

Расчетные значения удельной фоточувствительности находятся в хорошем соответствии со средними значениями экспериментальных данных.

Библиографический список

1. Полупроводниковые детекторы в экспериментальной физике / Ю. К. Акимов, Ю. В. Игнатьев, А. И. Калинин, В. Ф. Кушнирук. - М. : Энергоатомиздат, 1989. - 344 с.
2. R. Polichar, R. Schirato, and J. Reed, **Development of CdZnTe Energy Selective Arrays for Industrial and Medical Radiation Imaging**. Nucl. Instrum. Meth. A353 (1994) pp. 349-355.
3. R. Sudharsanan, K. B. Parnham, and N. H. Karam, **Cadmium Zinc Telluride Detects Gamma Rays**, Laser Focus World, June (1996) pp. 199-204.
4. A. A. Melnikov, N. A. Kulchitsky, and V. T. Khryapov, **Optimization Methods in Semiconductor Material Technology**. Editor A. A. Melnikov, published by All-Union Institute Interbranch, Moscow (1995) 64 pp.
5. A. A. Melnikov, A. S. Sigov, and K. A. Vorotilov, **Modeling of Thermal Fields in Multilayer Semiconductor Structures**, Materials Research Society (Spring Miting, San Francisco, 1996) W41.1.
6. A. A. Melnikov, A. S. Sigov et al. **New techniques of CdZnTe monocrystals growing for room temperature gamma-ray detectors**. Materials Research Society (Fall Miting, Boston, 1997).
7. A. A. Melnikov, K. A. Vorotilov, et al. **Room-temperature CdZnTe gamma-ray detectors**. Materials Research Society (Fall Miting, Boston, 1997).

УДК 539.26

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПЛЕНКАХ СЕРЕБРА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

Н. В. Камышанченко, И. С. Мартынов,
Белгородский государственный университет
Н. Н. Матюшенко, И. М. Неклюдов, В. Ф. Рыбалко
ИНЦ Харьковский физико-технический институт

Согласно справочникам [1, 2], чистое серебро имеет ГЦК решетку и полиморфизмом не обладает. Однако, в работе [3,4,5] рядом авторов сообщалось о наблюдении гексагональной фазы в тонких пленках серебра, полученных испарением и конденсацией в вакууме [3, 5]. В работе [6] в качестве доказательства существования гексагонального серебра авторы используют экстра-рефлексы, наблюдавшиеся в электронограммах. Но в работах [7, 8] наличие экстра-рефлексов авторы объяснили особенностями дифракции от двойниковых границ. Это существенно осложнило решение вопроса о существовании гексагональной решетки серебра. Тем не менее, несколько позже, в работе [9] было получено доказательство присутствия гексагональной фазы в самородном серебре, содержавшем малые примеси Cu, Fe, Cr, Ni. Авторы [9] показали, что слабые рефлексы в электронограммах обусловлены не дефектами упаковки кубической решетки, а наличи-

ем независимой гексагональной фазы с укладкой атомов (АВАСА, $P6_3mc$; $a=0,28$ нм, $c=1,0$ нм и еще АВА, $a=0,29$ нм, $c=4,8$ нм). При этом предполагалось, что присутствие вышеупомянутых примесей служило стабилизирующим фактором для нестабильной гексагональной фазы.

Вопрос о гексагональной фазе серебра в тонких пленках, не содержащих сколько-нибудь заметного количества примесей, нуждается в дополнительном изучении. Кроме того, в случае подтверждения образования такой фазы желательно выяснить ее возможное влияние на поведение пленок при облучении их ионами инертных газов.

Благодаря исследованиям, выполненным в последние годы, сейчас уже твердо установлено, что бомбардировка тонких пленок переходных металлов ионами инертных газов не приводит к возникновению нестабильных радиационно-индуцированных фаз, если пленки не загрязнены примесями [10]. В то же

время пока не ясно, как может сказаться присутствие зародышей другой фазы в пленке на ее поведение под облучением.

Поэтому в настоящей работе была предпринята попытка изучить структуру тонких пленок серебра, полученных испарением в вакууме, найти данные о гексагональной фазе, изучить влияние присутствия этой фазы на структурные изменения в пленках в процессе их облучения ионами инертного газа, а также исследовать облучения на микроструктуру пленок.

Ниже приведены результаты этих исследований.

Экспериментальная часть. Моно- и поликристаллические сконденсированные пленки серебра толщиной 100 ± 5 нм, использовавшиеся в наших экспериментах, были получены с помощью электронно-лучевого испарения из вольфрамового тигля навески серебра чистотой 99 999 вес % в вакууме $\sim 5 \cdot 10^{-7}$ Па и последующей конденсации пара на три разных вида подложек.

Вакуум в камере получали с помощью криогенного насоса. Контроль состава остаточного газа проводили масс-спектрометром типа МХ-7301. В качестве основных линий в масс-спектре зарегистрированы водород и гелий.

1. Поликристаллические пленки серебра были получены конденсацией пара серебра на подложки из оптического кварцевого стекла (класс поверхности 14) при температуре подложек серебра ~ 370 К и скорости роста осажденного слоя $1,5$ нм/с., а монокристаллические пленки серебра получали конденсацией на свежих сколах монокристаллов NaCl, а также на подложках из слюды при температуре подложек ~ 500 К со скоростью конденсации $0,5$ нм/с.

