

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ W/Si

Е.Н. Решетняк, С.В. Малыхин, Ю.П. Першин, А.Т. Пугачев
Национальный технический университет
“Харьковский политехнический институт”,
г. Харьков, Украина

Методом рентгеновской дифрактометрии исследована структура пленок вольфрама и многослойных периодических W/Si-композиций, полученных методом магнетронного распыления. Показано, что химический и фазовый составы вольфрамовых слоев при неизменном давлении распыляющего газа $\sim 0,35$ Па определяются скоростью осаждения. Пленки вольфрама, полученные с низкой скоростью осаждения $\sim 0,2$ нм/с, содержат большое количество (~ 25 ат.%) примесей углерода и кислорода. Установлено, что в аморфных вольфрамовых слоях композиций с периодом, не превышающим 10 нм, структура ближнего порядка подобна кристаллическому W_3O . На границах раздела слоев W и Si в результате взаимодействия образуется аморфный WSi_2 .

ВВЕДЕНИЕ

Многослойные периодические композиции (МПК) системы W/Si являются перспективными объектами для создания диспергирующих, отражающих и фокусирующих элементов для мягкого рентгеновского излучения в диапазоне длин волн от 0,7 до 3,1 нм [1-3]. Свойства композиций определяются структурой отдельных слоев, характером взаимодействия на границах, а также термодинамической стабильностью системы. Структура, фазовый и элементный составы тонких пленок, получаемых ионно-плазменными методами распыления, зависят от ряда параметров осаждения таких, как температура подложки, давление рабочего газа, ускоряющее напряжение, ионный ток и т.д. Так, фазовый состав тонких пленок вольфрама, осажденных методом магнетронного распыления, может быть охарактеризован наличием двух фаз: α -W (ОЦК) и W_3O (структура A15). Показано что конденсаты, осажденные со скоростями ~ 1 нм/с при давлении распыляющего аргона $< 0,5$ Па, содержат преимущественно α -W, а увеличение давления > 1 Па резко увеличивает количество оксида [4-6].

Структура и фазовый состав тонких (1...2 нм) слоев многослойных периодических композиций, как правило, отличается от толстых однослойных пленок. Может наблюдаться формирование квазистабильных структур и соединений как внутри слоев, так и на границе между слоями в результате твердофазных реакций или взаимодействия с остаточной атмосферой [7-11]. Так, для МПК-системы Mo/Si характерно образование несимметричных аморфных перемешанных зон, состав которых близок к $MoSi_2$, что вызывает существенное ухудшение качества многослойных рентгеновских зеркал (МРЗ) [8]. Считается, что тонкопленочная композиция W/Si более устойчива к фазовым и структурным изменениям по сравнению с близкой по физико-химическим свойствам Mo/Si композиции [12, 13].

Как правило, слои в МПК с малым периодом ($d < 10$ нм) являются аморфными. Дифракционная картина рассеяния рентгеновских лучей такими слоями содержит несколько широких гало [14]. В МПК-системе W/Si решающий вклад в формирование дифракционной картины вносит рассеяние слоями, содержащими вольфрам, поскольку рассеивающая способность аморфного вольфрама на порядок выше, чем у аморфного кремния.

Целью данной работы являлось изучение структуры вольфрамсодержащих слоев МПК W/Si путем расчета функции парного распределения атомов методом Фурье, преобразования общего распределения интенсивности рассеяния [15-17].

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовались осажденные методом прямого магнетронного распыления в среде Ag при давлении $\sim 0,35$ Па образцы трех видов: однослойные пленки W, многослойные периодические тонкопленочные композиции W/Si с малыми периодами d в диапазоне 8,0...0,8 нм, композиции с большими периодами $d \approx 40$ нм. Осаждение производилось на подложки из стекла и монокристаллического кремния. Скорость нанесения однослойных пленок W толщиной ~ 1 мкм составляла 0,2 и 1,2 нм/с. Формирование МПК осуществлялось путем поочередной экспозиции подложек над мишенями из поликристаллического W (чистота 99%) и монокристаллического Si. Скорость нанесения слоев W в МПК изменялась в диапазоне 0,2...1,0 нм/с. Соотношение эффективной толщины слоев вольфрама и кремния в периоде составляло $t_w:t_{Si_2} \approx 1:2$. Период композиций d варьировался путем изменения времени экспозиции подложки над мишенями. Общая толщина композиций составляла $\sim 0,2$ мкм.

