

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

06

Журнал технической физики, т. 64, в. 5, 1994

© 1994 г.

СЛОИ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ В СИСТЕМЕ Ga-Bi-Al-GaAs

В.П.Кладько, Г.Н.Семенов, Т.Г.Крыштаб, С.И.Круковский

О возможности изготовления AlGaAs — гетероструктур с ультратонкими слоями ($d \lesssim 1000 \text{ \AA}$) и резкими гетерограницами методом низкотемпературной ($T \lesssim 600^\circ \text{ C}$) жидкофазной эпитаксии (НТ ЖФЭ) из Ga-Al расплавов, насыщенных и перенасыщенных мышьяком, сообщалось в работах [1,2]. Возможность получения гетероструктур методом ЖФЭ из Ga-Bi-Al расплавов, насыщенных мышьяком при температуре эпитаксии в интервале температур $600\text{--}700^\circ \text{ C}$ была показана в [3]. Повышение температуры эпитаксии по сравнению с [1,2] при сохранении достаточно низких скоростей роста, характерных для НТ ЖФЭ, позволило получить тонкие и однородные по площади слои AlGaAs в широком диапазоне уровней легирования [3].

В работе изучена зависимость химического состава и электронных свойств эпитаксиальных слоев (ЭС) $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, полученных из Ga-Bi-Al-GaAs растворов-расплавов от концентрации Al и Bi в жидкой фазе ($C_{\text{Al}}^L, C_{\text{Bi}}^L$).

Наращивание эпитаксиальных слоев GaAs и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ проводилось в диапазоне температур $650\text{--}700^\circ \text{ C}$ на подложках полужолирующего (100) GaAs из Ga-Bi-Al растворов-расплавов. Величина предварительного переохлаждения ΔT_{II} изменялась в пределах $\approx 30\text{--}40^\circ \text{ C}$. Скорость охлаждения растворов-расплавов составляла $\sim 1.5^\circ \text{ C/мин}$.

Времена кристаллизации слоев составляли 10–30 с. При выращивании использовалась поршневая кассета, обеспечивающая насыщение мышьяком растворов-расплавов из “ложной” подложки арсенида галлия по технологии, описанной в [3]. Для изготовления растворов использовался висмут марки ВИ-0000, галлий марки Гл 99.9999. Раствор-расплав специально не легировался. Содержание висмута в расплаве изменялось от 0 до 82 ат. % при фиксированной для трех серий экспериментов концентраций алюминия в расплаве (I, II, III — $C_{\text{Al}}^L = 0, 6.5 \cdot 10^{-4}, 2.2 \cdot 10^{-3}$ ат. % соответственно). Концентрация свободных носителей n , холловская подвижность μ и толщина слоев d изменялись в интервале $n = 5 \cdot 10^{17}\text{--}1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, $\mu = 1100\text{--}3000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (300 К) и $d = 0.09\text{--}10 \text{ мкм}$.

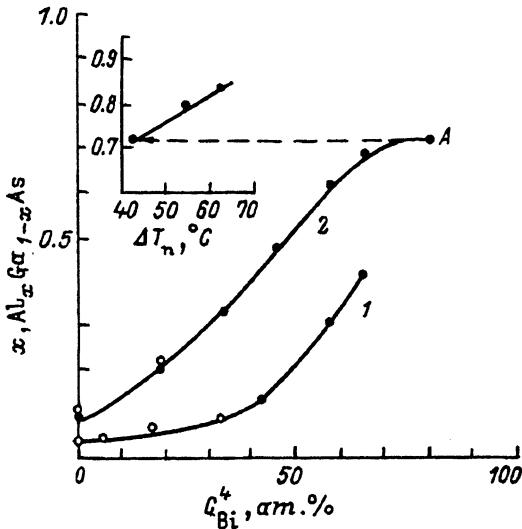


Рис. 1. Зависимость состава x ЭС $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ от содержания C_{Bi}^L при $C_{\text{Al}}^L = 6.5 \cdot 10^{-4}$ (1) и $2.2 \cdot 10^{-3}$ ат. % (2).

На вставке зависимость x для точки A ($C_{\text{Bi}}^L = 81.6$ ат. %) на кривой 2 от величины переохлаждения ΔT_n . Данные получены методами рентгеновской дифрактометрии (\cdot) и ФЛ (0).