Для стабилизации и совершенства структуры пленок производился их отжиг при температуре ~ 700 К в течение 1 часа в условиях сверхвысокого вакуума [11].

Пленки, полученные на слюде и стекле, отделяли от подложек травлением в 5% растворе плавиковой кислоты, а от подложек NaCl – растворением подложки в дистиллированной воде.

Свободные пленки вылавливались на медные предметные сетки с отверстием по центру диаметром $0,6$ мм.

Степень чистоты полученных моно- и поликристаллических пленок проверяли методом обратного резерфордского рассеяния ионов He^+ с энергией $1,6$ МэВ [12]. Примесей, превышающих уровень фона измерений ($< 10^{-3}$), в пленках не обнаружили. Серии моно- и поликристаллических пленок серебра были облучены различными дозами ионов He^+ в диапазоне доз ($1 \cdot 10^{12} - 6 \cdot 10^{16}$ ион/см²) – поликристаллические, а монокристаллические пленки облучались до доз $4 \cdot 10^{16} - 5 \cdot 10^{17}$ ион/см².

Облучение пленок проводили хорошо сепарированным пучком ионов He^+ с энергией 7 кэВ и плотностью тока $\sim 0,1$ мкА/см² при комнатной температуре. Температуру мишени контролировали на протяжении всего времени облучения и поддерживали на постоянном уровне с точностью ± 2 К.

Кристаллическую структуру исходных и облученных пленок и их субструктуру изучали методами электронографии и просвечивающей электронной микроскопии, соответственно. Для исследований использовали электронный микроскоп типа ЭВМ-100Л с рабочим напряжением 100 кВ.

Обработку электронограмм проводили на оптическом компараторе ИЗА-2.

По микрофотографиям темнопольного изображения исходных и облученных пленок, полученным при увеличениях $\times 15.000^{\times}$, проводили измерение размеров кристаллитов. Средний размер кристаллов определяли исходя из результата 300 измерений на микроснимках для каждого образца, подсчет производился на полуавтоматическом координатном устройстве с расчетом по составленному алгоритму программы. Суммарную плотность дислокаций в кристаллитах поликристаллических пленок определяли по нескольким ориентациям, применяя метод микропучка в темнопольной электронной микроскопии. По микрофотографиям темнопольного изображения исходных и облученных пленок, полученным при увеличениях $\times 50000^{\times}$, по нескольким ориентациям

проводили подсчет средней плотности дислокаций в кристаллитах [8]

Изменение параметров кристаллической решетки определялось по электронограммам с напыленным на образцы пленок эталона TlCl [14].

По составленным математическим алгоритмам программ определяли: идентификации фаз, уточнение параметров решетки и нахождение дифракционной группы материала [15].

Результаты и обсуждение. Исходные поликристаллические пленки серебра сконденсированные на кварцевом стекле имели полидисперсную структуру со средним размером кристаллитов ~ 150 нм. На рис.1 показаны электронограмма (увелич. $\times 2$) и микроструктура поликристаллической пленки серебра.



Р и с . 1. Электронограмма увел. $\times 2$. (а), (б) – микроструктура поликристаллической пленки серебра. На микрофотографии (б) светопольное изображение дефектов упаковки в кристаллитах.

Согласно выполненной оценки формы микрокристалликов пленки предложенной в работе [11], сконденсированная на стекле пленка серебра как бы сложена в ос-

новном из монокристаллов столбчатой формы и является монокристаллической по толщине для областей когерентного рассеяния (220) и поликристаллической по толщине для о.к.р. (111+200). Микрокристаллы (311) по характеру блочности занимают промежуточное положение [10]. Анализ интегральной интенсивности дифракционных колец на электронограмме (рис.1) выявил в пленке преимущественную ориентацию плоскости максимальной упаковки (111) параллельно подложке, и индекс оси аксиальной текстуры составляет величину $P_{[111]} \approx 16,5$, а это означает, что основную фракцию объема пленки составляют о.к.р. (220).

Таблица 1

Идентификация фазы поликристаллической пленки гексагонального серебра (погрешность ошибок векторов обратной решетки приведены в скобках = $(\pm) \cdot 10^{-4}$)
Вектора обратной решетки фазы и межплоскостные расстояния, Å

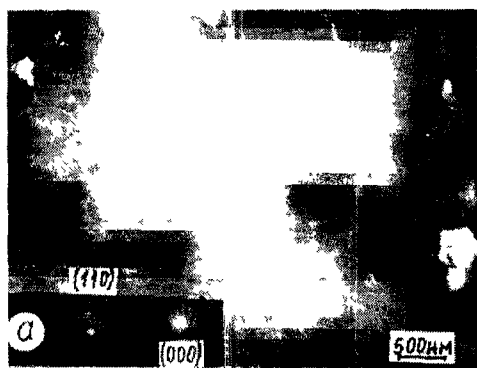
hP hkd	$H_{hkl}^* = 1/d_{hkl}^2$	d_{hkl} , Å
110	0,1601(-2)	2,4992
003	0,1795(-1)	2,3603
112	0,2399(-3)	2,0417
113	0,3396(-3)	1,7160
114	0,4792(+3)	1,4446
300	0,4802(-7)	1,4431
301	0,5002(+1)	1,4139
302	0,5600(-2)	1,3363
220	0,6403(+9)	1,2497
115	0,6587(+10)	1,2321
303	0,6596(+0)	1,2313
221	0,6603(-5)	1,2306
222	0,7201(-6)	1,1784
224	0,9595(-18)	1,0209
410	1,1206(+8)	0,9447
411	1,1405(+11)	0,9364
412	1,2004(+4)	0,9127
414	1,4397(+22)	0,8334
330	1,4407(+12)	0,8331

