

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ТОНКИХ ДВУХ-СЛОЙНЫХ ПЛЕНКАХ НИКЕЛЬ – АРСЕНИД ГАЛЛИЯ

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

(Харьковский государственный университет, Научный физико-технологический центр, г. Харьков)

Приводятся результаты электронографического исследования фазового состава двухслойных пленок Ni-GaAs в зависимости от температуры при конденсации никеля на арсенид галлия. Показано, что структура и число образующихся фаз зависят как от температурных условий при конденсации слоев и соотношения между их толщинами, так и от структурного состояния подложки.

ВВЕДЕНИЕ

Поведение контактов полупроводник-металл в процессе эксплуатации в условиях температурных воздействий представляет определенный интерес в связи с их широким использованием в микроэлектронике. В частности, такой парой является тонкопленочная система, в которой традиционные германий и кремний заменены арсенидом галлия, а благородные дорогостоящие металлы серебро и золото - никелем. В настоящее время существует значительное количество работ, посвященных изучению взаимодействия электроположительных металлов с Ge и Si. Однако протекание реакций между металлом и полупроводниковым соединением $A_{III}B_V$ исследовано недостаточно. Особенно это касается так называемых полублагородных металлов (к которым относится никель), образующих множество стабильных соединений с металлоидами B_V и металлами A_{III} .

В настоящей работе приводятся результаты электронографического исследования влияния условий конденсации (температура во время конденсации Ni и GaAs), структурного состояния подложки (поли- или монокристаллическая) и соотношения толщин контактирующих пленок на фазообразование в тонких двухслойных пленках никель - арсенид галлия.

ОБЪЕКТ ИССЛЕДОВАНИЯ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования были тонкие (менее 100 нм) двухслойные пленки Ni/GaAs,

полученные путем последовательного испарения и конденсации в вакууме 10^{-4} Па арсенида галлия и никеля. В качестве подложки служила протяженная полированная пластина из нержавеющей стали, на которую в одних экспериментах непосредственно перед конденсацией образцов наносился слой NaCl. В других экспериментах использовалась протяженная пластина с системой отверстий, в углублениях за которыми размещались сколы монокристаллов NaCl. Пленка GaAs наносилась методом взрывного испарения при температурах подложки 20 и 400°C и имела благодаря достаточному удалению от подложки примерно постоянную толщину (30 нм). На слой GaAs с помощью термического испарения конденсировались слои никеля либо постоянной (при этом вдоль подложки создавался градиент температур в интервале 90...500°C) либо переменной (3...50 нм) толщины при температуре подложки 400°C. Составы исследованных сплавов приведены на рис. 1, где сплошная линия на концентрационном треугольнике отвечает непрерывно изменяющимся составам в двухслойных пленках с переменной толщиной слоя никеля, а точки - трем исследованным сериям образцов с постоянной вдоль подложки концентрацией компонентов.

Полученные пленки охлаждались естественным путем в вакууме до комнатной температуры и исследовались электронографически на просвет. В результате взаимодействия в различных температурных условиях наблюдалось образование ряда фаз тройной системы Ni - Ga - As как аморфных, так и кристаллических (поли- и монокристалльных).

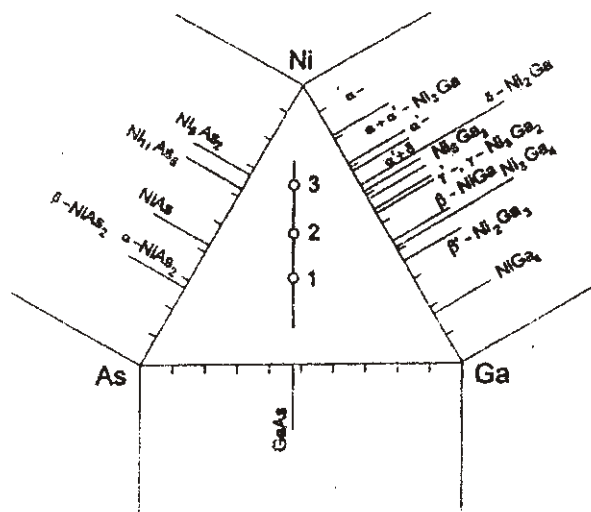


Рис. 1. Концентрации сплавов в тонких двух-слойных пленках Ni/GaAs переменного (линия) и постоянного (точки 1, 2 и 3 соответствуют $M = 0,5$; 1 и 2) составов в концентрационном треугольнике Ni-Ga-As. На сторонах треугольника отмечены фазы, наблюдаемые в соответствующих двойных системах

