

**В. М. Береснев<sup>1,\*</sup>, С. А. Клименко<sup>2</sup>, О. В. Соболев<sup>3</sup>,  
С. С. Гранкин<sup>1</sup>, В. А. Столбовой<sup>4</sup>, П. В. Турбин<sup>1,5</sup>,  
В. Ю. Новиков<sup>6</sup>, А. А. Мейлехов<sup>3</sup>, С. В. Литовченко<sup>1</sup>,  
Л. В. Маликов<sup>1,5</sup>**

<sup>1</sup>Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина,  
г. Харьков, Украина

<sup>2</sup>Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля  
НАН Украины, г. Киев, Украина

<sup>3</sup>Национальный технический университет “Харьковский  
политехнический институт”, г. Харьков, Украина

<sup>4</sup>Национальный научный центр “Харьковский физико-технический  
институт”, г. Харьков, Украина

<sup>5</sup>Научный физико-технологический центр МОН  
и НАН Украины, г. Харьков, Украина

<sup>6</sup>Белгородский государственный университет, г. Белгород, РФ  
\*beresnev-scpt@yandex.ru

### **Влияние режимов осаждения на структурно- фазовое состояние, твердость и трибологические характеристики вакуумно- дуговых многослойных покрытий Mo<sub>2</sub>N/CrN**

*Для вакуумно-дуговых многослойных Mo<sub>2</sub>N/CrN-систем с нанометровой толщиной слоев проведено комплексное исследование влияния технологических параметров, ответственных за энергетическое состояние осаждаемых частиц, на элементный и структурно-фазовый составы, твердость и трибологические характеристики формируемых покрытий. Установлено образование двух структурно-фазовых типов в совмещенных нитридных слоях:  $\gamma$ -Mo<sub>2</sub>N/CrN с изоструктурными кубическими кристаллическими решетками и  $\gamma$ -Mo<sub>2</sub>N/ $\beta$ -Cr<sub>2</sub>N с неизоструктурными кубической и гексагональной решетками.*

**Ключевые слова:** вакуумно-дуговой метод осаждения, многослойные покрытия, трибологические характеристики.

#### **ВВЕДЕНИЕ**

Нитриды переходных металлов отличает высокие температура плавления (2300–3400 °С), твердость и электропроводность. Основным недостатком – высокая хрупкость, значением которой можно управлять за счет формирования у материала наноструктурного состояния [1–5].

Одним из наиболее перспективных направлений повышения рабочих характеристик нитридных покрытий является создание многослойных структур с нанометровой толщиной слоев. При этом чередованием двух или более слоев материала с различными физико-механическими характеристиками можно в значительной степени изменять свойства системы, включая напряженно-деформированное состояние и условия распространения трещин, в результате чего повышается вязкость разрушения такого композита.

В монослойных покрытиях структурное состояние и свойства слоев  $\text{Mo}_2\text{N}$  и  $\text{CrN}$  могут изменяться в широких пределах в зависимости от подаваемого потенциала на подложку и давления азотной среды при осаждении [6–9]. В этой связи можно ожидать значительной чувствительности к физико-техническим параметрам осаждения структурных состояний и свойств покрытий, полученных на основе  $\text{Mo}_2\text{N}$  и  $\text{CrN}$  как слоев многослойной системы. При этом наибольшие эффекты можно ожидать при нанометровом размере слоев, что обусловлено наиболее высокими механическими свойствами нитридов в этом размерном диапазоне [10–12].

### ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы с покрытиями были получены вакуумно-дуговым методом на модернизированной установке Булат-6 [13]. Давление рабочей (азотной) среды при осаждении составляло  $p_{\text{N}} = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр и  $p_{\text{N}} = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр, скорость осаждения –  $\sim 3$  нм/с.

Покрытие осаждали с использованием двух мишеней (Mo и Cr) при непрерывном вращении закрепленных на подложках образцов со скоростью 8 об/мин, что позволяло, при осаждении в течение 1 ч, получать покрытие толщиной около 9 мкм при толщине отдельных слоев  $\sim 10$  нм с их общим числом 960 (480 бислойных периодов). В процессе осаждения на подложки подавался постоянный отрицательный потенциал смещения  $U_c = 20, 70, 150$  и 300 В.

Структурно-фазовый анализ проводили методом рентгеновской дифрактометрии в излучении  $\text{CuK}\alpha$ . Разделение профилей на составляющие выполняли с использованием пакета программ NewProfile.

Твердость измеряли методом микроиндентирования на приборе 402MVD фирмы “Instron Wolpert Wilson Instruments” с использованием алмазной пирамиды Виккерса при нагрузках 25, 50 и 100 г.