параметры	ошибки
$a = 4,9987 \text{ Å}$	$\Delta a = (37) \cdot 10^{-3}$
$c = 7,0808 \text{ Å}$	$\Delta c = (30) \cdot 10^{-3}$
$c/a = 1,4165(17)$	$\Delta (c/a) = (17) \cdot 10^{-3}$
$V = 153,22 \text{ Å}^3$	$\Delta V = (23) \cdot 10^{-2}$

Как видно на электронограмме (рис.1а), помимо основных дифракционных

колец структуры серебра ГЦК-решетки присутствуют дополнительные экстра-кольца. На фотографии удается различить только сильные линии. Другие экстрадифракционные линии очень слабой интенсивности. Их удается зарегистрировать на фотопластинках, только используя методику кратных экспозиций и наклона образца под углом 30-45°. Применение этого способа позволило обнаружить и измерить в общей сложности 19 дифракционных линий, межплоскостные расстояния которых приведены в табл. 1. Здесь же приведена их идентификация, которая дает следующие параметры решетки ГПУ-фазы: $a = 4,9987$ и $c = 7,0807$ Å, объем $V = 153,22$ Å³ и погрешность ошибки от расчета $\Delta a = (37) \cdot 10^{-3}$, $\Delta c = (30) \cdot 10^{-3}$, $\Delta V = (23) \cdot 10^{-2}$.

Пространственная группа: $6/mC_{61} / -$;
6/mmmC₆₂ дифр. Символ гр. 79 [12].



Р и с . 2. Темнопольное изображение микрокристаллов гексагональной фазы в свете отражений (110), α – картина микродифракции, изображение получено в микропучке с апертурной диафрагмой в рефлексе (000) и на (110), увел.х4.

На рис.2 показано темнопольное изображение кристаллитов в свете отражения гексагональной фазы (110), что соответствует межплоскостному расстоянию

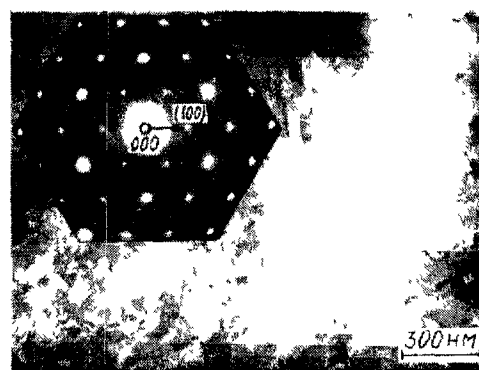
$$d_{(110)} = 2,4992 \overset{o}{\text{Å}},$$

а на электронограмме (рис. 1 а) отмечена стрелкой кольцевая экстра-линия, которой на дифракционной картине от ГЦК-фазы не должно быть. Светлые детали на микрофотографии кристаллиты гексагональной фазы серебра. Микрофотография в свете отраже-

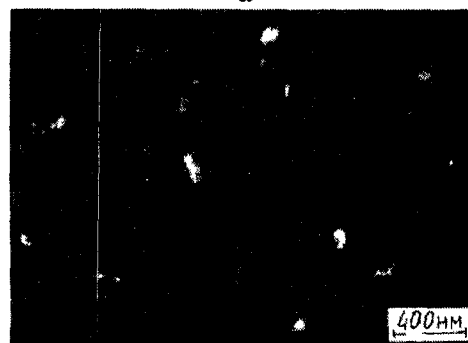
ний (110) получена на электронном микроскопе в апертурной диафрагме диаметром 4 мкм. Микродифракционная картина (а) получена с апертурной диафрагмой рефлекса (000) и (110) – гексагональной фазы.

2. Монокристаллические пленки серебра с ориентацией [111], сконденсированные на подложки скопа слюды MoS₂ – гексагональной симметрии.

Пленки серебра представляют собой мозаичные монокристаллы с выходом плоскости (111) параллельно поверхности в направлении оси [111], на рис. 3 показана дифракционная картина и светопольное и темнопольное изображение микроструктуры пленки.



а



б

Р и с . 3. Пленка монокристаллического серебра, сконденсированного на слюде: электронограмма и (а) – светопольное изображение микроструктуры, (б) – темнопольное изображение областей когерентного рассеяния в свете отражений (100) – гексагональной фазы.

На электронограмме (рис. 3 а) видны интенсивные рефлексы плоскостей {022} и {224}, которые отображают гексагональную сетку зоны с осью [111], и других рефлексов не должно быть. Напротив, реальная структура

сконденсированной пленки дает дополнительные рефлексы и также дополнительные рефлексы, разрешенные структурным фактором, и образует гексагональную сетку с осью [001] – гексагональную фазу с периодом $a_h = 2,889 \text{ \AA}$, связанную строением с кубической структурой отношением $a_h = a/\sqrt{2}$. Комплекс зарегистрированных экстрарефлексов и идентификация фаз приведены в табл. 2.