Расшифровка электронограмм образующихся фаз проводилась стандартными методами, а также путем сопоставления измеренных значений d_{hkl} с наборами межплоскостных расстояний для всех известных из [1-6] фаз двойных систем (см. рис. 1), которые рассчитывались без учета законов погасания, так как предполагалось, что для идентичных по структуре фаз тройной системы Ni - Ga - As возможно появление запрещенных рефлексов. При разделении наборов отражений от фаз, находящихся в различном структурном состоянии, учитывалось расположение сплошных (четких и размытых) и прерывистых колец, рефлексов в виде дуг, точечных рефлексов от монокристаллических составляющих, размытых гало. Принималось во внимание также изменение интенсивности колец с постоянным набором d_{hkl} в зависимости от состава пленки и их смещение вследствие изменения параметров кристаллической решетки у фаз переменного состава.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

ПЛЕНКИ Ni/GaAs ПЕРЕМЕННОГО СОСТАВА

Как отмечалось, эти пленки получались путем конденсации слоя никеля переменной

толщины на пленки GaAs постоянной толщины, нанесенные на монокристаллы NaCl. Концентрация компонентов изменялась в следующих пределах: Ni - (14,3...73,4) мас.%, Ga - (41,1...12,0) мас.% и As - (44,6...13,4) мас.% (см. рис. 1). Было установлено, что структурное состояние образующихся фаз зависит от структурного состояния слоя GaAs, которое, в свою очередь, определяется температурой подложки при его конденсации.

Пленки GaAs сконденсированы при 20°C, Ni - 400°C. Электронограммы образцов, препарированных в таких условиях, указывают на их поликристаллическое либо частично аморфное строение. Дифракционные линии от кристаллической фазы GaAs не обнаружены. При толщинах пленки Ni более 20 нм на электронограммах присутствуют интенсивные кольца ГЦК-решетки (α -фаза на основе Ni). Наряду с α -фазой в пленках наблюдаются другие фазы со структурами, идентичными фазам двойных систем Ni-Ga, Ni-As: Ni_5As_2 , $NiGa_4$ ($t_{Ni} = 16$ нм), $\gamma-Ni_3Ga_2$, $\alpha-NiAs_2$, Ni_3Ga_4 , $NiGa_4$ ($t_{Ni} = 10$ нм), $NiAs$, $\alpha-NiAs_2$, $NiGa_4$ ($t_{Ni} = 4$ нм) [7]. Образующаяся при взаимодействии фаза типа Ni_3Ga_2 является мелкодисперсной и ее характеризует набор размытых линий с $d_{hkl} = 2,72; 1,89; 1,79; 1,62; 1,29; 1,25$ Å, что соответствует отражениям от плоскостей (111), (104), (302), (303), (311), (401). Фаза с решеткой типа $NiGa_4$ оказывается либо аморфной, либо поликристаллической с весьма тонкими дифракционными линиями. Гало на электронограммах от пленок, содержащих аморфную фазу, соответствуют наборам близких дифракционных линий с $d_{hkl} 2,25-1,92$ и $1,56-1,50$ Å от кубической решетки типа $NiGa_4$.

