot 10^{-6}$, In — $1 \cdot 10^{-6}$, Sb — $5 \cdot 10^{-5}$, As — $1 \cdot 10^{-5}$ ат%) выступает в роли геттера и очищает выращиваемую пленку от примесей, дающих p -тип проводимости [17].

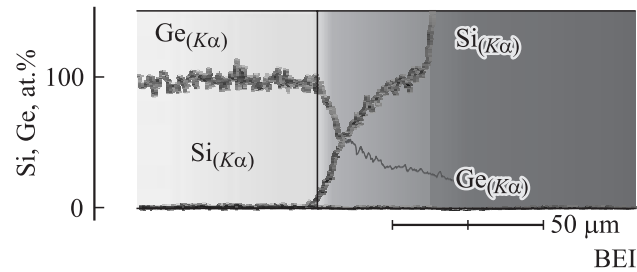


Рис. 1. Распределение компонентов по толщине варизонного эпитаксиального слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

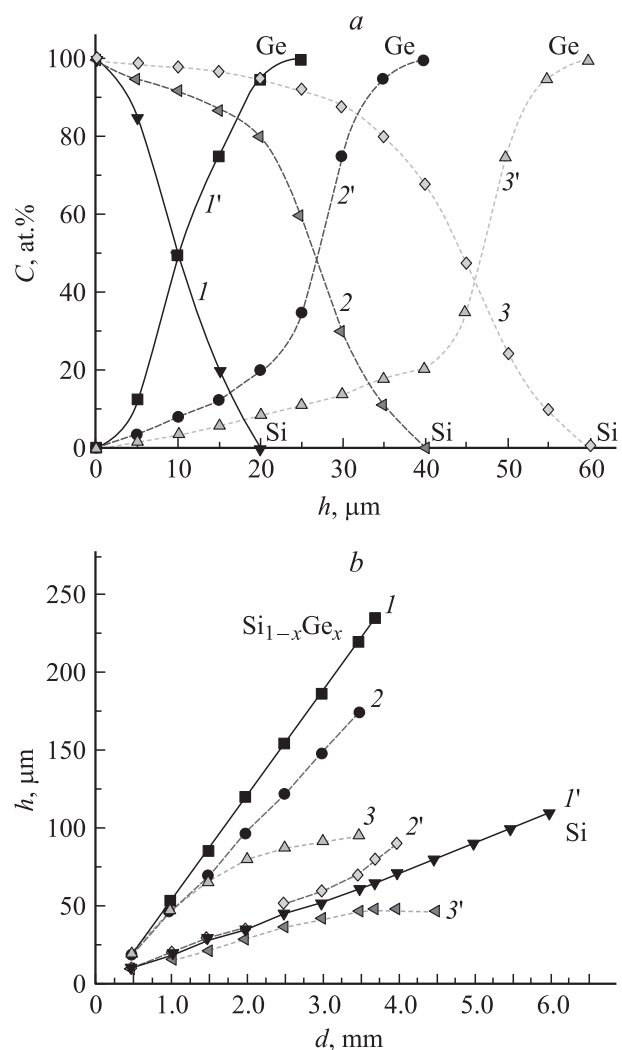


Рис. 2. a — зависимость состава твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от толщины h эпитаксиальных пленок, полученных при температурах начала кристаллизации T_0 , $^\circ\text{C}$: 1, 1' — 750, 2, 2' — 850, 3, 3' — 1050. 1, 2, 3 — Si, 1', 2', 3' — Ge. b — зависимость толщины эпитаксиальных пленок h от толщины слоя раствора-расплава d : 1, 1' — расчет, 2, 2' — на верхней подложке, 3, 3' — на нижней подложке. Скорость охлаждения $1^\circ\text{C}/\text{мин}$.

