

Н. Т. Гладких, И. П. Гребенник, С. В. Дукаров

Харьковский государственный университет
Украина, 310077 Харьков-77, пл. Свободы, 4

ЭЛЕКТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ТОНКИХ ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЕНКАХ Ni/GaAs

Приводятся результаты электронографического исследования фазового состава двухслойных пленок Ni—GaAs в зависимости от температуры при конденсации Ni на GaAs. Показано, что структура и число образующихся фаз зависят как от температурных условий при взаимодействии слоев Ni и GaAs, так и от соотношения между массами слоев Ni и GaAs: $m_{Ni}/m_{GaAs} = (0,5; 1; 2)$.

Наводяться результати електронографічного дослідження фазового складу двошарових плівок Ni—GaAs в залежності від температури при конденсації Ni на GaAs. Показано, що структура та число фаз, що утворюються, залежать як від температурних умов при взаємодії шарів Ni і GaAs, так і від співвідношення між масами шарів Ni і GaAs: $m_{Ni}/m_{GaAs} = (0,5; 1; 2)$.

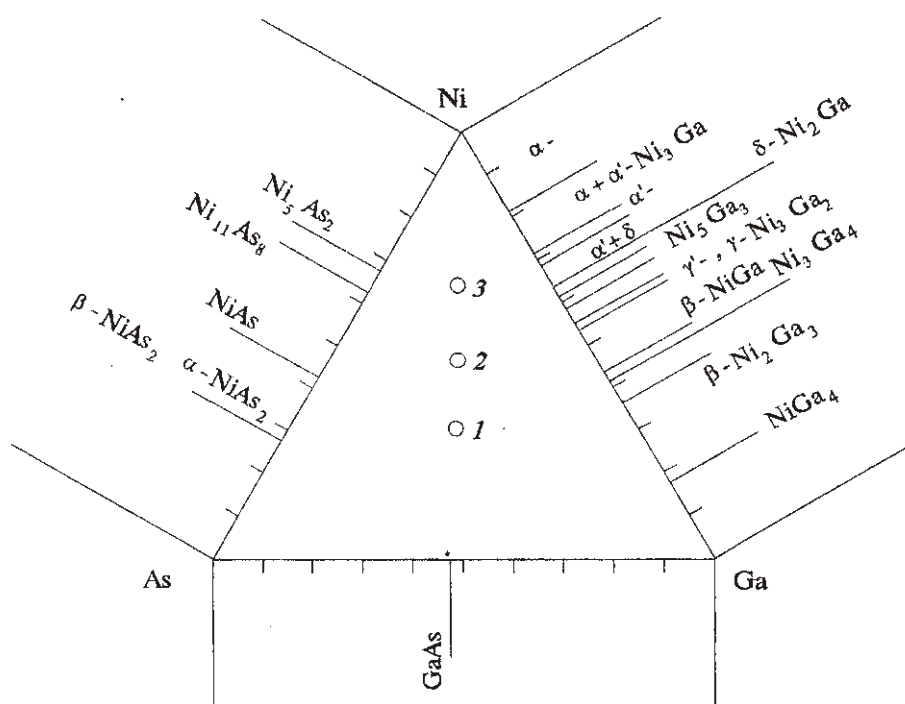
The electronographic studies of double layer Ni—GaAs-films' phase content against the temperature with Ni layer deposited on GaAs substrate are given. The structure and the number of phases formed are shown to be dependent both on the temperature conditions under which Ni and GaAs layers interact and on the Ni to GaAs mass ratio: $m_{Ni}/m_{GaAs} = (0,5; 1; 2)$.

Ключевые слова: электронографическое исследование, температура, фазообразование, двух-слойные пленки Ni/GaAs.

