

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И АЛЮМИНИЕМ УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Д.Г. Пилипцов¹, Бин Джоу², А.В. Рогачёв¹, Н.Н. Федосенко¹, Е.А. Кулеш¹

¹Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины

²Институт материаловедения и инженерии Тайюаньского технологического университета

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CARBON COATINGS ALLOYED WITH NITROGEN AND ALUMINUM

D.G. Piliptsov¹, Bing Zhou², A.V. Rogachev¹, N.N. Fedosenko¹, E.A. Kulesh¹

¹Francisk Skorina Gomel State University

²College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology

Аннотация. Легированные азотом и алюминием углеродные покрытия осаждались из совмещенных потоков импульсной углеродной плазмы и генерируемых дуговым разрядом постоянного тока ионов алюминия при парциальном давлении азота $6 \cdot 10^{-2}$ Па. Определены закономерности влияния условий и режимов осаждения на фазовый состав углеродной матрицы и механические свойства покрытий. При режиме осаждения (6 Гц, 60 А) покрытия характеризуются наименьшим размером Csp^2 кластеров, их высокой концентрацией, что и определило их максимальную микротвердость, высокие упруго-пластические и триботехнические свойства.

Ключевые слова: углеродное покрытие, алюминий, азот, структура, механические свойства, легирование, метод вакуумного импульсного катодно-дугового испарения.

Для цитирования: Структура и механические свойства легированных азотом и алюминием углеродных покрытий / Д.Г. Пилипцов, Бин Джоу, А.В. Рогачёв, Н.Н. Федосенко, Е.А. Кулеш // Проблемы физики, математики и техники. – 2023. – № 1 (54). – С. 47–53. – DOI: https://doi.org/10.54341/20778708_2023_1_54_47. – EDN: OCMFGB

Abstract. Carbon coatings doped with nitrogen and aluminum were deposited from combined flows of pulsed carbon plasma and aluminum ions generated by a DC arc discharge at a nitrogen partial pressure of $6 \cdot 10^{-2}$ Pa. The regularities of the influence of conditions and modes of deposition on the phase composition of the carbon matrix and the mechanical properties of the coatings are determined. In the deposition mode (6 Hz, 60 A), the coatings are characterized by the smallest size of Csp^2 clusters and their high concentration, which determined their maximum microhardness, high plastic and tribological properties.

Keywords: carbon coating, aluminum, nitrogen, structure, mechanical properties, alloying, vacuum pulsed cathode-arc evaporation method.

For citation: Structure and mechanical properties of carbon coatings alloyed with nitrogen and aluminum / D.G. Piliptsov, Bing Zhou, A.V. Rogachev, N.N. Fedosenko, E.A. Kulesh // Problems of Physics, Mathematics and Technics. – 2023. – № 1 (54). – P. 47–53. – DOI: https://doi.org/10.54341/20778708_2023_1_54_47 (in Russian). – EDN: OCMFGB

Введение

Благодаря широкому диапазону механических свойств, а также биосовместимости и химической инертности а-С покрытия эффективно используются в машиностроении, медицине, оптике [1], [2]. Наряду с этим для них характерен ряд недостатков, в частности высокие внутренние напряжения, хрупкость, низкие термостойкость и ударная вязкость, ограничивающих их применение [3]. С целью позитивного изменения этих свойств формируют легированные различными элементами углеродные покрытия, многослойные конструкции на их основе, а также проводят ионную или термическую обработку в различных средах [1], [3]. При этом основным технологическим направлением достижения более высоких физико-механических свойств а-С покрытий легированием является повышение плотности

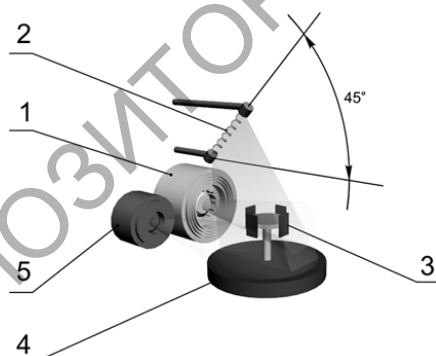
sp^3 -кластеров углерода за счет каталитического влияния легирующих элементов, а также образование в объеме слоя карбидов или других химических соединений. При формировании ряда композиционных углеродных покрытий повышение их свойств, например, снижение внутренних напряжений, повышение пластичности обусловлено образованием равновесных твердых растворов, выделением легирующих элементов в виде самостоятельной фазы [4]. Широкие возможности в реализации данных направлений открываются при использовании многокомпонентного легирования, в частности химически активными металлами и азотом. В таких системах формируется широкий набор фаз, обусловленный не только взаимодействием легирующих элементов с углеродом, но и взаимодействием элементов между собой и образовавшихся

соединений с углеродом. Так, в работах [3], [5] показано, что в углеродных покрытиях, легированных титаном и азотом, содержатся кластеры карбидов и карбонитридов титана, определивших высокие триботехнические свойства покрытий, снижение внутренних напряжений. При легировании а-С покрытий хромом и никелем установлено образование дисперсных фаз сложных легирующих структур на основе карбида хрома и интерметаллических соединений, являющихся причиной немонотонного изменения фазового состава углеродной матрицы, свойств покрытий при повышении концентрации металлов [6].