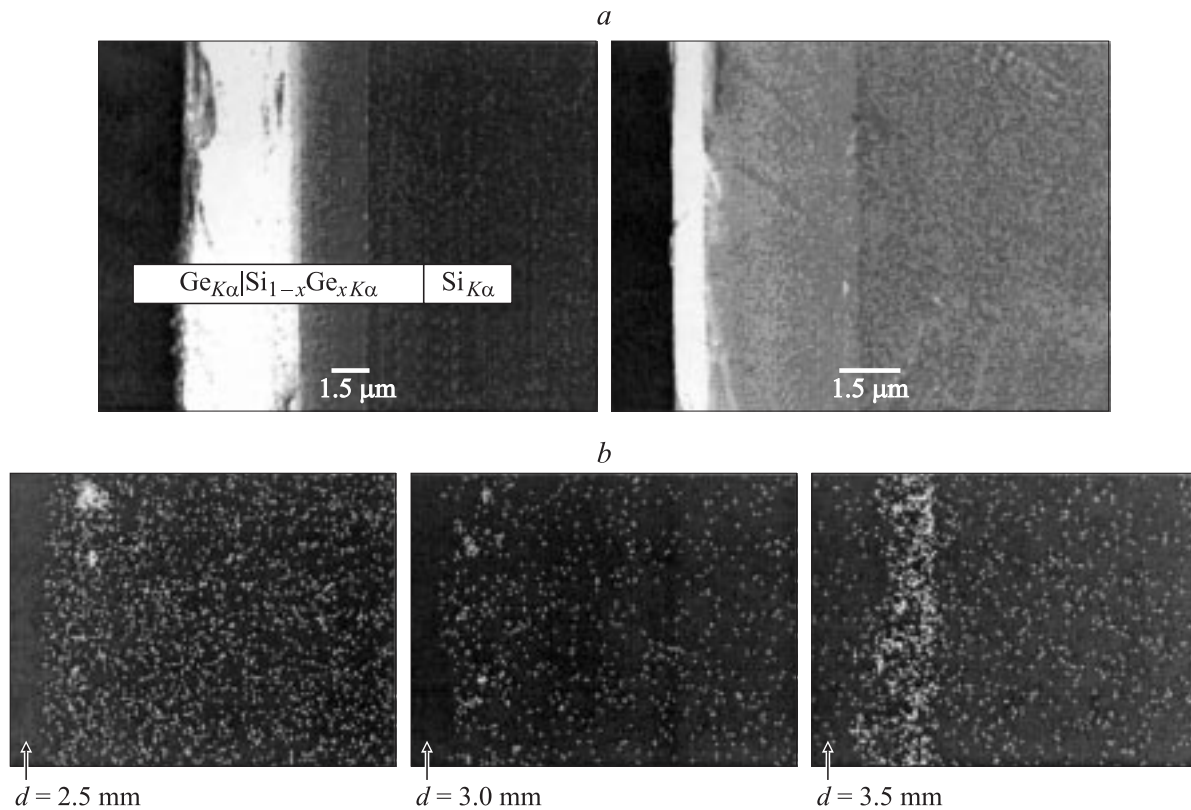


Рис. 3. *a* — эпитаксиальные слои, выращенные на верхней (слева) и нижней (справа) подложках. *b* — снимки, показывающие включение второй фазы. С увеличением зазора между подложками неровности и доля второй фазы увеличиваются.

Распределение компонентов твердого раствора (Si, Ge, Sn) определялось на микроанализаторе Jeol JSM LV-1059, Япон. Полученные растровые картины свидетельствовали о почти однородном распределении по поверхности эпитаксиального слоя и о варизонности твердого раствора по толщине (рис. 1). Варизонность полученных эпитаксиальных пленок иллюстрируется кривыми зависимостей состава твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от толщины пленки, полученными на установке Самеса (рис. 2, *a*). При этом необходимо отметить, что включения макроскопических дефектов и второй фазы в слоях пленки отсутствуют.

При прочих равных условиях толщина эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ зависела от зазора d между подложками, который варьировался в интервале 0.5–3.0 мм.

