

06.2;12

Исследование роста и фотоэлектрических свойств эпитаксиальных гетероструктур $\text{Ge}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ ($0 \leq x \leq 1.0$), полученных из свинцового раствора-расплава методом жидкостной эпитаксии

© Б. Сапаев

Физико-технический институт НПО „Физика–Солнце“ АН РУз, Ташкент
E-mail: bayram@physic.uzsci.net

Поступило в Редакцию 25 февраля 2004 г.

Рост широкозонного слоя GaAs на германиевых подложках осуществлялся методом жидкофазной эпитаксии из свинцового раствора-расплава в температурном интервале $700 \div 650^\circ\text{C}$. Исследованы распределения химических компонентов по толщине эпитаксиального слоя. Согласно растровым картинам, снятым на характеристических рентгеновских излучениях, слои структурно совершенны, а распределение компонентов как по толщине, так и вдоль границы раздела достаточно монотонное, макроскопические дефекты и металлические включения отсутствуют. Были изучены спектры фотолюминесценции. На спектрах твердых растворов наблюдаются пики краевых полос с максимумами при $h\nu_1 = 1.32 \text{ eV}$ и $h\nu_2 = 1.43 \text{ eV}$.

На основе элементов IV группы и соединений A^3B^5 можно получить твердые растворы, ширина запрещенной зоны которых варьируется в широком интервале, т.е. от ширины запрещенной зоны элементов четвертой группы (Ge, Si, Sn) до ширины запрещенной зоны соединений A^3B^5 (GaAs, GaP, GaN) и т.д.

Имеются сведения об ограниченных твердых растворах на основе систем Si–GaAs и Ge–GaSb, полученных методом катодного распыления, но пока полностью не исследованы их структурные и физико-химические свойства [1,2].

Впервые о получении метастабильных непрерывных твердых растворов на основе системы Ge–GaAs методом пиролитического синтеза

было сообщено в [3], в которой также исследована зависимость полученных твердых растворов $(\text{Ge})_x(\text{GaAs})_{1-x}$ от состава параметра решетки и ширины запрещенной зоны. Дальнейшему исследованию электрофизических свойств этих твердых растворов посвящена работа [4].

В работе [5] получены Ge фотоэлементы на основе GaAs/Ge-гетероструктуры методом газофазной эпитаксии металлоорганических соединений (МОСГФЭ) и диффузии цинка. Показано, что Ge фотоэлементы на основе GaAs/Ge-гетероструктуры увеличивают фототоки и напряжения холостого хода, т.е. приближаются к значениям фототока, получаемым в GaAs-фотоэлементе при одинаковых условиях.

Теоретической предпосылкой для получения твердых растворов $(\text{C}_2^4)_{1-x}(\text{A}^3\text{B}^5)_x$ являются результаты анализа возможностей их образования с позиции обобщенных моментов. Как следует из растворимости Ge и GaAs в жидких металлических растворителях, использование свинца в качестве растворителя обеспечивает необходимые условия для образования истинных твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ [3]. При этом на фронте кристаллизации достигается достаточно высокое пресыщение по отношению к обоим компонентам твердого раствора. К тому же относительно низкая используемая температура роста $700 \div 650^\circ\text{C}$ предотвращает самопроизвольный распад получаемых твердых растворов.

В настоящей работе приводятся результаты выращивания и исследования эпитаксиальных слоев $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, полученных из свинцового раствора-расплава на Ge-подложках. Поскольку растворы класса $(\text{C}_2^4)_{1-x}(\text{A}^3\text{B}^5)_x$ являются твердыми растворами замещения, образование их происходит тем легче, чем более сходны взаимозамещающие компоненты.

Для выращивания однородных эпитаксиальных слоев твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ нами была использована установка с вертикальным расположением подложек [6].

Для получения эпитаксиальных слоев с заданными электрофизическими свойствами необходимо знать растворимость исследуемого элемента и влияние различных технологических факторов на процессы роста полупроводникового соединения. В частности, это касается физического состояния раствора-расплава на контакте с подложкой. Состав раствора-расплава Pb–Ge–GaAs и соответствующий температурный интервал роста кристаллов определялись из литературных данных [7,8] и из проведенных нами экспериментов.

Рост при этом осуществлялся из интенсивно перемешиваемого большого объема раствора-расплава. В указанных способах роста предусматривалась возможность очистки поверхности пленок от остатков раствора-расплава по окончании процесса кристаллизации.

В качестве подложки использовались германий *p*-типа проводимости, марки ГДГ — $40 \Omega \cdot \text{cm}$ толщиной $400 \mu\text{m}$, площадью 1 cm^2 с ориентацией пластин $(111)0^\circ 15$. Перед процессом роста подложки травились в „царской водке“, многократно промывались в деионизованной воде, сушились, а затем отжигались в течение 1.5 h в вакууме $133 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$ при 900°C . Кристаллизация эпитаксиальных слоев осуществлялась из раствора-расплава Pb-Ge-GaAs , насыщенного как по Ge, так и по отношению к GaAs методом принудительного охлаждения со скоростью $0.5 \div 2.0^\circ\text{C}/\text{min}$.

