

НАЦИОНАЛЬНЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР
"ХАРЬКОВСКИЙ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ"

ВОПРОСЫ АТОМНОЙ НАУКИ И ТЕХНИКИ

ВАКУУМ, ЧИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ,
СВЕРХПРОВОДНИКИ

ВЫПУСК

2(10)

ХАРЬКОВ
1999

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ СИСТЕМЕ Ni/GaAs

С.В. Дукаров, И.П. Гребенник

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

Приводятся результаты исследования взаимодействия в пленках Ni/GaAs в зависимости от температуры и концентрации компонентов. Обсуждаются причины образования фазы переменного состава $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ для широкого интервала составов и особенности процесса упорядочения γ -фазы в тонких слоях в условиях ориентирующего действия подложки.

Введение

В связи с задачами микроэлектроники возникает необходимость прогнозировать эффекты, происходящие в контактирующих пленках полупроводник-металл. Результат взаимодействия зависит от соотношения толщин контактирующих слоев, температуры, а также материала и структурного состояния подложки, на которую пленки нанесены.

Значительное число работ посвящено взаимодействию металлов с кремнием, приводящему к образованию силицидов [1]. Показано, что хотя на диаграммах состояния систем металл (М) – кремний, как правило имеется более трех соединений [2–4], не все равновесные фазы присутствуют при образовании силицидов в тонкопленочных системах. Вероятно, это связано с тем, что, зарождаясь, они затем не вырастают до макроскопических размеров (более нескольких ангстрем), при которых могут быть обнаруженными. Обычно в тонкопленочных системах образуются три основные фазы класса силицидов – M_2Si , MSi , MSi_2 .

Среди различных силицидов значительный практический интерес представляют те, в которых благородные металлы Au, Ag, Pt, Pd заменены менее дорогостоящим материалом, например, никелем. В контактирующих пленках Ni–Si первая растущая фаза – это силицид, обогащенный никелем, – Ni_2Si . Образование никелевых силицидов между пленкой Ni и пластиной Si проходит последовательные стадии роста трех фаз: Ni_2Si – NiSi – NiSi_2 . Рост фазы Ni_2Si на поверхности раздела Ni–Si происходит при температурах 200–350°C, NiSi – выше 350°C, а начиная с 750°C на кремниевых подложках наблюдается эпитаксиальный рост NiSi_2 .

Менее изучены процессы, происходящие на границе металл-германий [1]. Опубликовано лишь несколько систематических исследований первой фазы германидов. Однако и для силицидов и для германидов предполагают, что росту фазы на границе раздела предшествует образование аморфной фазы, которую называют стеклообразной мембраной. В ходе отжига первым ожидается образование фазы, состав которой близок составу данной аморфной фазы.

В связи с расширением использования вместо кремния и германия арсенида галлия представляют интерес исследования взаимодействия в системах М–GaAs, в частности, Ni–GaAs.

В работе [5] слой аморфного никеля толщиной 0.1–0.5 мкм химически осаждался на полированную монокристалльную подложку GaAs (111), легированную оловом, и подвергался отжигу в водороде при температурах 250–550°C. Было обнаружено, что взаимодействие материалов начинается при 250°C; при 300–400°C контактный слой состоит из монокристалльной фазы NiGa_4 , эпитаксиально ориентированной по отношению к подложке GaAs, а на поверхности – поликристаллический слой того же состава, что и низ-

лежащий. Кроме этих фаз в контактном слое обнаружено образование малых количеств фаз NiAs и NiGa. О наличии фазы NiGa предполагалось на основании присутствия на электронограммах отражений от плоскостей с межплоскостными расстояниями d_{hkl} , равными 2.88, 2.04, 1.44 Å, хотя они могут принадлежать и другим кристаллическим фазам в системах Ni–Ga и Ni–As.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния на структуру фаз, образующихся при взаимодействии тонких пленок Ni и GaAs, следующих факторов: толщины контактирующих слоев (концентрации компонентов), температуры подложки при конденсации GaAs и Ni и структурного состояния подложки (монокристаллы NaCl, поликристаллическая подложка NaCl) [6–13].

Влияние температуры на рост аморфных и поликристаллических фаз

Слой GaAs в этих экспериментах конденсировался на подложку при температуре 20°C. Подложка – протяженная пластина из нержавеющей стали, покрытая слоем NaCl, размещалась на значительном (более 10 см) расстоянии от двух испарителей, расположенных вблизи друг друга. Для GaAs применялся метод дискретного термического испарения из танталовой лодочки, для Ni – метод термического испарения из вольфрамовой проволоки. Перед конденсацией никеля вдоль пластины создавался градиент температур (90–500°C). При достаточном удалении подложки от испарителей толщина слоев вдоль подложки изменялась незначительно, а соотношение толщин слоев сохранялось практически постоянным вследствие близости законов распределения толщины конденсата на подложке при испарении из сферического (для Ni) и линейного источника малой площади (для GaAs).

Исследованы три серии образцов, у которых соотношения между массами пленок Ni и GaAs $M = m_{\text{Ni}} : m_{\text{GaAs}}$ составляли 0.5, 1 и 2. Соответствующие этим составам точки в концентрационном треугольнике приведены на рис.1.

Полученные пленки охлаждались в вакууме до комнатной температуры, затем отделялись от пластины путем растворения слоя NaCl, помещались на медные сеточки и исследовались электронографически на просвет. В отдельных случаях пленки GaAs и Ni конденсировались при комнатной температуре, а затем уже вдоль пластины создавался градиент температур. Использовался также и дополнительный стабилизирующий отжиг в течение одного часа при том же температурном градиенте вдоль подложки. Было проведено также исследование влияния температуры на структурное состояние пленок GaAs. Последнее показало, что при температуре подложки вплоть до 300°C пленка GaAs находится в аморфном, а выше – в поликристаллическом состоянии.

Полученные от двухслойных пленок электронограммы указывали на их, в основном, поликристаллическое и частично аморфное строение. Расшифровка электронограмм проводилась стандартными методами, а также путем сопоставления измеренных значений d_{hkl} с наборами межплоскостных расстояний для известных фаз двойных систем Ni-Ga, Ni-As [2-4, 14-17]. В системе Ni-As – 5 фаз: Ni_5As_2 , $Ni_{11}As_8$, NiAs, α -NiAs₂, β -NiAs₂, в системе Ni-Ga – 10 фаз: α' -Ni₃Ga, δ -Ni₂Ga, Ni_5Ga_3 , γ -Ni₃Ga₂, γ' -Ni₃Ga₂, β -NiGa, Ni_3Ga_4 , β' -Ni₂Ga₃, Ni_3Ga_7 , ε -NiGa₄ (рис.1). При этом учитывалась возможность появления у идентичных фаз тройной системы запрещенных структурным фактором отражений.

