

дению цинка в твердую фазу, что соответствует увеличению эффективного коэффициента распределения цинка. Это приводит в итоге к повышению в несколько раз концентрации свободных носителей заряда в пленках GaAs <Bi>: Zn по сравнению с эпитаксиальными слоями GaAs <Ga>: Zn, полученными из галлиевых растворов-расплавов при тех же технологических условиях.

Таким образом, можно заключить, что применение двойного легирования, заключающееся в сочетании ИВП и электрически активных примесей, позволяет тонко и целенаправленно менять свойства материала. При этом следует учитывать, что ИВП, влияя на ансамбль точечных дефектов кристалла, может способствовать или, напротив, препятствовать вхождению той или иной традиционной примеси в кристалл. Более того, даже для одной выбранной пары примесей может иметь место эффект того или иного знака в зависимости от состава жидкой фазы.

Список литературы

- [1] Акчурия Р. Х., Бирюлин Ю. Ф., Ле Динь Као, Фистуль В. Н. и др. // Электрон. техн. Материалы. 1984. № 11. С. 22—27.
- [2] Бирюлин Ю. Ф., Воробьева В. В., Голубев В. Г. и др. // ФТП. 1987. Т. 21. В. 12. С. 2201—2209.
- [3] Якушева Н. А., Спирская Г. В., Созинов В. Н. // Изв. АН СССР. Неорг. матер. 1985. Т. 21. В. 4. С. 534—535.
- [4] Джафаров Т. Д. Дефекты и диффузия в эпитаксиальных структурах М., 1978. 400 с.
- [5] Ettenberg M., Nuese C. J. // J. Appl. Phys. 1975. V. 46. N 8. P. 3500—3508.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе АН СССР
Ленинград

Получено 31.07.1990
Принято к печати 17.08.1990

ФТП, том 24, вып. 12, 1990

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ GaAsSb, ЛЕГИРОВАННОГО АМФОТЕРНОЙ ПРИМЕСЬЮ — ГЕРМАНИЕМ

Бирюлин Ю. Ф., Каряев В. Н., Крещук А. М., Писаревская В. А.

Электрофизические свойства GaAs, легированного традиционными, электрически активными примесями, широко изучены. Определенный практический интерес представляет поведение амфотерных примесей, например Ge в GaAs. Особенность примесей, проявляющих амфотерность свойств, заключается в том, что они могут встраиваться как на места вакансий галлия, так и на места вакансий мышьяка. С другой стороны, изовалентные примеси (ИВП) не создают локальных уровней в запрещенной зоне прямозонных полупроводников $A^{III}B^V$, а воздействуют на ансамбль точечных дефектов матрицы. В частности, введение той или иной ИВП позволяет смещать стехиометрию кристалла в пользу вакансий элемента III или V группы [1, 2]. Это обстоятельство должно отразиться на поведении амфотерной примеси и электрофизических свойствах GaAs <Sb>.

Целью данной работы явилось исследование электрофизических параметров как разбавленных (область изовалентного легирования), так и концентрированных твердых растворов GaAsSb, легированных амфотерной примесью — германием.

Пленки GaAs <Sb>: Ge были выращены методом жидкофазной эпитаксии с принудительным охлаждением на подложках полужизолирующего GaAs. Состав твердого раствора GaAs_{1-x}Sb_x изменялся в пределах $0.012 \leq x \leq 0.17$. Концентрация амфотерной легирующей примеси Ge в жидкой фазе варьировалась от 0.4 до 16 ат%. Гальваномангнитные измерения проводились по методу Вандер-По при температуре 300 К. Все легированные германием слои обладали проводимостью *p*-типа. Для образцов с содержанием сурьмы $x \leq 0.03$ иссле-

дующая структура представляла собой полуизолирующую подложку с выращенным на ней легированным слоем $p\text{-GaAs}/\text{Sb}_x\text{:Ge}$. В случае большого содержания сурьмы на полуизолирующей подложке предварительно выращивались нелегированные буферные слои $n\text{-GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ (с целью уменьшения плотности дислокаций несоответствия [3]), а затем легированный p -слой $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x/\text{Ge}$.