Определение адгезионной и когезионной прочности, стойкости к царапанию и выяснение механизма разрушения покрытий проводили с применением скретч-тестера Revetest (“CSM Instruments”). На поверхность покрытия алмазным сферическим индентором типа Роквелл С с радиусом закругления 200 мкм наносили царапины при непрерывно нарастающей нагрузке от 0 до 200 Н при разрешении не менее 3 мН. Одновременно регистрировали мощность сигнала акустической эмиссии (АЭ), коэффициент трения, глубину проникновения индентора, а также нормальную нагрузку на инденторе. Для получения достоверных результатов на поверхность каждого образца с покрытием наносили по три царапины. Испытания производили при следующих условиях: нагрузка на индентор изменялась от 0,9 до 70 Н, скорость перемещения индентора составляла 1 мм/мин, длина царапины – 10 мм, скорость приложения нагрузки – 6,91 Н/мин, частота дискретности сигнала – 60 Гц, мощность сигнала АЭ – 9 дБ. В результате испытаний были определены минимальные (критические) нагрузки:  $L_{\text{к1}}$ , соответствующая началу проникновения индентора в покрытие,  $L_{\text{к2}}$  – появлению скоплений трещин,  $L_{\text{к3}}$  – сколу покрытия или его пластическому истиранию до подложки.

Трибологические испытания проводили на воздухе по схеме шарик-диск на машине трения Tribometer, “CSM Instruments”. Образцами служили диски из стали 45 (55 HRC), на полированную поверхность которых наносили покрытия с шероховатостью поверхности  $Ra = 0,08$  мкм. В качестве контртел использовали шарики диаметром 6,0 мм, изготовленные из спеченного сертифицированного оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

В соответствии с международными стандартами ASTM G99-959, DIN50324 и ISO 20808 нагрузка при испытаниях составляла 3,0 Н, скорость скольжения – 10 см/с.

Морфологию бороздок износа на покрытии и пятен износа на шариках изучали с использованием оптического инвертированного микроскопа Olympus GX 51 и растрового электронного микроскопа FEI Nova NanoSEM 450. Количественную оценку износостойкости образцов и контртел проводили по фактору износа  $W$ , методика расчета которого приведена в [14].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ покрытий, проведенный энергодисперсионным методом, показал, что потенциал смещения определяющим образом влияет на изменение содержания азота (N) в покрытиях, полученных при меньшем ( $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр) давлении (рис. 1, кривая 1). Причиной этого, по-видимому, является вторичное селективное распыление с формируемой поверхности покрытия легких атомов N. В определяющей мере, в этом случае, сказывается сравнительно большая энергия пленкообразующих тяжелых металлических атомов Mo и Cr (потери энергии на столкновение при низком давлении в процессе осаждения минимизированы).

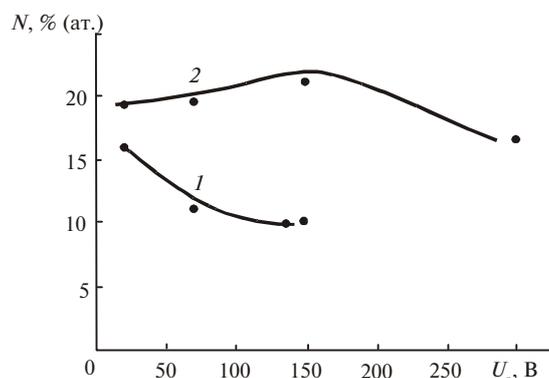


Рис. 1. Изменение содержания азота в покрытии в зависимости от отрицательного потенциала смещения  $U_c$  при давлении  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  (1) и  $3 \cdot 10^{-3}$  (2) Торр.

При более высоком давлении ( $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр) с увеличением модуля потенциала смещения  $U_c$  до 150 В наблюдается небольшой рост содержания азота в покрытиях, что определяет повышение эффективности нитридообразования [4] и только при  $U_c = 300$  В происходит снижение содержания N, связанное с селективным вторичным распылением.

Структурно-фазовый анализ состояния покрытий, исходя из данных рентгendifракционных спектров (рис. 2), показывает, что с увеличением потенциала смещения при большем ( $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр) давлении в тонких нанометровых слоях нитридов наблюдается согласованный переход от преимущественной ориентации с осью [111] к преимущественной ориентации с осью [100], что проявляется в относительном изменении интенсивности рефлексов (111) и (200) соответственно.