В связи с задачами микроэлектроники возникает необходимость прогнозировать эффекты, происходящие при термическом воздействии на контакт полупроводник—металл, в частности для тонкопленочной системы Ni—GaAs. В работе [1] приведены данные о взаимодействии химически осажденного слоя Ni толщиной 0,1—0,5 мкм с монокристалльной подложкой GaAs в процессе отжига в водороде при 300—500 °С. Показано, что взаимодействие начинается при 250 °С. Отжиг при 450 °С приводит к образованию фаз NiGa₄, NiGa, NiAs. В работе [2] приведены результаты исследования межфазного взаимодействия тонких (30 нм) пленок GaAs со слоями Ni переменной толщины (3—50 нм). Температура подложки при конденсации GaAs составляла

20 и 400 °С, при конденсации Ni — 400 °С. В результате взаимодействия наблюдалось образование фаз тройной системы Ni—Ga—As, однотипных фазам двойных систем Ni—Ga, Ni—As. При этом прослеживается переход от фаз с большей концентрацией Ni (α -фаза, Ni₅As₂, γ -Ni₃Ga₂, Ni₃Ga₄) к фазам с меньшей концентрацией Ni (α -NiAs₂, NiAs) по мере уменьшения толщины пленки Ni. Исключением является фаза NiGa₄ с максимальным содержанием Ga, образование которой наблюдалось практически при любых соотношениях толщин контактирующих слоев Ni и GaAs.

Таким образом, взаимодействие тонких слоев Ni и GaAs приводит к образованию различных фаз тройной системы Ni—Ga—As



Концентрационный треугольник системы Ni—Ga—As, на котором цифрами 1, 2, 3 указаны составы исследованных двухслойных пленок Ni/GaAs. На сторонах треугольника схематически отмечены фазы, образующиеся в соответствующих двухкомпонентных системах

как при варьировании соотношения толщин контактирующих пленок, так и при изменении температурных условий при их конденсации. Однако, если соотношение толщин пленок в работе [2] изменялось в достаточно широких пределах (0,1—2), то влияние температуры подложки на фазообразование исследовано лишь для 20 и 400 °С. Поскольку процессы взаимодействия имеют диффузионную природу, а в тонких пленках они могут проходить ускоренно и при достаточно низких температурах, целесообразно изучение взаимодействия слоев Ni и GaAs при более широком варьировании температуры подложки в процессе конденсации. Для выявления влияния температуры необходимо проведение экспериментов на пленках постоянного состава.

В настоящей работе описаны результаты исследования влияния температуры в процессе конденсации Ni на межфазное взаимодействие Ni и GaAs.

Объектом исследования служили тонкие (порядка нескольких десятков нанометров) пленки Ni и GaAs, полученные путем после-

довательного испарения и конденсации в вакууме 10^{-4} Па. В качестве подложки использовалась протяженная полированная пластина из нержавеющей стали, на которую непосредственно перед конденсацией образцов напылялся слой NaCl. Пленка арсенида галлия наносилась методом взрывного испарения при комнатной температуре подложки, после чего вдоль пластины создавался градиент температур (90—500 °С) и конденсировался слой Ni. При достаточном удалении подложки от испарителей толщина слоев оказывается примерно постоянной. Полученные пленки охлаждались естественным путем в вакууме до комнатной температуры, затем отделялись от подложек и исследовались электроннографически на просвет. Использовался также и дополнительный стабилизирующий отжиг в течение 1 ч при том же температурном градиенте вдоль подложки.

Были исследованы три серии образцов, у которых соотношение между массами пленок составляло $M = m_{\text{Ni}}/m_{\text{GaAs}} = (0,5; 1; 2)$, что соответствует составам (в ат.%): 38,1; 30,95;

Таблица 1. Межплоскостные расстояния фаз, образующихся в контактирующих пленках Ni и GaAs ($m_{Ni} = 0,5 m_{GaAs}$) и расчетные данные о межплоскостных расстояниях некоторых фаз двойных систем Ni—Ga, Ni—As, Ga—As

