

06;07;11;12

Природа переходной области при нанесении пленок боридов и нитридов титана на арсенид галлия

© И.Б. Ермолович, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, А.И. Сенкевич

Институт физики полупроводников НАН Украины, Киев

Поступило в Редакцию 12 января 1999 г.

Методами фотолюминесценции и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии проанализирован состав приконтактных областей гетероструктур борид (нитрид) титана–арсенид галлия. Впервые получены данные об образовании на межфазной границе исследованных структур твердых растворов $Ga_xV_{1-x}As$ и $GaAs_xN_{1-x}$ соответственно, играющих важную роль в формировании свойств исследованных структур и их термостабильности.

Бориды и нитриды титана (TiB_x и TiN_x) находят широкое применение в качестве антидиффузионных слоев в контактах металл–GaAs с многослойной металлизацией. Учитывая высокую химическую стабильность соединений TiB_x и TiN_x , а также возможность варьирования их структурно-фазового состава [1], представляет интерес использование таких пленок в качестве не только стабилизирующих слоев, но и активных элементов гетеропар металл–полупроводник (МП). В этом случае значительно ослабляются термодинамические и кинетические факторы деградации переходов МП и, следовательно, повышается устойчивость контакта к экстремальным воздействиям.

В данной работе использование фотолюминесценции (ФЛ) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) в сочетании с ионным травлением Ag позволило обнаружить, что в процессе формирования структур TiB_x (TiN_x)–GaAs на их межфазной границе возникают тонкие слои твердых растворов $Ga_xV_{1-x}As$ и $GaAs_xN_{1-x}$, играющих важную роль в формировании электрофизических параметров границы раздела, и термостабильность контактов МП.

На рис. 1 приведены спектры фотолюминесценции (ФЛ) структур TiB_x –GaAs и зависимости их интенсивностей от температуры отжига. Аналогичные спектры ФЛ наблюдались и у структур TiN_x –GaAs. Основ-

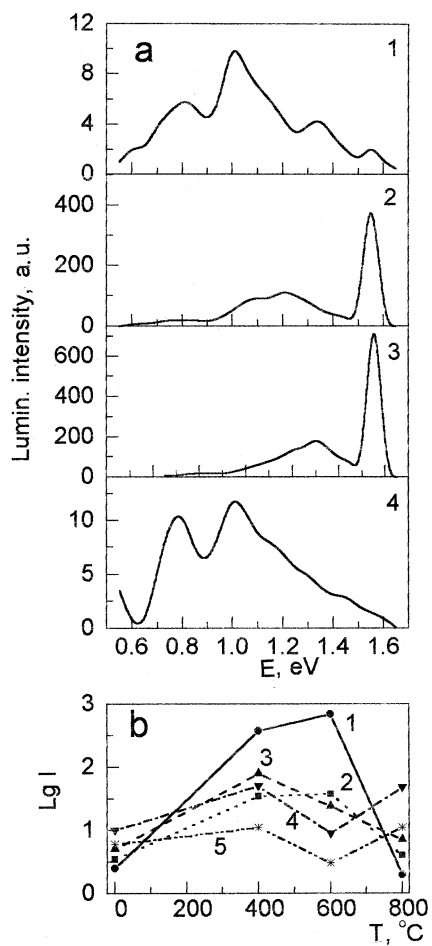


Рис. 1. *a* — спектры ФЛ приконтактных слоев структур $\text{TiB}_x\text{-GaAs}$: исходных (1) и после отжига при 400 (2), 600 (3) и 800 °C (4); *b* — зависимости интенсивностей полос ФЛ с $h\nu_{\text{max}} = 1.54$ (1), 1.33 (2), 1.20 (3), 1.01 (4) и 0.765 eV (5) от температуры отжига. $T = 77$ К.

ными особенностями ФЛ свойств исследованных структур являются следующие. В спектрах можно выделить 5 широких и перекрывающихся полос с $h\nu_{\max} = 1.54$ (1.57 в случае TiN_x), 1.33, 1.20, 1.01 и 0.765 eV. В исходном состоянии структур преимущественной по интенсивности полосой является полоса 1.01 eV, которую в литературе [2] связывают с излучательным захватом свободного электрона на изолированный акцепторный центр Cu_{Ga} . Медь, по-видимому, является неконтролируемой примесью в исследованных структурах. С медью связывают и другую наблюдаемую нами полосу ФЛ с $h\nu_{\max} = 1.33$ eV. Ее центрами являются комплексы ($\text{Cu}_{\text{Ga}} + \text{D}$), где D — донор собственный (V_{As}) или примесный (Te, Sn, Si) [3].