При этом наблюдается согласование структуры наноразмерных нитридных слоев (111) $\gamma$ -Mo<sub>2</sub>N/(111)CrN и (200) $\gamma$ -Mo<sub>2</sub>N/(200)CrN с кубическими (структурный тип NaCl, карточки JCPDS 11-0065 и JCPDS 25-1366 соответственно) кристаллическими решетками. Однако при наибольшем ( $U_c = 300$  В) по модулю потенциале смещения в слоях нитрида хрома CrN, из-за уменьшения содержания азота, появляется фаза  $\beta$ -Cr<sub>2</sub>N с гексагональной кристалличе-

ской решеткой (карточка JCPDS 35-0803). Еще более выражено появление низшей по азоту фазы  $\beta$ -Cr<sub>2</sub>N имеет место при меньшем ( $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр) давлении азота (см. рис. 2, спектр 3). В этом случае в слоях нитрида хрома CrN формируется текстура с осью [001].

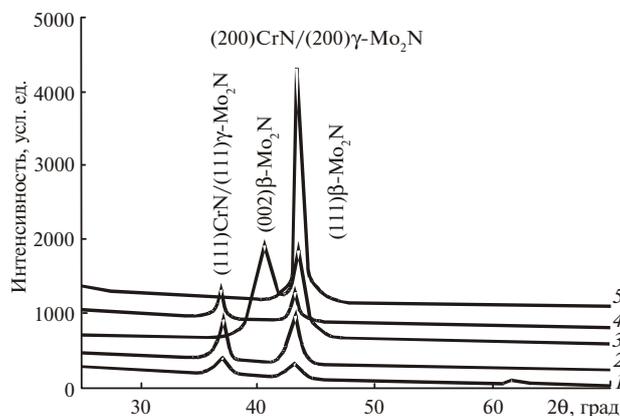


Рис. 2. Участки дифракционных спектров покрытий, полученных при  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  (1, 2, 4, 5) и  $7 \cdot 10^{-4}$  (3) Торр; отрицательный потенциал смещения  $U_c = 20$  (1), 70 (2, 3), 150 (4), 300 (5) В.

Широкий спектр структурных состояний покрытий определяет значительные изменения в их механических характеристиках. Так, из представленной на рис. 3 зависимости твердости  $H$  от потенциала смещения  $U_c$  видно, что наибольшее значение твердости достигается при наименьшем по модулю потенциале смещения  $U_c$  и большом давлении азота  $p_N$ , обеспечивающих наибольшее содержание N. Снижение твердости при меньшем давлении можно связать с образованием вакансий в подрешетке азота из-за его значительно меньшего содержания в покрытии по сравнению со стехиометрическим составом нитридов хрома CrN и молибдена Mo<sub>2</sub>N.

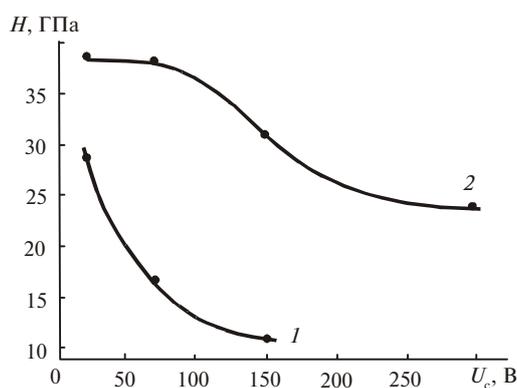


Рис. 3. Зависимость твердости покрытий от приложенного отрицательного потенциала смещения  $U_c$  при  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  (1),  $3 \cdot 10^{-3}$  (2) Торр.

Причиной снижения твердости с увеличением модуля потенциала смещения  $U_c$  является интенсификация перемешивания в приграничной области, которое в сравнительно тонких (около 10 нм) слоях покрытия приводит к увеличению доли перемешанной области с твердорастворным состоянием и уменьшенной, вследствие этого, твердостью.

Значения коэффициента трения  $\mu$ , интенсивности изнашивания  $v$  и параметра шероховатости поверхности  $Ra$  по результатам трибологических испытаний для покрытий  $Mo_2N/CrN$ , полученных при разных рабочих давлениях азота, приведены в табл. 1.