На рис. 1 приведены экспериментальные зависимости концентраций свободных дырок в эпитаксиальных слоях от содержания Ge в жидкой фазе для серии разбавленных твердых растворов ($x=0.03$, кривая 1) и в области концентрированных твердых растворов ($x=0.15$, кривая 2). Концентрация свободных носителей в образцах изменялась в пределах от $1 \cdot 10^{18}$ до $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$.

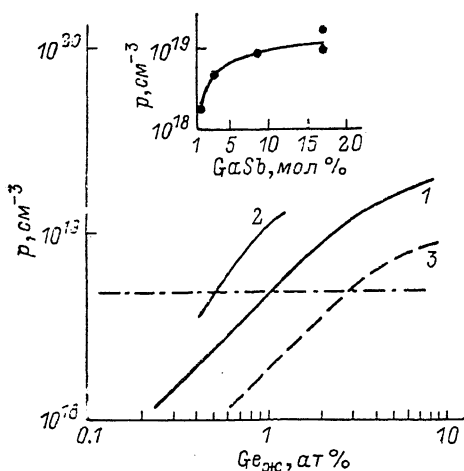


Рис. 1. Зависимость концентрации свободных дырок от содержания германия в жидкой фазе в эпитаксиальных слоях GaAs и $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$.

x : 1 — 0.03, 2 — 0.15; 3 — $\text{GaAs}:\text{Ge}$ [4]. Штрихпунктирной линией отмечена концентрация $p = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. На вставке — зависимость концентрации свободных дырок от состава твердого раствора при фиксированном содержании германия в жидкой фазе, равном $\text{Ge}_{\text{ж}} = 1.0 \text{ ат}\%$. $T = 300 \text{ К}$.

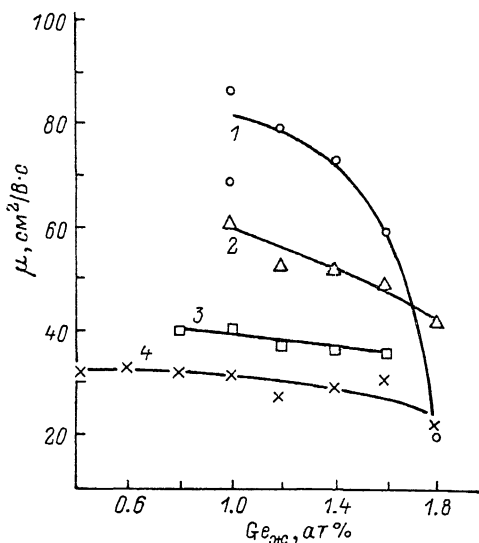


Рис. 2. Зависимость подвижности свободных дырок от содержания германия в жидкой фазе для четырех серий образцов $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ различного состава.

x : 1 — 0.012, 2 — 0.03, 3 — 0.085, 4 — 0.15. $T = 300 \text{ К}$.

Аналогичный вид имеет зависимость $\text{GaAs}:\text{Ge}$, полученная ранее в работе [4] и представленная на рис. 1 штриховой линией. Как показано в работе [4], такой ход зависимости можно объяснить в предположении наличия нескольких форм нахождения амфотерной примеси в легируемом материале, так как Ge в GaAs образует доноры Ge_{Ga}^+ и акцепторы Ge_{As}^- . Поскольку концентрация вакансий мышьяка V_{As} в GaAs , полученном из раствора-расплава в Ga, превышает концентрацию V_{Ga} , p -тип объясняется соотношением $[\text{Ge}_{\text{As}}]^- > [\text{Ge}_{\text{Ga}}]^+$. При высоких концентрациях Ge отклонение от линейной зависимости объяснено в [4] тем, что Ge частично оказывается в электрически не активных состояниях.