Отжиг при 400°C приводит к некоторому перераспределению интенсивностей полос ФЛ в пользу полосы 1.20 eV и к их усилению, особенно ярко выраженным в структурах $\text{TiB}_x\text{-GaAs}$. Это свидетельствует о том, что структуры $\text{TiN}_x\text{-GaAs}$ более устойчивы к термическим воздействиям относительно перестройки спектра дефектных состояний по сравнению с $\text{TiB}_x\text{-GaAs}$. Усиление интенсивности ФЛ во всем спектральном интервале в структурах $\text{TiB}_x\text{-GaAs}$ происходит, по-видимому, за счет улучшения структурного совершенства приконтактной области и ослабления в связи с этим канала безызлучательной рекомбинации.

Центрами свечения полосы 1.20 eV, которая становится доминирующей по интенсивности среди примесно-дефектных полос после отжига при 400°C, являются комплексы ($V_{\text{Ga}} + \text{D}$) [4]. Это может быть следствием обогащения приконтактной области вакансиями галлия за счет того, что при межфазных взаимодействиях слоев металлизации с полупроводником галлий из приконтактной области и, возможно, из объема диффундирует в слой металлизации. Учитывая изоэлектронное подобие В и Ga, можно полагать также, что при наличии избытка вакансий Ga на ранних стадиях роста пленки борида может иметь место образование твердого раствора $\text{B}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (см. ниже).

При 600°C в структурах $\text{TiB}_x\text{-GaAs}$ интенсивности всех примесно-дефектных полос уменьшаются, за исключением полосы 1.33 eV, которая слегка усиливается, по-видимому, за счет образования комплексов ($\text{Cu}_{\text{Ga}} + V_{\text{As}}$). Основанием для такого заключения является тот факт, что при этих температурах атомы мышьяка начинают эффективно взаимодействовать с Ti из слоя металлизации, образуя соединение Ti-As [5], и полупроводник обогащается V_{As} . Ослабление же полосы 1.01 eV обусловлено тем, что часть ее центров свечения принимает

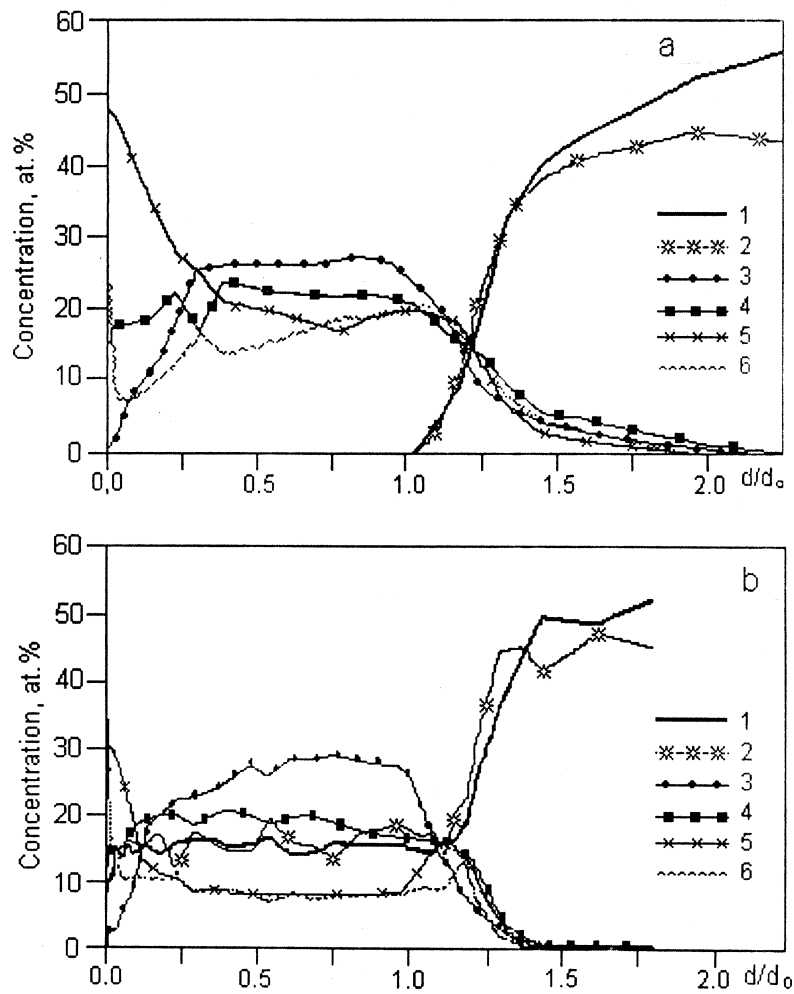


Рис. 2. Атомные профили компонент контакта TiB_x-GaAs до (a) и после отжига при $800^\circ C$, 60 s (b).

