

УДК 621.45.038.7

СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМАХ Ti–Al–Mo–N И Ti–Al–Mo–Ni–N ПРИ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ

© 2023 г. В. С. Сергевнин¹, Д. С. Белов¹ *, И. В. Блинков¹,
А. П. Демиров¹, А. В. Черногор¹, И. В. Щетинин¹

¹Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС”,
Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

*e-mail: dm.blv@yandex.ru

Поступила в редакцию 07.09.2022 г.

После доработки 29.09.2022 г.

Принята к публикации 30.09.2022 г.

Методом *arc*-PVD получены покрытия Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N, характеризующиеся наноструктурой и слоистой архитектурой. Установлены значения параметров осаждения (давления реакционного газа-азота и отрицательного потенциала смещения, подаваемого на подложку, определяющего энергию напыляемых частиц), позволяющие формировать двухфазное нитридное (TiN, Mo₂N) для системы Ti–Al–Mo–N и нитридно-металлическое (TiN, Mo₂N, Ni) для системы Ti–Al–Mo–Ni–N покрытия. Введение Ni в состав покрытия Ti–Al–Mo–N приводит к снижению среднего размера зерна нитридных фаз с 35 до 12 нм и периода модуляции с 50 до 35 нм за счет ограничения роста зародышей нитридных фаз. Одновременно с этим происходит снижение двухосных макронапряжений с $\sigma = -2.51$ ГПа для образца Ti–Al–Mo–N до $\sigma = -0.67$ ГПа для образца Ti–Al–Mo–Ni–N.

Ключевые слова: наноструктура, многослойность, период модуляции, макронапряжения, *arc*-PVD, нитридно-металлическое покрытие, рост зародышей

DOI: 10.31857/S0002337X23040115, **EDN:** VUJVBS

ВВЕДЕНИЕ

Сложность решения проблемы повышения износостойкости за счет нанесения на поверхность защитных покрытий во многом связана с тем, что износ материала в конкретных условиях является многопараметрической величиной, которая определяется видом изнашивания (молекулярно-механическое, коррозионно-механическое и др.); характеристиками среды (температурой, химической агрессивностью); наличием в зоне контакта трущихся деталей абразивных частиц или смазывающих материалов; реализуемой нагрузкой (как ее величиной, так и условиями приложения – будет ли она постоянна или знакопеременной). Таким образом, проблема создания покрытий, способных защищать материал основы в нестабильных условиях трения, остается открытой и актуальной [1]. Одним из подходов решения данной проблемы может быть подбор компонентов и фаз на их основе в составе покрытия, обеспечивающих комплекс свойств, повышающих эффективность при меняющихся видах изнашивания [2]. С этой точки зрения интерес представляют покрытия на основе систем Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N, в которых твердая основа TiN

обеспечит высокую твердость и износостойкость материала [3]; введение Al в нитрид титана дополнительно повысит его твердость и коррозионную стойкость [4, 5]; добавление Mo-содержащих фаз обеспечит высокие трибологические характеристики за счет формирования в процессе трения фаз Магнели, функционирующих в роли твердой смазки [6]; добавление никеля приведет к наноструктурированию нитридной фазы покрытия и, как следствие, повышению его физико-механических характеристик [7, 8]. Формирование мультислойной архитектуры при этом должно наделять покрытие высокими показателями вязкости разрушения и трещиностойкости [9–11].

Целью работы являлось изучение влияния параметров осаждения ионно-плазменных вакуумно-дуговых покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N на состав и структуру, определяющие их функциональные свойства.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Нанесение покрытий проводилось на установке ионно-плазменного вакуумно-дугового напыления с использованием двухкатодной (для оса-

ждения покрытий Ti–Al–Mo–N) и трехкатодной (для осаждения покрытий Ti–Al–Mo–Ni–N) испарительных систем. В первом случае использовались катоды из молибдена и сплава Ti–Al (95 мас. % Ti + 5 мас. % Al); во втором случае к этим двум добавлялся катод из сплава Ti–Ni (50 ат. % Ni + 50 ат. % Ti). Были получены образцы покрытий на подложках из твердых сплавов ВК6 и Т15К8 при меняющихся параметрах напыления U_b и $p(N_2)$. Значение тока испаряющей дуги (I) оставалось неизменным и подбирались с учетом необходимости обеспечения стабильного горения дуги и отсутствия в составе покрытий значительно количества капельной фазы.

Морфологию покрытий изучали с применением растрового электронного микроскопа JSM-6610LV, он же использовался для определения толщины покрытий путем исследования поперечных изломов образцов. Параллельно с микроскопическими исследованиями проводился элементный анализ поверхностного слоя при помощи приставки для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Уточнение количественного элементного состава, а также определение энергии связи элементов фаз для последующего фазового анализа в полученных покрытиях осуществлялись методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на установке PHI 5500 ESCA (Perkin-Elmer, США). Возбуждение фотоэмиссии производилось с применением Al K_{α} -излучения ($h\nu = 1486.6$ эВ) мощностью 300 Вт. Фазовый состав покрытий исследовали на дифрактометре Ultima 4 (Rigaku, Япония) в режиме асимметричной съемки при угле скольжения $\alpha = 5^\circ$. Использовалось излучение CuK_{α} . Полученные дифрактограммы анализировались с помощью программы EVA (Bruker-AXS) и базы данных ICDD в формате PDF-2.

Макронапряженное состояние в покрытиях оценивалось методом $\sin^2\psi$, описанным в [12–14] и позволяющим измерять напряжения при постоянной глубине проникновения рентгеновских лучей в образец. Это возможно при съемке в асимметричной геометрии. Метод основывается на том, что каждое получаемое отражение имеет свой собственный угол выхода из симметричного положения: $\psi = 2\theta - \alpha$, где θ – угол дифракции, α – угол между падающим лучом и образцом. По сдвигу каждой дифракционной линии можно рассчитать свой период решетки

$$a_{\psi}(HKL) = a_0 \sigma f(\psi) + a_0, \quad (1)$$

где a_0 и a_{ψ} – параметры решетки для равновесного и напряженного состояний соответственно. После соответствующего расчета строилась зависимость этой величины от функции

$$f(\psi) = \frac{1}{2} s_2 \sin^2 \psi + 2s_1, \quad (2)$$

где

$$s_1 = -\frac{\nu}{E}, \quad (3)$$

$$\frac{1}{2} s_2 = \frac{(1+\nu)}{E}. \quad (4)$$

Модуль Юнга (E) и коэффициент Пуассона (ν) брались свои для каждой плоскости (HKL). По тангенсу угла наклона прямой $a_{\psi} = kf(\psi) + b$ и периоду решетки рассчитывались напряжения (σ).