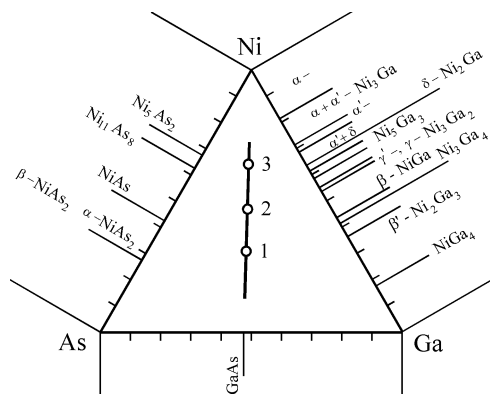


Рис. 1. Концентрации сплавов в тонких двухслойных пленках Ni/GaAs переменного (линия) и постоянного (точки 1, 2 и 3) соотношения компонентов в концентрационном треугольнике Ni-Ga-As. На сторонах треугольника отмечены фазы, наблюдаемые в соответствующих двойных системах

Результаты сравнения расчетных и экспериментальных значений d_{hkl} фаз, образующихся при различных температурах подложки в контактирующих слоях GaAs и Ni при различных значениях M , приведены в [11]. При температурах ниже 150–220°C при взаимодействии Ni с аморфным GaAs кроме кристаллических образуются аморфные фазы тройной системы Ni-Ga-As со следующими составами: 33.3 мас.% Ni + 34.7 мас.% As + 32 мас.% Ga ($M=0.5$), 50 мас.% Ni + 26 мас.% As + 24 мас.% Ga ($M=1$), 66.6 мас.% Ni + 17.4 мас.% As + 16 мас.% Ga ($M=2$) (рис.1). Одновременно с этим присутствие Ni снижает примерно на 100 К температуру кристаллизации аморфного GaAs. Аморфные фазы Ni-Ga-As указанных составов по их природе существенно отличаются от так называемой стеклообразной мембраны [1, 18] – аморфной фазы – образующейся, например, на границе раздела Ni и Si, состав которой соответствует точке эвтектики системы Ni-Si. В данном случае аморфной границы между слоями Ni и GaAs, видимо, не существует, а аморфная фаза охватывает весь объем двухслойной пленки.

При конденсации Ni на GaAs при температурах выше 150°C для пленок всех серий наблюдается образование гексагональной фазы никель-арсенидного типа с изменяющимся параметром решетки a и практически постоянным параметром решетки $c \approx 5$ Å. Параметр a гексагональной решетки с ростом температуры при конденсации никеля для пленок с различным соотношением M изменяется от 3.84–3.78 Å до 3.62–3.52 Å. При этом отношение осей c/a изменяется в пределах от 1.29 до 1.42. В случае $M=0.5$ температурный интервал, в котором изменяется параметр a , составляет 140–210°C, для $M=1$ – 220–310°C, а при $M=2$ – 170–265°C. Параметры фазы переменного со-

става тройной системы Ni-Ga-As имеют значения, лежащие в пределах между $a(NiAs) - a(\gamma-Ni_3Ga_2)$ и $c(NiAs) - c(\gamma-Ni_3Ga_2)$. По-видимому, растущая при различных температурах фаза имеет переменный состав; она сосуществует с аморфной фазой и обладает решеткой никель-арсенидного типа.

Наблюдающееся уменьшение параметра решетки может быть объяснено различными скоростями взаимодействия Ga и As с Ni. По-видимому, реакция между Ni и Ga происходит быстрее, чем между Ni и As, что и приводит к образованию фазы типа $\gamma-Ni_3Ga_2$ со стехиометрическими вакансиями, которые, как и междоузлия в решетке и позиции Ga, могут замещаться атомами As. Это и приводит к уменьшению значения параметра a фазы тройной системы Ni-Ga-As по сравнению с $a(\gamma-Ni_3Ga_2)$ (ковалентные радиусы As и Ga составляют соответственно 1.21 и 1.39 Å).

Представляет интерес то, что фаза никель-арсенидного типа $Ni_xGa_yAs_z$ с переменным a образуется при различных значениях M . Это связано, по-видимому со специфическими особенностями структуры фазы NiAs типа.

Конденсация Ni на GaAs при более высоких температурах подложки для пленок с различным M приводит к отличающимся результатам. Для пленок с $M=0.5$, наряду с уже описанной выше фазой никель-арсенидного типа, образуется фаза с решеткой типа $\alpha-NiAs_2$, межплоскостные расстояния у которой близки наблюдаемым у фазы $\alpha-NiAs_2$ двойной системы. Наиболее интенсивные линии присутствуют и на электронограммах от пленок, сконденсированных при более низких температурах [11].

Для пленок состава $M=1$ радикальные изменения структуры происходят, начиная с температуры подложки 320°C, когда на электронограммах исчезают линии, соответствующие отражениям от плоскостей с $d_{hkl} = 2.48; 1.51; 1.35; 1.18$ Å и появляются отражения от плоскостей с $d_{hkl} = 3.42; 2.80; 1.68; 1.63; 1.41; 1.34; 1.14$ Å [13]. Наибольшее число дифракционных линий при $M=1$ наблюдается при конденсации Ni на GaAs при 355°C, когда к значениям d_{hkl} наблюдаемым для интервала 335–365°C на малых углах добавляются еще отражения от плоскостей с $d_{hkl} = 4.65; 4.11; 3.73$ Å. Наблюдаемый набор дифракционных линий отвечает образованию при температурах выше 320°C двух фаз – фазы тройной системы Ni-Ga-As с решеткой типа упорядоченной поликристаллической γ' -фазы Ni_3Ga_2 и фазы с кубической сложной решеткой, параметр которой $a = 11.30$ Å близок к наблюдаемому у фазы Ni_3Ga_4 ($a = 11.414$ Å) [14]. При температуре 420°C в пленках образуется максимальное число фаз, межплоскостные расстояния которых [11] принадлежат фазам с никель-арсенидной структурой ($a = 3.57$ Å, $c = 5$ Å), кубической решеткой ($a = 11.28$ Å) и решеткой типа Ni_5As_2 .

