

ЛЕКЦИЯ 3

Полупроводниковые
соединения $A^{III}B^V$



Соединения $A^{III}B^V$



Соединения $A^{III}B^V$ являются ближайшими электронными аналогами кремния и германия. Они образуются в результате взаимодействия элементов III-а подгруппы Периодической таблицы (бора, алюминия, галлия, индия) с элементами V-а подгруппы (азотом, фосфором, мышьяком и сурьмой).

Висмут и таллий не образуют соединений рассматриваемого ряда.

Соединения $A^{III}B^V$ принято классифицировать по металлоидному элементу V группы.

Соответственно, различают

нитриды

фосфиды

арсениды

антимониды.

Таблица Менделеева



IV — периодическая система элементов Д.И. Менделеева — IV справочная информация

← Металлические свойства — Радиус — →

← Неметаллические свойства — →

ПЕРИОД	IA		IIA												III A	IV A	VA	VI A	VII A	VIII A
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18		
1	(H)																H	He		
2	Li	Be											B	C	N	O	F	Ne		
3	Na	Mg	III B	IV B	V B	VI B	VII B	VIII B	IX B	X B	IB	IIB	Al	Si	P	S	Cl	Ar		
4	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr		
5	Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe		
6	Cs	Ba	La-Lu	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn		
7	Fr	Ra	Ac-Lr	Rf	Db	Sg	Bh	Hs	Mt											
Лантаноиды			La	Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu			
Актиноиды			Ac	Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf	Es	Fm	Md	No	Lr			

43 — 49

Характеристики соединений A^{III}B^V



Соединение	Период решетки x 10, нм	E_g , эВ	Темпер. коэфф. лин. расшир x 10 ⁶ , K ⁻¹
Нитриды BN	3.615	6.0	-
AlN	3.110(a) 4.975(c)	5.88	6.1
GaN	3.186(a) 5.176(c)	3.4	5.65
InN	3.540(a) 5.704(c)	1.95	
Фосфиды AlP	5.463	2.45	4.2
GaP	5.451	2.26	5.9
InP	5.869	1.35	4.6
Арсениды AlAs	5.6611	2.168	5.2
GaAs	5.6533	1.424	6.4
InAs	6.058	0.36	5.3
Антимониды AlSb	6.136	1.58	4.2
GaSb	6.096	0.72	6.2
InSb	6.479	0.18	4.9

Твердые растворы на основе соединений $A^{III}B^V$



Твердые растворы позволяют существенно расширить по сравнению с элементарными полупроводниками и полупроводниковыми соединениями набор электрофизических параметров, определяющих возможности применения материалов в конкретных полупроводниковых приборах.

Среди соединений $A^{III}B^V$ распространены твердые растворы замещения.

Необходимые условия образования твердых растворов:

- кристаллохимическое подобие кристаллических решеток соединений-компонентов
- близость их периодов идентичности.

Твердые растворы на основе соединений $A^{III}B^V$



Наиболее хорошо изучены тройные твердые растворы, в которых замещение происходит лишь по одной из подрешеток бинарного соединения (металлической или металлоидной).

Состав таких твердых растворов принято характеризовать символами



где **A** и **B** обозначают элементы III группы,
C и **D** - элементы V группы.

В формуле $A_x B_{1-x} C$ индекс x обозначает мольную долю соединения **A** в твердом растворе.

Если твердые растворы существуют во всем диапазоне, то x может меняться от 0 до 1.

Твердые растворы на основе соединений $A^{III}B^V$



Физическая величина	GaAs	AlAs	$Al_xGa_{1-x}As$
Период решетки a , Å	5,6533	5,6611	$5,6533+0,0078x$
Ширина ПП щели, E_g , эВ	1,424	2,168	$1,424+1,274x$, $x \leq 0,45$ $1,900+0,125x+0,143x^2$, $0,45 < x$
Ширина ПП щели, E_g , эВ	1,424	2,168	$1,424+1,274x$, $x \leq 0,45$ $1,900+0,125x+0,143x^2$, $0,45 < x$
Эффективная масса электрона m^*/m_0	0,067	0,150	$0,067+0,083x$
Эффективная масса легких дырок m_{lh}^*/m_0	0,087	0,150	$0,087+0,063x$
Эффективная масса тяжелых дырок m_{hh}^*/m_0	0,62	0,76	$0,62+0,14x$
Диэлектрическая проницаемость	13,18	10,06	$13,18-3,12x$

Фоновые примеси



Нелегированные слои GaAs, выращенные методом МЛЭ с твердотельными источниками, обладают **p-типом** проводимости с концентрацией свободных дырок около 10^{14} см^{-3} . Общепринято считать, что ответственной за это фоновой примесью является выступающий в роли мелкого акцептора углерод с энергией связи 26 мэВ. Наличие углерода в слоях преимущественно обусловлено взаимодействием CO и CO₂, присутствующих в ростовой камере, с Ga и As на поверхности подложки.