Электронно-микроскопические исследования осуществлялись на просвечивающих электронных микроскопах (ПЭМ) JEM-1400 и JEM-2100 (в случае съемки в высоком разрешении). Фиксация изображений происходила на цифровую камеру, предварительно откалиброванную как в режиме изображения по реплике с дифракционной решетки, так и в режиме дифракции по дифракционной картине золота. Пробоподготовку осуществляли с помощью метода фокусированного ионного пучка на установке Strata FIB 205 System (FEI Company) по методике получения ламелей поперечного сечения с вырезанием участка подложки с покрытием и утонением его ионным пучком с последующим помещением на сетку для расположения в камере ПЭМ. Исследования велись в режимах съемки светлого и темного полей, высокого разрешения, а также микродифракции. Изображения высокого разрешения использовались для визуализации отдельных зерен наноструктурного покрытия. Темнопольные изображения получались путем смещения оптической системы с приведением дифрагированного пучка в центральное положение. При таком способе получения темнопольного изображения влияние aberrаций на качество получаемых фотографий гораздо меньше, чем в случае формирования темнопольного изображения путем смещения апертурной диафрагмы.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты анализа элементного и фазового составов полученных покрытий представлены в табл. 1.

Повышение парциального давления азота в рабочей камере $p(N_2)$ с 0.3 до 0.5 Па (серии 3 и 4, табл. 1) приводило к снижению содержания титана в покрытиях Ti–Al–Mo–N и увеличению концентрации молибдена. Такие изменения элементного состава могут быть объяснены интенсификацией процесса азотирования катода из сплава ВТ5 по сравнению с катодом из молибдена при повышении содержания азота в рабочей камере из-за повышенного термодинамического средства титана к азоту с учетом большего значения термодинамического потенциала образования фазы Mo_2N (-138.1 кДж/(моль К)) по сравнению с TiN (-294.4 кДж/(моль К)). Возможное образование TiN на поверхности катода ВТ5 может сопровож-

Таблица 1. Элементный и фазовый составы покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N, полученных при разных режимах осаждения

| Серия | Ток дуги I , А | | | Напряжение смещения U_b , В | $p(N_2)$, Па | Содержание, ат. % | | | | | Фазовый состав |
|-------|------------------|-----------|----------|-------------------------------|---------------|-------------------|-----------|--------|--------|-------|----------------------------|
| | I_{Ti-Ni} | I_{VT5} | I_{Mo} | | | N | Al | Ti | Mo | Ni | |
| 1 | – | 135 | 100 | –140 | 0.3 | 47 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 44 ± 1 | 8 ± 1 | – | TiN, Mo ₂ N |
| 2 | – | 135 | 100 | –120 | 0.3 | 48 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 42 ± 1 | 9 ± 1 | – | TiN, Mo, Mo ₂ N |
| 3 | – | 135 | 100 | –120 | 0.5 | 52 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 25 ± 1 | 22 ± 1 | – | TiN, Mo ₂ N |
| 4 | – | 135 | 100 | –80 | 0.5 | 51 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 15 ± 1 | 33 ± 1 | – | TiN, Mo ₂ N |
| 5 | – | 135 | 100 | –140 | 0.5 | 51 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 27 ± 1 | 21 ± 1 | – | TiN, Mo ₂ N |
| 6 | 120 | 120 | 100 | –70 | 0.5 | 38 ± 3 | 2.0 ± 0.5 | 31 ± 1 | 22 ± 1 | 7 ± 1 | TiN, Mo ₂ N, Ni |
| 7 | 120 | 120 | 100 | –100 | 0.5 | 39 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 33 ± 1 | 21 ± 1 | 6 ± 1 | TiN, Mo ₂ N, Ni |
| 8 | 120 | 120 | 100 | –120 | 0.5 | 45 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 28 ± 1 | 24 ± 1 | 2 ± 1 | TiN, Mo ₂ N, Ni |
| 9 | 120 | 120 | 100 | –140 | 0.5 | 44 ± 3 | 1.0 ± 0.5 | 29 ± 1 | 24 ± 1 | 2 ± 1 | TiN, Mo ₂ N, Ni |

даться затруднением его испарения [15]. Другим фактором, снижающим концентрацию титана в покрытии при повышении $p(N_2)$, может быть повышение вероятности столкновения атомов титана с атомами остаточного газа в рабочей камере при их движении в направлении подложки и их последующего рассеяния. Более тяжелые атомы (молибдена) при этом рассеиваются в меньшей степени [16].

Увеличение напряжения смещения, повышающее энергию напыляемых частиц, при осаждении покрытий системы Ti–Al–Mo–Ni–N приводит к снижению концентрации никеля. Никель в данной системе является элементом с наименьшим значением энергии атомизации (736.20 кДж/моль), поэтому при увеличении энергии бомбардирующих подложку частиц в процессе формирования покрытия происходит его преимущественное распыление. В процессе нанесения Ti и Mo образуют на поверхности подложки нитриды TiN и Mo₂N, энергия атомизации которых значительно больше: 1978.95 и 1427.58 кДж/моль соответственно. В связи с этим при повышении энергии бомбардирующих поверхность подложки частиц нитриды распыляются в меньшей степени, чем Ni, поэтому концентрация молибдена и титана меняется незначительно.

Полученные покрытия имели толщину 3–4 мкм. Изломы покрытий (рис. 1) имеют признаки вязкого разрушения, их формирование сопровождается образованием волокнисто-полосчатых ямок в микрорельефе [17].

По полученным рентгеновским дифрактограммам во всех образцах покрытий была идентифицирована фаза TiN по дифракционным линиям на больших брэгговских углах (более 90°) (рис. 2). Линии дифракции на малых углах могут быть отнесены из-за их наложения как к TiN, так и к высо-

котемпературной кубической модификации Mo₂N вследствие схожести межплоскостных расстояний. Mo₂N стабилизируется в присутствии нитрида титана за счет когерентности кристаллических решеток [18].

На дифрактограмме покрытия, полученного при $U_b = -120$ В и $p(N_2) = 0.3$ Па (серия 2), наблюдаются линии дифракции, указывающие на наличие в покрытии металлического молибдена (рис. 2а). При увеличении энергии напыляемых частиц и парциального давления азота рефлексy металлического молибдена исчезают (рис. 2б, 2г).

На концентрационных профилях распределения элементов по толщине покрытий, полученных методом РФЭС при их травлении (рис. 3), видна слоистая неоднородность состава, что может свидетельствовать о многослойной архитектуре. Данное утверждение будет подтверждено ниже результатами исследований структуры покрытий методом ПЭМ. Анализ соотношения атомарных концентраций N и Mo в слое, обогащенном молибденом, составляет приблизительно 1/2 в образцах, полученных при $U_b = -140$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па и $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.5$ Па, что подтверждает присутствие Mo₂N. В случае покрытия, осажденного при $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па, содержание молибдена превышает значение, соответствующее такому соотношению, что может говорить в пользу наличия металлического молибдена наряду с нитридом.