Дополнительный отжиг в течение одного часа в условиях того же температурного градиента смещает температуру кристаллизации аморфной фазы с 220 до 170°C, а также понижает температуру, при которой происходит упорядочение и образование фазы типа $\gamma'-Ni_3Ga_2$, с 320°C до 270°C. Проведенные расчеты электронограмм [11] поликристаллической γ' -фазы $Ni_3(Ga_xAs_y)_2$ показали, что параметры a , c близки тем, которые наблюдаются у упорядоченной $\gamma'-Ni_3Ga_2$ фазы (у $\gamma'-Ni_3(Ga_xAs_y)_2 - a = 7.96$ Å, $c = 4.95$ Å, у $\gamma'-Ni_3Ga_2 - a = 7.98$ Å, $c = 4.96$ Å).

Упорядочение в γ -фазе в условиях ориентирующего действия подложки

В качестве подложек использовались сколы монокристаллов NaCl, размещенные в пазах протяженной пластины из нержавеющей стали, вдоль которой в момент осаждения Ni создавался температурный градиент 90-500°C (GaAs конденсировался при 20°C).

При температурах до 200°C, как и в случае пленок Ni/GaAs на поликристаллическом NaCl, наблюдалось образование описанных выше фаз в поликристаллическом состоянии. Электронограммы от образцов, где слой Ni сконденсирован при температурах 200–400°C, наряду с дифракционными кольцами, содержат точечные рефлексы, характерные для монокристаллических фаз [10,13]. При 215°C, образуется фаза, точечные рефлексы которой располагаются в вершинах ромбов с углом между сторонами $\varphi = 110^\circ$, а при 310°C наблюдается система рефлексов, расположенных в вершинах вставленных друг в друга почти правильных шестиугольников. Анализ возможных сеток обратных решеток [20], отвечающих экспериментально наблюдаемым рефлексам, показывает, что рефлексы в вершинах ромбов и шестиугольников отвечают гексагональной структуре. В случае ромбов – это проекции узлов обратной решетки в плоскости перпендикулярной направлению [121], индексы которых приведены на рис.2а. В рефлексы, расположенные в вершинах неправильных шестиугольников, проектируются узлы плоскости обратной решетки гексагональных кристаллов, перпендикулярной направлению [011]. Индексы соответствующих рефлексов и узлов приведены на рис.2б; рефлексы в вершинах вставленных друг в друга шестиугольников I, II, III и т.д. располагаются на неодинаковых расстояниях в связи с различными значениями квадратичной формы

$\frac{1}{d_{hkl}^2} = Q = a^2 \left[\frac{4}{3} S + \frac{l^2}{(c/a)^2} \right]$, ($S = (h^2 + hk + k^2)$). Так, рефлексы в вершинах I шестиугольника находятся на

расстояниях, $Q_1 = a^2 \left[\frac{4}{3} S_1 + \frac{1}{(c/a)^2} \right]$ (4 рефлекса, $S_1=1$,

$l_1=1$ и $Q_2 = a^2 \left[\frac{4}{3} S_1 \right]$, $S_1=1$, $l_1=0$ (2 рефлекса). Для

рефлексов в вершинах шестиугольников II, III наблюдается такая же картина, где $S_2=3$ $S_3=4$; $l_2=1,2$; $l_3=2,0$. Далее следуют два шестиугольника, по два рефлекса в вершинах которых расположены на равных расстояниях и т.д. При этом узлы обратной решетки располагаются на параллельных прямых соответствующих значениям $l = 0, \pm 1, \pm 2, \pm 3, \pm 4$ и т.д.

В результате индирования рефлексов были определены параметры гексагональных решеток образующихся фаз. Для более точного их нахождения использовались удаленные рефлексы с $d = 1.12$ и 0.97 \AA . Установлено, что при более низкой температуре (215°) на монокристалльной подложке NaCl растет гексагональная фаза (γ''), имеющая параметры $a = 4.11 \text{ \AA}$, $c = 10.09 \text{ \AA}$, $c/a = 2.46$. Зная параметры гексагональной решетки, можно рассчитать угол φ между равными по модулю векторами обратной решетки, на которых строится сетка из ромбов, перпендикулярная направлению [121] (например, $\vec{h}_1(101)$ и $\vec{h}_2(111)$). Полученное значение угла $\varphi = 109^\circ 30'$ практически совпадает с измеренным на электронограммах ($\approx 110^\circ$).

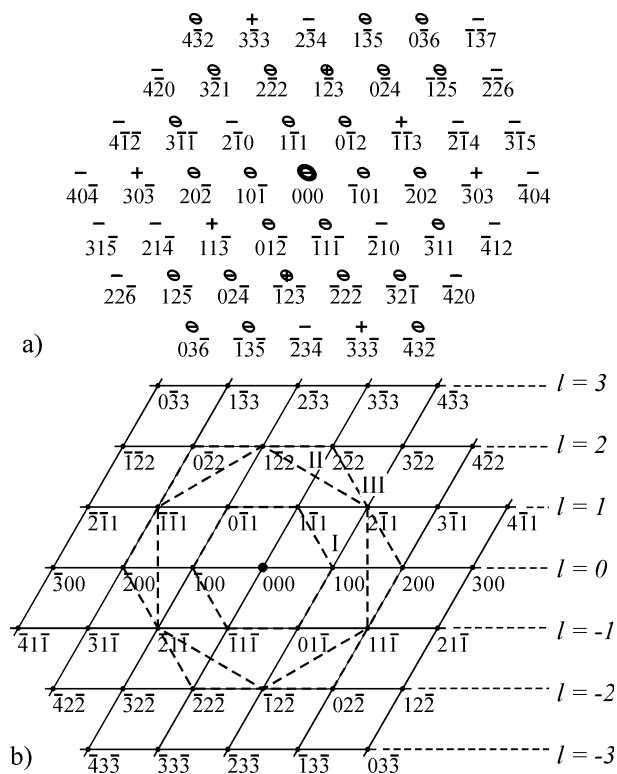


Рис. 2. Индексы узлов обратной решетки гексагонального кристалла в плоскости, перпендикулярной оси [121] (а) и [011] (б).

