

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 68.37.-d, 68.55.Jk, 68.55.Nq, 81.15.Ef, 81.15.Jj

Фазоутворення та структурні зміни в двошарових плівкових системах Ti/Co і Ni/(Ti, V, Co, Cr) у процесі ізохронного відпалу

І. Ю. Проценко, В. В. Токмань, А. М. Черноус, І. О. Шпетний

*Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

Методом електроннографії та електронної мікроскопії досліджено процеси фазоутворення у двошарових плівкових системах Ti/Co, Ni/Ti, Ni/V, Ni/Co та Ni/Cr, отриманих і відпалених у вакуумі 10^{-4} – 10^{-5} Па протягом 10 хв при температурах 600, 700, 800, 900, і 1000 К (товщина систем — 100 нм, співвідношення товщин відповідає концентрації компонентів 40–60% ат.). Встановлено, що утворення проміжних фаз і твердих розчинів відбувається не у повній відповідності з діаграмою станів, оскільки при більш низьких T , фазоутворення може відбуватися незалежно в обох шарах системи, а при більш високих температурах дифузійні процеси гальмуються при утворенні оксидів V_2O_3 , Cr_2O_3 і TiO_2 .

Методом електроннографии и электронной микроскопии исследованы процессы фазообразования в двухслойных пленочных системах Ti/Co, Ni/Ti, Ni/V, Ni/Co и Ni/Cr, полученных и отожженных в вакууме 10^{-4} – 10^{-5} Па в течение 10 мин при температурах 600, 700, 800, 900 и 1000 К (толщина системы — 100 нм, соотношение толщин соответствует концентрации компонентов 40–60% ат.). Установлено, что образование промежуточных фаз и твердых растворов происходит не в полном соответствии с диаграммой состояний, так как при более низких температурах отжига фазообразование может происходить независимо в обоих слоях системы, а при более высоких температурах диффузионные процессы тормозятся при образовании оксидов V_2O_3 , Cr_2O_3 и TiO_2 .

By the electron-diffraction method and electron microscopy, the processes of phase formation in double-layers' film systems Ti/Co, Ni/Ti, Ni/V, Ni/Co, and Ni/Cr, obtained and annealed in a vacuum of 10^{-4} – 10^{-5} Pa during 10 minutes at the temperatures 600, 700, 800, 900, and 1000 K, are studied (thickness of a system—100 nm, the ratio of thicknesses corresponds to the concentration of components 40–60% at.). As revealed, the formation of intermediate phases and

solid solutions is not descend in a full conformity with the equilibrium diagram, as at lower temperatures of annealing the phase formation can descend independently in both layers of a system, and the diffusion processes can be suppressed with formation of oxides V_2O_3 , Cr_2O_3 , and TiO_2 .

Ключові слова: двошарові плівкові системи, відпал, фазоутворення, проміжні фази, тверді розчини, оксиди.

(Отримано 25 жовтня 2002 р.; остаточ. варіант — 8 січня 2003 р.)

ВСТУП

Багатошарові плівкові системи на основі металів знайшли широке застосування в галузі приладобудування і електронної техніки. Практичне застосування таких систем стимулює експериментальні дослідження процесів масопереносу в них, оскільки правильне їх розуміння дає можливість управляти якістю мікроелектронних пристроїв [1]. Багато авторів (див., наприклад, [2, 3]) вказують на ряд особливостей дифузійних процесів у плівкових системах. Це, перш за все, значне масоперенесення (навіть при відносно низьких температурах відпалу $T_b < 0,3T_s$, де T_s — температура плавлення окремих компонентів системи), обумовлене дисперсністю, великою концентрацією вакансій та інтенсивною зерномежовою дифузійною атомів. У результаті цього в плівкових системах відбуваються швидкі релаксаційні процеси, що обумовлює різні фазові переходи та твердофазні реакції [4, 5]. Майже всі автори [2, 4–6], коло досліджень яких пов'язано із масоперенесенням і твердофазними реакціями, відмічають, що більшість таких досліджень проводяться на прикладі ультрадисперсних порошків, хоча вони є актуальними [3] і у випадку плівкових матеріалів. Зокрема, у технологічному відношенні дуже важливо контролювати фазовий склад плівкових елементів мікроелектроніки при відносно низьких температурах, коли відбувається дифузійне перемішування атомів багатошарової системи. Відмітимо також, що питання про фазоутворення та процеси взаємної дифузії елементів виступають надзвичайно важливим фактором при вивченні електрофізичних властивостей багатошарових плівок (див., наприклад, [7, 8]). Мета даної роботи полягає у вивченні закономірностей і особливостей фазоутворення та зміни кристалічної структури у високодисперсних двошарових плівкових системах Ti/Co та на основі Ni і Ti, V, Co або Cr при температурах відпалу $T_b < 0,6T_s$ або $1000\text{ K}/T_s \cong 0,45\text{--}0,58$.

1. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ І ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛІВКОВИХ ЗРАЗКІВ

Плівкові системи Ti/Co, Ni/Ti, Ni/V, Ni/Co та Ni/Cr отримували

методом послідовного вакуумного осадження плівок на підкладку із (001) NaCl ($T_n \approx 300$ К) в один технологічний цикл. Товщина нижнього шару мала величину $d_1 = 35-60$ нм, а верхнього — $d_2 = 30-50$ нм. Випаровування металів здійснювалось з двох електронно-променевих гармат у вакуумі 10^{-5} Па, який створювався магніторозрядним насосом НМДО-160. Можливості експериментальної установки давали можливість отримувати одночасно одношарові плівки обох компонентів і декілька зразків двошарової системи. Після цього зразки вилучувалися на мідну електронно-мікроскопічну сітку і знову поміщалися у вакуумну камеру для подальшого відпалу при одній із температур $T_B = 600, 700, 800, 900$ або 1000 К. Відпал здійснювався у вакуумі $10^{-4}-10^{-5}$ Па протягом 10 хв, після чого піч відключалася і зразки охолоджувалися до 300 К. Дослідження кристалічної структури і процесів фазоутворення здійснювалось за допомогою електронного мікроскопа ЕММА-4. Товщина одношарових зразків вимірювалася інтерферометричним методом з точністю ± 5 нм.

Оскільки температури плавлення металів дуже близькі, можна стверджувати, що обидва шари відпалювалися в однакових умовах. Концентрації компонентів були близькі до середини діаграми станів і розраховувалися за співвідношеннями

$$c_1 = \frac{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1}}{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1} + \rho_2 d_2 \mu_2^{-1}} \quad \text{та} \quad c_2 = \frac{\rho_2 d_2 \mu_2^{-1}}{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1} + \rho_2 d_2 \mu_2^{-1}}$$

де ρ і μ — густина і молярна маса.

2. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Одношарові плівки. Одношарові плівки, на відміну від двошарових систем, конденсувалися на тонкі плівки вуглецю (товщина $d \cong 5$ нм). Це обумовило утворення при $T_B = 900-1000$ К оксидів при взаємодії з атомами кисню, які потрапили у вуглецеву підкладку. Оскільки в літературі відомі у великій кількості дані про хімічну взаємодію одношарових плівок V, Cr, Ni, Ti та Co з газом залишкової атмосфери, то ми вкажемо найбільш характерні результати. По-перше, безпосередньо після конденсації плівки мають такий фазовий склад: ОЦК-Cr, ГЦК-Ni, ГЦП(α)-Ti та ГЦП(α) + ГЦК(β)-Co. Параметри ґрат дуже близькі до відповідних величин масивних зразків. По-друге, лише у плівках Ni, відпалених до 1000 К, не відбувається ніяких змін, які б фіксувалися електроннографічно. Поряд з цим, плівки V, Cr і Ti дуже чутливі до атмосфери залишкових газів і при $T_B \geq 700$ К на електроннограмах фіксується декілька ліній VO_x , Cr_2O_3 або спочатку TiO_x , а потім, починаючи з $T_B = 800$ К, поряд із лініями α -Ti фіксуються лі-

нії від фаз TiO_2 (рутил і анатаз), а при $T_v = 900$ К декілька ліній β -Ti. Зокрема, це лінії з міжплощинними відстанями 0,256; 0,180; 0,147 та 0,127 нм, дві останні з яких повністю співпадають з аналогічними величинами для ГШП-Ti і тому не дають можливості зробити однозначний висновок відносно їх належності до тієї чи іншої фази; перша лінія віднесена до системи площин β -Ti з аналізу її інтенсивності, а друга може належати лише β -Ti. Незважаючи на те, що температура поліморфного переходу $\alpha \rightarrow \beta$ у масивному Ti має значення 1095 К, що більше від $T_v = 900$ К, тут має місце виявлення, як і у плівках Co [10] та при спостереженні α - $TiCo_2$ при $T_v = 700$ К (див. нижче), фазового розмірного ефекту, що обумовлює зниження температури фазового переходу на $\Delta T \approx 200$ К. У плівках V, відпалених при $T_v = 900$ і 1000 К, має місце утворення оксиду V_2O_3 . І, нарешті, не дивлячись на те, що фазові перетворення у масивних і плівкових зразках Co вивчено дуже детально (наприклад, [9–11]), при відпалі з великою швидкістю нагрівання (~ 100 К/хв) має місце така особливість. У вихідному стані плівки, як уже відмічалось, двофазні. Хоча температура аустенітного ГШП \rightarrow ГЦК-переходу $T_a = 690$ К [10], ми спостерігали і електроннографічно і електронно-мікроскопічно двофазний склад у зразках, які відпалювалися до 900 К (рис. 1), оскільки електронно-оптичні дослідження здійснюються після охолодження зразків до 300 К, то при цьому відбувається стабілізація ГЦК-фази при оберненому мартенситному $\beta \rightarrow \alpha$ -переході. В той же час, у плівках, відпалених при $T_v = 1000$ К, фіксується лише β -Co. Відмітимо, що α -фаза Co надзвичайно дисперсна і її кристаліти не виявляються навіть у відпалених зразках. Кристаліти β -Co мають більші розміри навіть при $T = 300$ К, але необхідно мати на увазі, що у процесі поліморфного ГШП \rightarrow ГЦК-переходу відбувається втрата стабільності ГЦК-гратки, і її кристаліти приймають рідинно-подібну форму. При цьому, залишаючись кристалітами, вони інтенсивно коалесценують як у об'ємі, так і на поверхні плівки (більш детально див. [9]). У результаті миттєвого злиття декількох кристалітів β -фази на перший погляд складається враження, що вони мають великі розміри (рис. 2, в). Хоча, виходячи з ширини дифракційних ліній на електроннограмах, ця відміна не більша ніж удвічі.