РФЭС исследованных покрытий после поверхностного травления свидетельствует о присутствии Ti в состоянии TiN с соответствующими энергиями связи фотоэлектронов: $Ti2p_{3/2} - 454.6$ эВ и $N1s - 396.9$ эВ [19], что подтверждает результаты РФА. Максимум спектральной линии $Mo3d_{5/2}$ после травления расположен при 227.9–228.0 эВ. Его

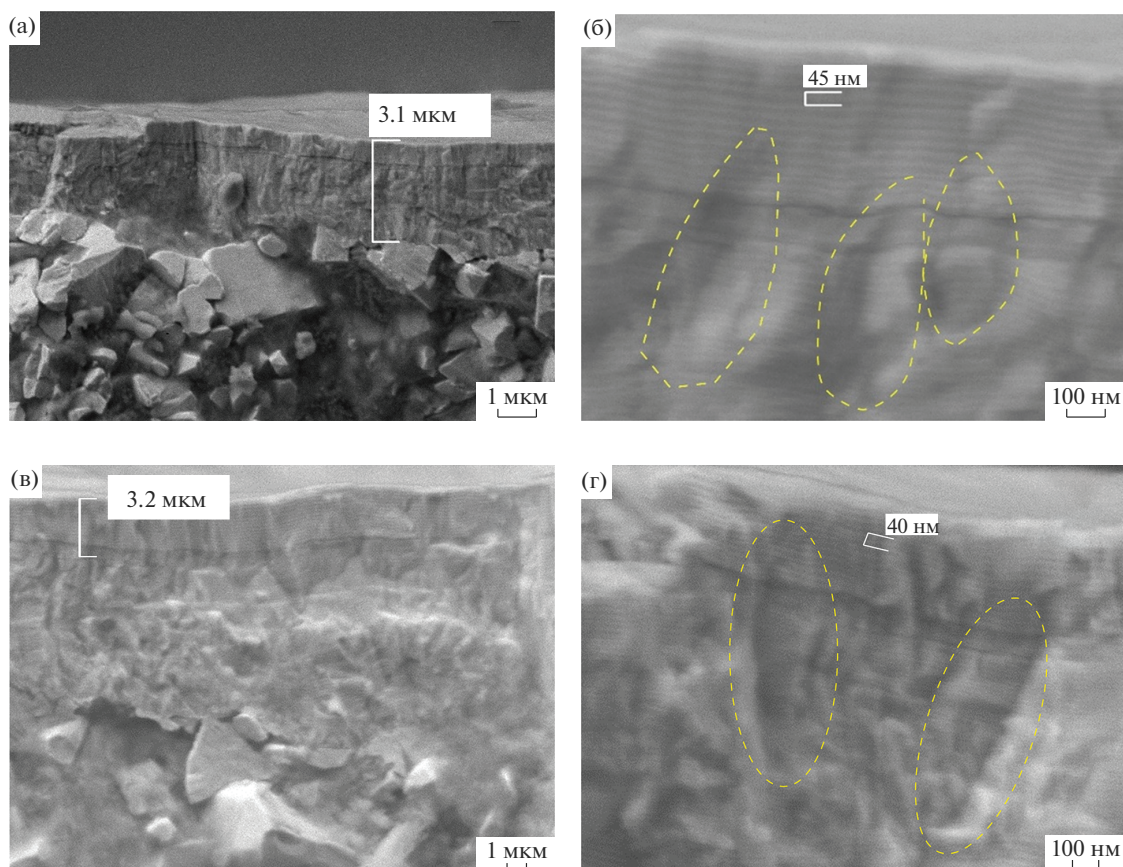


Рис. 1. Морфология излома покрытий Ti-Al-Mo-N (а, б) и Ti-Al-Mo-Ni-N (в, г).

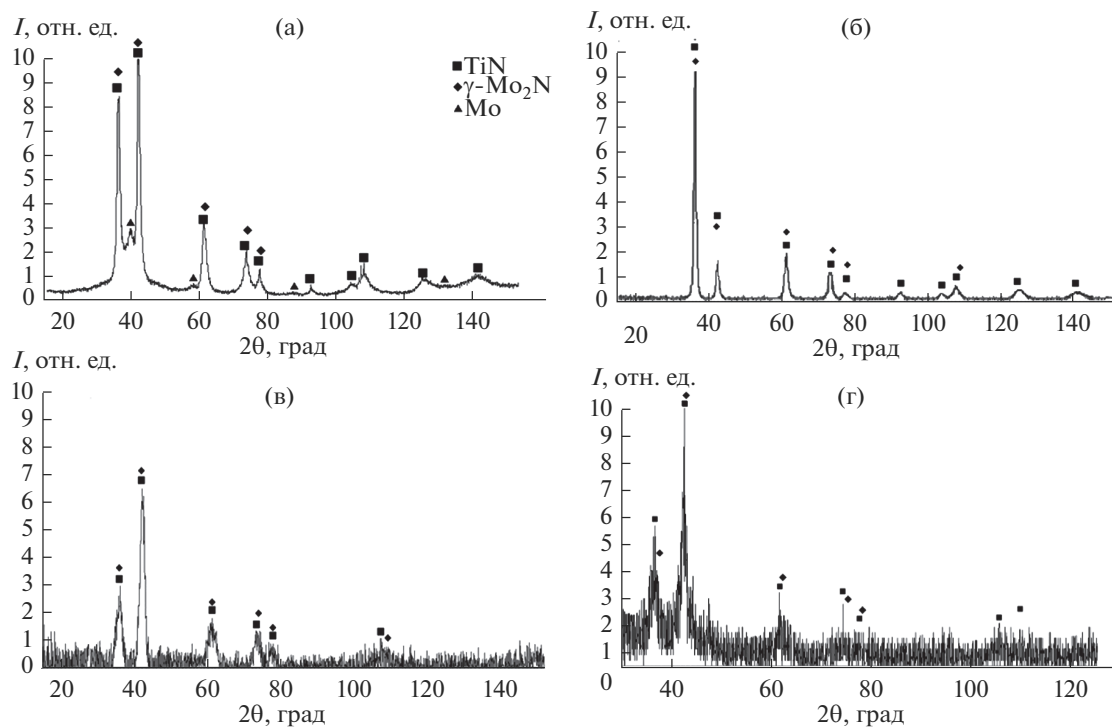


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы покрытий Ti-Al-Mo-N (а-в) и Ti-Al-Mo-Ni-N (г), полученных при $U_b = -120$ В и $p(N_2) = 0.3$ Па (а), $U_b = -140$ В и $p(N_2) = 0.3$ Па (б), $U_b = -120$ В и $p(N_2) = 0.5$ Па (в), $U_b = -140$ В и $p(N_2) = 0.5$ Па (г).

