

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ В СРЕДЕ АЗОТА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СУБСТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-N

А.А. Андреев¹, О.В. Соболев², В.Ф. Горбань³, А.Л. Васильев⁴,
В.А. Столбовой¹, И.В. Сердюк¹

¹Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
Украина

²Харьковский технологический университет "Харьковский политехнический институт"
Украина

³Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича (Киев)
Украина

⁴Российский научный центр "Курчатовский институт" (Москва)
Россия

Поступила в редакцию 31.08.2010

Методом вакуумно-дугового осаждения получены сверхтвердые нанокристаллические покрытия нитрида молибдена с твердостью достигающей 55 ГПа. Вакуумно-дуговое осаждение в среде азота приводит к образованию покрытий нитрида молибдена состава Mo_2N . Скорость осаждения является важным фактором, определяющим фазовый состав покрытий. При скорости осаждения 3,5 мкм/час формируются двухфазные конденсаты, состоящие из γ - и β - Mo_2N фаз. содержание в которых кубической фазы γ - Mo_2N (Mo_3N_2) приводит к понижению твердости. Увеличение скорости осаждения приводит к формированию кристаллитов текстурированной β - Mo_2N фазы с тетрагональной решеткой, что сопровождается ростом твердости. В покрытиях β - Mo_2N с наивысшей твердостью 55 ГПа размер кристаллитов составлял около 15 нм при относительно невысокой величине микродеформации 0,4%.

При низком потенциале подложки в процессе осаждения в объеме покрытия могут появляться очаги самопроизвольного разрушения (сколы). К уменьшению количества сколов приводит увеличение потенциала подложки и подача на подложку высоковольтных импульсов.

Ключевые слова: вакуумно-дуговые покрытия, нитрид молибдена, сверхтвердые нанокристаллические покрытия.

Методом вакуумно-дугового осаждения отримані надтверді нанокристалічні покриття нітриду молибдену із твердістю досягаючої 55 ГПа. Вакуумно-дугове осадження в середовищі азоту приводить до утворення покриттів нітриду молибдену складу Mo_2N . Швидкість осадження є важливим чинником, що визначає фазовий склад покриттів. При швидкості осадження 3,5 мкм/год. формуються двофазні конденсати, що складаються з γ - і β - Mo_2N фаз, вміст у яких кубічної фази γ - Mo_2N (Mo_3N_2) призводить до зниження твердості. Збільшення швидкості осадження приводить до формування кристалітів текстурованої β - Mo_2N фази з тетрагональними решітками, що супроводжується ростом твердості. У покриттях β - Mo_2N з найвищою твердістю 55 ГПа розмір кристалітів становив близько 15 нм при відносно невисокій величині мікродеформації 0,4%. При низькому потенціалі підкладки в процесі осадження в об'ємі покриття можуть з'являтися міста мимовільного руйнування (відколи). До зменшення кількості відколів приводить збільшення потенціалу підкладки також подача на підкладку високо-вольтних імпульсів.

Ключові слова: вакуумно-дугові покриття, нітрид молибдену, надтверді нанокристалічні покриття.

The vacuum-arc deposition technique has been used to produce superhard nanocrystalline molybdenum nitride coatings with hardness reaching 55 GPa. Vacuum-arc deposition in nitrogen medium results in the production of molybdenum nitride coatings of Mo_2N composition. The deposition rate is an important factor responsible for the phase composition of coatings. At a deposition rate of 3.5 $\mu\text{m/h}$, two-phase condensates consisting of γ - and β - Mo_2N phases are formed. The presence of the cubic phase γ - Mo_2N (Mo_3N_2) in the coatings reduces their hardness. An increase in the deposition rate

results in the formation of crystalline grains of textured β - Mo_2N phase with a tetragonal lattice, this being accompanied by an increase in hardness. In β - Mo_2N coatings showing the highest hardness 55 GPa, the crystallite size was about 15 nm at a relatively low microdeformation of 0.4%. At a low substrate potential, in the process of deposition there may appear sites of spontaneous cleavages in the surface volume.