Предполагая, что при выращивании $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -слоев из ограниченного объема раствора–расплава растворенное вещество полностью выкристаллизовывается на подложках [18], толщину эпитаксиальных слоев h в зависимости от величины зазора можно рассчитать по формуле

$$h_{\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x} = \frac{\delta\rho}{2A} \left[\frac{A_1}{\rho_1}x + \frac{A_2}{\rho_2}(1-x) \right] (C_{\text{Si}} - C_{\text{Ge}}), \quad (1)$$

где A_1 , A_2 и ρ_1 , ρ_2 — атомный вес и плотность Si и Ge соответственно; ρ и A — плотность и атомный вес олова; C_{Si} и C_{Ge} — атомная доля кремния и германия в жидкой фазе.

Как видно из рис. 2, *a*, на зависимостях состава от толщины эпитаксиальных слоев и от толщины d наблюдаются две характерные области.

1) При $d < 1.0$ мм толщины эпитаксиальных пленок, осажденных на нижних и верхних подложках, одинаковы и совпадают с толщиной, рассчитанной по формуле (1), являющейся решением уравнения диффузии. Поэтому можно предположить, что массоперенос в этом случае осуществляется диффузией компонентов твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в жидкой фазе к фронту кристаллизации.

2) При $d > 1-1.2$ мм толщина пленки, выращенной на верхней подложке, больше, чем на нижней, и монотонно увеличивается с увеличением d .

Кроме того, для случая твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ экспериментальное значение толщины пленки (рис. 2, *b*, кривая 3) не совпадает с расчетным (рис. 2, *b*, кривая 1), что свидетельствует о неправомерности сделанного в [11] предположения о полной выкристаллизации растворенного вещества на подложках. Вероятно, в этом случае расчет толщины слоев целесообразно проводить на основе модели, предложенной в работах [19–20], где вводится понятие об эффективности кристаллизации с учетом гомогенного зародышеобразования в объеме раствора–расплава. При этом эффективность кристаллизации, согласно [19,20], зависит от температуры, толщины слоя раствора–расплава и скорости охлаждения.

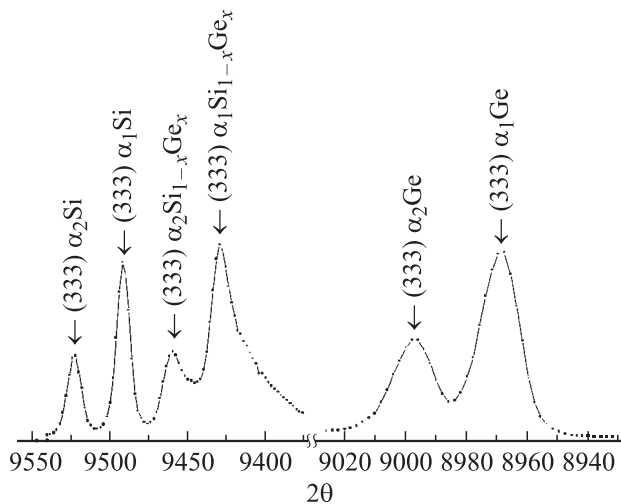


Рис. 4. Дифрактограммы гетероструктур Si-Si_{1-x}Ge_x.

Нами также обнаружено влияние массопереноса на распределение компонентов твердого раствора Si_{1-x}Ge_x по толщине эпитаксиального слоя.

При $d \approx 0.7-1.0$ мм, т.е. когда рост лимитируется диффузией компонентов растворенного вещества к фронту кристаллизации, распределение германия по толщине эпитаксиальных слоев для верхних и нижних подложек является одинаковым: оно монотонно увеличивается в направлении роста и достигает 100% концентрации Ge на поверхности пленки. С увеличением d пленки, выращенные на верхних и нижних подложках, все более отличаются как по градиенту концентрации германия по толщине твердого раствора, так и по ее абсолютному значению на поверхности (рис. 3, а). Рост пленки в основном лимитируется подводом кремния к фронту кристаллизации, плотность которого гораздо меньше плотности растворителя — Sn (содержание же германия в твердом растворе обуславливается коэффициентом распределения). При неравновесных условиях роста это приводит к „всплыванию“ кристаллизующего вещества, которое до сих пор удерживалось в объеме жидкой фазы межмолекулярными силами, обуславливающими растворимость при данной температуре, к верхней подложке, что увеличивает массоподвод.