Таким образом, при взаимодействии слоев Ni и GaAs на монокристаллах NaCl при температуре 215°C растет фаза с гексагональной решеткой, в которой вдоль направления [001] NaCl устанавливается направление [121] (или [211]) гексагональной решетки. Значения параметров растущей фазы γ'' -Ni_xGa_{1-x}As связаны с параметрами решетки γ -Ni₃Ga₂ соотношениями $a_{\gamma''} \approx a_{\gamma}$, $c_{\gamma''} \approx 2c_{\gamma}$. Знание $a_{\gamma''}$ и $c_{\gamma''}$, а также направления $[uvw] = [121]$ позволяет, воспользовавшись выражениями, следующими из [21] $h = 2u - v$, $k = 2v - u$, $l = 2(c/a)^2 w$, определить индексы плоскости растущей гексагональной фазы γ'' , параллельной плоскости скола (100) NaCl. Для $[uvw] = [121]$ и $(c/a) = 6.02 \approx 6$ получим $(hkl) = (014)$.

Ориентирующее действие подложки приводит к росту на плоскости (100) NaCl не базисной плоскости гексагональной решетки, а плоскости (014). На рис.3 приведена схема сопряжения обратных решеток фаз γ , γ' , γ'' GaAs и NaCl. Точки в вершинах квадратной сетки принадлежат узлам обратной решетки кристаллов NaCl, ориентированных направлением [100] перпендикулярно поверхности скола, на которую происходила конденсация слоев GaAs и Ni. Точки •, о, Δ, ◇ соответствуют фазам GaAs (с той же ориентацией [100]), γ , γ' и γ'' -фазам с решетками никель-арсенидного типа (для γ -фазы отношение осей $c/a = 1.25$, для $\gamma' - 0.625$, $\gamma'' - 2.455$), гексагональные решетки которых ориентированы направлением [121] параллельно [100] NaCl, GaAs.

Сопряжение прямых решеток при этом происходит так, что вдоль направления [110] кубической решетки NaCl, по-видимому, устанавливается направление [100] гексагонального кристалла в силу близости значений $a_{\gamma} = a_{\gamma'} = 4.11 \text{ \AA}$ и $a_{NaCl}/\sqrt{2} = 3.99 \text{ \AA}$ [13]. Если предположить, что решетка γ'' -фазы тройной системы построена на основе решетки NiAs-типа с удвоенным периодом

вдоль оси c ($c_{\gamma'} = 10.09$, $c_{\gamma} \approx c_{\gamma'} \approx 5 \text{ \AA}$), то в плоскости (014), перпендикулярной направлению [121], атомы одинакового сорта располагаются в позициях $[[010]]$ (1), $[[00\frac{1}{4}]]$ (2), $[[110]]$ (3), $[[10\frac{1}{4}]]$ (4). Расстояния между ними соответственно равны $|\vec{r}_{13}| = |\vec{r}_{24}| = a = 4.11 \text{ \AA}$ и $|\vec{r}_{12}| = |\vec{r}_{34}| = |\vec{r}_{23}| = \sqrt{a^2 + (c/4)^2} = 4.82 \text{ \AA}$. Оказывается, что узлы решетки γ' -фазы в этой плоскости образуют сетку из параллелограммов с углом между векторами \vec{r}_{13} и \vec{r}_{23} , равным 64.76° (или сетку из равнобедренных треугольников). Соответствующие сетки для γ - и γ' -фаз Ni_3Ga_2 представляют параллелограммы со сторонами (4.0, 6.38 \AA) и (7.98, 21.38 \AA) и углами 71.79° и 79.25° соответственно. При этом для γ -фазы перпендикулярной направлению [121] оказывается плоскость с индексами (011), а для γ' -фазы – плоскость (041).

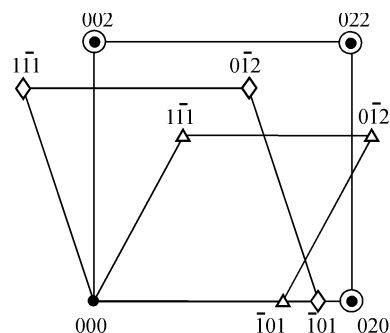


Рис. 3. Схема сопряжения решеток в обратном пространстве при совпадении направления [121] кристаллов с гексагональной решеткой с направлением [100] кристаллов с кубической решеткой.

- – NaCl, GaAs [100], ○ – $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ [121],
- ◊ – $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ [121], ◊ – $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Ga}_2\text{As}_2$ [121]

Аналогичные расчеты проведены для фазы, расположение рефлексов на электронограмме от которой отвечает рис.2b (конденсация слоев GaAs и Ni на монокристаллы NaCl при 310°C). С использованием значений индексов рис.2b определены параметры гексагональной решетки (γ' -фазы), соответствующей наблюдаемым отражениям: $a_{\gamma'} = 5.32 \text{ \AA}$, $c_{\gamma'} = 20.60 \text{ \AA}$.

Как уже отмечалось, наблюдаемое расположение рефлексов отвечает проекции обратной решетки, перпендикулярной направлению [011]. Индексы перпендикулярной этому направлению плоскости γ' -фазы – $(hkl) = (\bar{2} \ 1 \ 32)$.

Если предположить, что эта фаза также построена на основе решетки NiAs-типа (вдоль оси \vec{c} – 4 ячейки, т.к. $c_{\gamma} \approx 5 \text{ \AA}$, $c_{\gamma'} \approx 20 \text{ \AA}$), то оказывается, что плоскость с индексами $(\bar{2} \ 1 \ 32)$ образована прямоугольниками со сторонами 9.21 и 10.64 \AA , а сетка узлов для частиц одного сорта построена на векторах $\vec{r}_1 = 2\vec{a} + \vec{b}$ и $\vec{r}_2 = -2\vec{b} + \vec{c}/8$, $(\vec{r}_1 \vec{r}_2) = 0$. Сопряжение решеток γ' -фазы и NaCl происходит, по-видимому, по направлениям [100] и [010] NaCl, поскольку $2a_{\text{NaCl}} = 11.28 \text{ \AA}$. В этом случае неточность совпадения узлов двух решеток составляет не более 20%, а сопряжение решеток происходит при низкой ретикулярной плотности узлов в растущей фазе.