Keywords: vacuum-arc coatings, molybdenum nitride, superhard nanocrystalline coatings.

ВВЕДЕНИЕ

Равновесная диаграмма состояний бинарной системы Mo-N приведена на рис. 1 [1]. Для этой системы характерно наличие двух стабильных соединений: δ -MoN и Mo_2N . Последнее соединение существует в двух модификациях: низкотемпературной (β) и высокотемпературной (γ). Превращение $\gamma \Rightarrow \beta$ является мартенситным. Фаза δ -MoN имеет гексагональную решетку с параметрами $a = 0,572$ нм и $c = 0,560$ нм. Область гомогенности Mo_2N составляет 27,5 – 30,1 ат.%N. Фаза γ - Mo_2N имеет ГЦК решетку ($a = 0,4137$ нм при 27,5 ат.%N), а β - Mo_2N является упорядоченной тетрагональной модификацией γ - Mo_2N с ГЦТ псевдоячейкой ($a = 0,4200$ нм, $c = 0,4005$ нм) и ОЦТ сверхструктурой [2].

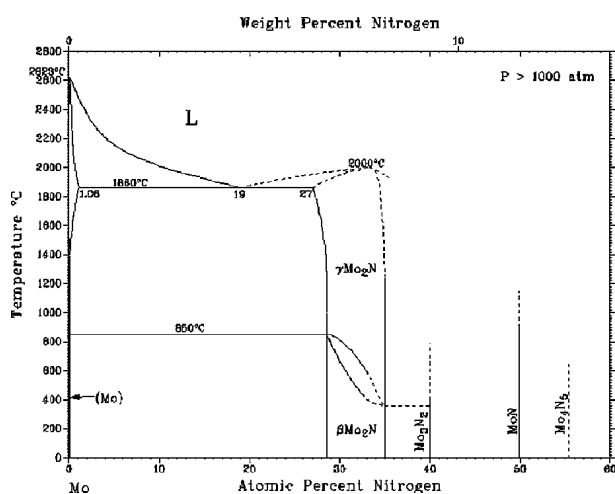


Рис. 1. Равновесная диаграмма состояний системы молибден-азот [1].

При исследовании фазового состава ионно-плазменных покрытий в [3 – 5] показано, что увеличение давления азота приводит к фазовому превращению в покрытия из ОЦК кубического Mo в гексагональный δ -MoN через образование фаз с кубической типа NaCl решеткой Mo_2N и MoN (B1): Mo_2N и MoN (B1): Mo \rightarrow γ - Mo_2N \rightarrow V_1 Mo_2N \rightarrow -MoN. Полученные фазы имеют различную кристаллическую решетку, что влияет на свойства покрытия [6]. Наиболее значительными факто-

рами, определяющими фазовый состав при реактивном вакуумно-дуговом осаждении являются энергия частиц и подвижность составляющих атомов на поверхности, что определяет эффективность протекания реакции фазообразования и, в частности, влияет на стехиометрию образующихся фаз. Исследования влияния давления азота в диапазоне 0,4 ÷ 1,9 Па на фазовый состав покрытий, проведенное в [6] показали, что монофазные δ -MoN покрытия получались только при большом давлении 1,9 Па, в то время как при давлении ниже 1 Па формировались покрытия с кристаллической кубической γ - Mo_2N фазой. В интервале промежуточных давлений азота фазовый состав пленок представлял смесь δ -MoN и γ - Mo_2N фаз с увеличенным содержанием δ -MoN при давлениях близких к 1,9 Па и γ - Mo_2N фазы при низких давлениях близких к 0,2 Па. Таким образом, с увеличением давления азота выявляется следующая тенденция образования фаз: от кубической γ - Mo_2N фазы к обогащенной по азотным атомам δ -MoN фазе. При потенциале подложки 150 В и увеличении рабочего давления твердость возрастает от 37,5 до 50 ГПа.