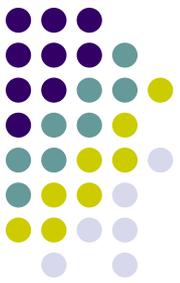
Фоновые примеси, такие как Mn и Si, а также другие, не идентифицированные мелкие доноры, в общем, зависят от предыстории системы или могут быть отнесены к загрязнениям, связанным с некоторыми компонентами системы МЛЭ, нагреваемыми в процессе роста до высоких температур. В таких случаях степень загрязнения растущих пленок может быть уменьшена путем тщательного подбора конструктивных материалов, материалов источников и компоновкой ростовой камеры. Наконец, непосредственно исходные твердые полупроводниковые материалы могут иметь плохое качество очистки.

Энергия связи примесей замещения в GaAs



Акцепторы				Доноры			
на месте Ga		на месте As		на месте Ga		на месте As	
Примесь	E, мэВ						
Be	28	C	26	Si	5.71	S	5.71
Mg	28,4	Si	34.5	Ge	5.71	Se	5.71
Zn	30,7	Sn	171	Sn	5.71	Te	5.71
Cd	34,7						

Мелкие акцепторы



Как правило, в качестве примеси р-типа в GaAs и AlGaAs используется **Be**, создающий мелкий уровень (~ 28 мэВ) вблизи валентной зоны. Коэффициент прилипания и электрическая активность Be (т.е. соотношение ионизированных и нейтральных атомов Be) близка к единице вплоть до концентраций $\sim 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Для повышения концентрации бериллия в материалах необходимо поддерживать температуру подложки ниже 550°C .

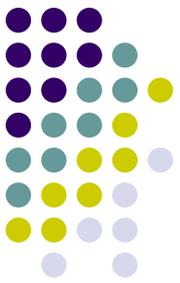
Для материалов, растущих при более низких температурах, таких как InP или GaInAs, в качестве альтернативной **Be** примеси служит **Mg**, так как он менее токсичен и электрические и оптические свойства получаемых слоев сравнимы со свойствами слоев, легированных Be. Однако с повышением температуры роста коэффициент прилипания магния резко уменьшается и составляет $\sim 10^{-3}$ при 600°C . Магний может быть использован как примесь р - типа вплоть до концентраций 10^{18} см^{-3} . Выше этих концентраций морфология поверхности сильно деградирует из-за образования комплексов Mg-As. По этой причине, а также учитывая, что акцепторный уровень, создаваемый Mg, относительно глубокий, использование Mg, как легирующей примеси при изготовлении приборных структур не рекомендуется.

Элементы II группы **Zn** и **Cd**, которые нашли широкое применение при легировании в жидкофазной или парофазной эпитаксии, обладают давлением насыщенных паров, намного превышающим давление паров Ga при температуре роста пленки. Попытки ввести эти примеси путем термического испарения из эффузионных ячеек в процессе МЛЭ к успеху не привели.

Мелкие доноры

Кремний является наиболее распространенной примесью, используемой для GaAs и родственных материалов. Наиболее привлекательными свойствами Si как примеси n-типа, замещающей в узле атом Ga, является его коэффициент прилипания, близкий к единице, и малый коэффициент диффузии. Предел растворимости Si лежит в области $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ при стандартной температуре роста. Выше этого предела наблюдаются выделения второй фазы. Определенная степень компенсации Si проявляется из-за амфортерной природы Si. Кремний может также встраиваться в подрешетку As, замещая узельные атомы As. При стандартных ростовых условиях степень автокомпенсации составляет 10 %.

Преимущественное внедрение Si в подрешетку As происходит при температурах роста выше 600°C и малых соотношениях потоков As_4/Ga , т.е. когда поверхность обеднена As. Из-за небольшой степени автокомпенсации в слоях, легированных Si наблюдается высокая подвижность носителей заряда. Наилучший результат, полученный на момент написания данного пособия, составляет $160000 \text{ см}^2/(\text{В с})$ при $T=77 \text{ К}$.



Мелкие доноры

Германий обладает большей, чем у Si, степенью самокомпенсации и его введение меняет тип проводимости GaAs в зависимости от условий роста (стабилизированных либо As либо Ga). Из-за такого амфотерного поведения и температура подложки, и соотношение As_4/Ga должны строго контролироваться для того, чтобы получить желаемую концентрацию свободных носителей.

Благодаря отсутствию амфотерных свойств, а также относительно низким температурам испарения, Sn широко используется в качестве донорной примеси в GaAs. Легированные оловом слои GaAs демонстрируют исключительные люминесцентные свойства, обусловленные, вероятно, низкой степенью самокомпенсации. Однако процесс внедрения Sn очень сложный, так как он проявляет склонность к накоплению на поверхности при росте эпитаксиальных пленок. Накопление и последующее встраивание Sn зависит от температуры подложки, степени покрытия поверхности As и потока Sn. В результате невозможно добиться резкого изменения профиля легирования путем простого изменения падающего пучка Sn. Так что контроль профиля легирования атомами олова значительно более сложный, чем легирование кремнием.

Элементы VI группы **S, Se, Te** не могут быть введены в элементарном виде из-за высокого давления паров этих элементов при стандартных температурах роста. Используются различные халькогениды типа PbS, PbSe, PbTe.

