

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА a-C ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ МЕТАЛЛЫ И ПРОДУКТЫ ИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С АЗОТОМ, УГЛЕРОДОМ

Е.А. Кулеш¹, А.В. Рогачёв¹, Д.Г. Филиппов¹, Сяохун Цзян², А.С. Руденков¹

¹Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины

²Нанкинский университет науки и технологии

STRUCTURE AND PROPERTIES OF a-C FILMS CONTAINING METALS AND PRODUCTS OF THEIR INTERACTION WITH NITROGEN, CARBON

E.A. Kulesh¹, A.V. Rogachev¹, D.G. Piliptsou¹, Xiaohong Jiang², A.S. Rudenkov¹

¹F. Scorina Gomel State University

²Nanjing University of Science and Technology

С использованием вакуумно-плазменных методов осаждены (Cu-CrN):a-C и (Al-CrN):a-C покрытия, определен их химический и фазовый состав, механические свойства. Методом РФЭС установлены особенности образования нитридных и карбидных соединений при содержании в покрытии хрома, меди или алюминия. Показано, что концентрация азотсодержащих связей и содержание карбидной фазы в (Al-CrN):a-C покрытии значительно превышает их содержание в (Cu-CrN):a-C покрытии. Определены триботехнические свойства покрытий при трении по стали ШХ15, Al₂O₃ и Si₃N₄. Показано, что более низкое значение коэффициента трения регистрируется при контактом взаимодействии (Al-CrN):a-C со сталью ШХ15 (0,2), а минимальный коэффициент объёмного износа контртела получен в паре трения с Al₂O₃ (1,08×10⁻¹⁰ м³/(Н·м)). Методом индентирования показано, что введение меди увеличивает пластичность покрытий, при этом их твердость снижается незначительно. (Al-CrN):a-C покрытия характеризуются более высокой твердостью (14,2 ГПа) и коэффициент упругого восстановления η_{IT} равен 51,8% при глубине индентирования 500 нм.

Ключевые слова: композиционные углеродные покрытия, карбиды и нитриды металлов, триботехнические свойства, механические свойства.

(Cu-CrN):a-C and (Al-CrN):a-C coatings were deposited using vacuum-plasma methods, their chemical and phase composition, mechanical properties were determined. The features of the formation of nitride and carbide compounds with the content of chromium, copper or aluminum in the coating have been established by the XPS method. It was shown that the concentration of nitrogen-containing bonds and the content of the carbide phase in the (Al-CrN):a-C coating significantly exceed their content in the (Cu-CrN):a-C coating. The tribotechnical properties of coatings during friction against steel ШХ15, Al₂O₃ and Si₃N₄ have been determined. It is shown that a lower value of the friction coefficient is recorded during contact interaction (Al-CrN):a-C with steel ШХ15 (0,2), and the minimum coefficient of volumetric wear of the counterbody was obtained in the pair of friction with Al₂O₃ (1.08×10⁻¹⁰ m³/(N·m)). It was shown by the indentation method that the introduction of copper increases the ductility of the coatings, while their hardness decreases slightly. (Al-CrN):a-C coatings are characterized by a higher hardness (14.2 GPa) and the coefficient of elastic recovery η_{IT} is 51.8% at an indentation depth of 500 nm.

Keywords: composite carbon coatings, metal carbides and nitrides, tribotechnical properties, mechanical properties.

Введение

Низкие значения коэффициента трения, высокие твердость и износостойкость покрытий на основе углерода являются важными параметрами, определяющими их эффективное использование при решении различных технических задач [1]. Нитридные и карбидные соединения переходных металлов характеризуются более высокой термостойкостью, пластичностью в сравнении с a-C покрытиями и их использование в качестве компонентов композиционных материалов является одним из наиболее перспективных технологических приемов достижения высоких эксплуатационных свойств [2], [3].

Разработка и оптимизация методов формирования покрытий на основе углерода, содержащих слои карбидов и нитридов переходных металлов, с целью направленного улучшения их механических свойств (снижения внутренних

напряжений, увеличения пластичности) является актуальной задачей. Наличие в структуре покрытий элементов с различной химической активностью дает возможность формировать в объеме слоя заданное фазовое и структурное состояние, что, в конечном счете, позволяет реализовать высокие механические характеристики покрытий, определяемые, в частности, оптимальным отношением твердости, прочности, ударной вязкости и износостойкости [4], [5].

Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является разработка многокомпонентных нанокompозитных структур, содержащих такие элементы, как Cu, Ti, Al, Cr и продукты их взаимодействия с азотом и углеродом [6], [7]. Изучение особенностей осаждения, структуры и механических свойств таких систем позволит определить оптимальный состав и технологические приемы регулирования

их свойств [8], [9]. Использование в качестве легирующих элементов алюминия или меди, характеризующихся различной химической активностью по отношению к углероду и азоту, создаст условия для формирования в объеме покрытий фазы с отличающимися механическими свойствами, выполняющими, в частности, при трении различные функции (нитридные и карбидные соединения хрома повышают термостойкость покрытия с сохранением его высокой твердости [10], медные слои в зоне контакта снижают коэффициент трения, повышают износостойкость покрытия [11]–[13]).

Целью данной работы является установление структурного и фазового состояния, механических свойств сформированных из импульсной углеродной плазмы покрытий, содержащих в своем составе медь, алюминий, хром и продукты их взаимодействия с углеродом, азотом.

1 Методика получения покрытий и исследования их структуры и свойств

Для осаждения металлосодержащих покрытий на основе аморфного углерода применяли оборудование, схематически представленное на рисунке 1.1. Его важной особенностью является испарение металлов из отдельных электродуговых испарителей, что позволяет осуществлять контроль скорости его осаждения и, таким образом, формировать покрытия с заданным химическим составом.

Углеродная компонента покрытия осаждалась из потока углеродной плазмы, формируемой испарением графитового катода импульсной дугой. Введение азота в состав покрытия проводили в процессе испарения дугой постоянного тока катодов, изготовленных из хрома и алюминия (меди), в атмосфере азота при его парциальном давлении $6,3 \times 10^{-2}$ Па. Отношение концентраций

хрома и алюминия (меди) изменяли за счет регулирования токов дугowych испарителей. Данным методом были получены (Al-CrN):a-C и (Cu-CrN):a-C покрытия.

Химический состав и концентрацию элементов в покрытиях определяли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием прибора РНІ Quantera при возбуждении вещества K α -излучением алюминия с энергией кванта 1486,6 эВ и суммарной мощностью 250 Вт.

Триботехнические испытания проводили по схеме «сфера-плоскость» при возвратно-поступательном перемещении индентора со скоростью 10 мм/с при нормальной нагрузке 1 Н. В качестве инденторов использовали шарики диаметром 4 мм, изготовленные из стали ШХ15, Al₂O₃ и Si₃N₄. После проведения триботехнических испытаний измеряли диаметр пятна контакта и рассчитывали коэффициент объемного износа контртела j (м³/Н×м).

В качестве характеристик механических свойств использовали значения стойкости к упругой деформации, характеризующейся индексом пластичности (H/E), стойкость к пластической деформации (H^3/E^2) и коэффициент упругого восстановления η_{IT} [14]–[17]. Измерения механических свойств проводили методом индентирования («НаноСкан 4D», ФГБНУ «ТИС-НУМ», РФ) в режиме с линейной разверткой прикладываемой силы нагружения (Lin. Force) с применением индентора типа Беркович по стандартной методике (ISO 14577) с однократным нагружением и разгрузением. С целью обеспечения метрологически достоверных значений измеренных параметров на каждом образце покрытий проводилось по 15 измерений при идентичных условиях нагружения. Для расчета коэффициента