Следует, однако, отметить, что осаждение покрытий в диапазоне давлений азота более 1 Па является нетехнологичным из-за существенно снижения скорости нанесения вследствие рассеяния атомов молибдена на “газовой мишени”. Скорость откачивания (быстродействие откачных средств) также снижается, что увеличивает степень загрязнения рабочего газа азота углеводородами. Поэтому представляет интерес исследование свойств покрытий при более низких давлениях. В работах [8, 9] показано, что при потенциале подложки 20 В и давлении около 0,4 Па формируется слой γ - Mo_2N с твердостью 32 ± 34 ГПа. Эти результаты были получены с использованием испарителя установки “Булат-3” [10], магнитное поле которого в области катода незначительно и на порядок мень-

ше, чем в испарителях “Булат-6” [11], а также использованных в работах [3, 6].

При исследовании влияния потенциала подложки при постоянном давлении азота на фазовый состав результаты рентгеновского дифракционного анализа показали, что диапазоны фазовой стабильности оказались сдвинуты в сторону большей стабильности γ - Mo_2N фазы с увеличением потенциала подложки. При этом выяснилось, что и при более высоких потенциалах наблюдается три характерные области (две чистых фаз и область смешанных фаз). Отсюда вытекает, что увеличение потенциала подложки меняет фазовый состав в сторону обогащения γ - Mo_2N фазой даже при более высоких давлениях, что сопровождается существенным снижением твердости. При этом в γ - Mo_2N фазе с увеличением потенциала подложки уменьшается период, что по-видимому, связано с обеднением покрытия атомами азота. В пользу такого предположения свидетельствуют результаты работы [7] в которой установлено обогащение формируемого покрытия молибденовыми атомами при увеличении их средней энергии.

В работе [12] показано, что в диапазоне давлений $0,14 \div 0,18$ Па наряду с высокотемпературной γ - Mo_2N фазой с кубической решеткой формируется низкотемпературная фаза β - Mo_2N с тетрагональной решеткой, содержание которой растет с увеличением скорости осаждения.

Как видно из этого обзора в настоящее время имеется достаточно небольшое число работ (а по существу такие работы практически единичные), в которых рассмотрено влияние только некоторых технологических параметров на фазовый состав и физико-механические свойства покрытий системы Mo-N, полученных в условиях реактивного вакуумно-дугового осаждения. Кроме того, следует отметить, что имеющиеся на сегодняшний день эмпирические данные, на основе которых делается попытка обобщения и прогнозирования фазового состава таких покрытий, а также его влияния на физико-механические характеристики, относятся к режимам осаждения, используемым для конкретных применяемых в работах схем и не могут по большому счету считаться обобщающими.

В этой связи существует необходимость дальнейшего исследования этой очень перспективной системы применительно к постоянно развивающимся и прогрессирующим высокоэффективным методам получения. Поэтому целью данной работы явилось изучение влияния скорости осаждения и потенциала смещения (отрицательного потенциала подложки) при получении вакуумно-дуговых покрытий Mo-N в реактивной азотной среде средних давлений $0,14 \div 0,18$ ГПа на физико-механические характеристики вакуумно-дуговых покрытий Mo-N.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы были получены при использовании серийной вакуумно-дуговой установки “Булат-6”. Испаряемый материал молибден марки МЧВП. Параметры осаждения: ток дуги $I_d = 105$ и 160 А, потенциал подложки $U_{\text{пл}}^d -40$ и -200 В, давление азота в процессе осаждения $P_N 0,14$ и $0,18$ Па. Полированные подложки из нержавеющей стали 12Х18Н9Т с размерами $20 \times 20 \times 3$ мм и медной фольги толщиной $0,2$ мм предварительно промывали щелочным раствором в ультразвуковой ванне и затем нефрасом С2-80/120. После откачивания вакуумной камеры до давления $1 \cdot 10^{-3}$ Па на подложки подавали отрицательный потенциал 1000 В и при токе дуги 100 А производили очистку и активацию их поверхности бомбардировкой ионами молибдена в течение $3 \div 4$ мин. Непосредственно после очистки наносили покрытие толщиной 7 мкм. В ряде случаев (образцы 2 и 5) на подложку в процессе осаждения наряду с постоянным потенциалом смещения подавались импульсы отрицательного потенциала амплитудой 2 кВ, длительностью 10 мкс и частотой следования 7 кГц.