Рентгенографические исследования производились на дифрактометре ДРОН-3М, в фильтрованном Cu-K α -излучении. Дифрактометр был оснащен острофокусной рентгеновской трубкой и специальным коллиматором, которые обеспечивали расходимость первичного пучка $\sim 0,06^\circ$. Съемка кривых интенсивности рассеяния производилась в скользящей схеме дифракции, при угле скольжения $0,5 \dots 0,7^\circ$ и в θ - 2θ геометрии.

Анализ характера изменения дифракционных картин при увеличении периода МПК производился с помощью метода полнопрофильного анализа [18, 19] путем компьютерного моделирования экспериментального распределения интенсивности. Модельная кривая дифракции от аморфного материала представлялась как сумма фона и функций, описывающих размытые дифракционные максимумы для предполагаемых кристаллических веществ с малыми областями когерентного рассеяния (ОКР).

Обработка дифрактограмм рассеяния аморфных слоев и расчет функции парного распределения (ФПР) $W(r)$ производились с помощью специальной компьютерной программы расчета. Экспериментальная кривая углового распределения интенсивности $I(2\theta)$ перестраивалась в координатах $I(k)$, где k – вектор дифракции. После внесения поправок на поляризацию и поглощение производилась нормировка кривых интенсивности методом совмещения при больших k . Из нормированной кривой вычиталась интенсивность некогерентного рассеяния. Найденный таким образом структурный фактор вещества $F(k)$ связан с функцией парного распределения атомов вещества $W(r)$ соотношением:

$$F(k) = \frac{I_k(k)}{Nf^2(k)} = 1 + \int_0^\infty 4\pi r^2 \rho_0 [W(r) - 1] \frac{\sin kr}{kr} dr, \quad (1)$$

где $I_k(k)$ - интенсивность когерентного рассеяния; N - число рассеивающих атомов; $f(S)$ - атомный фактор рассеяния; ρ_0 - средняя атомная плотность; r - межатомное расстояние.

Функция $W(r)$ вычислялась Фурье-преобразованием кривой $F(k)$. В случае n -компонентного вещества использовалось уравнение:

$$4\pi r^2 \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n c_i K_i K_j \rho_0 W_{ij}(r) = 4\pi r^2 \left(\sum_{i=1}^n c_i K_i \right)^2 \rho_0 + \frac{2r}{\pi} \int_0^\infty k [F(k) - 1] \sin krdk, \quad (2)$$

где c_i - атомные доли компонентов; K_i, K_j - усредненные по углам значения рассеивающих способностей атомов компонентов; ρ_0 - средняя атомная плотность; W_{ij} - парная функция распределения атомов компонента j вокруг атомов компонента i .

Для уменьшения амплитуды ложных пиков ФПР использовалось умножение подынтегрального выра-

жения в уравнении (2) на множитель $\exp(-bS^2)$, где b принималось равным $4 \cdot 10^{-4} \text{ нм}^2$ [16].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ.