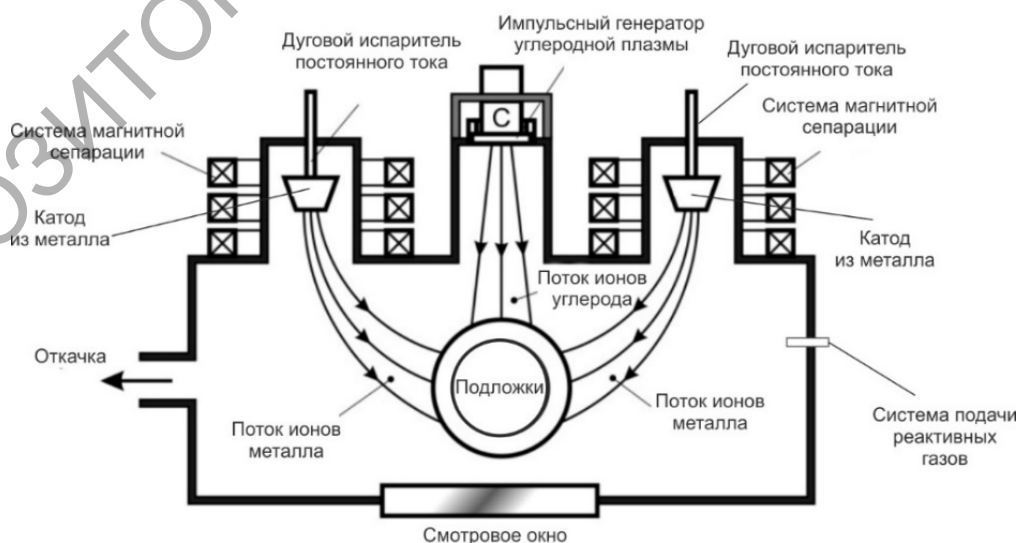


Рисунок 1.1 – Схема вакуумной установки для формирования покрытий

упругого восстановления использовали значения максимальной глубины индентирования h_{\max} и остаточной глубины отпечатка Δh при трех различных значениях максимальной нагрузки, а именно: 5 мН, 15 мН и 50 мН. Данные нагрузки на индентор обеспечивали глубины вдавливания порядка 100 нм, 250 нм и 500 нм, что позволило определить упругие свойства в различных по толщине приповерхностных слоях.

2 Полученные результаты и их анализ

На рисунке 2.1 приведены обзорные РФЭ-спектры для (Al-CrN):a-C и (Cu-CrN):a-C покрытий. Их анализ показывает, что в покрытиях присутствуют Cu, Cr, Al, N и C. Установлено также содержание кислорода с концентрацией меньше 2%, введение которого в объем слоя наиболее вероятно после нанесения покрытия при напуске воздуха в камеру.

РФЭ-спектры (Cu-CrN):a-C покрытия, полученные при высоком разрешении, указывают на

образование в покрытии при таких условиях осаждения различных химических связей между элементами (рисунок 2.2). Так, в C1s спектре можно выделить полосы поглощения, свидетельствующие об образовании в покрытии C-Cr, C-C, C-N и C-O связей (рисунок 2.2, а). Низкая интенсивность компоненты C-Cr указывает на относительно слабую химическую способность к взаимодействию между атомами хрома и углерода. Согласно спектру Cr2p (рисунок 2.2, б) хром в (Cu-CrN):a-C покрытии присутствует как металлическая компонента, нитрид хрома или оксид [12], [13].

Медь присутствует в покрытии преимущественно в виде металла или оксидов CuO или Cu₂O. В спектре азота N1s обнаружены пики, которые характерны для N-Cr, N-Csp² N-Csp³ взаимодействия. В спектре состояния O1s присутствуют полосы поглощения, указывающие на наличие связей оксида хрома, оксида меди и O-C связи (рисунок 2.2, з).