Система Ti/Co. У відповідності з діаграмою станів системи Ti—Co [13] при наших умовах термообробки можливе утворення таких, згідно з класифікацією, представленою в [14], проміжних фаз: Ti_2Co , $TiCo$, $TiCo_2$ з кубічною (α) або гексагональною (β) граткою і $TiCo_3$. Оскільки при відпалі двошарових плівок T_v відіграє роль топологічного еквівалента концентрації, то при збільшенні T_v ми переміщуємося вздовж осі концентрації на діаграмі станів.

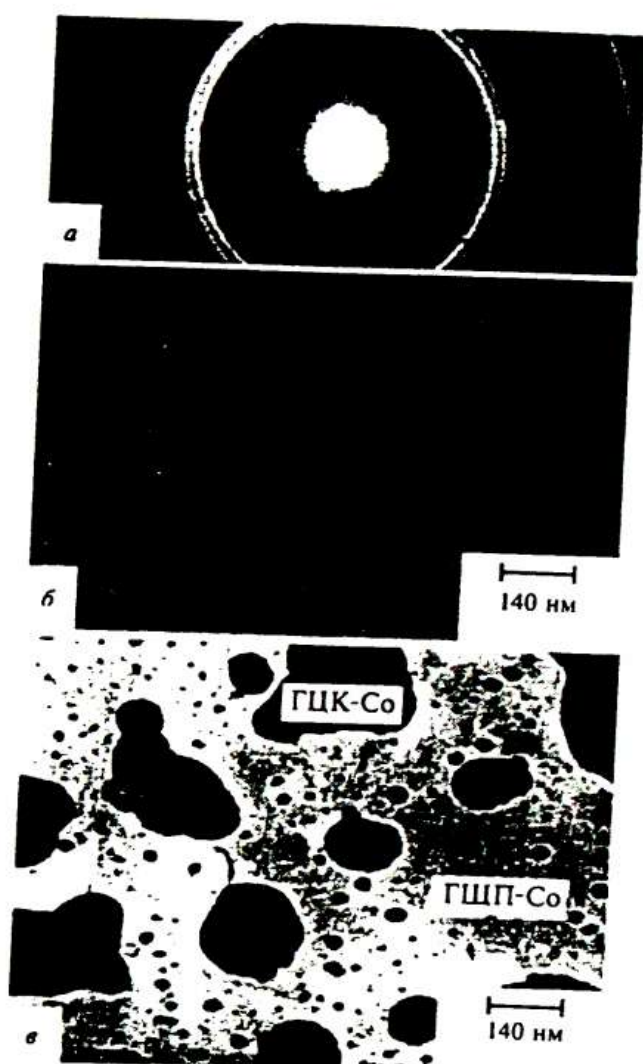


Рис. 1. Електронограма та кристалічна структура плівок Co у невідпаленому стані (a , b) та після відпалу (c) при $T_b = 900$ К.

Таким чином, при $T_b = 700$ К ми повинні б фіксувати наявність α - Ti , α - і β - Co , $TiCo$ та α - $TiCo_2$, а при $T_b = 1000$ К, крім указаних фаз, ще і Ti_2Co , β - $TiCo_2$ (хоча через вузьку область гомогенності цю фазу зафіксувати складно) та $TiCo_3$. Дані таблиці і рис. 2 до деякої міри підтверджують ці припущення. У невідпалених плівках ($T = 300$ К), як і слід чекати, не спостерігаються перехідні фази або хімічні з'єднання. Їх фазовий склад також не змінюється у

відпалених при $T_{\text{в}} = 600$ К, але при $T_{\text{в}} = 700$ К на електронोगрамах, крім ліній від α -Ti та Co, появляються по дві слабкі лінії α -TiO₂ (типу рутила) та α -TiCo₂ (кубічна ґратка).

Слід відмітити, що, згідно з [12], лінія (311) α -TiCo₂ відноситься до числа чотирьох ліній з найбільшою інтенсивністю, хоча інші інтенсивні лінії — (222), (440) і т. д. — нами не фіксуються (наприклад, лінія (222) α -TiCo₂ з'являється лише при $T_{\text{в}} = 800$ К). Із таблиці випливає, що найбільш суттєві зміни фазового складу відбуваються при $T_{\text{в}} = 900$ К, оскільки поряд із лініями α -Ti та Co з'являються найбільш інтенсивні лінії β -Ti (110) і (200) і декілька ліній кубічного Ti₂Co, оксиду TiCoO₃ та сліди α -TiCo₂ і α -TiO₂.