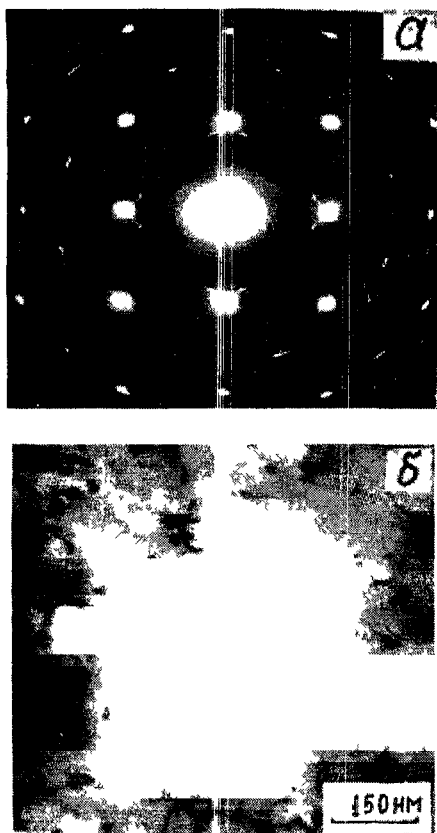
На микрофотографии (рис. 3 а) показана микроструктура пленки, светопольное изображение дислокаций несоответствия, связанные с дефектами и упаковкой. На микрофотографии (рис. 3 б) показано темнопольное изображение областей когерентного рассеяния в свеге отражений (100) – гексагональной фазы, что соответствует межплоскостному расстоянию $d_{(100)} = 2,5006 \text{ \AA}$. Микрофотография дает представление о размерах выделений гексагональной фазы в кубической матрице, а также об их пространственном распределении. Из рис. 3 б видно, что размеры областей с гексагональной фазой в монохроматической пленке значительно меньше, чем размеры кристал-

лов этой фазы, наблюдающиеся в поликристаллической пленке. С отжигом пленок (111) Ag, совершенствуется кристаллическая структура и микроструктура, происходит укрупнение среднего размера блоккристаллитов и уменьшается в них плотность дислокаций несоответствия и дефектов упаковки.

3. Монокристаллические пленки (001) Ag, сконденсированные на подложки кристалла (001) NaCl, имели ориентацию оси [001]. На электронограмме рис. 4а видно: кроме рефлексов зоны [001] присутствуют дополнительные и менее интенсивные азимутальные размытые рефлексы, расположенные на кольцах плоскостей {113} и {133} (нечетные индексы), а также тяжи от дефектов упаковки в плоскостях {111}. Кроме того, наряду с основным направлением оси [001] имеется второе направление оси [110], о чем свидетельствуют азимутально размытые рефлексы от плоскостей {113} и {133}. На микрофотографии (рис. 4 б) видны светопольные изображения микроструктуры и отдельные сгустки дислокаций упаковки в плоскостях.

Таблица 2

Данные измерения, $d \text{ \AA}$, $\Delta d = (\pm 5) \cdot 10^{-4}$	hkl	$d_{hkl}, \text{ \AA}$	cF hkl	$d_{hkl}, \text{ \AA}$
2.8871	001	2.8871	–	–
2.5006	100	2.5006	–	–
2.3902	002	2.3902	–	–
2.3593	–	–	111	2.3593
2.2619	101	2.2619	–	–
2.0431	–	–	200	2.0431
1.7144	102	1.7144	–	–
1.4446	–	–	220	1.4446
1.3306	103	1.3303	–	–
1.2500	200	1.2500	–	–
1.2319	–	–	311	1.2319
1.1790	–	–	222	1.1790
1.0215	–	–	400	1.0215
0.8343	–	–	422	0.8343
$a = 4.0862 \text{ \AA}$		$a = 2.887 \text{ \AA}$		$a = 4.0862$
$a = 2.887 \text{ \AA}$		$c = 4.780 \text{ \AA}$		
$c = 4.780 \text{ \AA}$		$c/a = 1,656$		
		$V = 34.502 \text{ \AA}^3$		$V = 68.230 \text{ \AA}^3$



Р и с 4 Пленка серебра, сконденсированная на подложке NaCl. Электрограмма (а), (б) – светопольное изображение микроструктуры

Таким образом, присутствие гексагональной фазы в исходных неподвергавшихся облучению поликристаллических пленках и в одной из двух типов монокристаллической пленки серебра (с ориентацией [111]) можно считать надежно установленным фактом, подтверждающим данные, полученные ранее в работах [3-6,9].

4. Облученные пленки. Исследование монокристаллических и поликристаллических пленок, облученных различными дозами ионов He^+ , позволяет ответить на следующие вопросы.

а) Как влияет присутствие гексагональной фазы на структурные изменения в пленке, вызванные ионной бомбардировкой?

б) Как влияет облучение ионами гелия на микроструктуру пленок?

Предсказать заранее влияние присутствия гексагональной фазы в кубической матрице серебряной пленки не представлялось возможным. Можно было предполагать, что

малые выделения этой фазы послужат «зародышами», стимулирующими переход матрицы в целом в ГПУ-структуру под влиянием тех факторов, которым подвергается решетка металла в процессе ионной бомбардировки. Возможность именно такого влияния «зародышей» обсуждалась рядом авторов [13, 14]. Причем, можно было ожидать различного влияния этой фазы на монокристалл и поликристалл, поскольку характер ее выделений в этих двух случаях несколько различается. Если в поликристаллической пленке, как это видно на темнопольных микрофотографиях, выделения гексагональной фазы представляют собой, как правило, отдельные, хотя и мелкие (по сравнению с зернами матрицы) микрокристаллиты, имеющие четко выраженные границы по всему периметру кристаллита, то в случае монокристаллической пленки эта фаза часто наблюдается как небольшой участок блока монокристалла, не имеющий отчетливой границы с остальной частью блока. Последняя особенность может служить особенно благоприятным фактором для перестройки решетки под влиянием «зародыша».