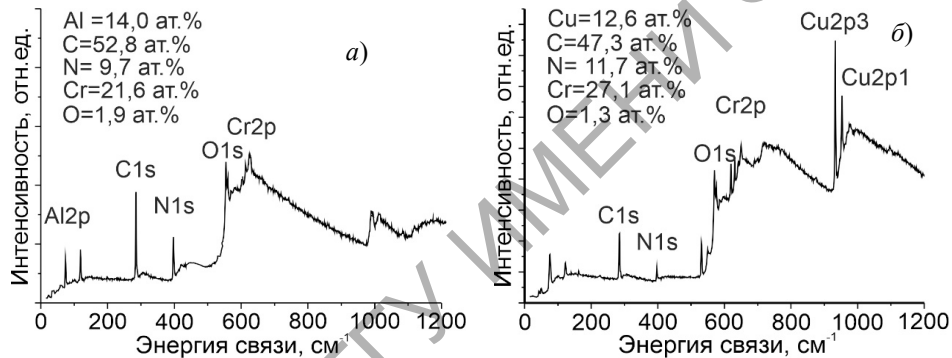


Рисунок 2.1 – Обзорные РФЭ-спектры (Al-CrN):a-C (а), (Cu-CrN):a-C (б) покрытий

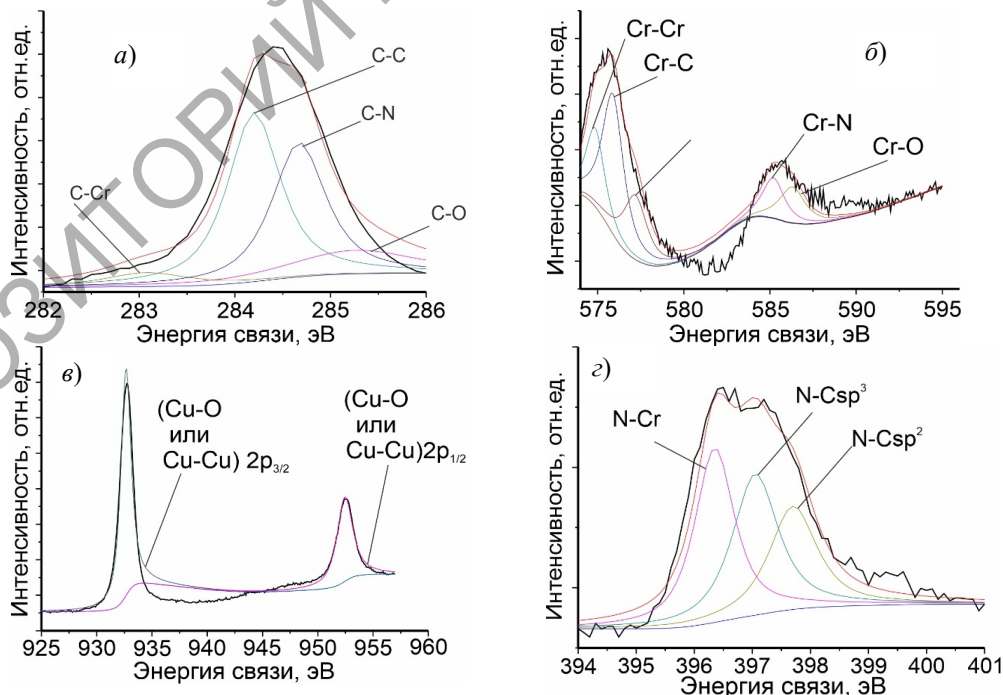


Рисунок 2.2 – Спектр состояния C1s (а), Cr2p (б), Cu2p (в) и N1s (г) (Cu-CrN):a-C покрытия

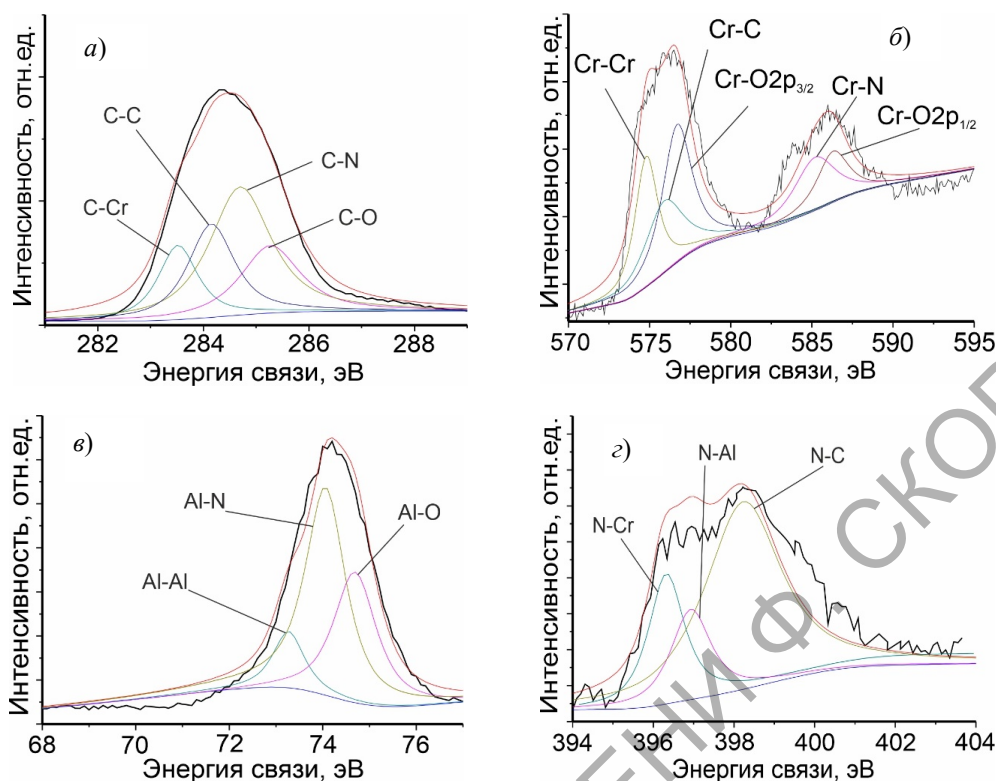


Рисунок 2.3 – Спектр состояния C1s (а), Cr2p (б), Al2p (в), N1s (г) (Al-CrN):а-С покрытия