Відмітимо також, що нами не спостерігалось утворення β -TiO₂, хоча ряд авторів (див. посилання на літературу в [16]) спостерігали утворення цієї модифікації TiO₂ у тонких плівках якраз при невисоких температурах у вигляді термодинамічно нестійкої фази. При $T_{\text{в}} = 1000$ К фазовий склад плівок в основному відповідає β -Co та TiCo із кубічною ґраткою типу CsCl [12] та Ti₂Co зі слідами TiCoO₃

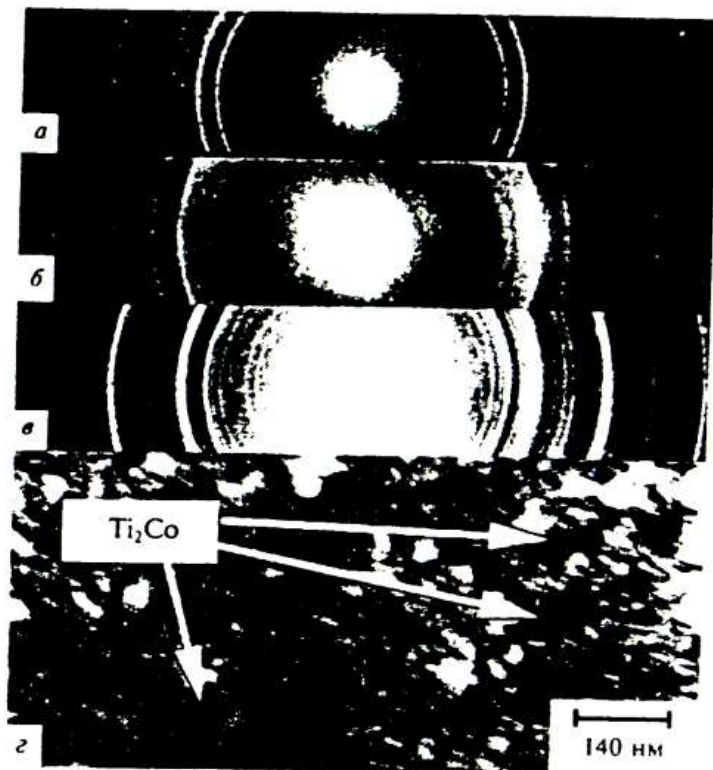


Рис. 2. Фазові переходи у плівках Ti/Co. Температура відпалу, К: 300 (а), 700 (б) і 900 (в, з).

Розрахунок електронограм від плівок Ti/Co.

№ п/п	Невідпалений			T _s = 700 К			T _s = 900 К			T _s = 1000 К		
	I, в.о.	d, нм	hkl, фаза [12]	I, в.о.	d, нм	hkl, фаза [12]	I, в.о.	d, нм	hkl, фаза [12, 15]	I, в.о.	d, нм	hkl, фаза [12, 15]
1	-	-	-	-	-	-	сл.	0,375	TiCoO ₃	-	-	-
2	-	-	-	-	-	-	сл.	0,335	(200)α-TiCo ₂	Д.сл.	0,338	(200)α-TiCo ₂
3	-	-	-	-	-	-	сл.	0,273	TiCoO ₃	Д.сл.	0,276	TiCoO ₃
4	С.	0,252	(100)α-Ti	-	-	-	сл.	0,255	(110)β-Ti	сл.	0,253	(110)β-Ti
5	-	-	-	сл.	0,248	α-TiO ₂	сл.	0,247	α-TiO ₂	сл.	0,246	α-TiO ₂
6	Д.сл.	0,233	(002)α-Ti	Д.сл.	0,235	(002)α-Ti	сер.	0,242	?	сл.	0,242	?
7	С.	0,224	(101)α-Ti	С.сер.	0,225	(101)α-Ti	сер.	0,224	(101)α-Ti	-	-	-
8	-	-	-	-	-	-	С.	0,216	(511)Ti ₂ Co	сл.	0,218	(511)Ti ₂ Co
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	сл.	0,210	(110)TiCo
10	сл.	0,204	(111)β-Co	С.сер.	0,207	α-TiO ₂	С.	0,205	α-TiO ₂	сл.	0,205	(111)β-Co
11	-	-	-	Д.сл.	0,201	(311)α-TiCo ₂	-	-	-	-	-	-
12	-	-	-	-	-	-	сл.	0,187	(442)Ti ₂ Co	-	-	-
13	-	-	-	-	-	-	Д.сл.	0,180	(200)β-Ti	-	-	-
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	Д.сл.	0,171	(102)α-Ti	сл.	0,173	(102)α-Ti	сер.	0,172	(111)TiCo	сл.	0,177	(200)β-Co
16	-	-	-	-	-	-	сл.	0,165	(102)α-Ti	Д.сл.	0,171	(111)TiCo
17	-	-	-	-	-	-	сл.	0,152	(444)Ti ₂ Co	сл.	0,165	(444)Ti ₂ Co
18	-	-	-	-	-	-	сл.	0,150	(331)α-TiCo ₂	-	-	-
19	сер.	0,147	(110)α-Ti	С.	0,146	(110)α-Ti	С.	0,150	TiCo ₂	-	-	-
20	Д.сл.	0,132	(103)α-Ti	Д.сл.	0,132	(103)α-Ti	сл.	0,146	(642)Ti ₂ Co	-	-	-
21	сл.	0,122	(110)α-Co	Д.сл.	0,122	(110)α-Co	сл.	0,132	(731)Ti ₂ Co	сл.	0,147	(731)Ti ₂ Co
22	сл.	0,106	(201)α-Co	-	-	-	сл.	0,122	(822)Ti ₂ Co	-	-	-
							сер.	0,108	(842)Ti ₂ Co	сер.	0,107	(666)Ti ₂ Co