**Таблица 1. Трибологические характеристики покрытий  $Mo_2N/CrN$ , полученных при отрицательном потенциале смещения  $U_c = 70$  В и разных давлениях азота**

Давление	Коэффициент трения $\mu$		Интенсивность изнашивания $v$ , $mm^3 \cdot H^{-1} \cdot m^{-1}$		$Ra$ , мкм
	начальный	при испытаниях	контртело ( $Al_2O_3$ )	покрытие	
$7 \cdot 10^{-4}$ Торр	0,381	0,586	$0,25 \cdot 10^{-7}$	$13,45 \cdot 10^{-7}$	0,47
$3 \cdot 10^{-3}$ Торр	0,535	0,579	$0,86 \cdot 10^{-7}$	$6,36 \cdot 10^{-7}$	0,28

Результаты исследования фрикционных характеристик при сухом трении покрытий с контртелом из  $Al_2O_3$  (см. табл. 1) показывают значительное различие интенсивностей изнашивания для покрытий, сформированных при различных давлениях азота. Для покрытий, полученных при высоком ( $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр) давлении, характерны однофазные слои с одним типом кубической кристаллической решетки (см. рис. 3). Покрытия, осажденные при низком ( $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр) давлении, образуются слоями нитрида хрома  $CrN$  с низшей по азоту фазой с гексагональной кристаллической решеткой (см. рис. 3). При этом в слоях формируются разные типы кристаллических решеток с большим несоответствием по межфазным границам соприкосновения.

Таким образом, из результатов табл. 1 следует, что при низком давлении, когда в слоях  $Mo_2N$  и  $CrN$  происходит формирование разных по типу кристаллических решеток фаз, покрытие имеет повышенную хрупкость и изнашивается интенсивнее по сравнению с контртелом. С увеличением давления и появлением сопряжения кубических решеток в слоях покрытия (при высоком давлении  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр), его износостойкость повышается.

На рис. 4 и 5 приведены изображения исходных поверхностей покрытия, контактных участков контртела, дорожек износа на покрытии и их поперечных профилей.

Как видно из приведенных изображений, а также данных табл. 1, при испытании покрытий  $Mo_2N/CrN$ , полученных при давлении  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр, имеет место адгезионное изнашивание, обусловленное переносом материала с одной контактной поверхности на другую, которое проявляется в износе покрытия с профилем дорожки износа симметричной формы, подобной форме контртела (рис. 5, б–г). Согласно данным [15], в этом случае количество перенесенного материала зависит от прочности адгезионной связи, определяющееся электронными структурами контртела из  $Al_2O_3$  и покрытия  $Mo_2N/CrN$ , их способностью образовывать твердые растворы или интерметаллидные соединения друг с другом. В случае покрытия  $Mo_2N/CrN$ , полученного при давлении  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр, при трибологических испытаниях реализуется механизм абразивного изнашивания (см. профиль дорожки трения, рис. 4, г). Это связано как с особенностями процесса формирования покрытий (наличием больших капель внутри и на поверхности покрытий), так и с межфазным несоответствием двух разных по типу кристаллических решеток в нитридных слоях.

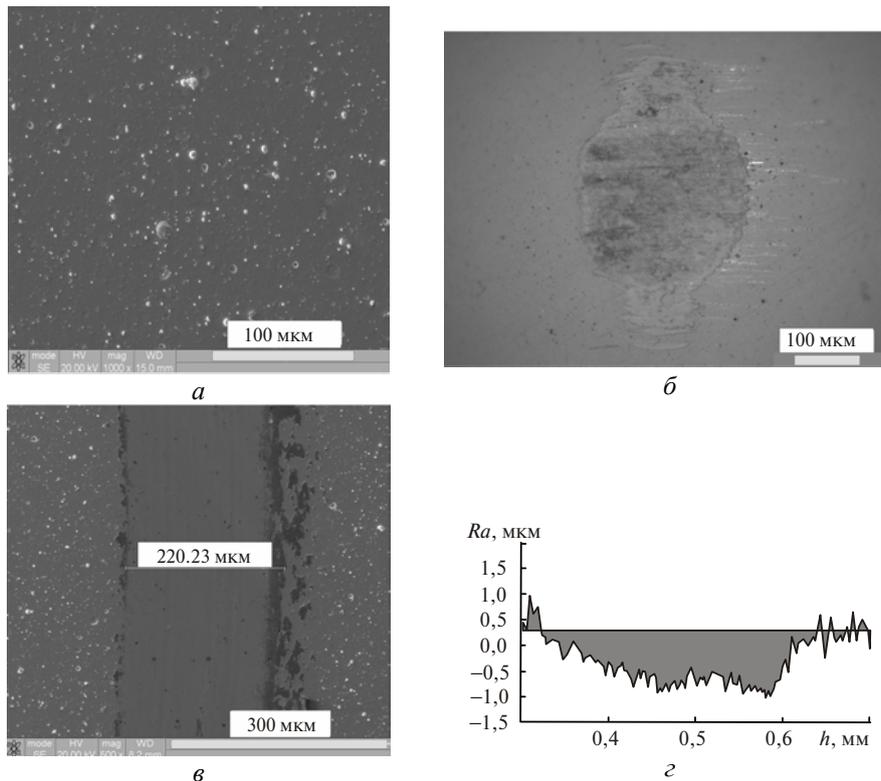


Рис. 4. Исходная поверхность  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$ -покрытия, полученного при  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр (а), контактный участок контртела (б), дорожка износа на покрытии (в) и поперечный профиль изношенной поверхности (г).