СОСТАВ И СТРУКТУРА КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СЛОЕВ

Как показали исследования, химический, а следовательно, и фазовый составы вольфрамсодержащих слоев в тонких пленках и МПК определяются режимом осаждения. Так, при неизменном давлении распыляющего газа $P \approx 0,35 \text{ Па}$ пленки вольфрама, получаемые при скорости осаждения $\omega = 0,2 \text{ нм/с}$, содержали по данным оже-спектроскопии $\sim 5 \text{ ат.}\% \text{ O}$ и $\sim 20 \text{ ат.}\% \text{ C}$. Увеличение скорости осаждения до $1 \dots 1,2 \text{ нм/с}$ приводит к значительному (в 3 раза) снижению концентрации кислорода при небольшом уменьшении (до 15 ат %) примеси углерода. По-видимому, кислород в пленки попадает из остаточной атмосферы путем хемосорбции. Углеродная примесь является следствием масляной откочки вакуумной системы. Рентгенографически повышенное содержание примесей проявляется в формировании оксида W_3O (структурный тип A15) с периодом кристаллической решетки $a = 0,50540 \text{ нм}$, что существенно больше табличного ($a_{\text{табл}} = 0,50410 \text{ нм}$). Предполагается, что углерод способен замещать кислород [20] и входить в структуру A15 с формированием оксикарида, а поскольку атомный радиус углерода больше радиуса атома кислорода, это и приводит к наблюдаемому увеличению значения a . В пленках, полученных со скоростью $0,2 \text{ нм/с}$, оксид является основной фазой. Увеличение скорости осаждения приводит к изменению фазового состава. При $\omega = 1,2 \text{ нм/с}$ пленки состоят в основном из α -W (структурный тип A2), а объемная концентрация оксида составляет $\sim 10\%$. Поскольку такие существенные изменения фазового состава с увеличением скорости происходят при небольшом уменьшении общего содержания примесей от 25 до 17% можно полагать, что решающим фактором при формировании структуры W_3O является присутствие именно кислорода.

В однослойных пленках отмечается текстура аксиального типа с преимущественным ростом плотноупакованных плоскостей $\{110\}$ α -W и $\{100\}$ W_3O в плоскости пленки. Ширина кривых качания не превосходит 10° .

Методом рентгеновской тензометрии в пленке, осажденной с высокой скоростью, выявлены сжимающие макронапряжения. Величина относительной упругой деформации составляет $\epsilon = -6,6 \cdot 10^{-3}$, что соответствует значению напряжений $\sigma = -2,6 \text{ ГПа}$. Период кристаллической решетки α -W в ненапряженном сечении a превосходит табличное значение $a_{\text{табл}} = 0,3165 \text{ нм}$ и составляет $0,31750 \text{ нм}$, что может быть обусловлено растворением атомов углерода в решетке вольфрама.

МПК с периодом 40 нм и эффективной толщиной вольфрамового слоя $t_{\text{эф}} \approx 20 \text{ нм}$ содержат малое количество примеси кислорода, поскольку они оса-

ждались с большой скоростью $\omega \sim 1$ нм/с. Рентгеновские дифрактограммы от МПК, полученные в θ - 2θ и скользящей геометриях, показаны на рис.1 (кривые 2 и 1 соответственно).

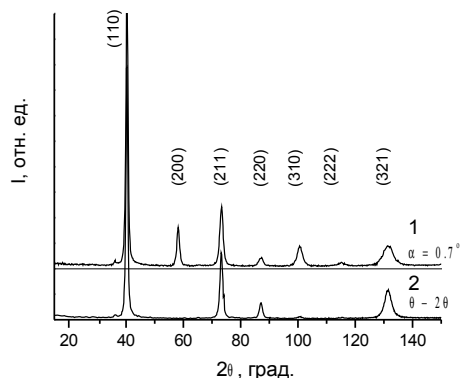


Рис.1. Рентгеновские дифракционные кривые МПК с периодом 40 нм: 1 - скользящая геометрия; 2 - θ - 2θ геометрия

Погасание на θ - 2θ дифрактограммах пиков {200}, {310}, {222} свидетельствует о наличии в слоях α -W преимущественной ориентации $\langle 110 \rangle$, характерной для однослойных пленок. Качество текстуры ухудшается, ширина кривой качания отражения {110} достигает 19° . На дифрактограмме, снятой в скользящей геометрии, выявляются все пики, характерные для α -W, а соотношение их интенсивностей близко к табличным значениям для поликристаллов. Это свидетельствует о наличии в вольфрамовом слое двух фракций α -фазы: текстурированной и нетекстурированной. Содержание W_3O , о присутствии которого свидетельствует пик при $2\theta=35,3^\circ$, существенно меньше, чем в однослойных пленках и не превосходит 5%.