Если в монолитах, а также в пленках Ni/GaAs с $M = 0.5, 1, 2$ на поликристаллической подложке NaCl при температурах $200\text{--}300^\circ\text{C}$ образуется упорядоченная фаза с решеткой типа $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$, то рост на моно-

кристалльной подложке NaCl ведет к возникновению монокристалльных γ' и γ'' -фаз тройной системы Ni-Ga-As, параметры которых связаны с параметрами неупорядоченной γ -фазы Ni_3Ga_2 соотношениями $a_{\gamma'} = a_{\gamma}$, $c_{\gamma'} = 2c_{\gamma}$; $a_{\gamma'} > a_{\gamma''} > a_{\gamma}$, $c_{\gamma''} = 4c_{\gamma}$, (в то время как для упорядоченной γ' -фазы Ni_3Ga_2 – $a_{\gamma'} = 2a_{\gamma}$, $c_{\gamma'} = c_{\gamma}$). Энергетически более выгодным оказывается рост γ' -фазы тройной системы, когда при приблизительно совпадающих узлах вдоль [110] NaCl отстоящие на расстояниях $|\vec{r}_{12}| = 4.82 \text{ \AA}$ частицы растущей фазы размещаются в точках, делящих пополам расстояния вдоль диагонали грани. Наличие прямого угла в плоскости $(\bar{2} \ 1 \ 32)$ у γ'' -фазы и 20% несовпадения узлов является, по-видимому, причиной энергетически более выгодного роста γ'' -фазы. При этом у γ' и γ'' -фаз перпендикулярно подложке устанавливаются направления [121] и [011] соответственно, т.е. наблюдается последовательное приближение плоскости роста монокристалльной фазы к плоскости базиса (001).

Таким образом, при наличии склонности γ -фазы Ni_3Ga_2 в двойной системе к упорядочению, конденсация слоев при температурах $200\text{--}400^\circ\text{C}$ при ориентирующем действии подложки NaCl приводит к наблюдаемому росту γ' и γ'' фаз $\text{Ni}_x\text{Ga}_y\text{As}_z$, по сравнению с γ' - Ni_3Ga_2 в массивном состоянии. Гексагональные фазы с параметрами $a_{\gamma'} = 4.11 \text{ \AA}$, $c_{\gamma'} = 10.09 \text{ \AA}$ и $a_{\gamma''} = 5.32 \text{ \AA}$, $c_{\gamma''} = 20.60 \text{ \AA}$ растут не базисной плоскостью параллельно подложке, а энергетически более выгодным, 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' и γ'' -фаз тройной системы, в двойных массивных системах не наблюдаются.

Монокристалльная подложка NaCl оказывает влияние на рост не всех образующихся фаз. Кроме точечных рефлексов на электронограммах наблюдаются системы дифракционных линий поликристаллических фаз, аналогичных тем, которые наблюдались при росте фаз на поликристаллической подложке NaCl. Так, гексагональная γ'' -фаза сосуществует с поликристаллической фазой, имеющей решетку типа Ni_3Ga_4 с параметром $a = 11.35 \text{ \AA}$, характеризующейся системой дифракционных линий от плоскостей с d_{hkl} 2.69 \AA (330), 2.17 \AA (500), 1.67 \AA (630), 1.29 \AA (832).

Пленки Ni/GaAs с градиентом концентрации вдоль подложки

Образцы для исследований получали путем последовательного термического испарения и конденсации GaAs и Ni в вакууме 10^{-4} Па на монокристаллы NaCl. Взаимное расположение испарителей и протяженной подложки позволяло в различных точках ее получать слои GaAs примерно постоянной толщины (30 нм), а слои Ni – переменной (3–50 нм). Температура подложки при конденсации GaAs составляла 20 или 400°C . Полученные образцы охлаждались в вакууме и исследовались электронографически. При расшифровке образующихся при взаимодействии фаз учитывались изложенные выше результаты исследования структуры фаз, образующихся в пленках Ni/GaAs на подложке с градиентом температур.

Концентрации компонентов в пленках переменного состава изменялись в следующих пределах Ni –

(14.3–73.4) мас.%, Ga – (41.1–12.0) мас.%, As – (44.6–13.4) мас.%, а соответствующие им точки располагались вдоль прямой, концентрационного треугольника на рис.1. Существенное отличие пленок переменного состава состоит в том, что слои GaAs конденсировались на подложку (монокристаллы NaCl) не только при $T = 20^\circ\text{C}$, но и нагретую до 400°C .

Было установлено, что структурное состояние и фазовый состав образцов зависят от структуры и состояния слоя GaAs, которые, в свою очередь, определяются температурой монокристалльной подложки NaCl при конденсации GaAs.

В случае, когда пленки GaAs конденсировались при 20°C , а Ni – при 400°C в результате взаимодействия слоев образуются фазы со структурой, подобной наблюдаемым в двойных системах Ga-Ni и Ni-As. Весь концентрационный интервал можно условно разбить на несколько участков, отличающихся наборами наблюдаемых фаз. Следует отметить, что дифракционные линии от поликристаллического GaAs присутствуют на электронограммах от образцов с концентрацией GaAs более 80 мас.%. В интервале 74–20 мас.% Ni линии от GaAs на электронограммах отсутствуют.

На участке, где толщина слоя Ni изменялась от 50 до 34 нм (а концентрация – от 73.6 до 65.5 мас.% Ni), на электронограммах наблюдается, в основном, система линий, отвечающих α -твердому раствору на основе гцк-решетки Ni с параметром решетки $a = 3.56\text{--}3.60 \text{ \AA}$ ($a_{\text{Ni}} = 3.52 \text{ \AA}$). Увеличение параметра решетки твердого раствора обусловлено различающимися значениями атомных радиусов ($r_{\text{Ni}} = 1.24 \text{ \AA}$, $r_{\text{Ga}} = 1.39 \text{ \AA}$, $r_{\text{As}} = 1.21 \text{ \AA}$). По мере уменьшения концентрации Ni на электронограммах появляются сначала слабые, а затем и более интенсивные линии на малых углах.

Для пленок с концентрацией Ni от 63–42 мас.%, наряду с линиями от α -твердого раствора наблюдались дифракционные линии, полученные отражением от плоскостей с $d = 5.84, 5.11, 3.30, 3.14, 3.00, 2.65 \text{ \AA}$ и т.д., которые, по-видимому, принадлежат фазе типа $\text{Ni}_{11}\text{As}_8$ с тетрагональной решеткой [4] ($a = 6.868$, $c = 21.80 \text{ \AA}$), хотя с той же вероятностью их можно отнести к фазе типа Ni_5As_2 ($a = 6.83$, $c = 12.60 \text{ \AA}$, гексагональная решетка). Отражения от плоскостей с $d = 3.42, 3.14, 2.85, 2.65, 2.29, 2.22, 2.09, 1.97, 1.80 \text{ \AA}$ и т.д. отвечают, вероятно, фазе с решеткой типа Ni_3Ga_4 (кубическая сложная, $a = 11.411 \text{ \AA}$), а с $d = 4.15, 3.14, 2.83, 2.65, 2.30, 2.10, 2.03, 1.80, 1.69, 1.63 \text{ \AA}$ и т.д. – γ' - Ni_3Ga_2 (упорядоченная гексагональная решетка никель-арсенидного типа, $a = 3.992 \times 2 \text{ \AA}$, $c = 4.96 \text{ \AA}$).