Процесс разрушения покрытий в процессе скретч-теста при царапании алмазным индентором можно разделить на несколько стадий. В начале процесса происходит монотонное проникновение индентора в покрытие, при этом покрытие оказывает существенное сопротивление проникновению индентора, коэффициент трения  $\mu$  немонотонно увеличивается, характер сигнала АЭ сохраняется неизменным. Затем, при увеличении нагрузки, уровень амплитуды АЭ изменяться менее интенсивно, чем коэффициент трения.

На рис. 6, а представлены усредненные значения коэффициента трения и амплитуды АЭ для  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$ -покрытия, полученного при  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр и отрицательном потенциале смещения  $U_c = 70$  В. Видно, что на среднем участке дорожки износа, при значении коэффициента трения близкому к 0,42, АЭ, связанная с дефектностью структуры и, в частности, с хрупким разрушением материала, сохраняет скачкообразный вид. Сопоставление с параметрами дорожек износа в области нагрузок, отвечающих критическим точкам  $L_{K1}$  и  $L_{K2}$  (см. рис. 6, б, в), показывает, что скачкообразный вид зависимости обусловливается хрупким разрушением покрытия и его сколом.

В отличие от покрытий, полученных при низком давлении рабочей атмосферы, для покрытий, полученных при  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр, в процессе их формирования во всем диапазоне значений потенциала смещения  $U_c$  наблюдается плавный ход кривой амплитуды АЭ (рис. 7).

Значение критической нагрузки разрушения покрытия под индентором, при высоком давлении формирования покрытия, достигает 135 Н (см. рис. 7).