Величина относительной упругой деформации в тонких вольфрамовых слоях композиции по данным рентгеновской тензометрии составляет $\epsilon = -6,6 \cdot 10^{-3}$, что соответствует значению напряжений $\sigma = -2,7$ ГПа и практически совпадает с результатами измерений для однослойной микронной пленки. Период кристаллической решетки α -W в ненапряженном сечении выше табличного и равен 0,31708 нм. Это значение меньше, чем в однослойных пленках, полученных в аналогичных условиях. По-видимому, такое уменьшение периода и подавление роста оксида связаны с влиянием распыления Si, который адсорбирует часть примесей в кремниевых слоях многослойной композиции.

Толщина вольфрамовых слоев в короткопериодных МПК составляет 1...3 нм. Скорость нанесения вольфрамовых слоев в таких композициях не превосходит 0,2...0,3 нм/с. Для таких слоев следует ожидать повышенного содержания примесей особой структуры и фазового состава.

АНАЛИЗ ДИФРАКЦИОННЫХ КРИВЫХ МПК С МАЛЫМ ПЕРИОДОМ

И ИДЕНТИФИКАЦИЯ АМОРФНЫХ ФАЗ

Аморфное состояние характеризуется локальным химическим упорядочением, причем структура ближнего порядка близка к структуре кристаллов. Для идентификации аморфных фаз мы производили расчет экспериментальных функции радиального распределения и сравнивали положение ее максимумов с соответствующими максимумами функций распределения известных кристаллических фаз. Интерпретация кривых радиального распределения двух (и более) компонентных систем усложняется тем, что на основании экспериментальной кривой интенсивности $I(S)$ многокомпонентного вещества можно рассчитать только среднюю ФПР, которая представляет собой сумму умноженных на соответствующие коэффициенты парциальных функций. В бинарных соединениях типа АВ существуют три типа парных корреляций между компонентами А-А, А-В, В-В. Мы использовали модельные расчеты на ЭВМ для определения вида средней ФПР атомов в соединениях вольфрама.

В табл.1 приведены положения трех первых интенсивных максимумов некоторых модельных ФПР, рассчитанных по теоретическим рентгенограммам, а также соответствующие межатомные расстояния в кристаллических структурах. Наши расчеты показали, что уширение линий на рентгенограммах, свидетельствующее о размытии координационных сфер, приводит к появлению резкой асимметрии некоторых максимумов модельных ФПР, но не вызывает существенного изменения их положения. Это позволило нам использовать данные (см. табл.1) для идентификации аморфных фаз.

Таблица 1
Положение первых трех интенсивных максимумов модельной средней ФПР аморфных вольфрамосодержащих фаз r_{\max}^{mod} и соответствующие межатомные расстояния в кристаллических структурах r_s

Фаза	Атомная пара	r_s , нм	r_{\max}^{mod} , нм
α -W	W-W	0.273	0.28
	W-W	0.445	0.44
	W-W	0.524	0.53
β -W	O-W	0.282	0.28
	W-W	0.470	0.46
	W-W	0.577	0.58
WSi ₂	W-Si	0.262	0.26
	W-W	0.454	0.45
	W-W	0.642	0.64
W ₅ Si ₃	W-W	0.272	0.28
	W-W	0.461	0.47
	W-W	0.682	0.71

Дифракционные кривые короткопериодных МПК системы W/Si приведены на рис.2. Они имеют несколько широких размытых максимумов, характерных для рассеяния от мелкодисперсных (наноразмерных) кристаллитов или аморфных структур.

Было установлено, что с уменьшением периода композиции полуширина дифракционных максимумов увеличивается, а положение изменяется. Так, при уменьшении периода в диапазоне 6,3...1,0 нм первые два пика смещаются с 40 и 69° на 42 и 65° соответственно. Смещение сопровождается возникновением асимметрии профилей дифракционных линий.