та TiO_2 , при цьому Ti повністю відсутній у вільному стані. Параметри ґратки мають такі значення: $a(\alpha\text{-TiCo}_2) = 0,666$ нм, $a(\text{Ti}_2\text{Co}) = 1,122$ нм та $a(\text{TiCo}) = 0,296$ нм, що відповідає даним для масивних зразків [12, 15].

Слід також звернути увагу, що утворення проміжних фаз у послідовності $\alpha\text{-TiCo}_2$ (фаза, збагачена атомами Co) $\rightarrow \text{Ti}_2\text{Co}$ (фаза, збагачена атомами Ti) $\rightarrow \text{TiCo}$ (гомогенна фаза) відображає складний механізм дифузійних процесів $\text{Co} \rightarrow \text{Ti}$ та $\text{Ti} \rightarrow \text{Co}$ при збільшенні температури, які відбуваються до або після початку $\alpha \rightarrow \beta$ -переходів у Ti і Co .

На закінчення цього підрозділу відмітимо, що в нашій попередній роботі [17] наведено результати дослідження електрофізичних властивостей плівкової системи Ti/Co/P та деяких інших (Ti/Ni/P , Ti/Co/Ti/P , Co/Ti/Co/P) при $T = 300\text{--}700$ К. Згідно з [17], експериментальні і теоретичні величини термічного коефіцієнта опору суттєво відрізняються (від 30 до 100%), що пояснювалося можливим фазоутворенням на межі поділу шарів і взаємною дифузією атомів і що не враховується в теоретичній моделі. Виходячи із даних цієї роботи, можна стверджувати, що роль цих факторів не настільки значна, і тому причину невідповідності розрахункових і експериментальних даних [17] слід пов'язувати з неточністю теоретичної моделі.

Система Ni/Ti . Згідно з діаграмою станів Ni-Ti [13], при наших умовах термообробки і співвідношення атомних концентрацій у плівковій системі можуть утворюватись такі перехідні фази: NiTi_2 , NiTi та Ni_3Ti . Процес утворення проміжних фаз починається при $T_{\text{в}} > 700$ К, причому спочатку утворюється збагачена атомами Ni гексагональна фаза Ni_3Ti з параметрами ґратки $a = 0,513$ і $c = 0,832$ нм ($c/a = 1,622$), що відповідає даним для масивних зразків $a_0 = 0,511$ і $c_0 = 0,832$ нм ($c_0/a_0 = 1,630$) [12]. У зразках, відпалених при $T_{\text{в}} = 900$ або 1000 К, відбувається різка зміна фазового складу — перехід до кубічних фаз: ОЦК типу CsCl NiTi ($a = 0,325$ нм) та ГЦК NiTi_2 ($a = 0,415$ нм). Звертає на себе увагу той факт, що, на відміну від системи CoTi , в даному випадку не відбувається утворення оксидів Ti . Це можна пояснити інтенсивним утворенням інтерметалідів, у результаті чого атоми кисню витискуються фронтом твердофазної реакції на поверхню плівки. Необхідно вказати також, що параметри ґрат Ni і Ti дещо відрізняються від аналогічних величин для масивних зразків, що пов'язано із утворенням α - і γ -твердих розчинів. Дослідження мікроструктури вказує на те, що фаза Ni_3Ti знаходиться, як і одношарові плівки Ni та Ti , у надзвичайно дисперсному стані (середній розмір кристалітів $L \approx 10\text{--}20$ нм), хоча у NiTi і NiTi_2 величина $L \approx 120\text{--}250$ та 70 нм відповідно (рис. 3).