Энергии связи основных электронов компонент контакта TiB_x-GaAs

Время травления, min	E, eV							
	B 1s		Ga 3d		Ga 2p		As 3d	
	исход.	600°C	исходн.	600°C	исходн.	600°C	исходн.	600°C
0	187.2	187.2	—	—	—	—	—	—
35	187.8	188.0	19.1	19.1	1117.1	1117.1	41.0	—
45	188.0	188.3	19.0	19.2	1117.1	1117.2	41.0	41.2
55	188.0	188.1	19.0	19.3	1117.0	1117.2	41.0	41.2

участие в образовании упомянутых комплексов. Такая противофазность в поведении интенсивностей полос 1.01 и 1.33 eV при термообработках наблюдается и на структурах TiN_x-GaAs .

Отжиг при 800°C приводит к распаду комплексных центров полос 1.20 и 1.33 eV, их интенсивности уменьшаются (при этом интенсивность полосы 1.01 eV растет) и оказываются практически такими, как в исходном состоянии.

Главная особенность спектров ФЛ приконтактных областей исследованных структур заключается в присутствии полосы излучения свободного экситона с $h\nu_{max} = 1.54 eV$ в структуре TiB_x-GaAs и 1.57 eV в структуре TiN_x-GaAs , в то время как ширина запрещенной зоны GaAs при 77 K составляет 1.51 eV [6]. Мы полагаем, что это является прямым свидетельством образования на межфазной границе соответствующих структур тонких слоев твердых растворов соответственно $B_xGa_{1-x}As$ и GaN_xAs_{1-x} . Резкое усиление экситонной полосы в исследованных структурах в результате отжигов при 400 и 600°C свидетельствует о том, что при таких температурах происходит дальнейшее формирование слоев твердых растворов высокого кристаллического совершенства. Резкое гашение экситонной полосы в результате отжига при 800°C, как и остальных полос, свидетельствует о появлении большого количества дополнительных центров безызлучательной рекомбинации.

Образование твердых растворов на межфазной границе исследованных структур было подтверждено независимыми изучениями химического состава приконтактных слоев TiB_x-GaAs с помощью РФЭС. На рис. 2 представлены атомные профили, а в таблице — значения энергий связи (E) компонент контакта до и после отжига при 600°C, полученные

при послойном травлении контакта. Основываясь на данных рис. 2, таблицы и известных значениях энергий связи остовных уровней в соединениях В, Ga и As [7], можно заключить:

– осажденные слои бориды титана являются однофазными с соотношением компонент 2:1;

– отжиги до температур 600°C не приводят к радикальным изменениям химической структуры пленок;

– наблюдаемый сдвиг в энергии связи 1s-электронов бора по сравнению с соответствующим значением в объеме пленки указывает на изменение его химической координации на межфазной границе, причиной которого, скорее всего, является образование твердого раствора $B_xGa_{1-x}As$. В пользу сделанного заключения свидетельствуют и положения максимумов спектральных линий Ga и As, характерные для соединений Ga с As и твердых растворов на их основе.

Работа выполнялась при поддержке Украинского научно-технологического центра (проект № 464).

Список литературы

- [1] *Holleck H.* // J. Vac. Sci. Technol. 1986. V. A4. N 6. P. 2661–2669.
- [2] *Morgan T.N., Pilkuhn M., Rupprecht H.* // Phys. Rev. 1965. V. 138. N 5A. P. 1551–1561.
- [3] *Аверкиев Н.С., Аширов Т.К., Гуткин А.А.* // ФТП. 1981. Т. 15. № 10. С. 1970–1977.
- [4] *Williams E.W.* // Phys. Rev. 1968. V. 168. N 3. P. 922–928.
- [5] *Mc Cants C.E., Kindelevicz T., Mahovald P.H.* et al. // J. Vac. Sci. Technol. 1988. V. A6. N 3. P. 1466–1472.
- [6] *Grilli E., Guzzi M., Zamboni R.* et al. // Phys. Rev. B. 1992. V. 45. N 4. P. 1638–1643.
- [7] *Нефедов В.И.* Рентгено-электронная спектроскопия химических соединений: Справочник. М.: Химия, 1984. 256 с.