Радикальные изменения наблюдаются в пленках Ni/GaAs, где концентрация никеля соответствует интервалу 39–29 мас.%. Здесь происходит переход при больших концентрациях Ni от размытия линий с $d \approx 3.22, 3.14, 2.28 \text{ \AA}$ к образованию трех гало с $d \approx 2.28 \text{ \AA}$ (на месте трех линий с $d = 2.30, 2.20, 2.16 \text{ \AA}$), 2.05 \AA и 1.10 \AA (вместо четырех линий с $d = 1.15, 1.13, 1.11, 1.06 \text{ \AA}$). Наряду с этим наблюдается система четких дифракционных линий с $d = 4.16, 2.74, 2.68, 2.53, 2.03, 1.97 \text{ \AA}$ и т.д., которые принадлежат, по-видимому, фазе с решеткой типа α - NiAs_2 . Наибольшую интенсивность имеют линии, полученные отражением от плоскостей с $d = 2.05\text{--}2.02, 1.97 \text{ \AA}$. Они соответствуют наиболее интенсивным отражениям у фаз типа γ -, γ' - Ni_3Ga_2 и NiAs.

Эти изменения сохраняются и в пленках, содержание никеля в которых составляет 27–23 мас.%. Для ряда линий по мере уменьшения толщины слоя Ni наблюдается постепенное изменение d_{hkl} , что обусловлено образованием, по-видимому, фазы с решеткой типа γ' - Ni_3Ga_2 – фазы переменного состава на основе NiAs-решетки (отражения от плоскостей с $d = 4.16\text{--}4.15, 3.16\text{--}3.14, 2.79\text{--}2.74 \text{ \AA}$ и др.).

Наличие трех гало свидетельствует и об образовании аморфной фазы в процессе охлаждения пленок Ni/GaAs. Они наблюдаются при углах соответствующих скоплению наиболее сильных линий кубической решетки типа NiGa₄ (или Ni₃Ga₇ [14], кубическая решетка типа Ru₂Sn₇, $a = 8.42 \text{ \AA}$): $d = 1.985, 1.40, 1.145 \text{ \AA}$.

У пленок Ni/GaAs, концентрация никеля в которых составляет 20.8–19.3 мас.% (толщина слоя Ni изменяется от 4.7 до 4.0 нм) взаимодействие слоев приводит к образованию фаз с решетками типа α -NiAs₂, NiGa₄, NiAs (присутствуют также дифракционные линии от GaAs).

Таким образом, по мере уменьшения толщины слоя никеля в контактирующих пленках GaAs и Ni, наблюдается переход от образования фаз с большей концентрацией Ni к фазам с меньшей концентрацией Ni. В пленках с содержанием никеля 39–23 мас.%, наряду с дифракционными линиями, наблюдаются гало от аморфной фазы. Кроме того, в случае осаждения GaAs на NaCl-подложку при 20°C электронограммы указывают на отсутствие ориентирующего действия подложки как на структуру образующихся при контактом взаимодействии фаз системы Ni-Ga-As, так и на слой GaAs.

В случае когда пленки GaAs и Ni конденсировались при 400°C наблюдаемые фазы имели различное структурное состояние (поликристаллическое, текстурированное, монокристалльное). Это позволило выделить максимумы одинакового внешнего вида, принадлежащие каждой фазе, и получить соответствующие им наборы межплоскостных расстояний. Следует отметить, что в отличие от описанного выше роста монокристалльных фаз с гексагональной симметрией, в данном случае образующиеся фазы соответствовали кубической симметрии. При этом весьма проблематичным оказывается отнесение к монокристалльной фазе тройной системы отражений с $d = 1.985, 1.40, 1.255 \text{ \AA}$ от плоскостей (330), (600), (630) для NiGa₄ и с $d = 1.999, 1.413, 1.265 \text{ \AA}$ от плоскостей (220), (400), (420) для GaAs. Как и при конденсации GaAs при 20°C , в пленках с «толстым» слоем никеля (50–30 нм, 75–60 мас.% Ni) на электронограммах наблюдаются сильные дифракционные кольца от α -фазы – гцк-решетки на основе никеля. Очень слабые рефлексы от монокристалльной составляющей здесь следует, по-видимому, отнести к фазе с решеткой типа NiGa₄. В то же время при отсутствии ориентирующего действия подложки наличие фазы типа NiGa₄ характеризовало появление системы тонких дифракционных линий, отвечающих отражениям от плоскостей с межплоскостными расстояниями d_{hkl} , равными 2.83, 2.51, 2.41, 1.25, 1.14, 1.05 \AA (отражения от плоскостей (300), (311), (422), (622), (552), (811)). Образующаяся фаза Ni₅As₂ была мелкодисперсной и ее характеризовал набор размытых линий с $d_{hkl} = 2.72, 1.89, 1.79, 1.62, 1.29, 1.25 \text{ \AA}$ (отражения от плоскостей (111), (104), (302), (303), (311), (410)).

При росте кристалликов с решеткой типа γ' - Ni_3Ga_2 появлялись три яркие линии (самая яркая с

$d_{hkl} \approx 2.02 \text{ \AA}$ (202), менее интенсивные с $d_{hkl} \approx 2.84 \text{ \AA}$ (201), $d_{hkl} \approx 1.99 \text{ \AA}$ (220)). О наличии фазы с решеткой типа NiAs можно было судить по появлению ярких сплошных линий с $d_{hkl} = 2.66$ и 1.97 \AA , полученных отражением от плоскостей (101) и (102). В ряде случаев наблюдается образование текстурированной фазы с решеткой типа NiGa₄, характеризующейся наличием 12 утолщенных дуг на кольцах, полученных отражением от плоскостей (211), (311), (422), (611), (552). По мере дальнейшего уменьшения толщины слоя Ni при взаимодействии слоев наблюдается образование смеси фаз типа α - + Ni₅As₂ + NiGa₄ (при $l_{\text{Ni}} = 16 \text{ нм}$), γ' -Ni₃Ga₂ + α -NiAs₂ + Ni₃Ga₄ + GaAs + аморфная фаза (при $l_{\text{Ni}} = 10 \text{ нм}$), NiAs + NiGa₄ + α -NiAs₂ + GaAs (при $l_{\text{Ni}} = 4 \text{ нм}$). При этом положение самого сильного гало аморфной фазы отвечает наложению дифракционных линий с близкими межплоскостными расстояниями у фазы типа NiGa₄. Таким образом, как и выше, в широком интервале составов системы Ni-Ga-As наблюдается образование фазы с решеткой типа NiGa₄ с максимальным содержанием галлия. Являясь самой низкотемпературной фазой системы Ni-Ga (и, по-видимому, системы Ni-Ga-As), она при температуре конденсации (400°C) может переходить в жидкое состояние. В дальнейшем при остывании наблюдается переход этой фазы как в кристаллическое (монокристалльное), так и в аморфное состояние.