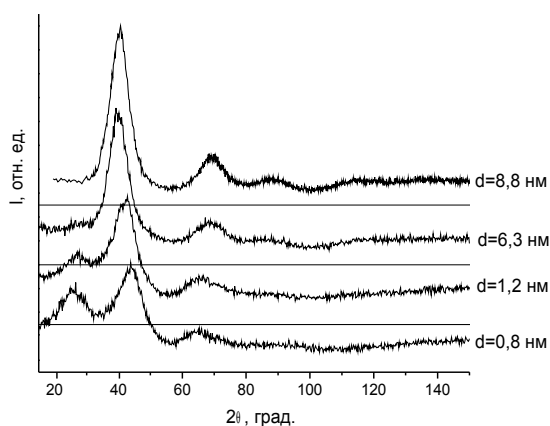


Рис.2. Рентгеновские дифракционные кривые МПК W/Si с различными периодами d

Положение и полуширина наиболее интенсивного максимума для различных d показаны на рис.3. Видно, что наиболее резкие изменения происходят в интервале периодов 3,0...1,5 нм. Они сопровождаются появлением на дифракционной кривой дополнительного пика при $2\theta \sim 26^\circ$, интенсивность которого растет с уменьшением периода.

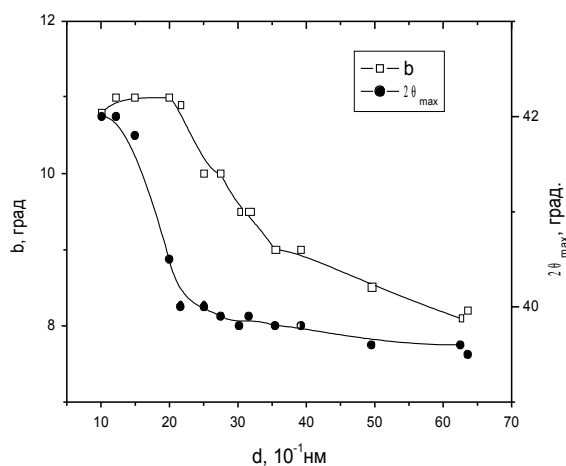


Рис.3. Изменение положения ($2\theta_{max}$) и полуширины (b) наиболее интенсивного максимума на дифрактограмме при изменении периода МПК (d)

Характер изменения дифракционной картины при уменьшении периода свидетельствует о постепенном изменении фазового состава вольфрамсодержащих слоев композиции. Для идентификации аморфных фаз мы использовали дифрактограммы

образцов с периодами $d \leq 1,2$ и $d \geq 6,0$ нм, при которых фазовый состав стабилен.

На рис.4 приведенные функции атомного распределения $4\pi r^2 \rho_0 [W(r) - 1]$ рассчитаны по экспериментальным дифракционным кривым для композиций с периодами 1,2 и 6,3 нм.

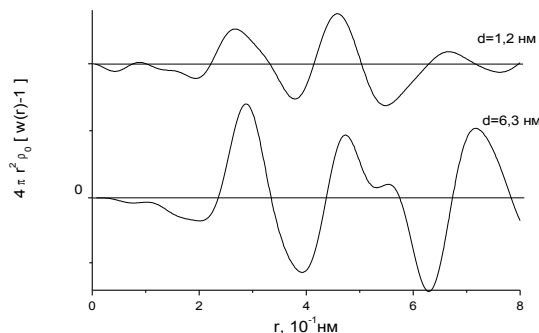


Рис. 4. Приведенная функция радиального распределения $4\pi r^2 \rho_0 [W(r) - 1]$ для аморфных слоев в МПК с периодами 1,2 нм и 6,3 нм

В табл.2 показаны положения первых трех максимумов кривых распределения.