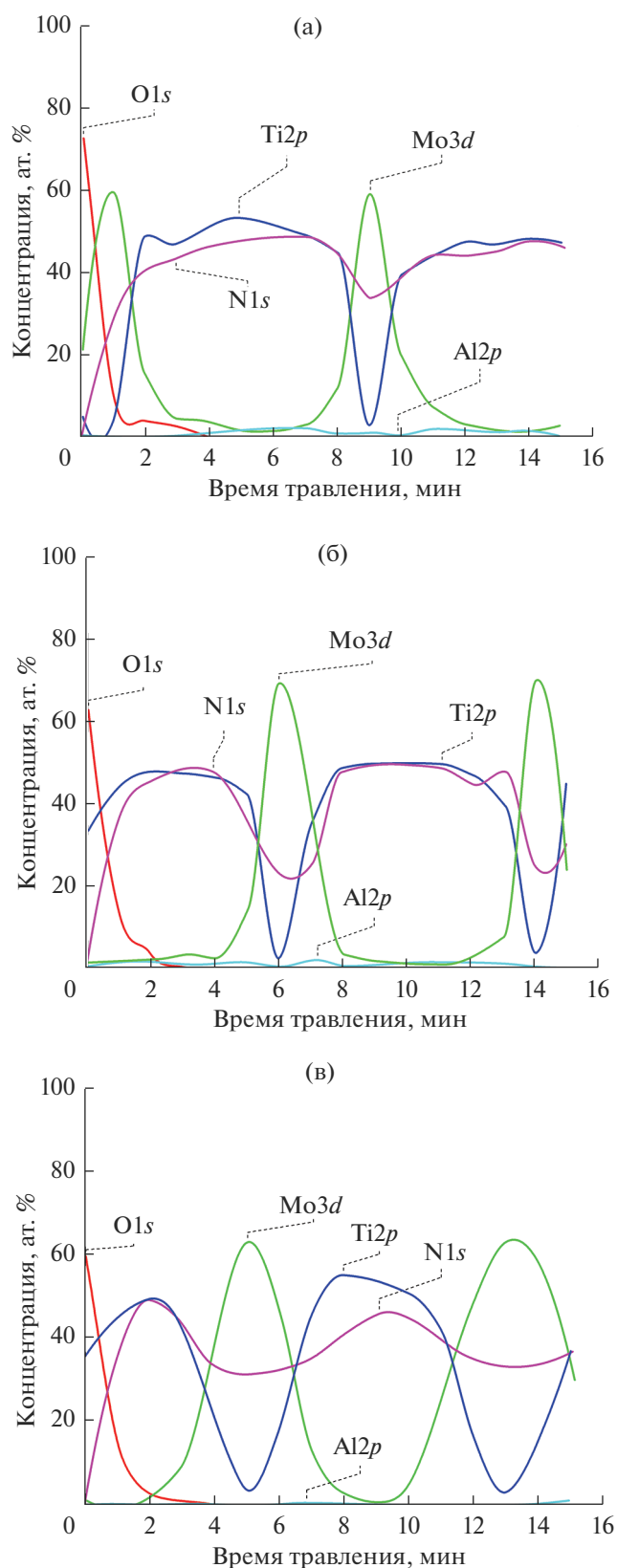


Рис. 3. Концентрационные профили, полученные послойным травлением покрытий Ti–Al–Mo–N, сформированных при $U_b = -140$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па (а); $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па (б); $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.5$ Па (в).

можно, согласно [18], отнести к фазам γ - Mo_2N и MoN (рис. 4).

В пользу отсутствия в составе покрытий фазы MoN может говорить наличие энергетического сдвига между энергиями N1s и Mo3p фотоэлектронов, в данном случае равного 3.25 эВ (рис. 4в). Согласно [18], такой размер сдвига соответствует фазе Mo_2N , в то время как для MoN он должен составлять 2.05–2.45 эВ.

Представленные данные свидетельствуют о том, что U_b и $p(N_2)$ оказывают существенное влияние на нитридообразование при формировании покрытий исследуемых систем. Нами получена диаграмма образования молибденсодержащих фаз в покрытиях Ti–Al–Mo–N, нанесенных методом ионно-фазового вакуумно-дугового осаждения, от потенциала смещения, подаваемого на подложку, и парциального давления азота. Повышение их значений приводит к смещению равновесия системы в сторону образования нитридов молибдена (рис. 5). В случае неизменного напряжения смещения, подаваемого на подложку, т.е. постоянной энергии напыляемых частиц, повышение $p(N_2)$ с 0.3 до 0.5 Па приводило к изменению фазового состава покрытия Ti–Al–Mo–N от TiN–Mo– Mo_2N к TiN– Mo_2N , т.е. к отсутствию в составе покрытия металлического молибдена. Тот же эффект достигался за счет повышения U_b до -140 В. Смещение фазового равновесия в сторону двухфазного состояния при росте $p(N_2)$ и U_b определяется меньшим отрицательным значением энергии Гиббса образования Mo_2N (-138.1 кДж/(моль К)) по сравнению с TiN (-294.4 кДж/(моль К)), требующим для смещения термодинамического равновесия в сторону образования Mo_2N увеличения энергии напыляемых ионов или повышения парциального давления азота.

Для покрытий Ti–Al–Mo–Ni–N энергия связи $Ni2p_{3/2}$ фотоэлектронов составила 852.8 эВ (рис. 6), что соответствует металлическому состоянию [20]. С учетом отсутствия рефлексов никеля на рентгеновских дифрактограммах (рис. 2г) можно предположить, что никель в покрытиях находится в рентгеноаморфном состоянии в виде тонкой прослойки на границах нитридных зерен [21].

Анализ покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N, проведенный с использованием ПЭМ, демонстрирует наличие наноструктуры (рис. 7, 8). По темнопольным изображениям можно заключить, что полученные покрытия обладают средним размером зерна порядка 30–40 нм, а также характеризуются многослойной архитектурой с толщиной слоя, сопоставимой с размером зерна. В случае покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N наблюдается снижение периода модуляции в 1.5 раза – с 45 до 30 нм, а среднего размера зерна – до величин порядка 10 нм. Также следует отметить наличие бо-