Система Ni/V . Фазова рівновага у системі Ni-V має складний характер, оскільки в ній утворюються чотири проміжні фази

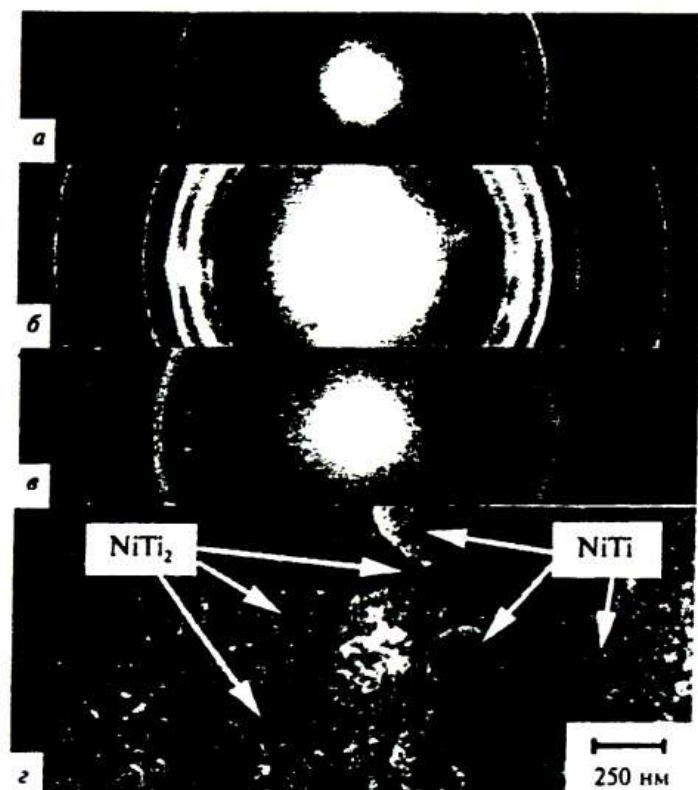


Рис. 3. Фазові переходи у плівках Ni/Ti. Температура відпалу, К: 300 (а), 600 (б), 900 (в, г).

(Ni₃V, Ni₂V, NiV₂ та NiV₃) та п'ять твердих розчинів [13]. Проте майже всі інтерметаліди високотемпературні, тому в наших експериментах ми можемо спостерігати лише тверді розчини і, можливо, утворення фази NiV₂. У результаті проведених експериментів отримано такі результати.

По-перше, у невідпалених зразках спостерігається двофазний склад ГЦК-Ni + ОЦК-V. Звертає на себе увагу той факт, що параметри ґратки у плівкових зразках дещо більші у порівнянні із a_0 : $\Delta a = a - a_0 = 0,0020$ і $0,0015$ нм для Ni і V відповідно. Це говорить про те, що вже у процесі конденсації другого шару відбувається утворення твердих розчинів. При відпалі плівкової системи до $T_b = 800$ К має місце суттєва зміна фазового складу (рис. 4).

Поряд із дифракційними лініями від Ni ($\Delta a = 0,0015$ нм) на місці ліній від V появляються чотири лінії з міжплосинними відстанями $d = 0,252$; $0,235$; $0,145$ та $0,119$ нм. Найімовірніше, ці лінії пов'язані з якоюсь метастабільною або проміжною фазою NiV₂

(більш світлі кристали на рис. 4), оскільки вона, як і вказані дифракційні лінії, зникає у зразках, відпалених при $T_B = 1000$ К. Але однозначно ідентифікувати дану фазу неможливо через малу кількість дифракційних ліній.

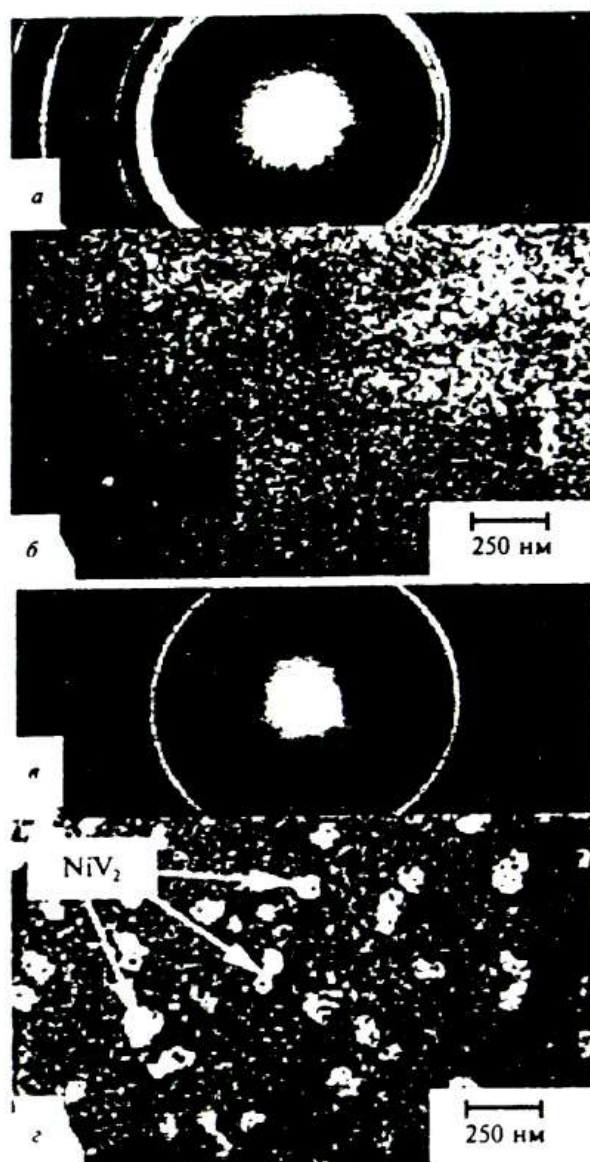


Рис. 4. Електроннограми та кристалічна структура плівок Ni/V у невідпаленому (а, б) та відпаленому (в, г) при $T_B = 800$ К станах.