Отметим, что для $d < 2$ мм характерен рост эпитаксиальных слоев с высоким структурным совершенством, для которых высота неровностей S на поверхности не превышает величину 1 мкм для нижних и верхних подложек, тогда как при $d > 2$ мм S достигает 5 мкм. В эпитаксиальных слоях, выращенных из раствора-расплава при $d > 2$ мм, обнаружены металлические включения, причем их объемная доля увеличивается с ростом величины d (рис. 3, б).

Измерения параметров решетки, выращенных на Si-подложках Si_{1-x}Ge_x-слоев, производили рентгенодифракционным методом на установке ДРОН-3М (рис. 4). Также была определена зависимость параметров решетки от состава x твердого раствора по толщине плен-

ки, они меняются линейно от состава. Дифракционные спектры были получены при использовании отфильтрованного CuK_α-излучения с длинами волн $\lambda = 1.5405$ Å для CuK_{α1} и $\lambda = 1.5443$ Å для CuK_{α2} и при раздельной записи рефлексов от одной и той же плоскости (для данного случая плоскости (333)), что позволяло увеличить точность определения межплоскостных расстояний d_{hkl} (hkl — индексы Миллера). Для определения параметров решетки кристаллов съемка выбранных рефлексов проводилась в режиме точечного сканирования с шагом $\Delta(2\theta) = 0.01^\circ$ и временем сканирования $\tau = 5$ с. Расчетная погрешность определения межплоскостных расстояний d_{hkl} (в области углов $2\theta = 93.5^\circ$ — для рефлекса $d_{hkl} = 333$) составляет $\Delta d \approx 0.0001$ Å, что при определении параметра a дает величину $\Delta a \approx 0.0004$ Å. Отсутствие других пиков на дифрактограмме, а также появление дублета K_{α1} и K_{α2} дополнительно свидетельствуют о совершенстве полученных эпитаксиальных слоев [21]. Общий характер изменения периода решетки в зависимости от состава эпитаксиальных пленок дает основание считать, что действительно получены твердые растворы во всем интервале $0 \leq x \leq 1$.

Были исследованы также некоторые электрофизические параметры полученных эпитаксиальных слоев Si_{1-x}Ge_x. Из холловских измерений были определены удельное сопротивление ρ , концентрация носителей заряда n , холловская подвижность μ полученных твердых растворов. Методом химического травления была определена плотность дислокаций в слоях. Результаты измерения дают следующие значения: $\rho = 0.1-10$ Ом·см, $n = 10^{16}-10^{17}$ см⁻³, $\mu_n = 500-1000$ см²/В·с и $N_D \approx 6 \cdot 10^5$ см⁻² на гетерогранице, $N_D \approx 4 \cdot 10^4$ см⁻² на поверхности пленки.

Исследовалась зависимость ширины запрещенной зоны твердого раствора от его состава путем измерения спектра фотолюминесценции (ФЛ), а также послынным удалением пленки с измерением длинноволновой границы. Результаты измерений приведены в таблице.

Ширина запрещенной зоны твердого раствора в направлении от кремниевой подложки к поверхности пленки уменьшается. Это подтверждается данными, приведенными в таблице. Далее была снята зависимость

Данные исследований длинноволновой границы λ в зависимости от состава варизонного твердого раствора Si_{1-x}Ge_x

$h, \mu\text{m}$	x	E_g вблизи $p-n$ -перехода, эВ	Длинноволновая граница λ , мкм
0	0	1.10	1.13
5	0.05	1.07	1.15
10	0.10	1.01	1.25
15	0.20	0.97	1.28
20	0.35	0.90	1.38
25	0.50	0.84	1.48
30	0.70	0.81	1.64
35	0.90	0.77	1.60
40	1.00	0.67	1.65