Наноиндентирование проводили с помощью индентора “Микрон-Гамма” с пирамидой Берковича при нагрузке в пределах 20 Г с автоматически выполняемыми нагружением и разгрузением на протяжении 30 сек, а также записью диаграмм нагружения и разгрузения в координатах $F - h$ (F – нагрузка, h – перемещение индентора). Значения характеристик $F, h_{\text{max}}, h_p, h_c, H_{\text{IT}}, E_{\text{IT}}, E_{\text{IT}}^*$ определялись и вычислялись автоматически по стандарту ISO 14577-1:2002.

Рентгендифракционные исследования проводились на дифрактометре ДРОН в Cu-K_α излучении при поточечном режиме съемки с шагом $0,1 \div 0,05$ градуса при съемке в геометрии θ - 2θ . Обработка полученных данных осуществлялась при использовании стандартных методик рентгенофазового, рентгеноструктурного анализов и изучения субструктурных характеристик методом аппроксимации [13].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изучение морфологии излома покрытия на медных положках показало, что при всех исследованных в работе интервалах скоростей осаждения и потенциалов подложки формируется столбчатая структура. Типичная структура излома покрытий приведена на рис. 2. Хорошо видны признаки хрупкого разрушения покрытия.

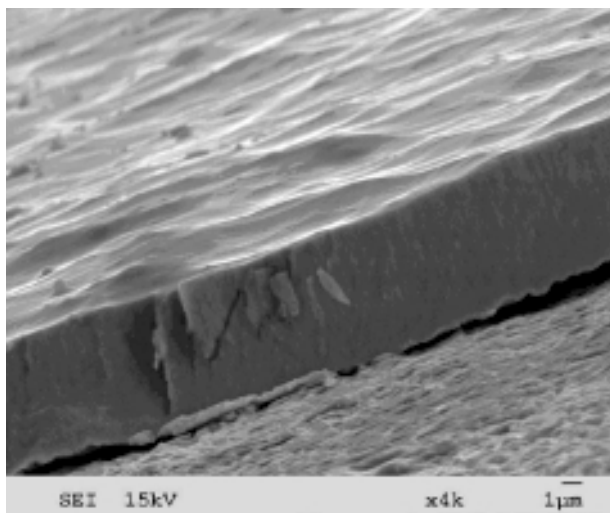


Рис. 2. Фрактограмма излома покрытия системы Mo-N, полученной испарением молибденового катода в среде азота на медной подложке. $U_{\text{ин}} = -40$ В; $P_{\text{N}} = 0,14$ Па; $H_{\mu} = 55$ ГПа.

Следует отметить, что помимо общей для всех исследуемых покрытий столбчатой структуры также типичным оказалось формирование ячеистого рельефа их поверхности, что может быть связано с неоднородным распылением поверхности ионной бомбардировкой в процессе осаждения [14].

Обобщая результаты полученные при анализе положения рентгендифракционных линий, а также их формы и ширины можно сделать вывод о присутствии во всех покрытиях как тетрагональной, так и кубической моди-

фикаций Mo_2N , однако в разном процентном соотношении и с разной плоскостью преимущественной ориентации кристаллитов. Так в случае режимов получения образца 1 (табл. 1) соотношение Mo_2N с тетрагональной и кубической решетками близко к 1:1. В случае подачи высоковольтных импульсов (образец 2) содержание кубической фазы не превышает 10 об.%, при этом происходит формирование кристаллитов β - Mo_2N фазы (тетрагональная решетка) с преимущественным расположением плоскости (110) параллельно поверхности подложки.