№	Экспериментальные значения d , Å									Расчетные значения d , Å				
	Температура, °C									α -NiAs ₂	γ -Ni ₃ Ga ₂	GaAs	NiAs	NiGa ₄
п/п	120	140	150	160	180	210	230	320	350					
1				5,05	5,05		5,05	5,05	5,05	5,00				
2	4,00								3,85	3,86				
3	3,31								3,41		3,46			
4		3,26	3,24	3,23	3,21	3,15	3,14	3,26	3,27			3,26	3,14	2,97
5							2,80	2,82	2,83	2,83	2,84			
6		2,74	2,73	2,72	2,69	2,66	2,66	2,65	2,66				2,66	
7		2,50	2,52	2,52	2,52	2,56		2,50	2,51	2,52	2,49		2,52	
8	2,34							2,16	2,27	2,29				2,25
9	2,04							2,03	2,02	2,02	2,01	1,99		1,99
10		1,99	1,99	1,99	1,99	1,97	1,96	1,94	1,96		1,99		1,96	
11		1,89	1,87	1,89	1,89	1,82	1,80	1,80	1,80	1,80			1,81	1,80
12		1,77					1,70	1,70	1,70	1,71	1,73	1,70		1,71
13		1,63	1,61				1,62	1,62	1,62	1,61	1,64			1,65
14		1,56	1,54			1,57	1,57	1,56	1,55	1,56	1,56		1,56	
15		1,50	1,48	1,48	1,49	1,48	1,49	1,49	1,49	1,48	1,495		1,48	
16						1,43	1,43	1,41	1,41	1,41	1,42	1,43		1,42
17		1,37	1,36	1,34	1,33	1,33	1,33	1,33	1,33	1,33	1,31		1,33	140
18		1,25	1,25	1,26	1,26	1,25	1,25	1,26	1,25	1,25	1,245		1,26	
19		1,19	1,17	1,16	1,17	1,17	1,18	1,17	1,18	1,18	1,17		1,17	
20		1,14	1,14	1,13	1,12	1,15	1,14	1,15	1,15	1,15	1,155		1,15	1,145

30,95 (1,2 : 1 : 1), 55,22; 22,4; 22,4 (2,5 : 1 : 1), 71,2; 14,4; 14,4 (5 : 1 : 1). Полученные от пленок электронограммы указывали на их, в основном, поликристаллическое и частично аморфное строение. Расшифровка электронограмм от образующихся при взаимодействии фаз проводилась стандартными методами, а также путем сопоставления наборов межплоскостных расстояний для известных фаз двойных систем с экспериментально наблюдаемыми значениями d_{hkl} . Определенную помощь при расшифровке электронограмм оказывало сопоставление составов компонентов Ni, Ga, As в пленках, изображенных в виде точек 1, 2, 3 на концентрационном треу-

гольнике, по отношению к положению фаз на диаграммах двойных систем (рисунок). Для проведения сопоставлений d_{hkl} были составлены таблицы расчетных значений межплоскостных расстояний для всех известных из работ [5–8] фаз двойных систем с учетом возможности появления у идентичных фаз тройных систем запрещенных структурным фактором отражений. В системе Ni—As это 5 фаз: Ni₅As₂, Ni₁₁As₈, NiAs, α -NiAs₂, β -NiAs₂, в системе Ni—Ga это 10 фаз: α' -Ni₃Ga, δ -Ni₂Ga, Ni₅Ga₃, γ -Ni₃Ga₂, γ' -Ni₃Ga₂, β -NiGa, Ni₃Ga₄, β' -Ni₂Ga₃, Ni₃Ga₇, ε -NiGa₄.

Результаты сравнения экспериментальных значений d_{hkl} с расчетными для некоторых

Таблица 2. Межплоскостные расстояния фаз, образующихся в контактирующих пленках Ni и GaAs ($m_{Ni} = m_{GaAs}$) и расчетные данные о межплоскостных расстояниях некоторых фаз двойных систем Ni—Ga, Ni—As, Ga—As