Следует отметить, что только при $l_{\text{Ni}} \leq 16 \text{ нм}$, электронограммы содержат рефлексы от пленки GaAs, оказывающей ориентирующее действие на растущую фазу с решеткой типа NiGa₄. При этом наблюдается два варианта ориентации GaAs и NiGa₄ – при совпадении отражений (300) NiGa₄ и (200) GaAs или когда обратная решетка NiGa₄ повернута на 45° вокруг первичного пучка и отражения (200) GaAs и (300) NiGa₄, (220) GaAs и (330) NiGa₄, чередуясь, образуют по 8 рефлексов.

Заключение

В результате проведенных исследований показано, что температура в момент конденсации слоев и структурное состояние подложки (поли- и монокристаллов NaCl) оказывает существенное влияние на структуру фаз, образующихся при взаимодействии слоев Ni и GaAs с различающимся соотношением их масс (толщин).

Во всех экспериментах сначала на подложку, которой служили сколы монокристаллов или пленки NaCl конденсировали слой GaAs, затем Ni. В зависимости от структурного состояния подложки и ее температуры слои GaAs имели аморфное, поликристаллическое или монокристалльное строение. Рост монокристалльной пленки GaAs на подогретой монокристалльной подложке NaCl обусловлен наличием благоприятного ориентационного и размерного соответствия у решеток NaCl и GaAs ($a_{\text{NaCl}} = 5.64 \text{ \AA}$, $a_{\text{GaAs}} = 5.65 \text{ \AA}$). Взаимодействие монокристалльной пленки GaAs со слоем Ni приводит к росту в диффузионной зоне одной из фаз кубической системы. В случае нанесения слоя GaAs на поликристаллическую подложку NaCl пленка GaAs вплоть до температуры подложки ~ 300°C имела аморфное строение. Взаимодействие аморфной пленки GaAs со слоем Ni в широком концентрационном интервале приводит к образованию аморфной фазы трехкомпонентной системы Ni-Ga-As. Эксперименты, использующие создание температурного градиента вдоль подложки в момент конден-

сации слоя никеля, показали, что аморфные фазы образуются при температурах подложки до 100–150°C. При более высоких температурах на электронограммах, наряду с гало возникают сначала слабые, а затем и все более интенсивные линии поликристаллических фаз.

При взаимодействии слоев Ni и GaAs в пленках образуются в основном фазы с кубической и гексагональной решетками. Для ряда наблюдаемых фаз параметры кристаллических решеток близки к параметрам соответствующих фаз двойных систем – γ , γ' -Ni₃Ga₂, NiAs, Ni₃Ga₄, α -NiAs₂, Ni₅As₂, NiGa₄. При этом диффузионная зона содержит сразу несколько фаз, включая и аморфные. Это существенно отличает взаимодействие Ni с GaAs по сравнению с системой Ni-Si, в которой в каждом температурном интервале растет преимущественно одна фаза [1].

Наличие тех или других фаз в тройной системе Ni-Ga-As объясняется тем, что в зоне контакта путем гетерофазных флуктуаций могут образовываться зародыши на основе Ni-As, Ni-Ga, которые в дальнейшем могут расти диффузионным путем (при размерах выше критического). Конкуренция растущих фаз в процессе реактивной диффузии в трехкомпонентной системе приводит к многофазности, существованию помимо трехкомпонентных и двухкомпонентных фаз [22]. При близких скоростях роста могут расти кристаллы на основе A_xB_y, A_xC_y, A_xB_yC_z (A – Ni, B – Ga, C – As). 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 и ориентирующего действия подложки. В результате возможно подавление развития 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 [23].

Для пленок с различающимся соотношением масс $M = m_{\text{Ni}} : m_{\text{GaAs}} = 0.5, 1, 2$ при температурах поликристаллической подложки NaCl выше 150°C, несмотря на разный состав, в результате взаимодействия образуется фаза с решеткой никель-арсенидного типа с изменяющимся параметром решетки a и почти постоянным параметром c . Наряду с кристаллической в пленках присутствует и аморфная фаза (стеклообразная мембрана). Подобное явление наблюдается и при осаждении металла на поверхность кремния. В системе Ni-Si состав аморфной фазы соответствует точке эвтектики, то есть составу с наименьшей температурой плавления [1]. Возможно, что в системе Ni-GaAs такой фазой оказывается NiGa₄, как самая низкотемпературная фаза в двойных системах Ni-Ga и Ni-As. Это может свидетельствовать о том, что Ni и Ga взаимодействуют в диффузионной зоне с большей скоростью. Дальнейшее взаимодействие, приводящее к образованию фаз тройной системы, по-видимому происходит, как предполагается в [5], с участием жидкой фазы либо протекает при формировании на границе металл-полупроводник аморфного тонкого слоя, постулируемого авторами [18], который может играть роль плавающей зоны в процессе роста контактного слоя. При этом и образуется одна из фаз тройной системы Ni-Ga-As, в частности, фаза с никель-арсенидной решеткой, подобной решеткам в двойных системах – NiAs, γ -Ni₃Ga₂. Изменение параметра a фазы тройной системы в сторону уменьшения связано, вероятно, с замещением стехиометри-

ческих вакансий и части позиций галлия в решетке $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ мышьяком (ковалентные радиусы мышьяка и галлия составляют соответственно 1.21 и 1.39 Å).