Таблица 2
Положение максимумов средней ФПР для МПК-системы W/Si с различными периодами

d, нм	ω , нм/с	r_{max} , нм	t_W^{ef} , нм
1.2	0.8	0.264	0.3
		0.458	
		0.648	
1.2	0.2	0.281	0.3
		0.465	
		0.664	
6.3	0.2	0.285	2.1
		0.465	
		0.573	
8.8	0.2	0.286	3.0
		0.464	
		0.575	

Характерной особенностью функции распределения, соответствующей МПК с периодом 1,2 нм, является относительно слабый первый максимум. Наличие на дифрактограмме дополнительного пика – причина того, что на кривых распределения второй максимум по высоте и площади несколько превосходит первый. Такой вид распределения характерен для двухкомпонентных систем, в которых атом тяжелого элемента окружен легкими атомами. В системе W/Si такую структуру имеет только дисилицид вольфрама. Структура WSi_2 представляет собой чередующиеся плотноупакованные слои, в которых атомы W окружены атомами Si и непосредственно друг с другом не соприкасаются. Действительно, положение максимумов ФПР для МПК, осажденных со скоростью 0,8 нм/с, хорошо совпадает с модельными расчетами для аморфного дисилицида. Для МПК, осажденных с более низкой скоростью (~

0,2 нм/с), вид ФПР не изменяется, но положения максимумов смещаются в сторону больших r . Это может быть связано с большим содержанием атомов углерода в пленках. Как известно, в кристаллических фазах карбосилицидов атомы углерода располагаются в междоузлиях силицидной решетки, увеличивая межатомные расстояния, характерные для силицида [20]. Положение максимумов пиков ФПР, рассчитанных для МПК с периодами 6,3 и 8,8 нм, хорошо коррелируют со структурой W_3O .

На рис.5 изображены ФПР $W(r)$ для МПК с различными периодами.

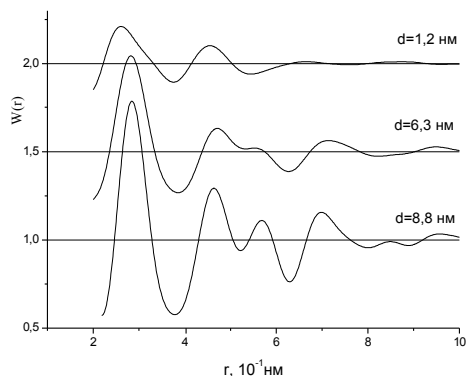


Рис.5. Функции парного распределения $W(r)$ для аморфных слоев в МПК с различными периодами

При сравнении этих кривых, видно, что размер области упорядочения атомов r_c в аморфных фазах растет с увеличением периода МПК, причем пики становятся более узкими и интенсивными. Так, в МПК с периодом $d=8,8$ нм и эффективной толщиной вольфрамового слоя $t_w^{ef} \sim 3$ нм r_c достигает 1 нм. Это означает, что с ростом эффективной толщины осажденных слоев увеличивается степень упорядочения атомов, однако фаза остается аморфной. По-видимому, метастабильное аморфное состояние стабилизируется в вольфрамовых магнетронных пленках при докритических толщинах (~ 10 нм). С переходом за критическую толщину происходит кристаллизация аморфной фазы, сопровождающаяся образованием текстуры.

Для анализа характера изменения дифракционной картины при увеличении периода МПК мы использовали метод полнопрофильного анализа. Было показано, что экспериментальные дифракционные кривые МПК с периодом $d < 2,5$ нм можно аппроксимировать суммой нескольких широких линий, положение и относительная интегральная интенсивность которых соответствуют отражениям от нанодисперсного гексагонального WSi_2 . Оценка по Селякову-Шерреру дает значение областей когерентного рассеяния (ОКР) ~ 1 нм.

Особенностью МПК с периодом $d \geq 2,5$ нм является то, что при моделировании суммарного профиля углового распределения интенсивности на ди-

фрактограммах наряду с ослабленными силицидными максимумами, выявляются линии, соответствующие отражениям от W. С ростом периода d от 2,5 до 6,3 нм интенсивность этих линий увеличивается в 2,5 раза, а полуширина уменьшается от 11 до 7° . При этом интенсивность силицидных максимумов пропорционально уменьшается, а их полуширина существенно не изменяется и соответствует ОКР размером $\sim 0,5$ нм. Суммарный эффект от изменения полуширины и интенсивности модельных максимумов вольфрама ($2\theta \sim 40^\circ$) и дисилицида ($2\theta \sim 42^\circ$), которые вносят основной вклад в формирование наиболее интенсивного гало на дифрактограмме, хорошо согласуется с экспериментальными данными рис.3.