При замене в составе покрытий меди на алюминий проявляются особенности химического взаимодействия компонентов (рисунок 2.3). Так, вблизи энергии 285 эВ состояния C1s атомов углерода наблюдается интенсивный пик, который возможно разложить на компоненты для связей типа C – Cr, C – C, C – N и C – O (рисунок 2.3, а), интенсивность которых отличается от значений, представленных на рисунке 2.2, а. В C1s спектре состояния атомов углерода (Al-CrN):а-С покрытия обнаружены пики, ответственные за C – Cr, C – C, C – N и C – O взаимодействие. Интенсивность и площадь данных пиков (таблица 2.1) показывает на преимущественное образование связей углерода с азотом. В РФЭ спектре состояния Cr2p (рисунок 2.3, б) обнаружены связи, определяющие Cr – Cr, Cr – C, Cr – O и Cr – N взаимодействие.

Следует отметить, что отношение площадей пиков Cr – C, Cr – N и Cr – Cr в спектре Cr2p (рисунок 2.2, б и 2.3, б), контуры которых соответствуют металлическому хрому, взаимодействию хрома с азотом и углеродом, практически одинаковы. Таким образом, введение Al в слой CrN не приводит к изменению относительной доли Csp^3 - и Csp^2 -фаз в сравнении с (Cu-CrN):а-С покрытием. Однако концентрация азотсодержащих связей и содержание карбидной фазы в (Al-CrN) / а-С покрытиями значительно более высокие (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Параметры РФЭ-спектров C1s состояния атомов углерода для композиционных покрытий

Покрытие	C-C / C-Me	C-C / C-N	C-C / C-MeN
(Al-CrN):а-С	1,51	0,56	3,38
(Cu-CrN):а-С	7,44	1,23	2,08

Результат разложения спектра состояния Al2p для (Al-CrN):а-С покрытия (рисунок 2.3, в) показывает, что алюминий в покрытии присутствует как в виде оксида, нитрида так и в виде металлических включений. Химические связи, характерные для образования сложного нитрида в спектре (Cr-Al)-N покрытия, не обнаружены. Анализ состояний Cu2p и N1s (Cu-CrN):а-С покрытий (рисунки 2.2, а и з), не позволил выявить формирование соединений типа Cu – N или Cu – C, что связано с низкой химической активностью меди с азотом и углеродом [14], [15].

Согласно таблице 2.1, при легировании алюминием нитридной компоненты покрытия в углеродном слое происходит увеличение не только доли ($Csp^3 + Csp^2$) фазы, но и формирование пиридинподобных связей (C – N связей) [16]. Информацию об отношении углеродной компоненты покрытия к нитридной/карбидной фазе можно получить из данных, приведенных в таблице 2.1.

Изменения в химическом и фазовом составе покрытия сказываются на их триботехнических и

механических свойствах. Установлено, что коэффициент трения пары (Al-CrN):a-C и ШХ15 значительно ниже, чем для пары трения (Cu-CrN):a-C – ШХ15 (рисунок 2.4, таблица 2.2). При этом если при трении (Al-CrN):a-C (а) покрытия меньшее значение коэффициента трения регистрируется при контакте со сталью ШХ15, то при контактном взаимодействии (Cu-CrN):a-C покрытия со сталью ШХ15 коэффициент трения имеет более высокие значения в сравнении с другими контртелами. Анализ дорожек трения показал, что при трении медьсодержащих углеродных покрытий в паре с твердыми контртелами Al_2O_3 и Si_3N_4 в зоне трения формируются пластичные пленки меди, выполняющие роль твердой смазки и обеспечивающие низкие значения коэффициента трения.

Как показано в таблице 2.2, коэффициент объёмного износа контртел различной природы в паре трения с (Al-CrN)/a-C покрытием достигает более высоких значений и определяется

фазовым составом контактирующих поверхностей, наличием макрочастиц в зоне трения, а также попаданием в зону трения продуктов разрушения (Al-CrN):a-C покрытия, имеющих высокую твердость, что определяет преимущественно абразивный характер износа поверхности контртела (рисунок 2.4, а). Покрытия, содержащие в составе нитридного слоя медь, показывали более низкие значения коэффициентов объёмного износа контртел, чем покрытия с алюминием (таблица 2.2).

Определение механических свойств (Cu-CrN):a-C и (Al-CrN):a-C покрытий проводилось на основании анализа кривых нагружения-разгружения при различных нагрузках, представленных на рисунке 2.5.