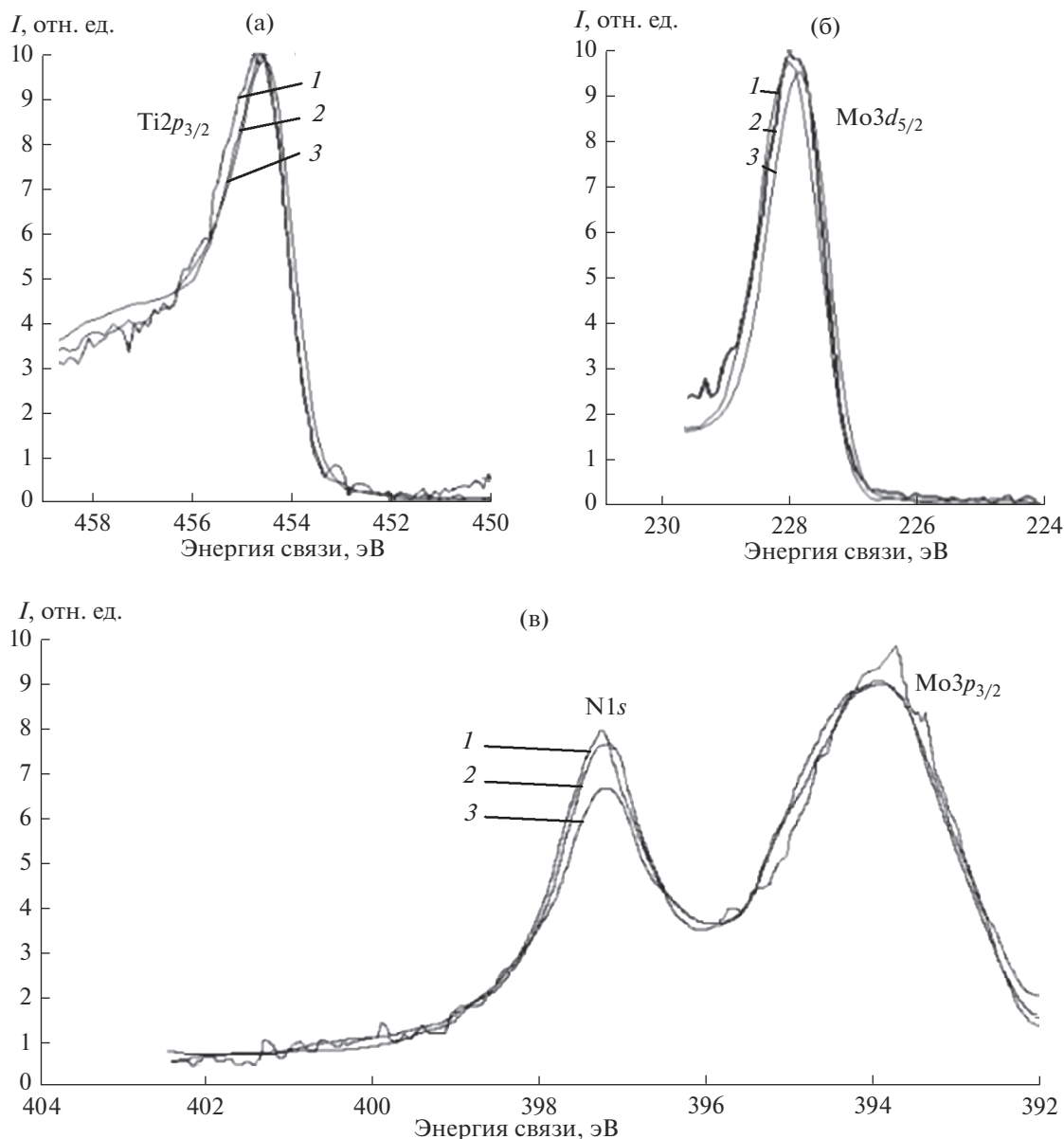


Рис. 4. РФЭС Ti $2p_{3/2}$ из слоя на основе Ti (а), Mo $3d_{5/2}$ из слоя на основе Mo (б), N1s + Mo $3p_{3/2}$ для покрытий (в): $U_b = -140$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па (1); $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.3$ Па (2); $U_b = -120$ В, $p(N_2) = 0.5$ Па (3).

лее четкой границы между слоями для покрытий данной системы по сравнению с покрытиями Ti–Al–Mo–N (рис. 7а), что может быть объяснено влиянием барьерного эффекта никеля на взаимную диффузию нитридов титана и молибдена при формировании покрытия. О барьерной роли никеля сообщается в [22, 23].

Дифракционные линии на электронограммах, снятых с покрытий, полученных при разных параметрах осаждения, могут быть отнесены к нитридным фазам титана и молибдена (рис. 9), которые не представляется возможным, как и в случае рентгеновской дифракции, разделить из-за нало-

жения линий ввиду схожести межплоскостных расстояний данных фаз. На основе электронограмм покрытий Ti–Al–Mo–N, полученных при $U_b = -120$ В и $p(N_2) = 0.3$ Па, можно говорить о присутствии в их составе металлического молибдена (рис. 9а).

По ПЭМ-изображениям покрытий Ti–Al–Mo–N и Ti–Al–Mo–Ni–N был рассчитан средний размер зерен и построено их распределение по размерам (рис. 10). Видно, что в полученных покрытиях имеет место нормальное распределение зерен по размерам, что говорит об отсутствии превалирования отдельного фактора, определяющего конечную

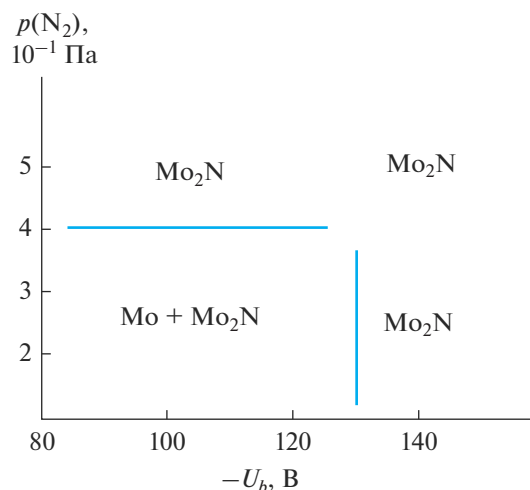


Рис. 5. Экспериментально полученная диаграмма преимущественного содержания молибденсодержащих фаз в покрытиях Ti–Al–Mo–N, осажденных методом ионно-фазового вакуумно-дугового осаждения, от потенциала смещения, подаваемого на подложку, и парциального давления азота.

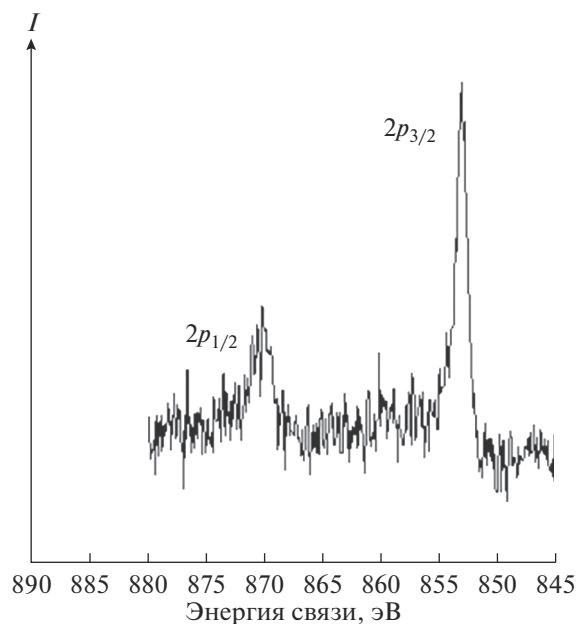


Рис. 6. РФЭС Ni2p в покрытии Ti–Al–Mo–Ni–N.

дисперсность конденсирующейся системы (зародышеобразование, коалесценции и коагуляции, конденсационного роста зародышей). В этом случае основным процессом, влияющим на размер

сформированных кристаллитов, можно считать их величину критического зародыша [24]. В системе Ti–Al–Mo–Ni–N происходит измельчение зеренной структуры нитридной фазы покрытия.