Пленки GaAs и Ni сконденсированы при 400°C. В этом случае пленка GaAs оказывается монокристалльной и оказывает ориентирующее действие на некоторые фазы, растущие на межфазной границе. Как и для поликристаллических пленок Ni/GaAs, при больших толщинах пленки никеля электронограммы содержат интенсивные кольца ГЦК-решетки α -фазы. Отличием является наличие на них утолщений, свидетельст-

вующих о наличии текстуры. Дифракционные рефлексы от монокристалльной фазы GaAs наблюдаются только при $t_{\text{Ni}} < 16$ нм. Фаза с решеткой типа NiGa_4 является монокристалльной при толщинах слоя Ni (4...10) нм. Ее рост обусловлен ориентирующим действием монокристалльной пленки GaAs. У этих фаз практически идеально совпадают в обратном пространстве узлы (220), (400), (420) GaAs-фазы с узлами (330), (600), (630) NiGa_4 -фазы соответственно. Другим вариантом ориентации растущей фазы типа NiGa_4 является такое расположение решеток в обратном пространстве, когда обратная решетка NiGa_4 повернута на угол 45° вокруг направления [001], и тогда отражения (200) GaAs и (300) Ni, а также (200) GaAs и (300) Ni, чередуясь, образуют по 8 рефлексов, лежащих на общих окружностях. В ряде случаев наблюдается образование текстурированной фазы с решеткой типа NiGa_4 , приводящей к наличию на электронограммах 12 угольных дуг на отражениях от плоскостей (211), (311), (422), (611), (522). Другие фазы, растущие на границе Ni/GaAs имеют поликристаллическое строение. При этом в зависимости от состава пленки прослеживается переход от набора фаз с большей концентрацией никеля (α -, α' -фазы, фазы типа Ni_5As_2 , $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_4$) к фазам с меньшей концентрацией Ni (фазы типа $\alpha\text{-NiAs}_2$, Ni_3Ga_4 , NiGa_4). Однако особенностью растущих фаз является то, что для широкого интервала составов пленок тройной системы наблюдается образование фазы с решеткой типа NiGa_4 . Если эта фаза, как и соответствующая фаза двойной системы, является самой низкотемпературной фазой, то при температуре конденсации она может переходить в жидкое состояние и играть роль "плавающей зоны" в процессе роста контактного слоя с участием жидкой фазы [8,9]. При охлаждении в зависимости от условий она может переходить в аморфное либо кристаллическое состояние.

ПЛЕНКИ Ni/GaAs ПОСТОЯННОГО СОСТАВА

Исследованы три серии образцов, у которых вдоль протяженной подложки сохра-

нялось постоянное соотношение между массами $M = m_{\text{Ni}}:m_{\text{GaAs}} = 0,5; 1$ и 2, что соответствует составам (в атомных процентах) Ni, Ga и As: 38,1; 30,95; 30,95 (1,2:1:1), 55,2; 22,4; 22,4 (2,5:1:1) и 71,2; 14,4; 14,4 (5:1:1) (см. рис.1). Пленки, полученные при конденсации слоя никеля на подложку с градиентом температур (GaAs конденсировался при 20°C), имели различную структуру в зависимости от структурного состояния подложки NaCl, на которую они были нанесены.

Пленки Ni/GaAs на поликристаллической подложке NaCl имели поликристаллическое и частично аморфное строение. При этом чистые пленки GaAs были аморфными в интервале температур $90...410^\circ\text{C}$ и поликристаллическими (мелкодисперсными) при $T > 410^\circ\text{C}$. Расшифровка полученных электронограмм проводилась с привлечением результатов, полученных на пленках переменного состава. Учитывалось также расположение точек в концентрационном треугольнике для исследуемых составов по отношению положениям фаз на диаграммах двойных систем (см. рис.1). Это позволило идентифицировать образующиеся при различных температурах фазы.