С другой стороны, можно было ожидать, что облучение пленок ионами приведет к «перетряске» атомов в решетке металла и ликвидации тех факторов, которые возникли в процессе роста пленки и способствовали возникновению нестабильной фазы. В этом случае облучение должно привести к ликвидации гексагональной фазы.

Что касается изменения микроструктуры пленок в процессе облучения, этот вопрос представляет самостоятельный интерес, в первую очередь, с точки зрения практических приложений, поскольку тонкие пленки серебра используются в микроэлектронике.

Изучение структуры поликристаллических и монокристаллических пленок серебра с ориентацией [111], облученных последовательно возрастающими дозами ионов He^+ , показало, что по мере увеличения дозы облучения рефлексы гексагональной фазы серебра ослабевают, а затем, при дозах $\sim 5 \cdot 10^{17}$ ион/см², полностью исчезают.

Изменение гексагональной фазы в поликристаллических пленках серебра, облученных дозами $Q = 1 \cdot 10^{14} - 6 \cdot 10^{16}$ ион/см² ионами гелия с энергией 7 кэВ, при температуре $T = 293$ К

hP hkl	$d_{hkl}, \text{Å} \quad \Delta d = (\pm 5) \cdot 10^{-4}$				cF hkl
	$Q = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$	$Q = 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$	$Q = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	$Q = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	
100	2,4938	2,4953	2,5008	—	
101	2,3518	2,3557	2,3577	2,3610	111
003	2,0366	2,0395	2,0421	2,0447	200
102	1,7107	1,7140	1,7110	—	
110	1,4411	1,4422	1,4419	1,4449	220
104	1,4120	1,4122	—	—	
005	1,3336	1,3344	—	—	
112	1,2478	1,2481	—	—	
200	1,2293	1,2297	1,2291	1,2323	311
201	1,1766	1,1774	1,1761	1,1798	222
113	1,0198	1,0200	1,0188	1,0217	400
105	0,9434	0,9439	—	—	
202	0,9284	0,9358	0,9342	0,9376	331
006	0,9045	0,9119	0,9108	—	
204	—	0,8758	—	—	
210	—	0,8324	0,8313	0,8343	422
211	—	—	—	—	
205	—	—	—	—	
107	—	—	—	—	
212	—	—	—	—	
116	—	—	—	—	
213	—	—	—	—	
300	—	—	—	—	
214	—	—	—	—	
108	—	—	—	—	

$$a = 2,8819 \cdot 10^{-3}$$

$$c = 7,0599$$

$$c/a = 2,4497$$

$$V = 50,78 \text{ Å}^3$$

$$a = 2,8834 \cdot 10^{-3}$$

$$c = 7,0641$$

$$c/a = 2,4499$$

$$V = 50,86 \text{ Å}^3$$

$$a = 2,8791 \cdot 10^{-3}$$

$$b = 7,0576$$

$$c = 5,0038$$

$$V = 101,67 \text{ Å}^3$$

$$a = 4,087(1)$$

$$V = 68,267 \text{ Å}^3$$

Табл. 1 и 3 иллюстрируют изменения состава рефлексов в электронограммах от поликристаллических пленок серебра, облученных дозами $Q = 1 \cdot 10^{14} - 6 \cdot 10^{16}$ ион/см², которые позволяют проследить, как уходят рефлексы гексагональной фазы по мере увеличения дозы облучения. Монокристаллические пленки (111) Ag облучали ионами гелия до более высоких доз $Q = 1 \cdot 10^{16} - 5 \cdot 10^{17}$ ион/см².

Облучение поликристаллических пленок серебра ионами гелия приводит также к изменению микроструктуры пленок. С одной стороны, под действием облучения происходит измельчение размеров кристаллитов в пленках, с другой - заметно изменяется число линейных дефектов упаковки и дислокаций.

На рис.5 (1) - зависимость средних размеров кристаллитов от дозы облучения пленки.

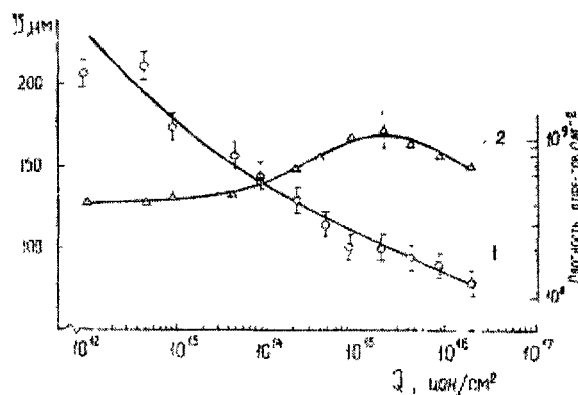
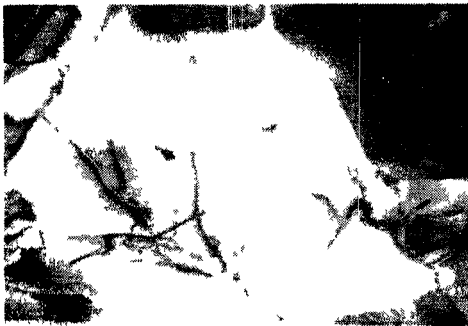
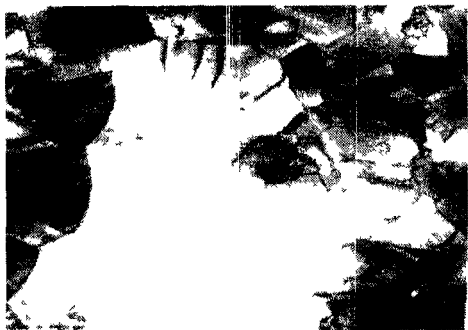