Известно [16], [17], что для увеличения стойкости к разрушению, вызванной упругой деформацией, и уменьшения пластической деформации, покрытие должно показывать высокие значения твердости и обладать при этом

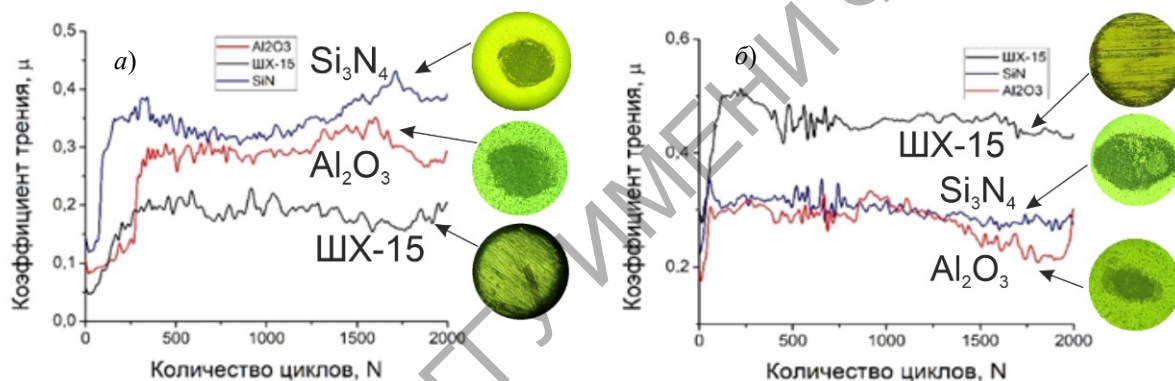


Рисунок 2.4 – Кинетические зависимости коэффициента трения (Al-CrN):a-C (а) и (Cu-CrN):a-C (б) покрытий

Таблица 2.2 – Параметры трения композиционных покрытий

Покрытие	(Cu-CrN):a-C			(Al-CrN):a-C		
	ШХ15	Al_2O_3	Si_3N_4	ШХ15	Al_2O_3	Si_3N_4
Контртело						
Коэффициент трения μ	0,458	0,267	0,302	0,192	0,291	0,363
Коэффициент объёмного износа контр тела, $j \times 10^{-10} \text{ м}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$	1,16	1,08	1,98	1,47	1,75	3,51

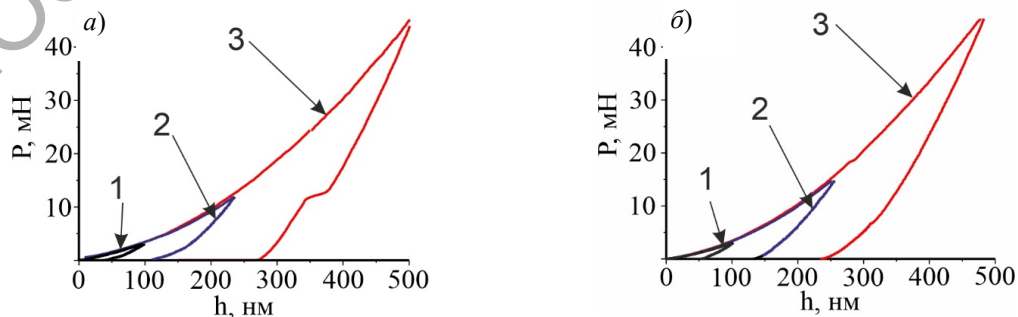


Рисунок 2.5 – P-h диаграммы при нагрузке 5 (1), 15 (2) и 50 мН (3) (Cu-CrN):a-C (а) и (Al-CrN):a-C (б) покрытий

Таблица 2.3 – Механические свойства покрытий

Покрытие	$H_{ср}$, ГПа	$E_{ср}$, ГПа	H/E	H^3/E^2	η_{IT} , %		
					P_1 , мН	P_2 , мН	P_3 , мН
(Al-CrN) / а-С	14,2±1,3	187,6±8,3	0,08	0,082	38,0	40,8	51,8
(Cu-CrN) / а-С	13,3±1,9	207,5±20,5	0,06	0,054	54,1	52,4	45,2

низким модулем упругости. Высокая твердость покрытия гарантирует стабильность процесса трения и определяет снижение абразивного износа, а низкий модуль упругости обеспечивает высокую устойчивость к пластической деформации и позволяет нагрузке, вызванной давлением контртела, распределяться в пределах более широкой области, чем область контактного давления. По высоким значениям отношения H/E можно судить о повышенной износостойкости покрытий. Эта закономерность была подтверждена на основе данных таблиц 2.2 и 2.3, а также теоретически и экспериментально на примере других покрытий триботехнического назначения [17], [18].