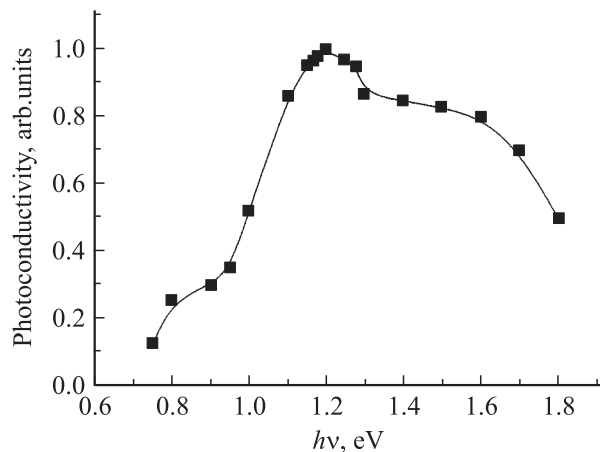


Рис. 5. Спектральная зависимость фотопроводимости в структуре $n\text{-Si-p-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Освещение со стороны пленки.

фоточувствительности гетероструктур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от энергии падающих квантов при помощи монохроматора ЗМР-3. Источником излучения служила лампа накаливания. Освещение осуществлялось со стороны пленки. На рис. 5 представлена спектральная зависимость фотоэффекта одной из структур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, толщина эпитаксиальной пленки которой составляет 8–10 мкм. Контакты были изготовлены со стороны подложки и пленки. Измерение проводилось в фотодиодном режиме. Как видно из рис. 5, на спектре фоточувствительности имеется типичная для гетеропереходов широкая полоса, охватывающая области собственной фотопроводимости обоих полупроводников Si и Ge, и полоса, соответствующая фотопроводимости твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Фоточувствительность в коротковолновой области объясняется слабым поглощением твердого раствора в этой области, т.е. коротковолновые кванты частично поглощаются в верхних слоях, а не успевшие поглотиться в верхних слоях твердого раствора с узкой шириной запрещенной зоны проникают до подложки и поглощаются в Si. Это подтверждается чувствительностью в области собственного поглощения кремния.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что, подбирая интервал температуры роста, определяя оптимальные соотношения компонентов раствора–расплава и выбирая соответствующие зазоры d между горизонтально расположенными подложками, можно получить структурно совершенные эпитаксиальные пленки.

Полученные структуры можно использовать для изготовления приборов, а также для дальнейшего выращивания полупроводниковых соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и их твердых растворов.

В заключение можно сделать следующие выводы.

1. Выращены эпитаксиальные слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с регулируемым изменением содержания германия от 0 ат% на гетерогранице до 100 ат% на поверхности пленки.

2. Показано, что при толщине d слоя раствора–расплава порядка 0.7–1.0 мм эпитаксиальные пленки на верхних и нижних подложках растут идентично, а при $d = 1.0\text{--}1.5$ мм эпитаксиальные пленки отличаются по составу и по варизонности и растут с хорошим структурным совершенством. С увеличением d пленки, выращенные на нижних и верхних подложках, все более различаются, а их структурное совершенство ухудшается, что, вероятно, связано с изменением характера массопереноса, а также с возникновением гомогенного зародышеобразования в объеме жидкой фазы.

3. Исследовано распределение химических компонентов, которое является варизонным по толщине и однородным по поверхности пленок $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

4. Исследованы параметры решетки твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Экспериментальные данные свидетельствуют о совершенстве полученных $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -эпитаксиальных слоев.

Авторы признательны А.Ю. Лейдерман за интерес к работе и ценные замечания. Мы также выражаем свою благодарность М.С. Саидову за полезные советы и обсуждение полученных результатов.