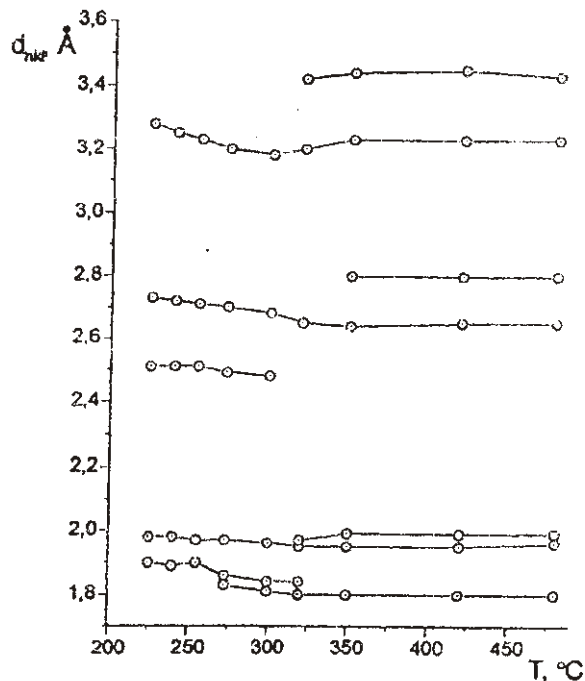


Рис. 2. Наборы межплоскостных расстояний у фаз тройных сплавов Ni-Ga-As ($M = 1$), образующихся при различных температурах подложки при конденсации слоя никеля

На рис.2 приведена диаграмма наборов межплоскостных расстояний у фаз, образующихся при различных температурах ($M = 1$). На диаграмме не отмечены гало, свидетельствующие о наличии аморфной фазы и наблюдающиеся на электронограммах практически для всех исследованных серий при низких температурах. При более высоких температурах подложки происходит кристаллизация пленки и в интервале 150...300°C наблюдается образование фазы никель-арсенидного типа с изменяющимся параметром решетки a и практически постоянным параметром $c = 5 \text{ \AA}$. Изменение параметра a с ростом температуры для пленок с различным соотношением M составляет от 3,84...3,78 до 3,62...3,52 Å (при этом c/a меняется от 1,29 до 1,42). Самый широкий диапазон изменения a и c/a наблюдался у пленок состава $M = 2$. Для сравнения отметим, что в двойных системах фаза NiAs характеризуется параметрами $a = 3,612 \text{ \AA}$, $c = 5,034 \text{ \AA}$, $c/a = 1,39$; а фаза $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ никель-арсенидного типа: $a = 4,00 \text{ \AA}$, $c = 4,98 \text{ \AA}$, $c/a = 1,25$. Близкие параметры имеет также гексагональная фаза $\beta'\text{-Ni}_2\text{Ga}_3$ типа Ni_2Al_3 : $a = 4,06 \text{ \AA}$, $c = 4,90 \text{ \AA}$, $c/a = 1,21$. Образующаяся в двухслойных пленках в указанном диапазоне температур фаза тройной системы, по-видимому, также обладает решеткой никель-арсенидного типа. Она сосуществует с аморфной фазой, присутствие которой наблюдалось и в пленках переменного состава.

Во всех случаях параметр решетки a уменьшается с ростом температуры подложки при конденсации никеля. Это может свидетельствовать о большей скорости взаимодействия Ni и Ga с образованием фазы типа $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ со стехиометрическими вакансиями, которые, как и позиции галлия, замещаются мышьяком (ковалентные радиусы мышьяка и галлия составляют соответственно 1,21 и 1,39 Å). Существование фазы никель-арсенидного типа в пленках с различным соотношением масс обусловлено, вероятно, особенностями этой структуры. Как показывает анализ представителей фаз с никель-арсенидной структурой [10], решетка

такого типа сохраняется не только в соединениях АВ, но и при составах A_2B (заполнение междоузлий) и AB_2 (наличие вакантных узлов). При этом показано [10], что количество атомов В, приходящееся на элементарную ячейку, постоянно и равно 2, откуда следует, что атомы В образуют основную решетку АВ. Для составов $A_{1,5}B$ ($\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$) дополнительные атомы заполняют тетраэдрические пустоты.

Поскольку при уменьшении отношения осей c/a (возрастание a при постоянном c) пустоты никель-арсенидной фазы увеличиваются, становится возможным их заполнение атомами никеля и образование структуры подобного типа в тройной системе для всех исследованных составов. При этом сосуществующая с кристаллической решеткой аморфная фаза в зависимости от M и T также может иметь переменный состав.