Содержание Al в ЭС $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($0 \leq x \lesssim 0.82$) определялось методом двукристалльной рентгеновской дифрактометрии по анализу кривых дифракционного отражения [4]. Определение составов ЭС с содержанием Al ($x \lesssim 0.3$) контролировалось также по сдвигу краевой полосы люминесценции с использованием аналитического выражения [5] $E_g(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}) = E_g(\text{GaAs}) + 1.247x$ (эВ), где x — мольная доля Al. Рентгенодифрактометрическими методами контролировались радиус изгиба системы (который для всех исследованных образцов составлял $R \gtrsim 200$ м), а также толщина слоев [6]. Качественные оценки содержания висмута в эпитаксиальных слоях были выполнены с применением метода квазизапрещенных отражений (quasiforbidden reflections) [7].

Зависимости химического состава твердых растворов от концентрации висмута в жидкой фазе для II и III серий образцов приведены на рис. 1. Наблюдаемое монотонное увеличение содержания Al в эпитаксиальных слоях $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ от содержания Bi в жидкой фазе для II и III серий образцов ($C_{\text{Al}}^L = 6.5 \cdot 10^{-4}$ и $2.2 \cdot 10^{-3}$ ат. %) объясняется тем, что состав твердого раствора определяется соотношением $C_{\text{Al}}^L/C_{\text{As}}^L$, где C_{As}^L — содержание As в жидкой фазе. В пределах каждой серии образцов (кривые 1, 2) C_{Al}^L оставалась постоянной, а концентрация мышьяка изменялась в соответствии с кривой ликвидуса системы Ga-Bi-GaAs, т.е. уменьшалась с увеличением содержания Bi в расплаве [8,9]. При определенной концентрации C_{Bi}^L увеличение содержания Al при переходе от II к III серии происходило из-за увеличения содержания Al в жидкой фазе (растворимость As при этом предполагалась одинаковой). Состав ЭС $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, полученных в диапазоне содержания висмута от 50 до 80 ат. %, был изучен более детально. В этом диапазоне растворимость As изменяется слабо, чем и объясняется некоторое насыщение зависимости состава (рис. 1, кривая 2). Именно в этом интервале концентраций Bi экспериментально наблюдались низкие скорости кристаллизации от 1 до 10 нм/с при $T = 650-700^\circ \text{C}$,

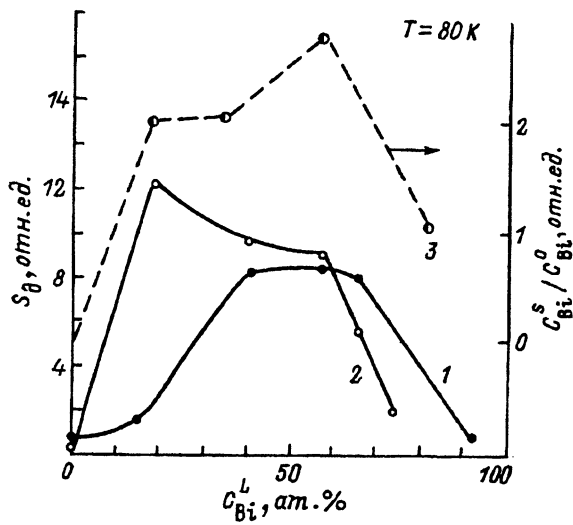


Рис. 2. Зависимость относительной интенсивности полосы I_g (1,2) и относительной концентрации висмута C_{Bi}^S/C_{Bi}^0 (3) при содержании алюминия в жидкой фазе C_{Al}^L .
 1 — $C_{Al}^L = 0$, 2 — $6.5 \cdot 10^{-4}$,
 3 — $2.2 \cdot 10^{-3}$ ат.%.
 $T = 80 \text{ K}$

позволившие получить тонкие ($d \lesssim 2000 \text{ \AA}$) слои AlGaAs. Результаты по измерению зависимости состава $Al_xGa_{1-x}As$ от величины предварительного переохлаждения ΔT_n для III серии образцов приведены на вставке к рис. 1. Увеличение содержания Al с возрастанием величины ΔT_n может быть объяснено с использованием представлений о преимущественной кристаллизации GaAs в объеме раствора-расплава до контакта его с подложкой.