В работах [18], [19] упругие свойства материалов предложено классифицировать согласно значениям индекса пластичности, определяемого как H/E , и, как показано в работе [19], значения H/E характеризуют структурное состояние покрытий. При этом более износостойким является покрытие с более высокими значениями H , E , H/E и значениями коэффициента упругого восстановления η_{IT} .

Полученные композиционные покрытия имеют индекс пластичности H/E в диапазоне от 0,05 до 0,08, что согласуется с результатами определения их структуры и фазового состава. Для покрытий, содержащих в качестве легирующего элемента медь, характерны более низкие значения H/E в сравнении с легированными алюминием. Более низкое значение H/E для (Cu-CrN):а-С покрытия показывает больший вклад работы, затрачиваемой индентором на совершение пластической деформации в материале покрытия. Значения H/E для покрытий (Al-CrN) / а-С равно 0,8 и указывает, что для данного покрытия характерно меньшее влияние пластической деформации, и, следовательно, кинетика трения и разрушения будет протекать по механизму, характерному для алмазоподобного а-С покрытия. Для алмазоподобных покрытий характерна высокая стойкость к упругой деформации и значения H/E находятся в диапазоне 0,08–0,2 (для TiN, CrN, ZrN покрытий $H/E \approx 0,08$). Введение легирующих металлов в объем композиционного покрытия позволяет уменьшить H/E , тем самым увеличив пластичность покрытий, оказав при этом незначительное влияние на твердость полученных слоев (таблица 2.3).

Значения H^3/E^2 , характеризующие сопротивление материала пластической деформации, коррелируют со значениями твердости и показывают, что максимальные значения H^3/E^2 наблюдаются для (Al-CrN) / а-С покрытия, что находится в соответствии с результатами определения фазового состава покрытий.

На основании P-h диаграмм (рисунок 2.5) определен коэффициент упругого восстановления η_{IT} покрытий при различных максимальных нагрузках на индентор (P_1 , P_2 и P_3) (таблица 2.3). Установлено, что η_{IT} зависит от глубины индентирования и структуры покрытия. Значения коэффициента упругого восстановления полученных покрытий значительно меньше, чем для алмазоподобных покрытий, η_{IT} которых находится в диапазоне от 70% до 85%. Установлено, что для (Al-CrN):а-С покрытия значения твердости максимальны и при этом значения $\eta_{IT} = 51,8\%$ при глубине индентирования 500 нм.

Заключение

Предложены методики формирования многокомпонентных покрытий из отдельных источников на основе аморфного углерода и металлов и их соединений. Методом РФЭС определен химический и фазовый состав (Cu-CrN):а-С и (Al-CrN):а-С покрытий. Показано, что медь в покрытии присутствует в виде отдельной металлической фазы и в поверхностных слоях частично в виде оксида меди. Углерод в покрытии образует химические соединения с хромом и азотом, в структуре (Al-CrN):а-С покрытия происходит образование связей C–N и C–Cr. Алюминий присутствует преимущественно в виде оксида Al_xO_y .

Определены триботехнические свойства композиционных покрытий при трении с контртелами различной природы (сталь ШХ15, Al_2O_3 и Si_3N_4). Показано, что минимальные значения коэффициента трения характерны для (Al-CrN):а-С покрытия ($\mu = 0,192$) при трении с ШХ15. Минимальный коэффициент объемного износа контртела получен в паре трения (Al-CrN):а-С и Al_2O_3 и составляет $1,08 \times 10^{-10} \text{ м}^3 / (\text{Н} \cdot \text{м})$.

Методом наноиндентирования определены индекс пластичности H/E , стойкость к пластической деформации H^3/E^2 и коэффициент упругого восстановления η_{IT} осажденных покрытий на основе углерода и легированных нитридных слоев. Показано, что введение меди позволяет

снизить H/E , тем самым увеличить пластичность покрытий, оказав при этом незначительное влияние на твердость полученных слоев.

Согласно анализу кривых нагрузки-разгрузки определен коэффициент упругого восстановления η_{IT} покрытий при различных максимальных нагрузках на индентор. Установлено, что для (Al-CrN):a-C покрытия твердость максимальна (14,2 ГПа) и значение η_{IT} достигает 51,8% при глубине индентирования 500 нм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рогачев, А.В. Триботехнические свойства композиционных покрытий, осаждаемых вакуумно-плазменными методами / А.В. Рогачев // Трение и износ. – 2008. – Т. 29, № 3. – С. 285–592.