Таким образом, показано, что МПК с $d < 2,5$ нм состоят из чередующихся аморфных слоев силицида и кремния. В этих композициях эффективная толщина осажденного слоя вольфрама не превосходит 0,5 нм. В МПК с периодом $d \geq 2,5$ нм наряду с силицидом начинает формироваться вольфрамовый слой. Отношение интенсивностей рассеяния рентгеновского излучения на аморфных слоях вольфрама толщиной t_w и силицида толщиной t_{WSi_2} можно оценить как

$$\begin{aligned} I_w/I_{WSi_2} &\approx \rho_w(F_w)^2 t_w A_{WSi_2} / \rho_{WSi_2}(F_{WSi_2})^2 t_{WSi_2} A_w \approx \\ &\approx 5(t_w/t_{WSi_2}). \end{aligned}$$

По мере роста толщины вольфрамовых слоев рассеивание на них становится преобладающим при формировании дифракционной картины. При $d \geq 6,0$ нм силицидные прослойки рентгенографически не выявляются.

ВЫВОДЫ

Слои вольфрама, полученные магнетронным осаждением с низкой скоростью $\sim 0,2$ нм/с, содержат большое количество (~ 25 ат.%) примесей углерода и кислорода. Фазовая неравновесность системы W/Si приводит к межслоевому взаимодействию W и Si в процессе изготовления многослойных периодических композиций. Композиции W/Si с эффективной толщиной вольфрамового слоя $t_w^{ef} \leq 0,5$ нм состоят из чередующихся аморфных слоев дисилицида вольфрама и кремния. При увеличении эффективной толщины вольфрама наряду с WSi_2 образуются аморфные слои со структурой ближнего порядка, подобной структуре кристаллического W_3O , рассеивание на которых становится преобладающим при формировании дифракционной картины. При $t_w^{ef} > 2$ нм силицидные прослойки рентгенографически не выявляются. Метастабильное аморфное состояние стабилизируется в вольфрамовых магнетронных пленках при докритических толщинах (~ 10 нм). С переходом за критическую толщину происходит кристаллизация аморфной фазы, сопровождающаяся образованием текстуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. С.А. Гусев. Многослойные сферические зеркала нормального падения для ультрамягкой рентгеновской области спектра // *ЖТФ*. 1987, т. 13, вып. 14, с. 887–892.
2. E. Spiller. *Soft X-ray optics* / Washington: SPIE Optical Engineering Press, 1994, 175 p.
3. *Зеркальная рентгеновская оптика* / Под ред. А.В. Виноградова. Л.: «Машиностроение», 1989. 463 с.
4. T.J. Vink, W. Walrave, J.L.C. Daams, A.G. Dirks. Stress, strain, and microstructure in thin tungsten film deposited by dc magnetron sputtering // *J. Appl. Phys.* 1993, v. 74, N 2, p. 988–995.
5. О.В. Соболев. Фазовый состав, структура и напряженное состояние вольфрамовых слоев, формируемых из ионно-плазменных потоков // *Физика металлов и металловедение*. 2001, т. 91, № 1, с. 63–71.
6. М.В. Белоус, Л.П. Гермаш, А.А. Крутько, О.А. Якубов. Оксидообразование и перераспределение кислорода между фазами в тонких пленках вольфрама // *Металлы*. 1991, № 5, с. 185–186.
7. Е.А. Бугаев, Е.Н. Зубарев, В.В. Кондратенко, А.В. Пеньков и др. Структурные и фазовые превращения в многослойных рентгеновских зеркалах при их конденсации и отжиге // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 1999, № 1, с. 102–110.
8. Е.Н. Зубарев, В.В. Кондратенко, О.В. Польцева, В.А. Севрюкова и др. Межфазные перемешанные зоны в сверхрешетках Mo-Si // *Металлофизика и новейшие технологии*. 1997, т. 19, № 8, с. 56–63.
9. Karen Holloway, Khiem Ba Do and Robert Sinclair. Interfacial reactions on annealing Mo-Si multilayers // *J. Appl. Phys.* 1989, v. 65, N 2, p. 474–480.
10. A.K. Petford-Long et al. High-resolution electron microscopy study of x-ray multilayer structures // *J. Appl. Phys.* 1987, v. 61, № 4, p. 1422–1428.
11. Z. Jiang et al. Thermal stability of multilayer films Pt/Si, W/Si, Mo/Si and W/C // *J. Appl. Phys.* 1989, v. 65, N 1, p. 196–200.
12. Ш. Мьюрарка. Силициды для СБИС. М.: «Мир», 1986, 176 с.
13. Тонкие пленки - взаимная диффузия и реакции / Под ред. Дж. Поута, К. Ту, Дж. Мейера. М.: «Мир», 1982, 576 с.
14. T. Salditt, T.H. Metzger, J. Peisl, R. Feidenhans'l. Elastic scattering under simultaneous excitation of x-ray standing waves in multilayers // *J. Appl. Phys.* 1998, v. 83, N 10, p. 5179–5184.
15. Я.И. Дутчак. *Рентгенография жидких металлов*. Львов: «Вища школа», 1977, 163 с.
16. А.Ф. Скрышевский. *Структурный анализ жидкостей и аморфных тел*. Киев: «Вища школа», 1980.
17. К. Судзуки. *Аморфные металлы*. М.: «Мир», 1987.
18. И.Ф. Михайлов, М.В. Решетняк. Определение следов примесей путем полнопрофильного анализа рентгенофлуоресцентных спектров // *Труды Международного симпозиума "Чистые металлы" (МСЧМ-7)*. Харьков, 2001, с. 66–68.
19. M.V. Reshetnyak, I.F. Mikhailov. X-ray fluorescent analysis of multicomponent system compositions // *Functional materials*. 2000, v. 7, N 2, p. 311–314.
20. Х. Дж. Гольдшмидт. *Сплавы внедрения*. Вып. II. М.: «Мир», 1971, 464 с.