Рис. 5. Зависимости среднего размера кристаллитов-(1) и суммарной плотности дефектов в кристаллах-(2) от дозы облучения ионами гелия.

Как видно на рис.5 (1), что средний размер кристаллитов пленки в диапазоне доз от $5 \cdot 10^{12}$ – $6 \cdot 10^{16}$ ион/см² уменьшается от 200 до 50нм. Изменение суммарной плотности дефектов в кристаллах увеличивается (на полпорядка) с дозы $\sim 5 \cdot 10^{13}$ и достигает максимума при дозе $2 \cdot 10^{15}$ ион/см², а дальше с дозой облучения совпадает.



а



б



в

Рис 6 Микроструктура поликристаллической пленки серебра, облученного ионами гелия до доз а) - $1 \cdot 10^{14}$ ион/см² соответствует подъему роста дефектов, приведенных на рис 5(2), б) - $1 \cdot 10^{15}$ ион/см² соответствует максимуму, в) - $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² соответствует спаду дефектов упаковки

При дозах $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² и выше электронно-микроскопически наблюдается (см. рис. 7 б) образование пор и одновременно с

этим очищается матрица кристаллита от дефектов (микродвойников, дислокаций).

Анализ величины суммарной плотности дефектов от дозы облучения гелием пленки, приведенной на рис. 5 (2), позволяет проследить за изменением микроструктуры в кристаллах пленки в интервале доз $\sim 1 \cdot 10^{14}$ см⁻², начало подъема роста в максимуме при дозе $\sim 1 \cdot 10^{15}$ см⁻² и спаде плотности линейных дефектов при дозе $\sim 1 \cdot 10^{16}$ см⁻².

На электронно-микроскопических снимках, приведенных на рис. 6 показаны изменения микроструктуры в поликристаллических пленках серебра при облучении ионами He⁺ в интервале доз 10^{14} до $6 \cdot 10^{16}$ ион/см² при комнатной температуре.

Микрофотографии на рис.6 иллюстрируют микроструктурные изменения: с ростом дозы происходит микродеформация кристаллитов в пленках – при дозе $Q=1 \cdot 10^{16}$ ион/см² видны очень мелкие газовые и вакансионные микропоры размером $\sim 15-20 \text{ \AA}$, с ростом дозы увеличивается плотность пор и их средний размер.

2. Последовательность структурного превращения в монокристаллических пленках (111) Ag при облучении ионами He⁺ с энергией 7 кэВ приведена на электронограммах рис. 7. На электронограмме (а) исходного образца пленки (111) Ag видны интенсивные точечные рефлексы плоскостей {022} и {224}, которые отражают гексагональную сетку зоны направления двух осей [111] и [001] гексагональную сетку зоны дополнительных экстрарефлексов, межплоскостные расстояния которых приведены в табл. 2. На электронограмме (а) от исходной пленки присутствуют рефлексы двух ГЦК и ГПУ-фаз пленки серебра. При облучении ионами гелия в диапазоне доз $4 \cdot 10^{16}$ - $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² на дифракционных картинках, показанных на рис. 7 видны изменения кристаллической структуры с ростом дозы облучения пленок (111) Ag. Анализ кристаллической структуры электронограмм, приведенных на рис. 7, показывает, что с ростом дозы облучения He⁺ точечные рефлексы постепенно азимутально размываются и превращаются в кольцевые, что свидетельствует о дроблении и разориентации блоков

монокристалла и превращении в поликристалл с мелкозернистой структурой. Дополнительные экстрарефлексы полностью исчезают и на электронограмме (Γ) наблюдаются только сплошные кольцевые линии слабой интенсивности ГЦК решетки серебра

Структурные и микроструктурные изменения происходят в монокристаллических пленках (001) Ag при облучении ионами ге-

лия с энергией 7 кэВ до дозы $4 \cdot 10^{16}$ ион/см² при комнатной температуре и $T = 673$ К.