№ п/п	Экспериментальные значения d , Å										Расчетные значения d , Å			
	Температура, °C													
	90 — 215	220 — 230	235 — 245	250 — 260	265 — 280	290 — 310	320	335 — 365	380 — 465	480	γ - Ni ₃ Ga ₄	Ni ₃ Ga ₄	NiAs	GaAs
1							3,42	3,44	3,45	3,43	3,47	3,44		
2		3,28	3,25	3,23	3,20	3,18	3,20	3,23	3,23	3,23		3,30		3,26
3										3,08	3,107		3,14	
4								2,80	2,80	2,80	2,84	2,86		
5		2,73	2,72	2,71	2,70	2,68	2,65	2,64	2,65	2,65	2,62	2,69	2,66	
6		2,51	2,51	2,51	2,49	2,48					2,48		2,52	
7	2,05	1,98	1,98	1,97	1,97	1,96	1,97	1,99	1,99	1,99	1,99	2,02	1,96	1,99
8							1,95	1,95	1,95	1,96	1,92	1,99		
9		1,90	1,89	1,90	1,86	1,84	1,84						1,81	
10	1,80				1,83	1,81	1,80	1,80	1,80	1,80	1,80	1,85		
11						1,68	1,68	1,69	1,69	1,69	1,69	1,72		1,70
12						1,63	1,62	1,63	1,63	1,63	1,63	1,65		
13		1,56	1,56	1,55	1,54	1,52	1,51						1,50	
14		1,48	1,48	1,48	1,47	1,47	1,47	1,47	1,48	1,48	1,49	1,50	1,47	
15							1,41	1,41	1,41	1,41	1,42	1,43		1,43
16		1,37	1,37	1,37	1,36	1,35	1,35					1,345		
17						1,34	1,34	1,33	1,33	1,33	1,34		1,33	
18		1,25	1,25	1,25	1,25	1,25	1,25	1,25	1,26	1,26	1,25	1,28	1,28	
19		1,20	1,19	1,19	1,18	1,16	1,17	1,17	1,17	1,17	1,17	1,17	1,17	
20		1,16	1,17	1,16	1,16	1,14	1,15	1,15	1,14	1,14	1,14	1,16	1,15	

фаз двойных систем приведены в табл. 1—3. В таблицах не указаны сведения о наличии, кроме кристаллических, аморфных фаз. Об их присутствии в пленках сообщается в дальнейшем изложении материала.

Для образцов всех исследованных серий при конденсации Ni на подложку из GaAs при температурах до 100—150 °C электронограммы содержат сильные гало от аморфной фазы, на фоне которых для пленок с соотношением $M = m_{Ni}/m_{GaAs} = 0,5$ наблюдается система слабых линий, соответствующих отражениям от плоскостей с $d \approx 4,0$; 3,31; 2,34; 2,04 Å, а при $T = 160—180$ °C наблюдается отражение от плоскости с $d = 5,05$ Å. Для пле-

нок с соотношением масс слоев $M = 1$ в интервале температур подложки 90—215 °C на фоне ярких гало видны весьма размытые линии с $d \approx 2,05$; 1,80 Å (у ГЦК-Ni $d_{111} = 2,03$; $d_{200} = 1,76$ Å). В случае $M = 2$ при температурах подложки до 170 °C в результате взаимодействия слоев наблюдаются отражения от плоскостей с $d \approx 2,80$; 2,70; 2,02; 1,97; 1,92; 1,38; 1,24 Å.

Как следует из табл. 1—3, общим для всех трех серий пленок является образование гексагональной фазы никель-арсенидного типа. При этом характерным для этой фазы является то, что она имеет практически почти постоянный параметр решетки c и изменяю-

Таблица 3. Межплоскостные расстояния фаз, образующихся в контактирующих пленках Ni и GaAs ($m_{\text{Ni}} = 2 m_{\text{GaAs}}$) и расчетные данные о межплоскостных расстояниях некоторых фаз двойных систем Ni—Ga, Ni—As, Ga—As