На рис. 1 штрихпунктирной линией, параллельной оси абсцисс, отмечена фиксированная концентрация свободных дырок, составляющая $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Видно, что одна и та же концентрация свободных носителей при переходе от $\text{GaAs}:\text{Ge}$ к концентрированным твердым растворам $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x:\text{Ge}$ достигается при меньших уровнях легирования Ge. Этот факт можно объяснить, по-видимому, тем, что при введении сурьмы происходит дополнительное перераспределение амфотерной примеси Ge по подрешеткам в пользу акцепторных состояний. Действительно, в работе [2] было показано, что введение ИВП V группы Sb смещает стехиометрию GaAs в пользу V_{As} . Вклад сурьмы хорошо

виден при фиксированном содержании $Ge_x = 1$ ат% на зависимости p (Ge_x) на вставке к рис. 1, где наблюдается рост концентрации свободных носителей на участке $x=0.012-0.085$. Вообще говоря, такой характер зависимости можно объяснить и тем, что по мере увеличения содержания сурьмы в твердом растворе $GaAs_{1-x}Sb_x$ идет генерация так называемых природных акцепторов, свойственных $GaSb$ и представляющих собой комплексы точечных структурных и антиструктурных дефектов [5]. В таком случае общая концентрация свободных дырок может определяться вкладом как акцепторов Ge_{Δ_s} , создаваемых вводимой амфотерной примесью, так и природных акцепторов [6]. Понятно, что тогда для достижения необходимой концентрации p в слоях будет требоваться тем меньшая навеска Ge в жидкой фазе, чем больше будет доля природных акцепторов с увеличением содержания сурьмы.

Как видно из рис. 1, отклонение от линейной зависимости для концентрированных твердых растворов наблюдается при меньшем содержании Ge в жидкой фазе. Такое отклонение от линейности по мере увеличения содержания сурьмы можно объяснить двумя причинами. Во-первых, как и в $GaAs \langle Ge \rangle$ при определенных концентрациях $[Ge]_x$, германий начинает образовывать комплексы типа донор—акцептор, в которых он оказывается в электрически не активных состояниях ($[Ge_{\Delta_s}] [Ge_{Ga}^+]$), что соответствует случаю изополноэлектронного легирования [7]. Во-вторых, большое содержание сурьмы приводит к существенному увеличению дефектности эпитаксиальных слоев, т. е. к значительному повышению плотности дислокаций несоответствия, а если учесть, что отклонение от стехиометрии может нарастать, то это создает дополнительные условия для процесса комплексообразования [8, 9].

Увеличение дефектности эпитаксиальных слоев с ростом содержания сурьмы подтверждается данными по подвижности (рис. 2). При малом содержании сурьмы подвижность свободных дырок зависит от концентрации вводимой примеси Ge , а при большом — μ практически не зависит от концентрации германия и существенно меньше, чем при малых составах x . Это служит подтверждением вывода о наличии высокой концентрации дефектов и плотности дислокаций, которые и лимитируют подвижность в случае большого содержания сурьмы.

Таким образом, появление ИВП сурьмы в $GaAs$ приводит к перераспределению Ge по подрешеткам в пользу акцепторных состояний вследствие общего смещения стехиометрии кристалла в пользу вакансий элемента V группы, что обуславливает увеличение концентрации свободных носителей заряда в слоях. Кроме того, рост генерации точечных дефектов и дислокаций несоответствия способствует, по нашему мнению, процессу комплексообразования между атомами германия и вакансиями. Это обстоятельство приводит к насыщению зависимости концентрации свободных дырок от содержания германия в жидкой фазе и снижению величины их подвижности.

Авторы выражают благодарность Т. Г. Ойченко, М. В. Воронцовой за подготовку образцов, а также Т. А. Полянской, С. В. Новикову, И. Г. Савельеву за полезные обсуждения.

Список литературы

- [1] Бирюлин Ю. Ф., Ганина Н. В., Мильвидский М. Г. и др. // ФТП. 1983. Т. 17. В. 1. С. 108—114.
- [2] Бирюлин Ю. Ф., Ганина Н. В., Чалдышев В. В., Шмарцев Ю. В. // ФТП. 1985. Т. 19. В. 6. С. 1104—1107.
- [3] Каряев В. Н., Голубев Л. В., Шмарцев Ю. В. и др. // Электрон. техн. Материалы. 1982. № 8 (169). С. 32—37.
- [4] Lum W. Y., Clawson A. R., Elder D. I., Wieder H. H. // J. Appl. Phys. 1978. V. 49. N 6. P. 3333—3336.
- [5] Woelk C., Benz K. W. // J. Cryst. Growth. 1974. V. 27. N 2. P. 177—182.
- [6] Бирюлин Ю. Ф., Гермогенов В. П., Отман Я. И. и др. // ФТП. 1987. Т. 21. В. 6. С. 1118—1124.
- [7] Баженов В. К., Фистуль В. И. // ФТП. 1984. Т. 18. В. 8. С. 1345—1362.
- [8] Бирюлин Ю. Ф., Воробьева В. В., Голубев В. Г. и др. // Письма ЖТФ. 1987. Т. 13. В. 20. С. 1264—1267.