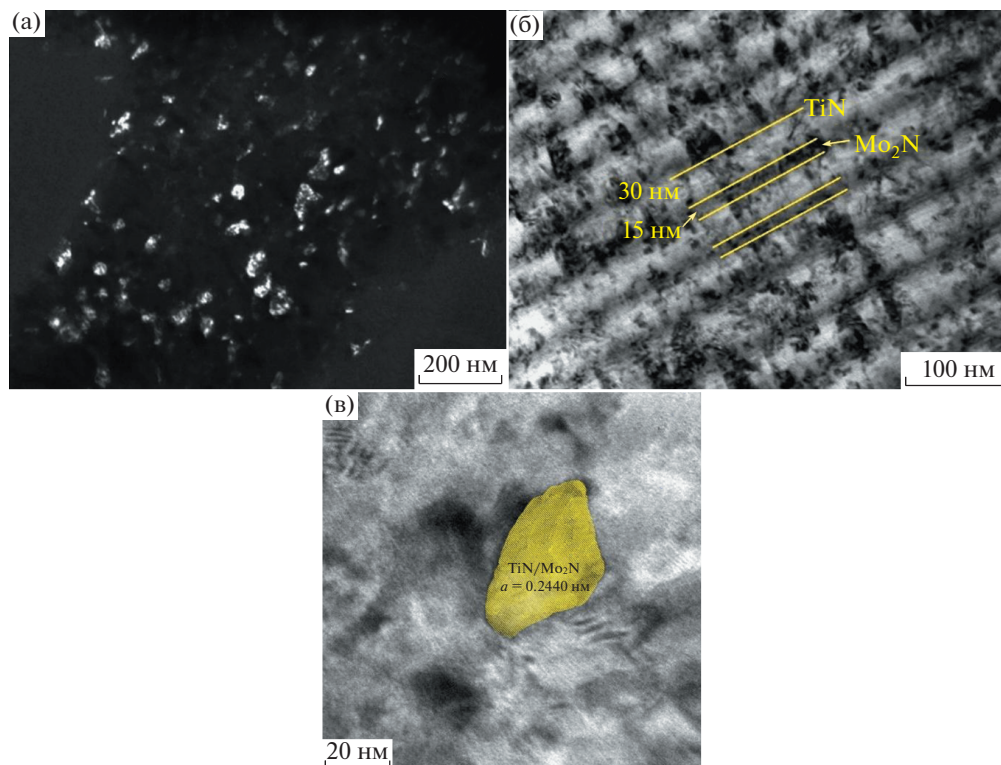


Рис. 7. Характерные изображения структуры покрытия Ti–Al–Mo–N: а – темнопольное изображение покрытия, б – светлопольное изображение поперечного сечения покрытия, в – изображение высокого разрешения.

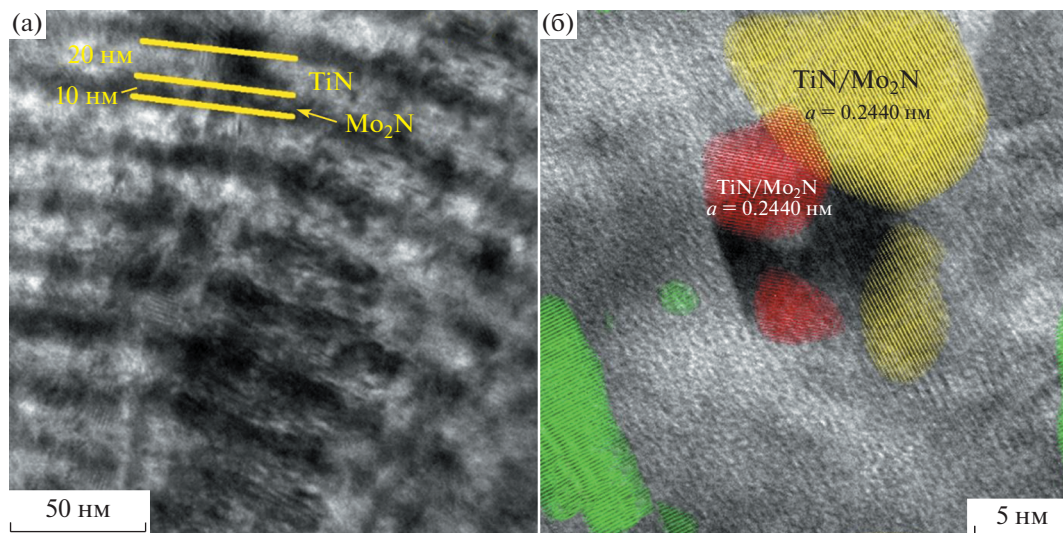


Рис. 8. Структура покрытия Ti–Al–Mo–Ni–N: а – поперечное сечение покрытия, б – снимок ПЭМ высокого разрешения.