При $T > 300^\circ\text{C}$ пленки с разным соотношением толщин слоев имеют уже различный фазовый состав. Для $M = 0,5$ наряду с уже описанной фазой никель-арсенидного типа образуется фаза с решеткой типа $\alpha\text{-NiAs}_2$, параметры которой близки наблюдаемым в двойной системе Ni - As. Для состава $M = 1$ радикальные изменения в структуре образующихся фаз происходят начиная с температуры подложки 320°C . О характере изменений можно судить из рис. 2. Как показывают расчеты, наблюдаемый набор $d_{\text{нн}}$ для дифракционных линий от пленок, сконденсированных при 320°C и выше, отвечает образованию гексагональной решетки с параметрами $a = 7,96 \text{ \AA}$, $c = 4,95 \text{ \AA}$ и кубической решетки с $a = 11,30 \text{ \AA}$, близкими к наблюдаемым в монолитах у упорядоченной $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ -фазы ($a = 7,984 \text{ \AA}$, $c = 4,960 \text{ \AA}$) и фазы Ni_3Ga_4 ($a = 11,414 \text{ \AA}$). Для состава $M = 2$ при повышенных температурах наряду с фазой никель-арсенидного типа происходит образование фазы с кубической решеткой ($a = 11,28 \text{ \AA}$) и фазы с решеткой типа Ni_5As_2 .

Пленки Ni/GaAs на монокристалльной подложке. При низких температурах (до 200°C), как и на поликристаллической под-

ложке наблюдается образование аморфной и поликристаллических фаз. Электронограммы от образцов, конденсированных в интервале 200...400°C, содержат наряду с дифракционными кольцами характерные для монокристаллических фаз системы отражений. При $T = 215^\circ\text{C}$ яркие рефлексы располагаются в вершинах ромбов с углом между сторонами $\varphi = 110^\circ$, а при $T = 310^\circ\text{C}$ образуют систему вставленных друг в друга почти правильных шестиугольников. Были проанализированы возможные для гексагональных кристаллов сетки обратных решеток [11], отвечающие экспериментально наблюдаемым рефлексам в вершинах ромбов и шестиугольников. Таковыми являются сетки, перпендикулярные направлениям $[121]$ и $[011]$, с помощью которых удалось провести индентирование всех наблюдаемых рефлексов и определить параметры гексагональных решеток образующихся фаз. В случае совпадения с центральным пучком электронограммы направления $[121]$ гексагональная решетка (γ'' -фаза) имеет параметры $a = 4,11 \text{ \AA}$, $c = 10,09 \text{ \AA}$, $c/a = 2,46$ [12]. Расчетное значение угла между сторонами ромба составляет $\varphi = 109^\circ 30'$ и совпадает с измеренным на электронограмме. Знание параметров a , c позволяет определить, воспользовавшись [13], индексы плоскости, перпендикулярной направлению $[121]$ и параллельной плоскости (100) монокристаллической подложки NaCl. Для γ'' -фазы таковой оказывается плоскость (014) . Аналогичные расчеты для другой гексагональной фазы (γ''' -фаза) дают значения параметров $a = 5,32 \text{ \AA}$, $c = 20,60 \text{ \AA}$, $c/a = 3,88$, а индексы плоскости, перпендикулярной направлению $[011]$, составляют $(2,1,32)$. Если основываться, как на исходной решетке никель-арсенидного типа, образование которой наблюдалось практически во всех исследованных сериях, то параметры решетки монокристаллических γ'' - и γ''' -фаз связаны с параметрами решетки γ -фазы соотношениями $a_{\gamma''} = a_\gamma$, $c_{\gamma''} = 2c_\gamma$ и $a_{\gamma'} > a_{\gamma''} > a_\gamma$, $c_{\gamma''} = 4c_\gamma$ (в монолитах параметры решеток упорядоченной γ' -фазы и $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ связаны соотношениями $a_{\gamma'} = 2a_\gamma$, $c_{\gamma'} = c_\gamma$).

По-видимому, на рост фаз с такими параметрами определенное влияние оказывает монокристаллическая подложка NaCl. Об ориентационном и размерном соответствии при росте фаз в тройной системе Ni - Ga - As на монокристаллической подложке NaCl можно судить из рис. 3.