Таблица 1

Условия осаждения, твердость и относительное содержание фазы β - Mo_2N при осаждении покрытий системы Mo-N

№ образца	$I_{\text{д}}$, А	$U_{\text{м}}$, В	T , °С	V , мкм/ч	P_{N} , Па	H , ГПа	Отн. сод. β - Mo_2N об.%	Замечки
1	105	40	200	3,5	0,18	33	50	сколы
2	105	40	210	3,5	0,14	30	90	
3	160	–	40	7	0,14	55	100	сколы
4	160	200	470	7	0,18	55	100	
5	160	200	470	7	0,18	51	95	

При анализе субструктурных характеристик, которые можно оценить для сильнотекстурированных конденсатов 4 и 5, отметим, что большая твердость достигается в покрытии с размером зерен (кристаллитов) около 15 нм при величине микродеформации 0,4%. С уменьшением размера кристаллитов и увеличении микродеформации твердость вакуумно-дуговых конденсатов нитрида молибдена понижается.

При относительно малых токах дуги и низком потенциале температура подложки не превышает 200 °С. Твердость покрытия полученного в таких условиях составляет 31 ГПа (табл. 1). При этом содержание фазы β - Mo_2N находится в пределах около 50 об.%, остальное составляет нитрид молибдена с кубической (типа ГЦК) кристаллической решеткой. В зависимости от заполнения октаэдрических междоузлий атомами азота состав такой фазы может меняться от стехиометричного Mo_2N (γ - Mo_2N) до Mo_3N_2 . Увеличение тока дуги (скорости осаждения) при том же

потенциале подложки приводит к высокой твердости покрытий 55 ГПа, однако в этом случае на поверхности покрытия могут появляться сколы, которые обычно сосредоточены в объеме покрытия при сохранении высокой адгезии покрытия к подложке. При этом их расположение не связано с дефектами подложки (рисками, царапинами). Самопроизвольное разрушение покрытия происходит послойно, что хорошо заметно на микрофотографии (рис. 3). Ранее в тонких покрытиях (около 2 мкм) такие сколы замечены не были [3, 6].

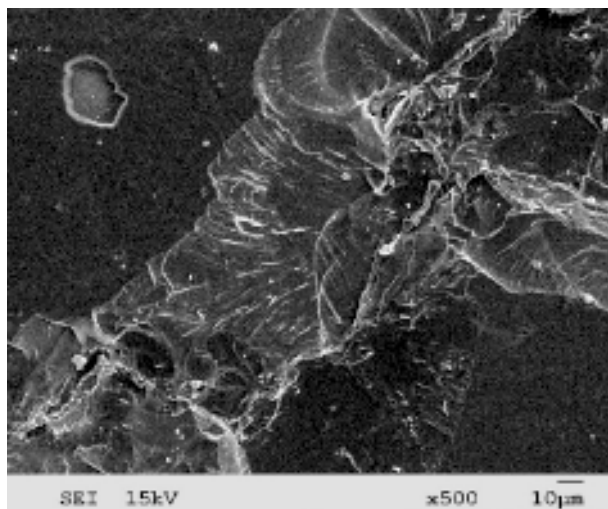


Рис. 3. Микрофотография скола покрытия Mo-N, полученной испарением молибденового катода в среде азота. $U_{mn} = -40$ В, $P_N = 0,14$ Па, $H_j = 55$ ГПа).

Увеличению напряжения на подложке до 200 В, когда по результатам работы [6], количество азота в покрытии должно уменьшаться за счет его распыления в процессе осаждения, сопровождается ростом сплошного (без сколов) покрытия с сохранением при этом его высокой твердости.

Сопоставление полученного фазового состава покрытий с технологическими режимами их осаждения показывает, что формирование равновесной при относительно низкой (до 350 °С) температуре β -Mo₂N фазы стимулируется более высокой энергией, выделяемой на подложке за счет увеличения скорости осаждения (увеличения плотности ионного тока и массопереноса) при более высоких потенциалах смещения на подложке. Указанные факторы с одной стороны способствуют повышению температуры в области формирования структуры покрытия, переводя ее в бо-

лее равновесное для β -Mo₂N состояние, несмотря на то, что подача более высокого потенциала смещения активизирует процесс преимущественного распыления атомов азота.