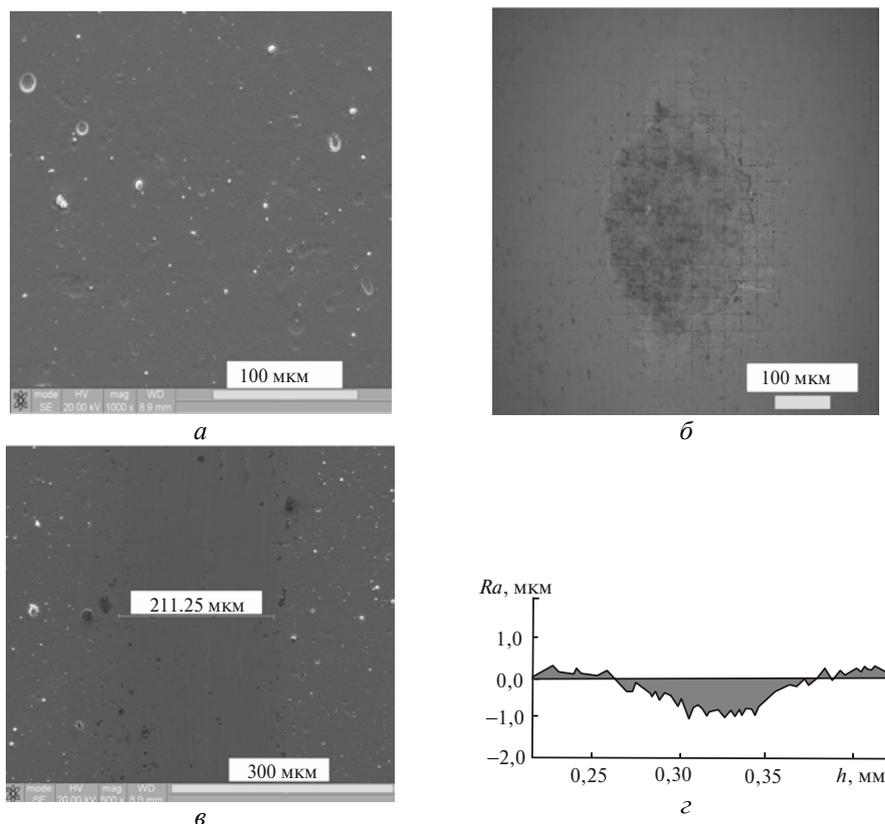


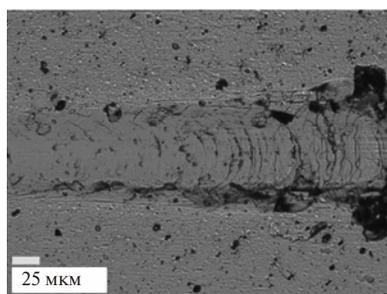
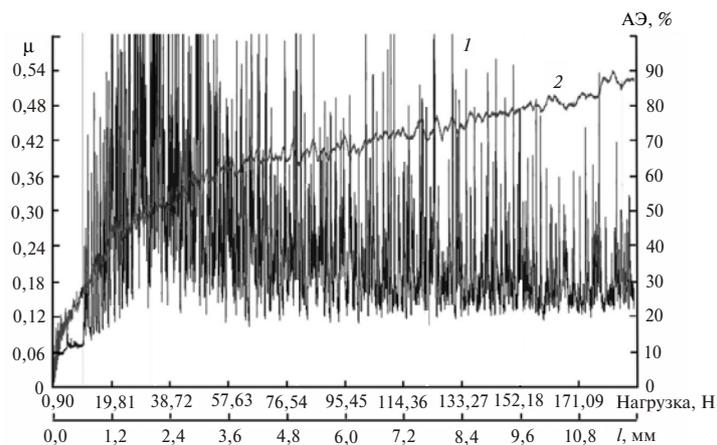
Рис. 5. Исходная поверхность  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$ -покрытия, полученного при  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр (а), контактный участок контртела (б), дорожка износа на покрытии (в) и поперечный профиль изношенной поверхности (г).

Для покрытий с большей изначальной дефектностью, полученных при давлении  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр, растрескивание покрытия активно происходит даже при небольших нагрузках, что подтверждается характером сигналов АЭ (см. рис. 6, а) и микрофотоснимками, показывающими постепенно растущее поперечное растрескивание покрытия. При этом критическая нагрузка почти в 2,5 раза меньше и составляет 59 Н.

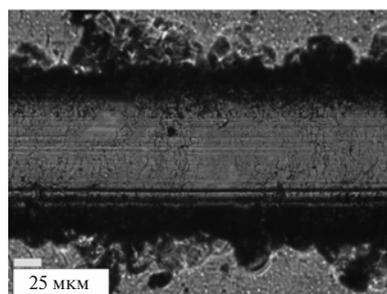
Обобщенные значения критических нагрузок для точек  $L_{к1}$ ,  $L_{к2}$  и  $L_{к3}$  для покрытий, полученных при разных отрицательных потенциалах смещения и давлениях, приведены в табл. 2.

Видно, что с увеличением модуля потенциала смещения  $U_c$ , при котором в результате “atomic peening”-эффекта происходит уплотнение материала [2], наблюдается повышение критических нагрузок  $L_k$ . При этом сравнительный анализ полученных при высоком давлении конденсатов свидетельствует, что покрытия при царапании истираются, но не отслаиваются, т. е. разрушаются по когезионному механизму, связанному с пластической деформацией и образованием усталостных трещин в материале [16].

При низком давлении  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр, из-за меньшего содержания в покрытии атомов азота в слоях нитрида хрома происходит формирование нижнего нитрида  $\beta\text{-Cr}_2\text{N}$  с гексагональной кристаллической решеткой. Это уменьшает когезионное взаимодействие между слоями в многослойном покрытии. Соответственно критические напряжения, выдерживаемые таким покрытием, уменьшаются, а разрушение носит характер хрупкого растрескивания.



б



в

Рис. 6. Изменение амплитуды АЭ (спектр 1) и усредненных значений коэффициента трения (спектр 2) в зависимости от нагрузки по длине дорожки износа  $l$  (а), изображение дорожки износа в области нагрузок, отвечающих критическим точкам  $L_{к1}$  (б) и  $L_{к2}$  (в), для покрытия  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$ , полученного при давлении  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр и отрицательном потенциале смещения  $U_c = 70$  В.

**Таблица 2. Критические нагрузки  $L_k$  для покрытий при разных условиях осаждения**

Условия получения		Критические нагрузки, Н		
$U_c$ , В	$p_N$ , Торр	$L_{к1}$	$L_{к2}$	$L_{к3}$
20	$3 \cdot 10^{-3}$	11	40	71
70	$3 \cdot 10^{-3}$	12	50	145
70	$7 \cdot 10^{-4}$	10	33	59
150	$3 \cdot 10^{-3}$	8	53	159
150	$7 \cdot 10^{-4}$	9	31	56
300	$3 \cdot 10^{-3}$	13	46	137

### ВЫВОДЫ

С уменьшением рабочего давления азотной атмосферы от  $3 \cdot 10^{-3}$  до  $7 \cdot 10^{-4}$  Торр происходит обеднение покрытия  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$  по азотной составляющей. На структурно-фазовом уровне это приводит к переходу от двух подобных кубических структур с широкой областью гомогенности в слоях нитридов молибдена и хрома к образованию низшей по азоту  $\beta\text{-Cr}_2\text{N}$ -фазы с гексагональной кристаллической решеткой.