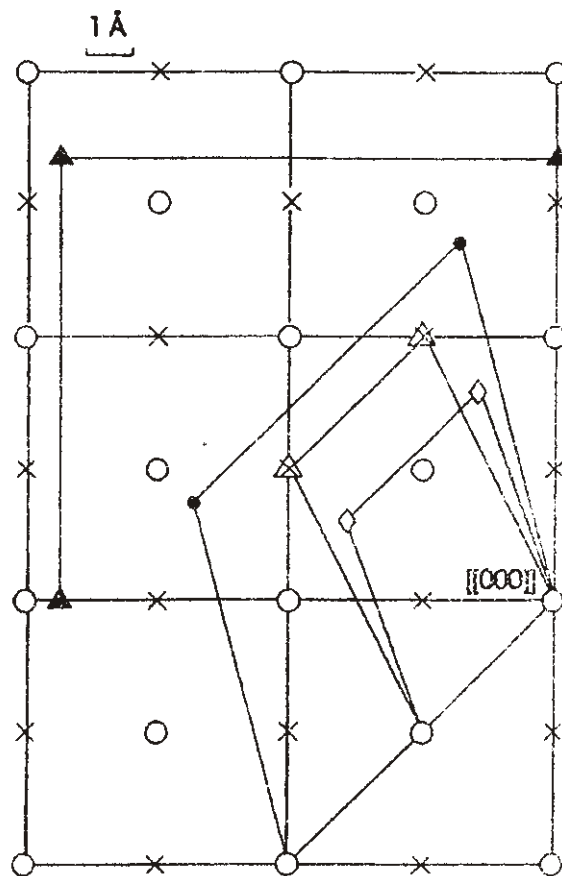


Рис. 3. Схема сопряжения решеток кубической NaCl и гексагональных (γ , γ' , γ'' , γ''')-фаз в прямом пространстве. О, х - ионы Na^+ , Cl^- в плоскости, перпендикулярной направлению $[100]$; Δ - атомы металла в решетке $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$, * - γ' , $\diamond$ - γ'' при ориентации $[121] \parallel [100]$, $\blacktriangle$ - γ''' - $[011] \parallel [100]$

Частицы одного сорта в γ'' -фазе располагаются в вершинах параллелограммов со сторонами $4,11 \text{ \AA}$ и $4,82 \text{ \AA}$ и углом $64^\circ 45'$. Для γ''' -фазы плоскость, перпендикулярная направлению $[011]$, образована прямоугольниками со сторонами $9,21 \text{ \AA}$ и $10,64 \text{ \AA}$. Сопряжение решеток γ'' -фазы и NaCl происходит, по-видимому, по направлению $[110]$ NaCl, поскольку $a_{\text{NaCl}}\sqrt{2}/2 = 3,99 \text{ \AA}$ (рис. 3). Для γ''' -фазы сопряжение происходит по направлениям $[100]$ и $[010]$ NaCl, поскольку

$a_{\text{NaCl}} = 5,64 \text{ \AA}$. В этом случае неточность совпадения узлов составляет не более 20% у кубической и гексагональной решеток, а сетка узлов для частиц одного сорта построена на векторах $\mathbf{r}_1 = 2\mathbf{a} + \mathbf{b}$; $\mathbf{r}_2 = -2\mathbf{b} + \mathbf{c}/8$, образуя прямые углы, так как $(\mathbf{r}_1, \mathbf{r}_2) = 0$. Сопряжение решеток происходит при низкой ретикулярной плотности узлов в растущей гексагональной фазе.

Следует отметить, что наряду с монокристалльной фазой на электронограммах наблюдаются системы дифракционных линий от поликристаллических фаз. Так, гексагональная γ''' -фаза сосуществует с поликристаллической фазой, характеризующейся системой дифракционных линий от плоскостей с d_{hkl} 2,69; 2,17; 1,67; 1,29 $\text{\AA}$, принадлежащей кубической фазе типа Ni_3Ga_4 с $a = 11,35 \text{ \AA}$.