ФТП, том 24, вып. 12, 1990

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА $Cd_xHg_{1-x}Te$, ПОДВЕРГНУТОГО ИОННО-ЛУЧЕВОМУ ТРАВЛЕНИЮ

Иванов-Омский В. И., Миронов К. Е., Мынбаев К. Д.

Известно, что ионно-лучевое травление (ИЛТ) узкощелевого p - $Cd_xHg_{1-x}Te$ (КРТ) может приводить к инверсии типа проводимости материала, причем глубина инверсии зависит от дозы облучения [1-3, 5]. В последнее время этот эффект широко используется для создания фоточувствительных p - n -структур на основе КРТ [3, 4], однако вопрос о структуре и электрофизических свойствах материала, полученного в результате инверсии, остается открытым. К настоящему времени оказались достаточно подробно рассмотренными лишь свойства КРТ исходного n -типа проводимости, подвергнутого ИЛТ, а электрические свойства материала, переведенного посредством ИЛТ из p -типа в n -тип, практически не исследовались. Вместе с тем именно свойства n -КРТ, полученного инверсией, представляют интерес с точки зрения работы p - n -перехода, сформированного с помощью ИЛТ.

В настоящей работе приводятся результаты исследования воздействия пучка ионов Ar^+ с энергией 1.2 кэВ на поверхность эпитаксиальных слоев (ЭС) КРТ составов $x \sim 0.2 \div 0.6$ p -типа проводимости. Доза облучения образцов варьировалась в пределах $10^{16} \div 10^{18} \text{ см}^{-2}$. Исходные ЭС выращивались из растворов, обогащенных теллуром, и последующим термическим отжигом приводились к p -типу проводимости с концентрацией нескомпенсированных акцепторов $N_A - N_D = 5 \cdot 10^{15} \div 4 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Толщина слоев составляла ~ 30 мкм. Скорость травливания приповерхностного слоя материала при проведении процесса ИЛТ не превышала 30 \AA/мин [5].

На подвергнутых ИЛТ образцах измерялись на постоянном токе коэффициент Холла R_H и проводимость σ при послойном травлении ЭС с шагом $1 \div 1.5$ мкм. Кроме того, из исследования процессов релаксации фотопроводимости, возбужденной гетеролазером AlGaAs с длиной волны излучения $\lambda \sim 0.9$ мкм, определялась величина времени жизни неосновных носителей заряда τ .

На рис. 1 представлены зависимости глубины залегания p - n -перехода h в образцах с различной исходной концентрацией $N_A - N_D$ от дозы облучения D . Зависимость $h(D)$, как следует из рис. 1, является нелинейной, а величина h уменьшается с возрастанием значения $N_A - N_D$ в исходном материале. При облучении образцов ЭС КРТ с $N_A - N_D = 4 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ глубина инверсии независимо от дозы облучения не превышала 0.5 мкм. Можно отметить, что в работе [2] предсказывалась обратная пропорциональность h величине $N_A - N_D$; вместе с тем полученная авторами [2] зависимость $h(D)$ была линейной.

На образцах ЭС КРТ с $x > 0.2$ [исследовались составы $x = 0.30, 0.45, 0.51$ и 0.58 с концентрацией $N_A - N_D = (2 \div 5) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$] в результате ИЛТ было обнаружено только образование тонкого ($h < 0.5$ мкм) приповерхностного слоя n -типа, а эффект инверсии на большие глубины не наблюдался.

На рис. 2 представлены профили распределения носителей заряда в ЭС с $x \sim 0.2$ после проведения процесса ИЛТ. Эти зависимости получены в результате расчета «дифференциальных» (в стравленном слое) значений $R_H^{(i)}$ по гладким кривым, аппроксимирующим экспериментальные значения R_H . Видно, что