Список литературы

- [1] А.С. Саидов, Б.И. Сушко, А.М. Тузовский. Тез. докл. V Координац. совещ. по исследованию и применению сплавов кремний–германий (Ташкент, 1981) с. 6.
- [2] М.С. Саидов, С. Дадамухамедов, А.С. Саидов. ДАН УзССР, № 1, 29 (1984).
- [3] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков, Л.В. Соколов. ФТП, 37 (5), 513 (2003).
- [4] А.С. Саидов, Б. Сапаев, Э.А. Кошчанов. ДАН РУз, № 11, 18 (1994).
- [5] Ю.Б. Болховитянов, А.С. Дерябин, А.К. Гутаковский. Письма ЖТФ, 30 (2), 61 (2004).
- [6] К.Л. Лютович, Л.Н. Стрельцов, А.С. Лютович. ФТП, 6 (1,2), 199 (1972).
- [7] Х.Т. Акрамов, А.С. Лютович, К.Л. Лютович. Гелиотехника, № 6, 12 (1979).
- [8] И.Г. Атабаев. Автореф. докт. дис. (Ташкент, 2001).
- [9] А.Г. Забродский, В.А. Евсеев, Р.Ф. Коноплева. ФТП, 20 (11), 2042 (1986).
- [10] В.М. Андреев, Л.М. Долгинов, Д.Н. Третьяков. Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов (М., Сов. радио, 1975).
- [11] М. Хансен, К. Андерко. Структуры двойных сплавов (М., Металлургиздат, 1962) т. I, II.
- [12] J. Nielsen, K.B. Nielsen, A.N. Larsen. Mater. Sci. Forum, 38–41, pt 1, 439 (15th Int. Conf. on Defects in Semiconductors. Budapest, Aug. 22–26, 1988).
- [13] B.G. Svensson, J. Svensson, J.L. Lindstrom, G. Gavies, J.W. Corbett. Appl. Phys. Lett., 51 (26), 2257 (1987).
- [14] A.S. Oates, M.J. Binns, R.C. Newman, R.C. Tucker, J.G. Wilkes, A. Wilkinson. J. Phys. C, 17 (32), 5695 (1984).
- [15] G.D. Watkins. Phys. Rev. B, 12 (10), 4383 (1975).
- [16] A. Brelot. IEEE Trans. Nucl. Sci., 19, 22 (1972).
- [17] Б. Сапаев. Письма ЖТФ, 29 (20), 64 (2003).

- [18] Ю.Б. Болховитянов, Р.И. Болховитянов, П.Л. Мельников. В кн.: *Процессы роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок* (Новосибирск, Наука, 1975).
- [19] A.Yu. Malinin, O.V. Nevsky. *J. Electron. Mater.*, **7**, 757 (1978).
- [20] A.Yu. Malini, O.V. Nevsky. *J. Electron. Mater.*, **7**, 775 (1978).
- [21] Е.Ф. Вегман, Ю.Г. Руфанов, И.Н. Федорченко. *Кристаллография, минералогия, петрография и рентгенография* (М., Металлургия, 1990).

Редактор Л.В. Беляков

A study of some properties of Si–Si_{1–x}Ge_x (0 ≤ x ≤ 1) structures grown from a confined tin solution–melt by the liquid phase epitaxy method

B. Sapaev, A.S. Saidov

Physicotechnical Institute
of Scientific Association „Physics–the Sun“,
Academy of Sciences of Uzbekistan Republic,
700084 Tashkent, Uzbekistan

Abstract Lattice parameters and band gap of the Si–Si_{1–x}Ge_x structures are determined experimentally as a function of the concentration of the chemical component x ($0 \leq x \leq 1$). Distribution of the components of the solid solution Si_{1–x}Ge_x along width and some of its photoelectrical properties are investigated. The experimental data show perfectness of the structures obtained. The variable gap solid solutions Si_{1–x}Ge_x ($0 \leq x \leq 1$) can be applied for preparation of the photoelectrical devices, which are sensitive to radiations in visible and near infrared regions, and as a substrate material for growing GaAs and its solid solutuns on it.