Экспериментальные значения d , Å											Индексы плоскостей		Расчетные значения d , Å	
№	Температура, °C													
п/п	170 – 190	205	220	240	265	290	330	370	420	500 – 540	γ - Ni ₃ Ga ₂	Ni ₃ Ga ₄	Ni ₃ Ga ₄	Ni ₅ As ₂
1									3,40		(311)		3,44	3,415
2	3,32	3,24	3,24	3,20	3,19	3,16			3,20		(100)	(222)	3,30	3,30
3							3,05	3,08	3,08	3,10		(320)	3,16	3,15
4	2,76	2,73	2,73	2,72	2,68	2,66		2,75	2,77		(101)	(410)	2,76	
5							2,64	2,64	2,64	2,64		(411)	2,69	2,65
6	2,48	2,48	2,47	2,50	2,39						(002)			
7	2,00	1,98	2,04	1,98	1,97	1,99		2,00	1,99	1,99	(102)	(440)	2,02	2,02
8	1,92	1,88	1,86	1,86	1,83	1,95	1,95	1,95	1,96	1,96	(110)	(522)	1,96	1,94
9						1,79	1,79	1,79	1,79	1,78		(620)	1,80	
10	1,57	1,56	1,56	1,53	1,53						(210)			
11	1,50		1,50								(112)			
12	1,47	1,48	1,48	1,47	1,47	1,47	1,47	1,47	1,47	1,48	(103)	(731)	1,49	1,48
13	1,38	1,38	1,37	1,34	1,34	1,32	1,40	1,32	1,32	1,32	(202)	(822)	1,345	1,32
14	1,25	1,24	1,24	1,25	1,25	1,24	1,25	1,25	1,25	1,24	(004)	(840)	1,28	
15			1,16	1,15			1,15	1,16	1,16		(104)	(932)	1,18	1,15
16	1,13	1,12	1,13			1,13		1,14	1,13	1,13	(300)	(940)	1,16	1,13
17	1,05	1,05	1,07			1,07	1,06	1,06	1,06		(114)	(871)	1,07	1,06
18	1,03	1,03	1,02	1,03		1,04		1,03	1,03	1,02	(203)	(954)	1,03	1,02

щийся с температурой подложки параметр решетки a . Эта фаза сосуществует при низких температурах с аморфной фазой NiGaAs.

Для пленок состава $M = 0,5$ параметр a по мере увеличения температуры от 140 до 210 °C уменьшается от 3,78 до 3,60 Å, отношение c/a увеличивается от 1,325 до 1,39 при сохранении значения $c \approx 5,0$ Å.

В случае $M = 1$ температурный интервал, при котором взаимодействие приводит к образованию гексагональной фазы, составляет 220–310 °C (при наличии аморфной фазы), а параметр a при этом изменяется от 3,80 до 3,67 Å ($c = 5,0$ Å).

Для пленок с $M = 2$ фаза никель-арсенидного типа образуется, начиная с температуры подложки 170 °C, при этом значение пара-

метра a изменяется от 3,84 до 3,52 Å, а c от 4,96 до 5,03 Å ($c/a = 1,29 - 1,42$). Для сравнения: у фазы NiAs $a = 3,619$ Å, $c = 5,034$ Å, $c/a = 1,39$; у фазы γ -Ni₃Ga₂ никель-арсенидного типа $a = 4,00$ Å, $c = 4,98$ Å, $c/a = 1,25$. Близкие к наблюдаемым параметры имеет также и гексагональная фаза β' -Ni₂Ga₃ типа Ni₂Al₃: $a = 4,06$ Å, $c = 4,90$ Å, $c/a = 1,21$.

При более высоких температурах подложки взаимодействие слоев для различных составов приводит к отличающимся результатам. Так, для состава с соотношением масс слоев $M = 0,5$ полученные от сконденсированных при температуре подложки 350 °C пленок электронограммы содержат максимальное число линий. Наиболее вероятно, что взаимодействие слоев при этой температуре приводит к

Таблица 4. Данные индифференцирования фаз, образующихся при взаимодействии слоев Ni и GaAs ($m_{Ni} = m_{GaAs}$) при 355 °С и дополнительном отжиге при той же температуре в течение 1 ч