Толщина полученных пленок $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ зависела от продолжительности охлаждения и находилась в интервале $25 \div 49 \mu\text{m}$. Исследования зависимости толщины и структуры пленок от скорости и начальной температуры их роста показали, что морфология поверхности эпитаксиальных слоев $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ существенно зависит от состава и температуры роста. Это, по-видимому, обусловлено взаимным влиянием растворимости Ge, GaAs друг на друга в жидком свинце.

С целью установления оптимальных технологических режимов, т. е. зависимости параметров эпитаксиальных пленок твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ от условий роста — температуры начала кристаллизации и скорости роста — был проведен ряд экспериментов.

Исследования зависимости толщины и структуры пленок от скорости и начальной температуры их роста показали, что при температуре начала кристаллизации, большей 700 и меньшей 580°C , и выращивании пленок со скоростью, большей чем $1.5^\circ\text{C}/\text{min}$, пленки получаются не гладкими. При скорости роста, меньшей, чем $0.5 \div 0.75^\circ\text{C}/\text{min}$, повышается время проведения эксперимента и заодно увеличивается потребление электроэнергии.

Пленки, выращиваемые в интервале температур начала кристаллизации $700 \div 620^\circ\text{C}$ со скоростью $0.75 \div 1.0^\circ\text{C}/\text{min}$, получаются зеркальными.

Анализ растровых картин поверхности слоев показал, что в полученных эпитаксиальных слоях твердых растворов макроскопические дефекты и металлические включения отсутствуют, а распределения компонентов по поверхности эпитаксиального слоя и в объеме твердого раствора однородные.

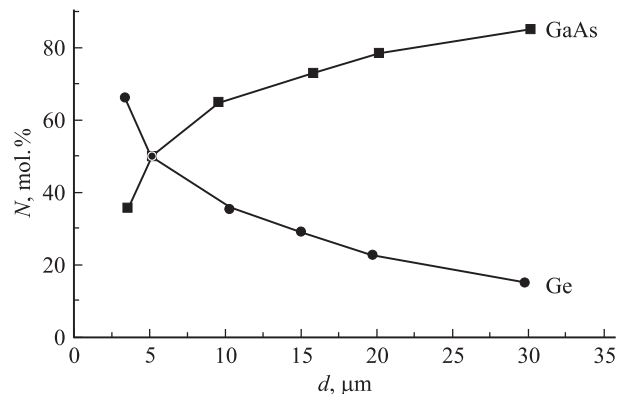


Рис. 1. Распределение компонентов по толщине эпитаксиального слоя $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, выращенного на подложках германия.

Анализ результатов, представленных на рис. 1, позволяет сделать следующие выводы. В начальный момент кристаллизации из свинцового раствора-расплава идет кристаллизация эпитаксиальных слоев Ge в соответствии с диаграммой состояния, так как при температуре эпитаксии раствор-расплавы насыщен германием. При более низких температурах создаются термодинамические условия для роста твердого раствора $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, т. е. при этих температурах раствор-расплавы становятся пересыщенными по отношению к каждому из компонентов твердого раствора.

Поверхность пленки от остатков раствора-расплава по окончании роста очищалась с помощью специального устройства.

По данным о распределении компонентов по толщине, изученном при помощи микроанализатора типа „Сатеса“, содержание GaAs в эпитаксиальном слое $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ увеличивается вдоль оси роста, достигая 100% на поверхности слоев (рис. 1).

Обнаружено, что твердые растворы $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ получают по структуре более совершенными на подложке Ge(111). Это подтверждается морфологическими исследованиями на эпитаксиальных пленках $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, плотность дислокации которых составляет $3 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$.

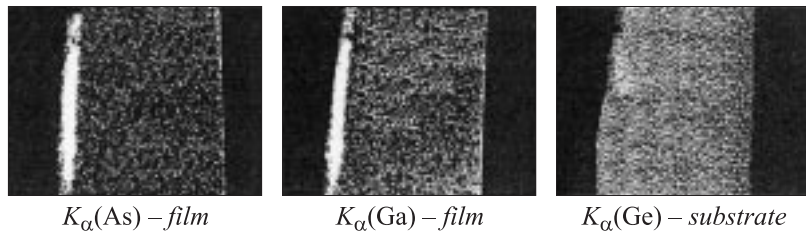


Рис. 2. Растровые картины слоев, снятых с помощью характеристических рентгеновских излучений As(K_α), Ga(K_α), Ge(K_α).