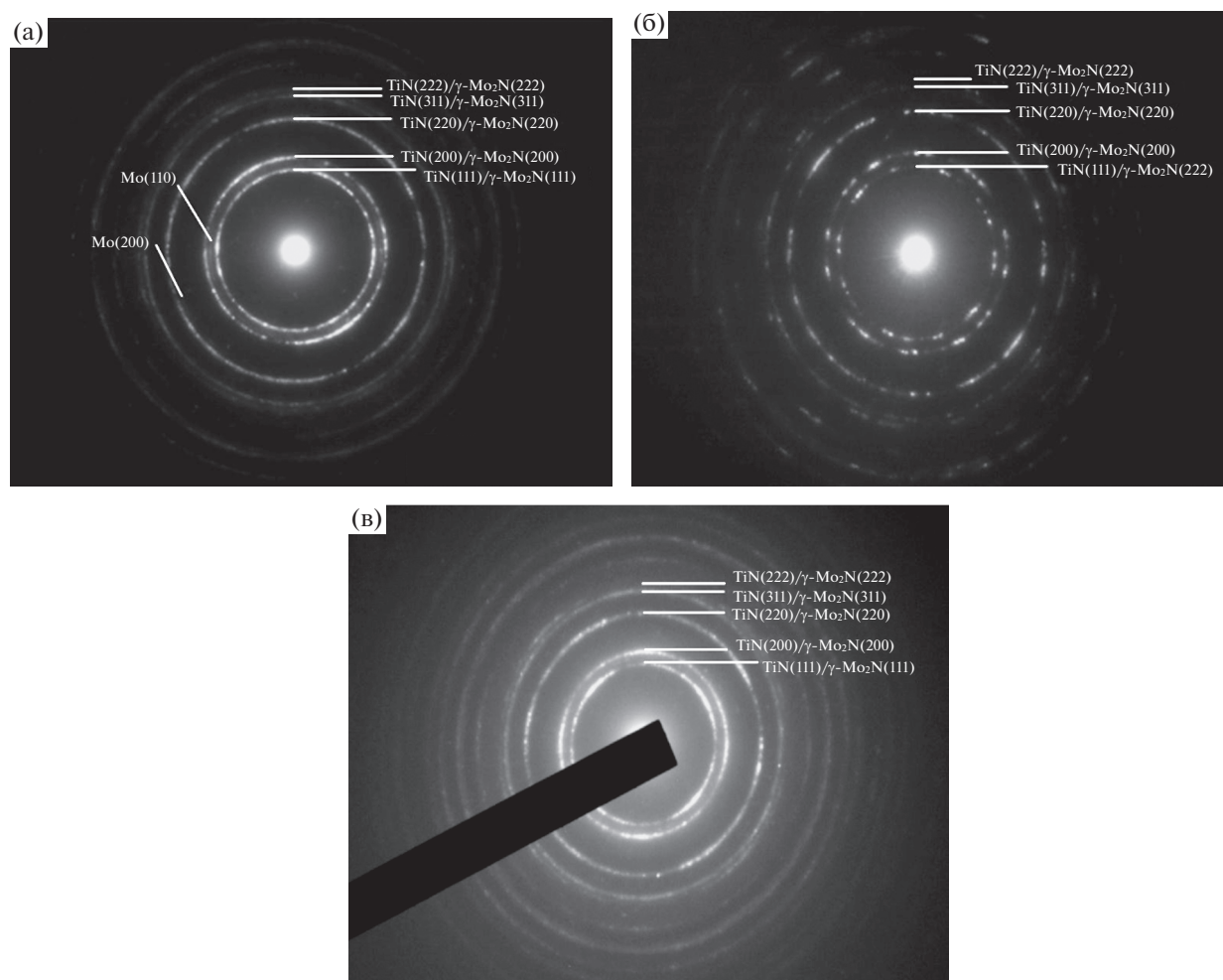


Рис. 9. Типичные электрограммы полученных покрытий Ti–Al–Mo–N (а, б) с фазовым составом (Ti,Al)N–Mo–Mo₂N (а) и (Ti,Al)N–Mo₂N (б) и покрытия Ti–Al–Ni–Mo–N (в).

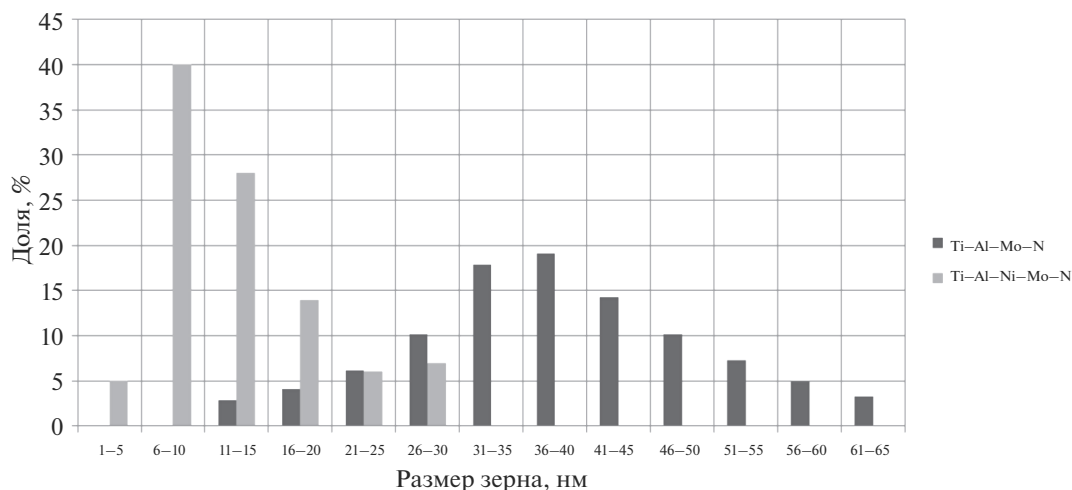


Рис. 10. Гистограммы распределения по размерам зерен нитридной фазы в исследуемых покрытиях.

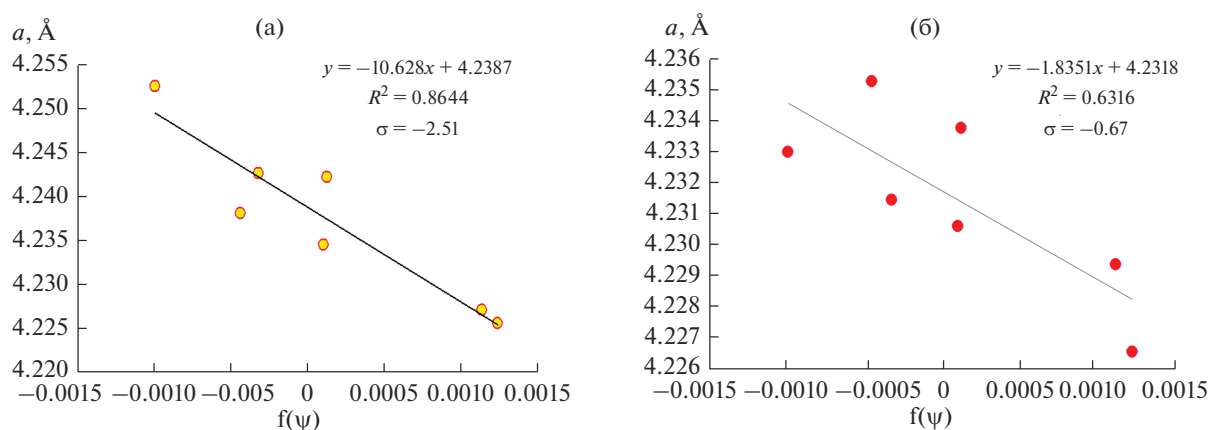


Рис. 11. Зависимости периода решетки TiN от функции $f(\psi)$ для покрытий Ti-Al-Mo-N (а) и Ti-Al-Mo-Ni-N (б).

Важной структурной характеристикой, определяющей функциональные свойства износостойкого покрытия, является уровень остаточных макронапряжений. По данным, полученным из исследований макронапряженного состояния покрытий (рис. 11), можно сделать вывод о том, что Ni значительно снижает величину сжимающих макронапряжений: с $\sigma = -2.51$ ГПа для образца Ti-Al-Mo-N до $\sigma = -0.67$ ГПа для образца Ti-Al-Mo-Ni-N. Механизмом такого эффекта может быть релаксация возникающих термических и концентрационных напряжений за счет деформации пластичной металлической фазы никеля [25]. Сопоставление результатов исследования структуры и состава покрытий рассмотренных систем на твердых сплавах марок ВК6 и Т15К8 показало отсутствие заметного влияния основы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом *arc*-PVD получены покрытия Ti-Al-Mo-N и Ti-Al-Mo-Ni-N, характеризую-

щиеся наноструктурой и слоистой архитектурой с чередованием слоев из нитридов титана и молибдена. Определены граничные значения параметров осаждения, позволяющие формировать нитридную многослойную структуру с регулируемыми параметрами: парциальное давление реакционного газа-азота выше 0.3 Па (верхний предел ограничен значением 0.8 Па, выше которого падает плотность покрытия и растет его пористость) и отрицательный потенциал смещения, подаваемый на подложку, выше 120 В (верхний предел ограничен значением 160 В, при превышении которого начинают преобладать процессы самораспыления покрытия при осаждении, результатом чего является снижение скорости роста).