У зразках, відпалених при $T_v = 1000$ К, як і невідпалених, фазовий склад відповідає твердим розчинам на основі Ni або V, але з досить значною кількістю оксиду V_2O_3 .

Система Ni/Co. Згідно з діаграмою станів Ni—Co [13], при наших умовах експерименту найбільш ймовірне утворення ГЦК-твердого розчину, оскільки Ni та Co необмежено розчинні один в одному. Аналіз величини міжплощинних відстаней та інтенсивностей ліній дає можливість зробити висновок, що у невідпалених зразках фазовий склад відповідає ГЦК-Ni + α - і β -Co, в той час як у відпалених при $T_v > 700$ К утворюється твердий розчин ГЦК-(Ni—Co) з параметром ґратки $a = (0,353 \pm 0,001)$ нм. Дослідження методом мас-спектрометрії вторинних іонів [8] також підтверджують висновок про утворення твердого розчину на основі ГЦК-фаз Ni і Co.

Система Ni/Cr. Діаграма станів Ni—Cr відноситься [13] до систем евтектичного типу (низькотемпературна частина при $T < 820$ К), хоча у верхній частині діаграми мають місце тверді розчини на основі ГЦК-Ni та ОЦК-Cr, а при концентраціях Cr 22–40% ат. і нижче від $T = 820$ К утворюється проміжна фаза Ni_2Cr з ОЦК-ґраткою типу $MoPt_2$. Проведені дослідження дають можливість дійти висновку, що в плівковій системі Ni/Cr фазоутворення не відбувається, оскільки параметри ґратки Ni і Cr майже не змінюються при відпалі. Так, у невідпалених зразках $\Delta a = 0,0005$ нм (Ni) і $0,0004$ нм (Cr), а у відпалених при 700, 800, 900 і 1000 К відповідно $\Delta a = 0,0008$; $0,0008$; $0,0006$ і $0,0010$ нм (Ni) та $-0,00010$; $-0,0005$ і $-0,0014$ нм (Cr). Той факт, що у плівці Cr $a < a_0$ ($\Delta a < 0$), можна пов'язати з утворенням вакансій у ґратці Cr у результаті утворення Cr_2O_3 , починаючи із $T_v = 700$ К (рис. 5). Таким чином, плівки Ni/Cr залишаються двошаровими при відпалі від 300 до 1000 К.

ВИСНОВКИ

Наведені результати дають можливість запропонувати наступну схему фазоутворення у двошарових плівкових системах.

У результаті конденсаційно-стимульованої та термодифузії спочатку відбувається утворення твердих розчинів або проміжних фаз біля межі поділу одночасно в обох або в одному із шарів системи. В міру збільшення T_v фазоутворення розповсюджується на всю плівкову систему, і відбувається утворення фаз у відповідності з діаграмою станів.

Оскільки V, Cr і Ti — хімічно активні елементи, то, навіть при відпалюванні у вакуумі 10^{-4} – 10^{-5} Па, відбувається утворення оксидів V_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 , кристаліти яких виступають штопорами для дифузійних процесів.