РЕНТГЕНОГРАФІЧНИЙ АНАЛІЗ ПЕРІОДИЧНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ W/Si

Е.М. Решетняк, С.В. Малихін, Ю.П. Першин, А.Т. Пугачов

Методом рентгеновської дифрактометрії досліджена структура плівок вольфраму і багатошарових періодичних W/Si-композицій, отриманих методом магнетронного розпилення. Показано, що хімічний і фазовий склад вольфрамових шарів при незмінному тиску розпилюючого газу $\sim 0,35$ Па визначається швидкістю осадження. Плівки вольфраму, отримані з низькою швидкістю осадження $\sim 0,2$ нм/с, містять велику кількість (~ 25 ат%) домішок вуглецю і кисню. Встановлено, що в аморфних вольфрамових шарах композицій з періодом, не перевищуючим 10 нм, структура ближнього порядку подібна кристалічному W_3O . На межах розділу шарів W і Si внаслідок взаємодії утвориться аморфний WSi_2 .

X-RAY ANALYSIS OF FILM PERIODIC COMPOSITIONS W/Si

E.N. Reshetnyak, S.V. Malykhin, Yu. P. Pershin, A.T. Pugachev

Structure of tungsten films and W/Si multilayer compositions deposited by magnetron sputtering method was studied using X-ray diffraction. It was shown that chemical and phase composition of tungsten layers obtained under constant pressure of sputter gas ~ 0.35 Pa was determined by deposition speed. Tungsten films produced with low deposition speed ~ 0.2 nm/s contained up to ~ 25 at% of carbon and oxygen admixtures. It was found that in compositions with periods about 10 nm and less, amorphous tungsten layers had short-range structure close to crystalline W_3O . At W/Si interfaces, amorphous WSi_2 occurs as a result of their interaction.