№ п/п	d , Å	(hkl)	a , Å	(hkl)	a , Å	c , Å
1	4,65	211	11,39			
2	4,11	220	11,60	101		5,11
3	3,73	221	11,19			
4	3,45	311	11,44	200	7,96	
5	3,24	222	11,22			
6	3,10	320	11,17	111		4,95
7	2,65	330	11,24			
8	2,23	500	11,15			
9	1,99	440	11,26	220	7,96	
10	1,80	620	11,38	212		4,98
11	1,68	630	11,27	302		4,93
12	1,63	444	11,29	401	7,96	
13	1,55	720	11,28	222		4,95
14	1,33	822	11,24	330	7,95	
15	1,29	832	11,32	412	7,97	
16	1,26	840	11,27	421		4,95
17	1,17	932	11,30	332	7,96	
18	1,15	940	11,33	422	7,95	
19	1,08	952	11,33	521	7,97	
20	1,06	871	11,31			
21	1,03	954	11,32	611	7,93	
Средние значения			11,30		7,96	4,95

образованию, наряду с гексагональной фазой никель-арсенидного типа, о которой уже упоминалось выше, фазы с решеткой, параметры которой близки к наблюдаемым у фазы α -NiAs₂ двойной системы (табл. 1). Присутствие наиболее интенсивных линий этой фазы наблюдается на электронограммах от пленок, сконденсированных и при более низких температурах подложки.

Для состава $M = 1$ радикальные изменения происходят, начиная с температуры подложки 320 °С, когда на электронограммах исчезают линии, соответствующие отражениям от плоскостей с $d = 2,48$; 1,51; 1,35; 1,18 Å. В то же время возникают отражения от плоскостей с $d = 3,42$; 2,80; 1,68; 1,63; 1,41; 1,34; 1,14 Å. Наибольшее число линий при этом

соотношении масс слоев наблюдается при конденсации на подложку при температуре 355 °С, когда наряду с перечисленными в табл. 2 для температурного интервала 335—365 °С наблюдаются еще на малых углах отражения от плоскостей с $d = 4,65$; 4,11; 3,73 Å. Как показывают расчеты, наблюдаемый набор дифракционных линий отвечает образованию при взаимодействии слоев упорядоченной поликристаллической фазы с решеткой типа γ -Ni₃Ga₂ и фазы с кубической решеткой, параметр которой $a = 11,30$ Å близок к наблюдаемому для фазы Ni₃Ga₄: $a = 11,414$ Å (табл. 4).

Для состава $M = 2$ при температуре подложки 420 °С наблюдается образование двух фаз, а именно: фазы никель-арсенидного ти-

па и фазы с кубической решеткой типа Ni_3Ga_4 . Учитывая не приведенные в табл. 3 отражения от плоскостей с $d = 4,38; 4,12 \text{ \AA}$, после индифференцирования, значения параметров кристаллической решетки оказываются равными: для фазы с кубической решеткой — $a = 11,28 \text{ \AA}$, для фазы с гексагональной решеткой — $a = 3,57 \text{ \AA}$, $c = 5,00 \text{ \AA}$. Не исключено также образование фазы с решеткой типа Ni_5As_2 .

Для пленок состава $M = 1$ применяли еще дополнительный стабилизирующий отжиг в течение 1 ч в условиях того же температурного градиента. При этом происходит снижение температуры до 170°C , при которой взаимодействие приводит к образованию поликристаллической гексагональной фазы никель-арсенидного типа.

Таким образом, для всех исследованных пленок с различающимся соотношением масс слоев Ni и GaAs при температурах подложки до $100\text{--}150^\circ\text{C}$ пленки имеют преимущественно аморфное строение. При более высоких температурах подложки, несмотря на разный состав, в пленках образуются фазы никель-арсенидного типа с изменяющимся параметром a и почти постоянным параметром c . Наряду с кристаллической в пленках присутствует и аморфная фаза. Во всех случаях параметр решетки a уменьшается по мере увеличения температуры подложки при конденсации никеля. Это может свидетельствовать о том, что с большей скоростью взаимодействуют Ni и Ga . Возможно, что, как и в [2], при этом образуется самая низкотемпературная фаза системы Ni—Ga—NiGa_4 . Дальнейшее взаимодействие, приводящее к образованию фаз тройной системы, происходит, как предполагается в [1], с участием жидкой фазы либо протекает при формировании на границе металл—полупроводник аморфного тонкого слоя, постулируемого авторами [9], который может играть роль плавающей зоны в процессе роста контактного слоя. При этом образуется одна из фаз тройной системы Ni—Ga—As , в частности, фаза с никель-арсенидной решеткой, подобной решеткам в двойных системах Ni—As , Ni—Ga . Изменение пара-

метра a фазы тройной системы в сторону уменьшения связано, вероятно, с замещением стехиометрических вакансий и части позиций галлия в решетке $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ на мышьяк (ковалентные радиусы мышьяка и галлия составляют соответственно 1,21 и 1,39 $\text{\AA}$).