В то же время образование фазы $\gamma\text{-Ni}_x\text{Ga}_y\text{As}_z$ с переменным параметром a в поликристаллических пленках, вероятно, обусловлено особенностями строения фаз NiAs-типа (и бертоллидов, и дальтонилов), на основе которых образуются твердые растворы как замещения, так и внедрения, вычитания [15,19]. Поскольку отношение осей c/a уменьшается с температурой подложки (в момент конденсации никеля), это свидетельствует о том, что наряду с процессом замещения вакансий в $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ мышьяком, возможно заполнение увеличивающихся тетраэдрических пустот NiAs-решетки атомами никеля. Следствием этого является то, что фаза $\gamma\text{-Ni}_x\text{Ga}_y\text{As}_z$ наблюдается в тройной системе для широкого интервала составов (5 : 4 : 4, 5 : 2 : 2, 5 : 1 : 1). Таким образом, уменьшение отношения осей c/a , связанное с замещением позиций, обычно занятых Ga, атомами As, позволяет изменять число атомов Ni, входящих на элементарную ячейку.

Уменьшение концентрации Ni вдоль поликристаллической подложки NaCl в интервале от 76.3 до 19 мас.% Ni (GaAs конденсирован при 20°C, Ni – при 400°C) приводит к образованию поликристаллических фаз с решетками, идентичными наблюдаемым в двойных системах, от фаз с решетками типа Ni_5As_2 , α -, $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ до фаз типа NiAs, $\alpha\text{-NiAs}_2$, NiGa_4 – от фаз с большей концентрацией Ni к фазам с меньшей концентрацией Ni. Исключением является фаза NiGa_4 с максимальным содержанием Ga, которая наблюдается в широком интервале составов контактирующих слоев Ni и GaAs.

В условиях роста на монокристаллах NaCl монокристаллической пленки GaAs подложка оказывает ориентирующее действие на рост низкотемпературной кубической фазы тройной системы с решеткой типа NiGa_4 , которая в зависимости от условий получения может находиться в монокристалльном, поликристаллическом и аморфном состоянии.

Когда пленка GaAs осаждена на монокристаллы NaCl при 20°C и нагрета до температур выше 200°C в момент конденсации никеля, в результате ориентирующего действия монокристаллической подложки NaCl образуются гексагональные фазы γ' - и γ'' - $\text{Ni}_x\text{Ga}_y\text{As}_z$, ориентирующиеся направлениями [121] и [011] перпендикулярно плоскости подложки. Параллельно плоскости подложки (100) NaCl при этом устанавливаются плоскости (014) у γ' - и $(\bar{2} \ 1 \ 32)$ у γ'' -фазы. Возможно, что в тонких слоях таким образом происходит процесс упорядочения в γ -фазе тройной системы. В монолитах упорядочение в $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ системы Ni–Ga приводит к возникновению γ' -фазы, с $a_{\gamma'} = 2a_{\gamma}$, $c_{\gamma'} = c_{\gamma}$. В тонких слоях в условиях ориентирующего действия подложки параметры растущей фазы отвечают соотношениям $a_{\gamma'} = a_{\gamma}$, $c_{\gamma'} = c_{\gamma}$ и $a_{\gamma'} > a_{\gamma''} > a_{\gamma}$, $c_{\gamma''} = 4c_{\gamma}$. Фазы с параметрами $a_{\gamma'}$ и $c_{\gamma'}$, $a_{\gamma''}$ и $c_{\gamma''}$ в массивных образцах не наблюдаются.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тонкие пленки. Взаимная диффузия и реакции. Под ред. Дж. Поуга, К.Ту, Дж.Мейера, – Москва, Мир, 1982. – 576 с.
2. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. I – II т. М.; Металлургиздат, 1962. – 1488 с.
3. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов. I–II т. М.; Металлургия, 1970. – 472 с.
4. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов, М.; Металлургия, 1973. – 760 с.
5. Мэйлер Б.Л. Межфазное взаимодействие на контакте Ni-Si и Ni-GaAs. – Поверхность, 1985, № 4. С. 62–67.
6. 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.
7. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В., Сорокина И.В., Труды всесоюз. конф. по физике и технологии тонких пленок, ч.1, Ивано-Франковск, 1990. – с. 180.
8. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В. // Материалы докл. V украинской конф. «Фізика і технологія тонких плівок складних напівпровідників», Ужгород, 1992, с. 128–130.
9. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В. // Труды III Конф. «Физические явления в твердых телах», Харьков, 1997, с. 57.
10. Dukarov S.V. γ -Phase structure in Ni-Ga-As thin film system. // Functional materials, 1997. V. 4, N 3. P. 355–358.
11. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В. // Металлофизика и новейшие технологии, 1997, 19, № 6, – с.66–73.
12. Grebennik I.P., Gladkikh N.T., Dukarov S.V. // Functional Materials, v.5, N 1, 1998, p. 44–47.
13. Гладких Н. Т., Гребенник И. П., Дукаров С. В. // Вопросы атомной науки и техники, вып. 2(3), 3(4), 1998, с. 75–81.
14. Яценко С.П. Галлий. Взаимодействие с металлами, Наука, Москва (1974) 219 с.
15. Шуберт К. Кристаллические структуры двухкомпонентных фаз. М.; Металлургия, 1971. – 531 с.
16. Барабаш Р. М., Коваль Ю. Н., Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев, Наукова думка, 1986. – 598 с.
17. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем, т. 2. М.; Гос. изд. физ.-мат. лит., 1962. – 982 с.
18. Гершинский А.Е., Ржанов А.В., Черепов В.И., Образование пленок силицидов на кремнии. // Поверхность, 1982. № 2. С. 1–12.
19. Пинес Б.Я. Лекции по структурному анализу. – Харьков, Изд. Харьковского университета, 1967. – 476 с.
20. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А., Рентгенографический и электроннооптический анализ. Приложения. М.; Металлургия, 1970.
21. Утевский Л. М., Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.; Металлургия, 1973.
22. Корниенко С.В., Гусак А.М. Выбор диффузионного пути в тройной системе. // Металлофизика и новейшие технологии. 1998, т.20. С. 28–42.
23. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. М.; ГРФМЛ, 1981. – 350 с.

Phase Formation in Ni/GaAs Thin Film System

S.V.Dukarov, I.P.Grebennik

(Kharkov State University, Scientific Center of Physical Technologies, Kharkov, Ukraine)

The results of studying interactions in Ni/GaAs films at various temperatures and concentration of components are given. The reason for the appearance of a phase with variable composition $\gamma\text{-Ni}_3\text{Ga}_2$ within a wide range of concentrations are discussed. Also the properties of ordering a γ -phase in thin layers under orientation action of the substrate are dealt with.