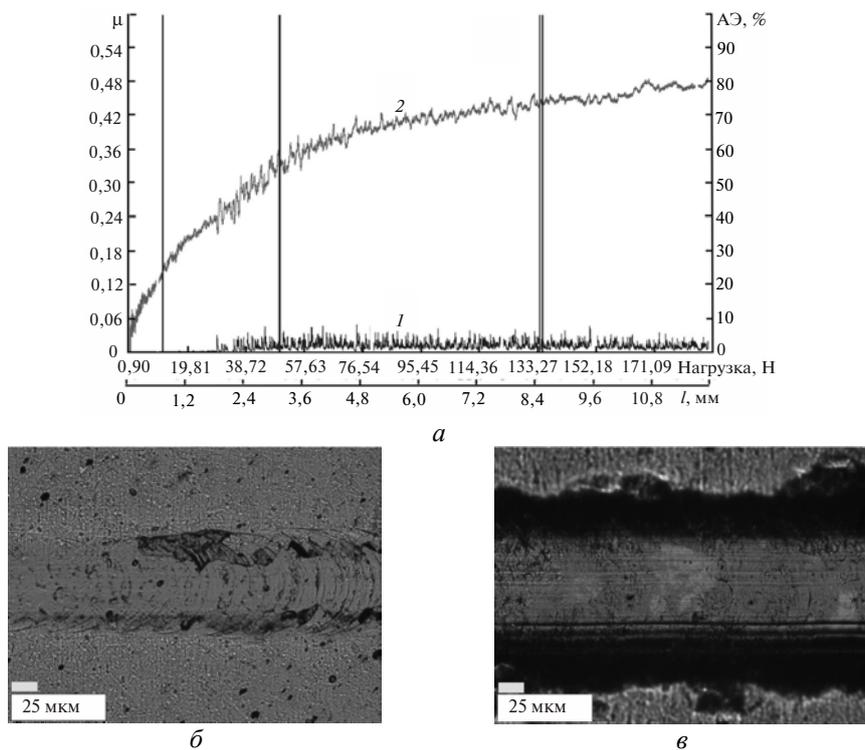


Рис. 7. Изменение амплитуды АЭ (спектр 1) и усредненных значений коэффициента трения (спектр 2) в зависимости от нагрузки по длине дорожки износа  $l$  (а), изображение дорожки износа в области нагрузок, отвечающих критическим точкам  $L_{к1}$  (б) и  $L_{к2}$  (в), для покрытия  $\text{Mo}_2\text{N/CrN}$ , полученного при давлении  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр и отрицательном потенциале смещения  $U_c = 70$  В.

Твердость покрытий достигает 38 ГПа и снижается с уменьшением давления при осаждении и подаче отрицательного потенциала смещения, стимулирующего селективное вторичное распыление и обеднение покрытия по легким атомам азота.

Для покрытий, полученных при давлении  $3 \cdot 10^{-3}$  Торр, которые характеризуются формированием нитридных изоструктурных (с кубической решеткой) слоев, изнашивание проходит по адгезионному типу со сравнимыми значениями износа покрытия и контртела. Для покрытий с неизоструктурными (гексагональной и кубической) типами кристаллических решеток в нитридных слоях, полученных при  $p_N = 7 \cdot 10^{-4}$  Торр, взаимодействие имеет признаки абразивного изнашивания и хрупкого разрушения, а износ покрытия существенно превышает износ контртела.

Исследование адгезионных и прочностных характеристик методом скретч-теста показало, что при уменьшении давления  $p_N$  изменяется характер разрушения покрытия от пластического истирания до хрупкого разрушения. Изменение модуля потенциала смещения  $U_c$  в интервале [20–300] В принципиально не влияет на тип разрушения покрытия.

Наибольшей критической нагрузкой разрушения (145–159 Н) характеризуются покрытия, осажденные при  $p_N = 3 \cdot 10^{-3}$  Торр и отрицательном потенциале смещения  $U_c = 70–150$  В.

*Для вакуумно-дуговых багатощаровых  $\text{Mo}_2\text{N/CrM}$ -систем з нанометровою товщиною шарів проведено комплексне дослідження впливу технологічних параметр*

рів, відповідальних за енергетичний стан частинок, що осаджували, на елементний і структурно-фазовий склад, твердість і трибологічні характеристики формованих покриттів. Встановлено утворення двох структурно-фазових типів в суміщених нітридних шарах:  $\gamma$ - $\text{Mo}_2\text{N}/\text{CrN}$  з ізоструктурними кубічними кристалічними ґратками і  $\gamma$ - $\text{Mo}_2\text{N}/\beta$ - $\text{Cr}_2\text{N}$  з неізоструктурними кубічною і гексагональною ґратками.