Как показывают данные табл. 1—3, образование фазы никель-арсенидного типа в широком интервале температур подложки наблюдается для всех исследованных пленок с различным соотношением масс никеля и арсенида галлия. Это обусловлено, вероятно, особенностями никель-арсенидной структуры. Как показывает анализ многочисленных представителей фаз с никель-арсенидной структурой, проведенный в [10], решетка такого типа сохраняется не только в соединениях АВ, но и наблюдается при смещении состава как в сторону A_2B (вариант заполнения междоузлий), так и AB_2 (вариант с вакантными узлами). При этом, как показано в [10], количество атомов В, приходящееся на элементарную ячейку, оказывается постоянным и равно двум, откуда вытекает, что атомы В образуют основную решетку АВ. Так, для состава $\text{A}_{1,5}\text{B}$ (случай $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$) показано, то дополнительными атомами заполняются тетраэдрические пустоты.

Поскольку при уменьшении отношения осей c/a пустоты никель-арсенидной решетки увеличиваются, становится возможным их заполнение атомами никеля. Следствием такой особенности никель-арсенидной структуры является наблюдаемое образование структуры подобного типа в тройной системе Ni—Ga—As для всех исследованных составов (5 : 4 : 4; 5 : 2 : 2; 5 : 1 : 1). При этом уменьшение отношения c/a в тройной системе обусловлено, как уже упоминалось выше, замещением позиций, обычно занятых Ga, атомами As, а это, в свою очередь, и позволяет изменять число атомов Ni, приходящихся на элементарную ячейку.

Таким образом, полученные результаты указывают на образование при взаимодействии слоев Ni с GaAs фаз тройной системы Ni—Ga—As , структура которых подобна структуре некоторых фаз двойных систем

Ni—Ga, Ni—As.

Наличие тех или других фаз объясняется тем, что в зоне контакта слоев происходят гетерофазные флуктуации, приводящие к образованию зародышей, которые в дальнейшем могут расти диффузионным путем (если они имеют размер выше критического). Но в диффузионной зоне зародыши находятся в условиях градиента химического потенциала (градиента концентрации) и соседствуют с зародышами других фаз и с исходными материалами. Дальнейший их рост может происходить при наличии диффузионного взаимодействия соседних зародышей разных фаз. В результате возможно подавление роста одних зародышей за счет других, что не означает отсутствия критических зародышей этих фаз. При этом, однако, одновременное подавление роста всех фаз в диффузионной зоне невозможно [11].

1. Мейлер Б. Л. // Поверхность. — 1985. — № 4. — С. 62.

2. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В. и др. // Металлофизика. — 1992. — 14, № 2. — С. 66.
3. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. — Москва: Металлургиздат, 1962.
4. Эллиот Р. П. Структуры двойных сплавов. — Москва: Металлургия, 1970.
5. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. — Т. 2. — Москва: Физматгиз, 1962.
6. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов. — Москва: Металлургия, 1973.
7. Яценко С. П. Галлий. Взаимодействие с металлами. — Москва: Наука, 1974.
8. Барабаш Р. М., Коваль Ю. Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986.
9. Гершинский А. Е., Ржанов А. В., Черепов В. И. // Поверхность. — 1982. — № 2. — С. 1.
10. Шуберт К. Кристаллические структуры двухкомпонентных фаз. — Москва: Металлургия, 1971.
11. Гуров К. П., Карташкин Б. А., Угасте Ю. Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. — Москва: Наука, 1981.

Получено 25.06.1996