Исходная структура монокристаллической пленки (001) Ag приведена на рис. 4. Изображение пленки (001) Ag после ионного облучения гелием до дозы $4 \cdot 10^{16}$, что отвечает спаду суммарной плотности дефектов упаковки, приведено на рис. 5(2)

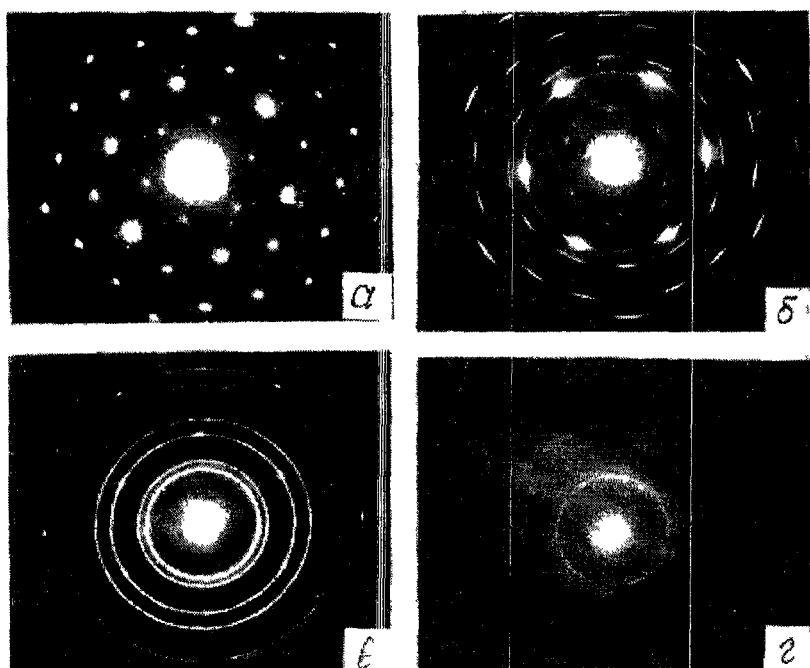


Рис 7 Последовательность структурного изменения в пленке (111) Ag в зависимости от дозы облучения ионами гелия (ион/см)

а) исходная структура,
б) $4 \cdot 10^{16}$ см², в) $1 \cdot 10^{17}$ см²,
г) $5 \cdot 10^{17}$ см²

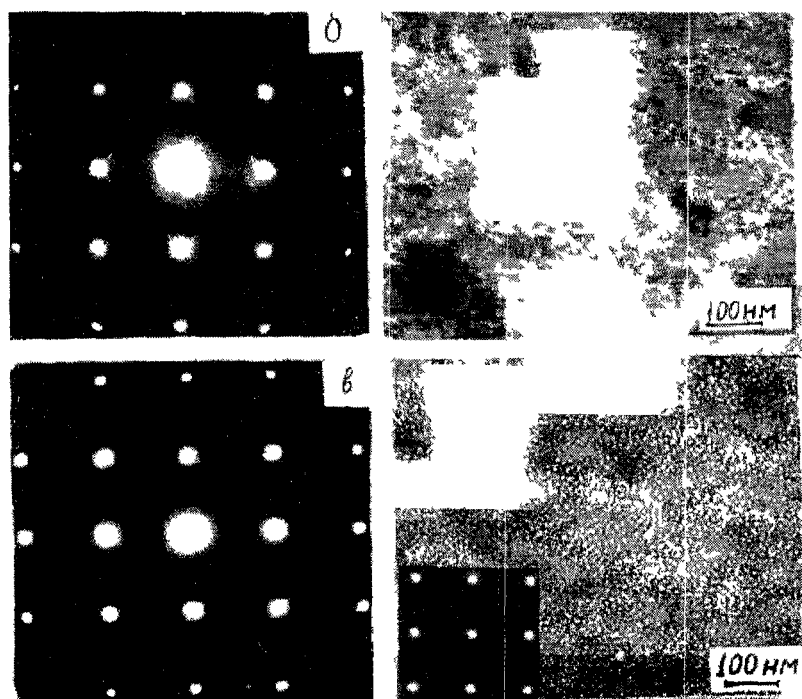


Рис 8 Пленка (001) Ag после облучения ионами гелия до дозы $\sim 4 \cdot 10^{16}$ ион/см² при комнатной температуре – (б), (в) – при $T = 700$ К

На рис. 8. показана электронограмма (б) и светопольное изображение микро-структуры. Как видно на электронограмме, никаких изменений кристаллической структуры с ориентацией (001) не происходит, лишь только ослабли интенсивности рефлексов на таяжах от дефектов упаковки, расположенных в плоскостях {113}, {133} и {111}. На микроструктуре светопольного изображения видны гочечные и очень мелкие газопые поры и дефекты упаковки.

При ионном облучении до дозы $4 \cdot 10^{16}$ ион/см² пленки (001) Ag при T = 700 K, на рис. 8 приведены электронограмма (в) и микроструктура облученной пленки. На электронограмме (в) не видно никаких дополнительных рефлексов, а на микрофотографии светопольного изображения микро-структуры пленки наблюдается высокая плотность газопых и вакансионных пор размером ~ 2-5 нм. На микрофотографии микро-структуры (в) вставлена картинка микро-дифракции [001] пленки серебра без дефектов упаковки.

На микроструктуре видно, как упругое поле субмикроскопических газопых пузырьков вытеснило все плоские двухмерные дефекты из структуры пленок серебра [15].

Выводы

1. Результаты выполненных исследований подтверждают данные, полученные ранее другими авторами, свидетельствующие, что при получении тонких пленок серебра методом испарения и конденсации в вакууме как в поликристаллических, так и в монокристаллических пленках определенной ориентации (в данном случае в направлении оси [111]) наблюдается выделение гексагональной фазы. Малая интенсивность рефлексов этой фазы в электронограммах, также как и данные темнопольной электронной микроскопии, свидетельствует о малой доле этой фазы с помощью темнопольной микроскопии и является, на наш взгляд, первым надежным доказательством наличия этой фазы в тонких пленках серебра.