Образованию высокотемпературной γ -Mo₂N фазы способствует относительно низкая температура подложки (менее 200 °С), в частности, из-за низкого потенциала подложки 40 В, при которой существуют кинетические ограничения подвижности атомов и создаются условия для формирования простой (кубической) решетки. Такое состояние с кубической решеткой является переходным звеном в цепи состояний от аморфноподобного к равновесному при низких температурах кристаллическому состоянию с тетрагональной решеткой. Кроме того, низкий потенциал смещения, который характерен для используемых в этом случае технологических режимов, способствует накоплению избыточного по сравнению со стехиометрическим составом Mo₂N азотом в решетке, заполняя часть свободных октаэдрических междоузлий и переводя таким образом соотношения элементов в фазе к Mo₃N₂, а также к появлению в ряде экспериментов второй фазы MoN.

Вероятной причиной сколов является вытеснение избыточных атомов азота на границы при образовании β -Mo₂N фазы с тетрагональной решеткой, для которой характерна относительно малая область гомогенности. Это может приводить к спонтанному образованию многослойности в покрытии, которая была отмечена ранее [15, 16]. Избыточный азот может скапливаться между слоями с образованием фазы δ -MoN, параметры решетки которой существенно больше, чем параметры решетки β -Mo₂N [2]. Происходящие при этом объемные изменения приводят к образованию сколов. Поэтому увеличение потенциала подложки (энергии бомбардирующих ионов), а также присутствие высоковольтных импульсов снижают концентрацию азота в покрытии, снижая вероятность появления сколов. При этом процесс образования сколов определяется вероятностью захвата растущим покрытием атомов (ионов) азота.

Характерный фазовый состав для образца, полученного в условиях, при которых образуется расслоение, показывает наличие многофазности. Данные рентгеновской дифракции приведены в табл. 2. При этом видно, что наряду с пиками от фаз β -Mo₂N и γ -Mo₂N в этом случае появляется значительное количество интенсивных линий принадлежащих δ -MoN фазе (табл. 2).

Таблица 2

Фазовый состав покрытия Mo-N, определенный по данным рентгеновской дифрактометрии (2θ – угол дифракции, d – межплоскостное расстояние, I – интенсивность пика). Режим осаждения $U_{mn} = -40$ В, $I_d = 165$ А, $P = 0,11$ Па, $T_n = 350$ °С

(hkl)	2θ	d , Е	I , нм/с
β -Mo ₂ N (112)	36,50	2,4616	10
γ -Mo ₂ N (111)	36,92	2,4346	13
γ -Mo ₂ N (200)	42,80	2,1128	6
δ -MoN (222)	72,50	1,3037	7
β -Mo ₂ N (312)	73,92	1,2821	40
γ -Mo ₂ N (311)	74,40	1,2751	54
β -Mo ₂ N (116)	76,70	1,2425	6

ВЫВОДЫ

1. Вакуумно-дуговое осаждение в среде азота приводит к образованию покрытий нитрида молибдена состава Mo₂N. Скорость осаждения является важным фактором, определяющим фазовый состав, структуру и влияющий таким образом на твердость покрытий Mo₂N. При скорости осаждения 3,5 мкм/час формируются двухфазные конденсаты содержание в которых кубической фазы γ -Mo₂N приводит к понижению твердости. Увеличение скорости осаждения приводит к формированию кристаллитов текстурированной β -Mo₂N фазы с тетрагональной решеткой, что коррелирует с высокой твердостью покрытий. В этом случае удалось достигнуть твердость 55 ГПа при размере кристаллитов составляет 15 нм и невысокой развивающейся микродеформации 0,4%. При меньшем размере зерен 9 нм твердость понижается, что по-видимому связано с проявлением обратного эффекта Холла-Петча.