Введение Ni в состав *arc*-PVD-покрытий Ti-Al-Mo-N приводит снижению среднего размера зерна покрытия с 30–35 до 10–12 нм и периода модуляции с 50 до 35 нм за счет ограничения роста зародышей нитридных фаз. Одновременно с этим происходит снижение двухосных макронапряже-

ний с $\sigma = -2.25$ ГПа для образца Ti–Al–Mo–N до $\sigma = -0.58$ ГПа для образца Ti–Al–Mo–Ni–N.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00555, <https://rscf.ru/project/19-19-00555/>

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крылова Т.А., Иванов К.В., Чумаков Ю.А., Троценко Р.В. Коррозионная стойкость и износостойкость покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки тугоплавких карбидов на низкоуглеродистую сталь // Неорган. материалы. 2020. Т. 56. № 3. С. 343–347. <https://doi.org/10.31857/S0002337X20030094>
2. Крылова Т.А. Влияние добавок TiC и TiB₂ на структуру и свойства композиционных хромсодержащих покрытий // Неорган. материалы. 2022. Т. 58. № 3. С. 271–276. <https://doi.org/10.31857/S0002337X22020087>
3. Badisch E., Fontalvo G.A., Stoiber M., Mitterer C. Tribological Behavior of PACVD TiN Coatings in the Temperature Range up to 500°C // Surf. Coat. Technol. 2003. V. 163–164. P. 585–590. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00626-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00626-6)
4. Hörling A., Hultman L., Odén M., Sjöln J., Karlsson L. Mechanical Properties and Machining Performance of Ti_{1-x}Al_xN-coated Cutting Tools // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 191. № 2–3. P. 384–392. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.04.056>
5. Kutschej K., Mayrhofer P.H., Polcik P., Kathrein M., Tessadri R., Mitterer C. Structure, Mechanical and Tribological Properties of Sputtered Ti_{1-x}Al_xN Coatings with 0.5 < x < 0.75 // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 200. № 7. P. 2358–2365. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.12.008>
6. Gassner G., Mayrhofer P.H., Kutschej K., Mitterer C., Kathrein M. Magnéli Phase Formation of PVD Mo–N and W–N Coatings // Surf. Coat. Technol. 2006. V. 201. P. 3335–3341. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.07.067>
7. Блинков И.В., Волхонский А.О., Белов Д.С., Блинков В.И., Крылёва Е.А., Швындина Н.В. Наноструктурирование и модифицирование свойств вакуумно-дуговых покрытий TiN введением в их состав никеля // Неорган. материалы. 2015. Т. 51. № 2. С. 163–170. <https://doi.org/10.7868/S0002337X15020037>
8. Akbari A., Templier C., Beaufort M.F., Eyidi D., Riviere J.P. Ion Beam Deposition of TiN–Ni Nanocomposite Coatings // Surf. Coat. Technol. 2011. V. 206. P. 972–975. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.03.102>
9. Pogrebnjaka A.D., Abadias G., Bondar O.V., Postolnyia B.O., Lisovenko M.O., Kyrychenko O.V., Andreev A.A., Beresnev V.M., Kolesnikov D.A., Opielak M. Structure and Properties of Multilayer Nanostructured Coatings TiN/MoN Depending on Deposition Conditions // Acta Phys. Pol., A. 2014. № 125. P. 1280–1283. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.125.1280>
10. Zhang G., Wang T., Chen H. Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of TiN/Mo2N Nano-Multilayer Films Deposited by Magnetron Sputtering // Surf. Coat. Technol. 2015. V. 261. P. 156–160. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.11.041>
11. Vereschaka A.A., Grigoriev S.N. Study of Cracking Mechanisms in Multi-layered Composite Nano-Structured Coatings // Wear. 2017. V. 378–379. P. 43–57. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.101>
12. Nezu A., Matsuzaka H., Yokoyama R. A Current Perspective of the State-of-the-Art in Stress Analysis // Rigaku J. 2014. V. 30. P. 4–12.
13. Perry A.J. X-ray Residual Stress Measurement in TiN, ZrN and HfN Films Using the Seemann-Bohlin Method // Thin Solid Films. 1992. V. 214. P. 169–174. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(92\)90766-5](https://doi.org/10.1016/0040-6090(92)90766-5)
14. Oliver W.C., Pharr G.M. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus // J. Mater. Res. 1992. V. 7. P. 1564–1583. <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>
15. Платонов Г.Л., Аникин В.Н., Аникеев А.И. Изучение роста износостойких слоев из карбида титана на твердых сплавах // Порошковая металлургия. 1980. № 8. С. 48–52
16. Каменева А.Л. Изучение влияния технологических условий формирования пленок на основе ZrN на их структуру и свойства методом магнетронного распыления // Вестн. МГТУ им. Носова. 2009. № 4. С. 40–46.
17. РД 50-672-88 Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов. М.: Стандартинформ, 2018.
18. Sanjines R., Wiemer C., Almeida J., Levy F. Valence Band Photoemission Study of the Ti–Mo–N System // Thin Solid Films. 1996. V. 290–291. P. 334–338. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(96\)09082-7](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(96)09082-7)
19. Bertoti I. Characterization of nitride coatings by XPS // Surf. Coat. Technol. 2002. V. 151–152. P. 194–203. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(01\)01619-X](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(01)01619-X)
20. Dube C.E., Workie B., Kounaves S.P., Robbat A., Aksu M.L., Davies G. Electrodeposition of Metal Alloy and Mixed Oxide Films Using a Single-Precursor Tetranuclear Copper–Nickel Complex // J. Electrochem. Soc. 1995. V. 142 P. 3357–3365. <https://doi.org/10.1149/1.2049987>
21. Панькин Н.А. Влияние условий конденсации ионно-плазменного потока на структуру и свойства нитрида титана: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Калуга. 2008. 118 с.
22. Pagon A.M., Doyle E.D., McCulloch D.G. The Microstructure and Mechanical Properties of TiN–Ni Nanocomposite Thin Films // Surf. Coat. Technol. 2013. V. 235. P. 394–400. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.07.051>
23. Akbari A., Templier C., Beaufort M.F., Eyidi D., Riviere J.P. Ion Beam Deposition of TiN–Ni Nanocomposite Coatings // Surf. Coat. Technol. 2011. V. 206. P. 972–975. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.03.102>
24. Морохов И.Д., Трусов Л.И., Чижик С.П. Ультратонкие металлические среды. М.: Атомиздат, 1977. 264 с.
25. Пleshивцев Н.В., Бажин А.И. Физика воздействия ионных пучков на материалы. М.: Вузовская книга, 1998. 392 с.