2. Наличие зародышей гексагональной фазы в пленках серебра, подвергнутых облучению ионами гелия, не приводит к росту но-

вой фазы в процессе облучения. Наоборот, под влиянием облучения выделения фазы, имеющей структуру, отличную от основной матрицы, по мере увеличения дозы постепенно приобретают ГКЦ-структуру матрицы.

3. Облучение пленок серебра ионами инертного газа, как и в случае других исследованных металлов, не вызывает изменения кристаллической структуры матрицы. Основным результатом такого облучения сводится к дроблению зерна или блоков монокристалла. Причем, конечная структура оказывается чрезвычайно мелкозернистой.

4. Облучение пленок приводит первоначально к росту концентрации в них дефектов, однако последующее увеличение дозы ведет к относительному снижению концентрации объема зерна, возможно, за счет того, что при дроблении зерен часть образующихся дефектов уходит на границы. Однако для выяснения особенностей хода зависимости «концентрации дефектов-доза облучения» необходимы дальнейшие исследования.

5. Облучение пленок кубического серебра ионами гелия (при тех же параметрах облучения) не изменяет кристаллической структуры, а очищает ее от дефектов упаковки, и внедренный гелий коалирует в порах.

Библиографический список

- 1 Sagel K. Tabellen zur Röntgenstrukturanalyse. Berlin, 1958.
- 2 Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Гос. издательство физ.-мат. литературы, 1961.
- 3 Данков П. Д. и др. // Докл. АН СССР, 1948. 59, 113.
- 4 Бублик А. И. Электронографическое исследование тонких пленок серебра // Докл. АН СССР, 1954 95, 521.
- 5 König H. Darmstadt Hexagonales Silber // Angew. Chem., 1958, Bd. 70, 110.
- 6 Bahadur K., Sasty P. V. On the extra reflections in electron diffraction patterns from thin evaporated films of some of the face-centred cubic metals // Proc. Phys. Soc. 1961, 78, 594.
- 7 Pashley D. W., Stowell M.J. Electron microscopy and diffraction of twinned structures in evaporated films of gold. Phil. Mag // 1963. 6, 1605.
- 8 Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пешли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968.

9. Новгородова М. И., Горшков А. И. и др. Новые структурные модификации самородного серебра // Докл. АН СССР, 1978, 243, – № 5. – С. 1289.
10. Zelenskij V. F., Nekludov I. M., Martynov I. S., Morozov A. N., Pistyak S. V. and Pylaiko V. F. Rad. Effects Defects in Solids. 1990, 115. 31.
11. Гусев В. А., Мартынов И. С. и др. Изменение субструктуры с отжигом в пленках серебра высокой частоты // ВАНТ. Сер. физ. и техн. высокого вакуума, 1976, 2(6). 48.
12. Серых В. П. Порошок. Комплекс программ для структурного анализа поликристаллов: Препринт ХФТИ 85-5. – М.: РЦНИИатоминформ, 1985.
13. Bykov V. N., Troyan V. A., Zdorovtseva G. G., Khaimovich V. S. Phase transformations at bombardment of thin film with ions // Phys. Stat. Sol. (a). 1975. Vol. 32. P. 53-61.
14. Belii I. M., Komarov F. F., Tishkov V. S., Yankovskii V.M. Formation of chemical compounds by ion bombardment of thin transition metal film // Phys. Stat. Sol. (a). 1978. Vol. 45. P. 343-352.
15. Дубинко В. И., Слезов В. В. и др. // ВАНТ сер. Физика радиационных повреждений и радиационное металловедение, 1985. – Вып. 1(34), 1-77.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО МАТЕМАТИЧЕСКОЙ ФИЗИКЕ

УДК 531.1

НЕКАНОНИЧЕСКАЯ ФОРМУЛИРОВКА КВАНТОВОЙ МЕХАНИКИ НА БАЗЕ РАСШИРЕНИЯ ШРЕДИНГЕРОВСКОГО ОПИСАНИЯ ДВИЖЕНИЯ

Г. К. Хомяков
«Хартон», г. Харьков

В работе предлагается такой математический формализм для квантовой механики, который соответствует доктрине классической механики, т.е. описание эволюции динамических переменных механической системы и условий квантования представляется системой обыкновенных дифференциальных уравнений первого порядка по времени. Формализм имеет более тесную связь со стационарным уравнением Шредингера, чем устанавливается в квазиклассическом приближении.

1. В предлагаемом формализме динамика системы частиц описывается уравнением Гамильтона-Якоби

$$\partial S / \partial t = -H(r_i, p_i, t),$$

где S – главная функция Гамильтона, t – время, H – гамильтониан системы, r_i – вектор положения i -ой частицы, $p_i = \text{grad}_i(S)$ – ее импульс. $S(r_i, t)$ связана с уравнениями движения в явном виде соотношениями

$$\partial S / \partial x_{i0} = p_{i0}; \partial S / \partial \alpha_i = \beta_i,$$

где α_i, β_i связаны с начальными координатами и импульсами.

Поскольку рассмотрение будет касаться случаев, когда H не зависит явно от времени $S(r_i, \alpha_i, t) = W(r_i, \alpha_i, E) - E \cdot (t - t_0)$, и для характеристической функции Гамильтона W имеем уравнение

$$H(r_i, \text{grad}_i W) = E, \quad (1)$$

где $\text{grad}_i(W) = p_i$ (2) кинетический импульс i -ой частицы, E – энергия системы [1].