**Ключові слова:** вакуумно-дугового метод осадження, багатошарові покриття, трибологічні характеристики.

*A complex study has been performed of the effect of the technological parameters, which are responsible for the energy states of deposited particles, on the elemental, phase and structure compositions, hardness, and tribological characteristics of formed vacuum-arc multilayer  $\text{Mo}_2\text{N}/\text{CrN}$  systems with a nanometric thickness. The formation of two phase and structure types has been defined in combined nitride layers:  $\gamma$ - $\text{Mo}_2\text{N}/\text{CrN}$  with the isostructural cubic crystalline lattices and  $\gamma$ - $\text{Mo}_2\text{N}/\text{CrN}$  with non-isostructural cubic and hexagonal lattices.*

**Keywords:** vacuum-arc deposition, multilayer coatings, tribological characteristics.

1. Погребняк А. Д., Шпак А. П., Азаренков Н. А., Береснев В. М. Структура и свойства твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрытий // УФН. – 2009. – **179**, № 1. – С. 35–64.
2. Sobol' O. V. Control of the structure and stress state of thin films and coatings in the process of their preparation by ion-plasma methods // Phys. Solid State. – 2011. – **53**, N 7. – P. 1464–1473.
3. Lukaszewicz K., Dobrzański L. A., Zarychta A., Cunha L. Mechanical properties of multilayer coatings deposited by PVD techniques onto the brass substrate // J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. – 2006. – **15**, N 1–2. – P. 47–52.
4. Sobol' O. V., Andreev A. A., Grigoriev S. N. et al. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings // Metal Sci. Heat Treat. – 2012. – **54**, N 3–4. – P. 195–203.
5. Samani M. K., Ding X. Z., Khosravian N. et al. Thermal conductivity of titanium nitride/titanium aluminum nitride multilayer coatings deposited by lateral rotating cathode arc // Thin Solid Films. – 2015. – **578**. – P. 133–138.
6. Sobol' O. V., Andreev A. A., Stolbovoi V. A., Fil'chikov V. E. Structural-phase and stressed state of vacuum-arc-deposited nanostructural Mo–N coatings controlled by substrate bias during deposition // Tech. Phys. Lett. – 2012. – **38**, N 2. – P. 168–171.
7. Lackner J. M., Waldhauser W., Majo L., Kot M. Tribology and micromechanics of chromium nitride based multilayer coatings on soft and hard substrates // Coatings. – 2014. – **4**. – P. 121–138.
8. Гугля А. Г., Неклюдов И. М. Покрытия на базе нитрида хрома. Опыт создания и исследования // Успехи физики металлов. – 2005. – **6**. – С. 197–232.
9. Gilewicz A., Warcholinski B. Tribological properties of CrCN/CrN multilayer coatings // Tribol. Int. – 2014. – **80**. – P. 34–40.
10. Ertas M., Onel A. C., Ekinici G. et al. Arslan investigation of VN/TiN multilayer coatings on AZ91D Mg alloys // Int. J. Chem., Nuclear, Mater. Metall. Eng. – 2015. – **9**, N 1. – P. 53–57.
11. Xie Z. H., Hoffman M., Munroe P. et al. Microstructural response of TiN monolithic and multilayer coatings during microscratch testing // J. Mater. Res. – 2007. – **22**, N 8. – P. 2312–2318.
12. Погребняк А. Д., Пишк А. В., Береснев В. М., Жоллыбеков Б. Р. Защита образцов от трения и износа с помощью многокомпонентных нанокompозитных покрытий на основе титана // Трение и износ. – 2014. – **35**, № 1. – С. 72–85.
13. Андреев А. А., Саблев Л. П., Григорьев С. Н. Вакуумно-дуговые покрытия. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. – 318 с.
14. Ибатуллин И. Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев: монография. – Самара: Самарский государственный технический ун-т, 2008. – 396 с.
15. Мышкин Н. К., Петроковец М. И. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии. – М.: Физматлит, 2007. – 368 с.
16. Grigoriev S. N., Sobol O. V., Beresnev V. M. et al. Tribological characteristics of (TiZrHfVNBa)N coatings applied using the vacuum arc deposition method // J. Friction Wear. – 2014. – **35**, N 5. – P. 359–364.

Поступила 02.09.15