При измерении фотолюминесценции практически на всех образцах как GaAs, так и AlGaAs наблюдалась (наряду с другими полосами) широкая ($W \sim 130 \text{ мэВ}$) бесструктурная длинноволновая полоса I_D , энергетическое положение которой в области прямозонных составов линейно зависело от содержания Al (для $x = 0$, $h\nu_m = 1.18 \text{ эВ}$, 80 K). Природу излучающих центров, обуславливающих эту полосу, обычно связывают с комплексом донор — вакансия галлия $V_{Ga}-Si_{Ga}$ [10]. Отношение интенсивности полосы I_D к интенсивности краевой полосы $I_D/I_K = S_D$, пропорциональное концентрации глубоких излучающих центров (при определенных допущениях), немонотонно изменялось при увеличении содержания C_{Bi}^L и приведено на рис. 2 (кривые 1,2). На этом же рисунке кривой 3 представлена зависимость относительного изменения концентрации висмута в твердой фазе. При определении содержания Bi в ЭС AlGaAs по методу измерения интенсивности “квази-запрещенных” отражений оценки концентрации висмута в твердой фазе C_{Bi}^S были выполнены в предположении, что атомы висмута локализируются только в мышьяковых плоскостях. Хотя определение содержания висмута в ЭС $Al_xGa_{1-x}As$ носило относительный характер и требует дополнительных прямых методов калибровки, мы получили качественный ход зависимости $C_{Bi}^S = f(C_{Bi}^L)$, который носил возрастающий характер в интервале составов $C_{Bi}^L = 0-60 \text{ ат.}\%$ с последующим спадом ($C_{Bi}^L = 65-82 \text{ ат.}\%$) в пределах одного порядка по концентрации. Таким образом, ход зависимости концентрации висмута в твердой фазе коррелировал с ходом зависимости концентрации излучающих центров

($V_{Ga-Si_{Ga}}$; $V_{Ga-Si_{Al}}$). Т.е. при вхождении висмута в состав ЭС AlGaAs происходит изменение его стехиометрии в сторону уменьшения вакансий мышьяка в согласии с данными работ по GaAs:Bi (см., например, [11]), что может являться косвенным аргументом в пользу используемого предположения о вхождении висмута в основном в подрешетку мышьяка.

В настоящей работе показана возможность получения тонких и ультратонких ($d \lesssim 1000 \text{ \AA}$) ЭС $Al_xGa_{1-x}As$ методом ЖФЭ из Ga-Bi-Al-GaAs растворов-расплавов в широком диапазоне составов. Отмечены благоприятная роль висмута вхождению алюминия в твердую фазу и смещение стехиометрии слоев в пользу вакансий галлия.

Список литературы

- [1] Андреев В.М., Конников С.Г., Ларионов В.Р. и др. // Письма в ЖТФ. 1986. Т. 12. Вып. 5. С. 533-537.
- [2] Андреев В.М., Минтаиров А.М., Смекалин К.Е. и др. // Тез. докл. V Всесоюз. конф. по физическим процессам в полупроводниковых гетероструктурах. Калуга, 1990. Т. II. С. 27-28.
- [3] Гаврилюк Ю.Н., Барба В.И., Круковский С.И. и др. // Тез. докл. V Всесоюз. конф. по физическим процессам в полупроводниковых гетероструктурах. Калуга, 1990. Т. I. С. 167-168.
- [4] Torper L., Ploog K. // Phys. Rev. B. 1986. Vol. 33. N 8. P. 5565-5574.
- [5] Беляев Ю.Н., Гуделов В.М., Колпакова А.В. // Поверхность. 1984. № 3. С. 60-67.
- [6] Adachi S. // J. Appl. Phys. 1985. Vol. 85. N 3. P. R1-R29.
- [7] Fujimoto I. // Jap. J. Appl. Phys. 1984. Vol. 23. N 5. P. L287-L289.
- [8] Krukovski S., Bobitski Ya. V. // Cryst. Growth. Pt 2. Trans, Tech. Publ. Switzerland-Germany-USA, 1991. P. 369-379.
- [9] Якушева Н.А., Чикичев С.И. // Изв. АН СССР. Неорганич. матер. 1987. Т. 23. № 10. С. 1607-1609.
- [10] Lideikis T., Freideris G. // J. Cryst. Growth. 1989. Vol. 96. N 5. P. 790-794.
- [11] Бирюлин Ю.Ф., Воробьева В.В., Голубев В.Г. и др. // ФТП. 1987. Т. 21. Вып. 12. С. 2201-2209.

Институт физики полупроводников
Киев

Поступило в Редакцию
6 августа 1993 г.