2. Основные технологические методы повышения триботехнических свойств композиционных покрытий на основе углерода / А.В. Рогачев [и др.] // Материалы МНТК «Актуальные проблемы физики твердого тела». – Минск, 2007. – Т. 3. – С. 377–380.

3. Композиционные углеродные покрытия, осаждаемые из импульсной катодной плазмы / Д.Г. Пилипцов [и др.]. – 2020. – М.: Радиотехника. – 283 с.

4. Мацевитый, В.М. Покрытия для режущих инструментов [монография] / В.М. Мацевитый. – Харьков: Вища школа, 1987. – 128 с.

5. Musil, J. Hard and superhard nanocomposite coatings / J. Musil // Surface and Coatings Technology. – 2000. – Vol. 125. – P. 322–330.

6. Multifunctional nanolaminated PVD coatings in the system Ti – Al – N – C by combination of metastable fcc phases and nanocomposite microstructures / M. Stueber [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2006. – Vol. 200. – P. 6162–6171.

7. Choe, H.J. Tribological properties and thermal stability of TiAlCN coatings deposited by ICP-assisted sputtering / H.J. Choe, S.-H. Kwon, J.-J. Lee // Surface and Coatings Technology. – 2013. – Vol. 228. – P. 282–285.

8. Структура и механические свойства композиционных титан-углеродных покрытий, формируемых комбинированным методом / Е.А. Кулеш [и др.] // Проблемы физики, математики и техники. – 2020. – № 3 (44). – С. 35–43.

9. Пилипцов, Д.Г. Морфология и механические свойства наноконпозиционных медь-углеродных покрытий, осаждаемых в импульсной плазме / Д.Г. Пилипцов, А.В. Рогачёв, Н.Н. Федосенко // Наноматериалы и наноструктуры. – 2011. – Т. 2, № 2. – С. 37–42.

10. Micro-impact testing of AlTiN and TiAlCrN coatings / B.D. Beake [et al.] // Wear. – 2019. – Vol. 418. – P. 102–110.

11. Structure, morphology, and mechanical properties of AlCrN coatings deposited by cathodic arc evaporation / A. Gilewicz [et al.] // J. of Mat. Eng. and Performance. – 2019. – Vol. 28. – P. 1522–1531.

12. Zhao, W. Friction-Wear Characterization of cathodic arc ion plated CrC coating under different lubrication conditions / W. Zhao, S. Zhu, D. Kong // Journal of Superhard Materials. – 2019. – Vol. 41. – P. 402–411.

13. Amanov, A. The influence of DLC coating on the mechanical and frictional properties of unpeened and peened Cu-based bimetal under dry sliding conditions / A. Amanov, I.-S. Cho, S. Sasaki // Materials Chemistry and Physics. – 2014. – Vol. 143, № 2. – P. 814–824.

14. Investigation on the structure and properties of $Al_xCr_{1-x}N$ coatings deposited by reactive magnetron co-sputtering / X. Wang [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 502. – P. 243–249.

15. Structure, hardness and thermal stability of TiAlN and nanolayered TiAlN/CrN multilayer films / H.C. Barshilia [et al.] // Vacuum. – 2005. – Vol. 77. – P. 169–179.

16. A comparison study between atomic and ionic nitrogen doped carbon films prepared by ion beam assisted cathode arc deposition at various pulse frequencies / Z. Bing [et al.] // Applied Surface Science. – Vol. 287. – 2013. – P. 150–158.

17. Lawn, B.R. Elastic recovery at hardness indentations / B.R. Lawn, V.R. Howes // J. of Materials Science. – 1981. – Vol. 16. – P.147–151.

18. Nanoindentation measurements on modified diamond-like carbon thin films // N. Dwivedi [et al.] // Applied Surface Science. – 2011. – Vol. 257. – P. 9953–9959.

19. Leyland, A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior / A. Leyland, A. Matthews // Wear. – 2000. – Vol. 246. – P. 1–11.

Работа выполнена в рамках проекта Т19КИТГ-002 «Исследование гетерогенной структуры и разработка основ технологии осаждения высокопластичных аморфных покрытий на основе углерода и металлов (нитридов)» на 2019–2021 г.

Поступила в редакцию 01.02.2021.