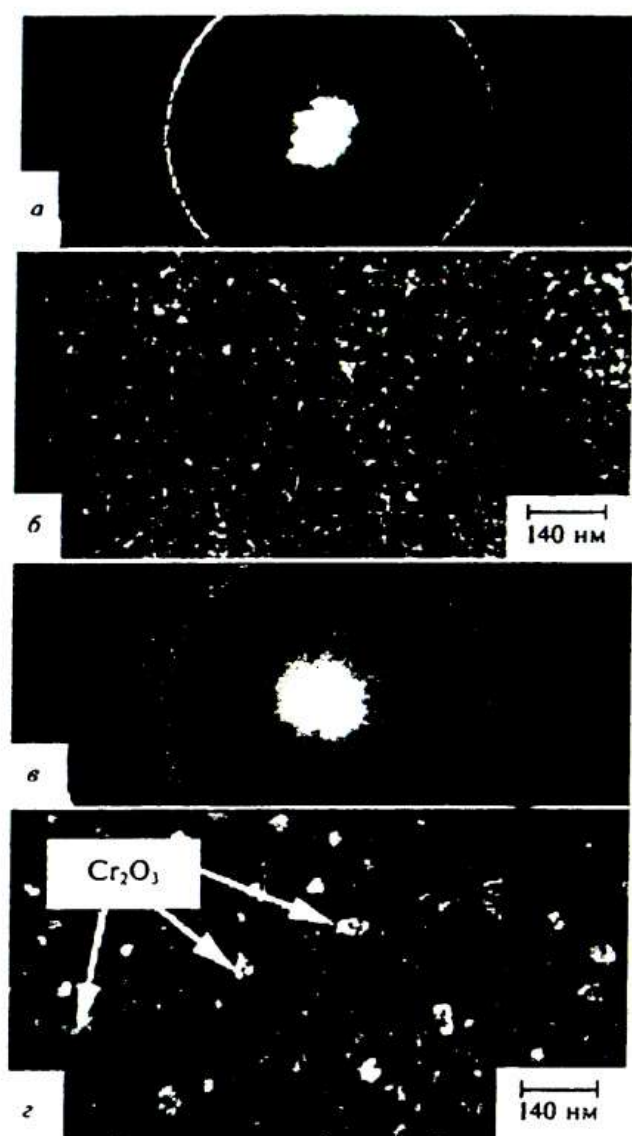


Рис. 5. Електронोगрами та кристалічна структура плівок Ni/Cr у невідпаленому (а, б) та відпаленому (в, г) при $T_{\text{в}} = 800$ К станах.

Плівкова система на основі Ni і Cr, які у масивних зразках утворюють діаграму станів евтектичного типу, залишається двошаровою (майже біпластина) при відпалюванні до 1000 К. У зв'язку з цим вони є зручними об'єктами для апробації теоретичних моделей для електрофізичних властивостей. Отримані резуль-

тати дадуть можливість правильно інтерпретувати особливості електрофізичних властивостей і дифузійних процесів у двошарових плівкових системах.

Поряд з цим необхідно відмітити наступне. Отримані нами, а також аналогічні результати інших авторів не дають можливості зробити висновок відносно кінетики росту нової фази Me_1Me_2 (Me — метал), оскільки відомо [18], що у плівкових системах значну роль відіграють розмірні ефекти у дифузійних процесах. Це обумовлює відсутність відповідної теоретичної моделі фазоутворення, яке може лімітуватися процесами на межі поділу чи взаємною дифузією атомів, як у масивних зразках, або іншими процесами, характерними для плівкових зразків.

Роботу виконано при частковому фінансуванні в рамках держбюджетної теми № 01.00U003219 Міністерства освіти і науки України.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. И. Каур, В. Густ, *Диффузия по границам зерен и фаз* (Москва: Машиностроение: 1991).
2. К. В. Чуистов, В. Г. Трубачев, А. Е. Перекос, *Металлофизика*, 13, № 3: 109 (1991).
3. С. М. Волошко, И. Н. Максеева, С. И. Сидоренко, *Металлофизика*, 15, № 8: 61 (1993).
4. В. И. Новиков, Л. И. Трусков, В. Н. Лаповок и др., *ФТТ*, 25, № 12: 3695 (1983).
5. В. Г. Мягков, В. С. Жигалов, Л. Е. Быков и др., *ЖТФ*, 68, № 10: 58 (1983).
6. Э. В. Татарчук, В. С. Татарчук, А. О. Перекос, *Металлофиз. новейшие техн. нап.*, 24, № 1: 75 (2002).
7. И. Е. Проценко, В. А. Хворост, А. Н. Черноус, *Тонкие пленки в оптике и электронике: Докл. 14-го Междунар. симп.* (Харьков: ННЦ «ХФТИ»: 2002), ч. 2.
8. І. Ю. Проценко, А. М. Черноус, І. О. Шпетний, *Наук. вісник Ужгородського ун-ту. Сер. фізика*, № 10: 199 (2001).
9. И. Е. Проценко, М. Д. Смолин, В. Г. Шамоля и др., *Металлы*, № 2: 171 (1985).
10. Т. Б. Горбачева, *Рентгенография твердых сплавов* (Москва: Металлургия: 1985).
11. В. Г. Пушин, С. Г. Блинов, Л. И. Юрченко, *Физ. мет. и металловед.*, 75, вып. 3: 96 (1993).
12. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скалов, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение* (Москва: Металлургия: 1970).
13. *Диаграммы двойных металлических систем* (Под ред. Н. П. Лякишева) (Москва: Машиностроение: 1996), т. 1, 2.
14. М. В. Белоус, М. П. Браун, *Физика металлов* (Киев: Вища школа: 1986).
15. Л. И. Миркин, *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов* (Москва: ФМЛ: 1961).
16. А. Л. Толстухина, К. Л. Сорокина, *Кристаллография*, 41, № 2: 339 (1996).
17. В. В. Токмань, И. Е. Проценко, А. Н. Черноус, *Тонкие пленки в оптике и электронике: Докл. 12-го Междунар. симп.* (Харьков: ННЦ «ХФТИ»: 2001).
18. В. Б. Сапожников, М. Г. Гольдинер, *Поверхность*, № 10: 86 (1984).