Таким образом, ориентирующее действие подложки NaCl приводит к тому, что вместо роста γ - и γ' -фаз в тонких двухслойных пленках Ni/GaAs растут гексагональные фазы с параметрами $a_\gamma = 4,11$; $c_\gamma = 10,09 \text{ \AA}$ и $a_{\gamma'} = 5,32$; $c_{\gamma'} = 20,60 \text{ \AA}$, причем они растут не базисной плоскостью параллельно подложке, а энергетически более выгодными, с точки зрения размерного и ориентационного соответствия, направлениями [121] для γ'' -фазы и [011] для γ''' -фазы перпендикулярно плоскости подложки. Следует отметить, что решетки с параметрами, близкими наблюдаемым у γ'' -, γ''' -фаз тройной системы, в двойных системах не наблюдаются.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При взаимодействии слоев Ni и GaAs в тонких пленках образуются в основном фазы с кубической и гексагональной решетками, параметры которых близки к параметрам монокристаллических фаз двойных систем. 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 (при размере выше критического). Но в диффузионной зоне зародыши находятся в условиях

градиента химического потенциала и соседствуют с зародышами других фаз и с исходными материалами. Дальнейший их рост может происходить при наличии диффузионного взаимодействия соседних зародышей разных фаз и ориентирующего действия подложки. В результате возможно подавление роста одних фаз за счет других (одновременное подавление роста всех фаз в диффузионной зоне невозможно [14]).

В условиях роста на монокристалльной подложке NaCl монокристалльной пленки GaAs она оказывает ориентирующее действие на рост кубической фазы с решеткой типа NiGa_4 . Когда пленка GaAs осаждена на монокристаллы NaCl при 20°C и нагрета до температур выше 300°C в момент конденсации Ni, в результате ориентирующего воздействия подложки образуются гексагональные фазы γ'' и γ''' , ориентирующиеся плоскостями, перпендикулярными направлениям [121] и [011], параллельно плоскости (100) подложки. При различных составах двухслойных пленок, сконденсированных на поликристаллической подложке NaCl в широком интервале температур, образуется фаза никель-арсенидного типа с переменным параметром a и почти постоянным параметром c , что обусловлено особенностями строения решетки этого типа. Изменение концентрации Ni вдоль подложки приводит к образованию фаз с решетками, идентичными наблюдаемым в двойных системах, а именно от фаз типа Ni_3As_2 , α , α' , γ - Ni_3Ga_2 до фаз типа NiAs , α - NiAs_2 , NiGa_4 . При этом в зависимости от условий получения низкотемпературная фаза типа NiGa_4 может находиться в монокристалльном, поликристаллическом или аморфном состоянии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. I - II т. М.: Металлургиздат, 1962.
2. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов. I - II т. М.: Металлургия, 1970.

3. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов, М.: Металлургия, 1973.
4. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 2. М.: Гос. изд. физ.-мат. лит., 1962.
5. Яценко С.П. Галлий. Взаимодействие с металлами. М.: Наука, 1974.
6. Барабаш Р. М., Коваль Ю. Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1986.
7. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С.В. и др. Электронографическое исследование взаимодействия тонких пленок Ni и GaAs // Металлофизика. 1992. Т. 14. № 2. С. 66-70.
8. Мэйлер Б.Л. Межфазное взаимодействие на контакте Ni-Si // Поверхность. 1985. № 4. С. 62-67.
9. Гершинский А.Е., Ржанов А.В., Черепов В.И. Образование пленок силицидов на кремнии // Поверхность. 1982. № 2. С. 1-12.
10. Шуберт К. Кристаллические структуры двухкомпонентных фаз. М.: Металлургия, 1971.
11. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгеновский и электронно-оптический анализ: Приложения. М.: Металлургия, 1970.
12. Dukarov S.V. γ -Phase structure in Ni-Ga-As thin film system // Functional materials. 1997. Vol. 4. № 3. P. 355-358.
13. Утевский Л. М., Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973.
14. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. М.: ГРФМЛ, 1981.

Статья поступила:

в редколлегию 21.10.97

в редакцию 25.11.97