Согласно растровым картинам, снятым на характеристических рентгеновских излучениях As(K_α), Ga(K_α), Ge(K_α), слои структурно совершенны, а распределение компонентов как по толщине, так и вдоль границы раздела достаточно монотонное (рис. 2).

Были исследованы зависимости подвижности носителей тока в твердых растворах $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ в температурном интервале $T = 90 \div 300$ К. Омические контакты были получены сплавлением сплава In + Zn.

Полученные пленки имели зеркально-гладкую поверхность p -типа проводимости с концентрацией носителей $1.4 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ и подвижностью $155 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$, при 300 К.

Анализ температурной зависимости подвижности $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ показывает (рис. 3), что температурная зависимость подвижности носителей в слоях при этом описывается формулой $\mu = A \times T^{-3/2}$.

Нами изучались спектры фотолюминесценции (ФЛ) твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ (рис. 4) при возбуждении лазером ЛГ-75. Приемником служил PbS, ФЭУ-62. На спектрах твердых растворов наблюдаются пики краевых полос с максимумом при $h\nu_1 = 1.32 \text{ eV}$ и $h\nu_2 = 1.43 \text{ eV}$. Максимум $h\nu_2$ связан с краевым излучением твердого раствора $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, а максимум $h\nu_1$, возможно, связан с излучательным центром в запрещенной зоне.

Таким образом, методом жидкофазной эпитаксии можно получить структурно-совершенные варизонные слои, что делает возможным их использование в полупроводниковой микроэлектронике, а также для изготовления полупроводниковых приборов. Кроме того, Ge- $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ структуры на основе твердых растворов

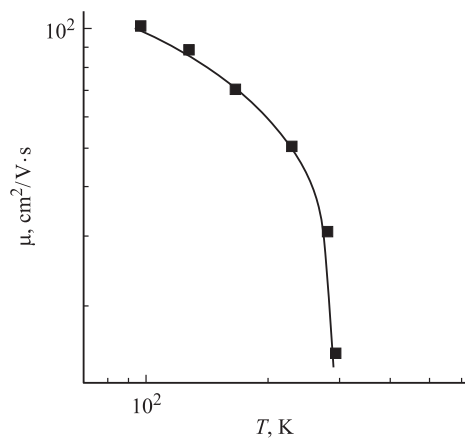


Рис. 3. Зависимость подвижности носителей тока в твердых растворах $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ в температурном интервале $T = 90 \div 300$ К.

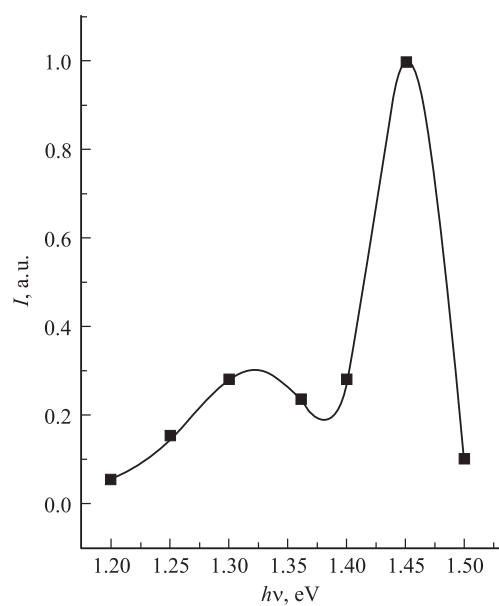


Рис. 4. Фотолуминесценция Ge–GaAs гетероструктур при азотной температуре.

$(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ можно использовать как солнечный элемент для эффективного преобразования инфракрасной области спектра.

Список литературы

- [1] *Noreika A.J., Francole M.H.* // Appl. Phys. 1974. V. 45. P. 3690.
- [2] *Gadien K.G., Zilko J.L., Eltonkky A.H., Greene I.E.* // Vac. Sec. Technol. 1980. V. 17. N 1. P. 441.
- [3] *Алфёров Ж.И., Жингарев М.З., Конников С.Г.* и др. // ФТП. 1982. Т. 16. № 5. С. 831–839.
- [4] *Алфёров Ж.И., Вартамян Р.С., Корольков В.И.* и др. // ФТП. 1982. Т. 16. № 5. С. 887–890.
- [5] *Андреев В.М., Хвостиков В.П., Калужный Н.А.* и др. // ФТП. 2004. Т. 38. В. 3. С. 369–373.
- [6] *Саидов М.С., Саидов А.С., Никитин В.В., Ковардакова Г.Н.* Устройства для жидкостной эпитаксии полупроводников. Авт. свид. № 2076160 от 16.03.77.
- [7] *Андреев В.М., Долгинов Л.М., Третьяков Д.Н.* Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов. М.: Сов. радио, 1975. С. 328.
- [8] *Хансен М., Андерко К.* Структуры двойных сплавов. Т. 1-П. М.: Металлургиздат, 1962. С. 1487.