2. Вероятной причиной образования сколов является спонтанно образующаяся многослойность покрытия. Избыточный азот может скапливаться между слоями с образованием фазы δ -MoN, параметры решетки которой существенно больше, чем параметры решетки γ -Mo₂N. Происходящие при этом объемные изменения приводят к образованию сколов. Поэтому увеличение потенциала подложки (энергии бомбардирующих ионов), а также присутствие высоковольтных импульсов снижают концентрацию азота в покрытии, снижая вероятность появления сколов. При этом процесс образования сколов определяется вероятностью захвата растущим покрытием атомов (ионов) азота. С повышением такой вероятности в результате интенсификации физико-химических процессов в приповерхностной области формируемого покрытия (вследствие повышения давления) процесс образования сколов в покрытии проявляется снова.

ЛИТЕРАТУРА

1. ASM International, 1996.
2. Шанк Ф. Структуры двойных сплавов. – М.: Металлургия., 1973
3. Urgen M., Eryilmaz O., Cakir A., Kayali E., Nilufer B., Isik Y. Characterisation of molybdenum nitride coatings produced by arc-PVD technique //Surf. Coat. Tech. – 1997. – Vol. 94-95. – P. 501-506.
4. Maoujoud M., Binst L., Delcambe P., Offergeld-Jardinier M., Bouillon F. Deposition parameter effects on the composition and the crystalline state of reactively sputtered molybdenum nitride //Surf. Coat. Tech.–1992.– Vol. 52. – P. 179-185.
5. Perry A., Baouchi A., Petersen J., Pozder S. Crystal structure of molybdenum nitride films made by reactive cathodic arc evaporation//Surf. Coat. Tech. – 1992. – Vol. 54-55. – P. 261-265.
6. Kazmanli M.K., Urgen M., Cakir A.F. Effect of nitrogen pressure, bias voltage and substrate temperature on the phase structure of Mo-N coatings produced by cathodic arc PVD//Surf. Coat. Tech. – 2003. – Vol. 167. – P. 77-82.
7. Mudholkar M.S., Thompson L.T. Control of composition and structure for molybdenumnitride films synthesized using ion beam assisted deposition//J. Appl. Phys. – 1995. – Vol. 77(10). – P. 5138-5142.

8. Андреев А.А., Булатова Л.В., Булатов А.С., Картмазов Г.Н., Кострица Т.В., Романов А.А. Структура высокотвердых покрытий на основе молибдена, полученных при конденсации плазмы вакуумно-дугового разряда//Металловедение и термическая обработка металлов. –1981. – № 5. – С. 33-35.
9. Аксенов И.И., Андреев А.А., Брень В.Г. и др. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме (Способ конденсации с ионной бомбардировкой)//УФЖ. – 1979. – Т. 24, № 4. – С. 515-525.
10. Andreev A.A., Romanov A.A. Method and Apparatus for Controlling Plasma Generation in Vapor Deposition//US Pat. № 4512867, 1985.
11. Аксенов И.И. Вакуумная дуга в эрозионных источниках плазмы. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005. – 211 с.
12. Шулаев В.М., Соболев О.В., Андреев А.А., Неклюдов И.М., Столбовой В.А. Фазообразование в нанокристаллических покрытиях состава Mo_2N , полученных вакуумно-дуговым осаждением молибдена в присутствии азота//ВАНТ. Сер. Вакуум, чистые материалы и сверхпроводники. – 2009. – № 6. – С. 262-267.
13. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.
14. Шулаев В.М., Андреев А.А. О возможном механизме возникновения ячеистого микро-рельефа на поверхности наноструктурных вакуумно-дуговых покрытий//Сб. научных трудов Межд. конф. ФММН-2009, Харьков. – 2009. – С. 587-589.
15. Андреев А.А., Брень В.Г., Калинин А.Т., Кунченко В.В. и др. О плазменном нанесении покрытий на упрочняемую сталь с низкой температурой отпуска//Защита металлов. –1978. – Т. XIV, № 5. – С. 551-557.
16. Кунченко Ю., Кунченко В., Картмазов Г., Неклюдов И.М. О формировании микро-, нанослойных покрытий методом вакуумно-дугового осаждения//Физическая инженерия поверхности. – 2005. – Т. 2, № 1. – С. 102-108.