Высокая химическая активность алюминия, способность формировать твердые растворы с высокой предельной концентрацией определяют перспективность его использования при легировании углеродных материалов. Основной целью настоящей работы является представляющее особый практический и научный интерес изучение фазового состава, структуры и механических свойств углеродных покрытий, бинарнолегированных алюминием и азотом, проявляющих по отношению друг к другу высокую химическую активность.

1 Оборудование и методы исследования

Углеродные покрытия, легированные алюминием и азотом (а-С:Al:N покрытия), получены методом вакуумного импульсного катодно-дугового испарения графитового катода и испарения металлического катода (Al) дугой постоянного тока с магнитной сепарацией плазменного потока в среде азота с парциальным давлением $6 \cdot 10^{-2}$ Па. Ток дугового испарителя алюминия регулировали в диапазоне 50–80 А. Частоту следования импульсов разряда изменяли в диапазоне от 3 до 15 Гц. Количество импульсов разряда составляло 3000. Схема нанесения покрытий приведена на рисунке 1.1.



- 1 – импульсный источник углеродной плазмы с катодом из графита; 2 – ионный источник типа АИДА; 3 – подложки; 4 – вращающаяся технологическая оснастка с образцами; 5 – электродуговой испаритель с магнитной сепарацией плазменного потока с катодом из алюминия

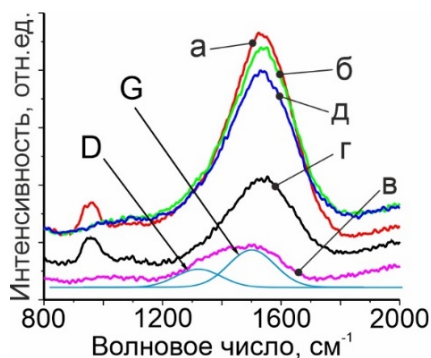
Рисунок 1.1 – Схема осаднения покрытий

Для удаления поверхностных загрязнений подложки промывали в ультразвуковой ванне в течение 20 минут в ацетоне, этаноле и дистиллированной воде. После размещения подложек в вакуумной камере и ее откачки до давления $6 \cdot 10^{-4}$ Па, в камеру напускали аргон до давления $4 \cdot 10^{-2}$ Па и обрабатывали поверхность подложки ионами аргона в течение 15 мин с плотность тока 25 А/м^2 .

Микроструктуру покрытий изучали с использованием спектроскопии комбинационного рассеяния (КР микроскоп Senterra, Bruker), возбуждение спектров осуществлялось излучением с длиной волны 532 нм и мощностью 20 мВт. Химический анализ покрытий определяли методом РФЭС (PHI Quantera II) с использованием источника AlK_α ($h\nu = 1486,7 \text{ эВ}$) и мощностью 25 Вт. Морфологию поверхности исследовали с использованием атомно-силового микроскопа Solver-PRO P47 (NT-MDT, РФ). Измерение механических параметров (твердость H , модуль упругости E , коэффициент упругого восстановления η_{IT}) покрытий проводили с использованием наноиндентора «НаноСкан 4D» (ФГБНУ «ТИСНУМ», г. Троицк, РФ). Склерометрические испытания покрытий, осажденных на полированные стальные подложки (марка 304), проводили на скретч-тестере J1st 022 (J&L Tech, Корея). Прибор оснащён датчиком акустической эмиссии для определения нагрузки трещинообразования, а также оптической системой панорамной съёмки поверхности трека движения алмазного индентора. Для оценки ударной вязкости покрытия использовали характеристику CPR_S (сопротивление распространению царапины), которая характеризует прочность и определяет сопротивление хрупкому разрушению [7], [8]. Триботехнические испытания проводили по схеме «сфера-плоскость» при возвратно-поступательном перемещении индентора при нормальной нагрузке 1 Н. В качестве контртела использовали шарик диаметром 5 мм, изготовленный из стали ШХ15. После проведения триботехнических испытаний с использованием оптического микроскопа измеряли диаметр пятна контакта и рассчитывали коэффициент изнашивания контртела j ($\text{м}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$).

2 Полученные результаты и их анализ

Характеризующие фазовый состав углеродной матрицы спектры КР а-С:Al:N покрытий имеют типичный для углеродных покрытий вид и представлены на рисунке 2.1. Видно, что с увеличением тока дугового разряда и частоты импульсов генератора углеродной плазмы наблюдается нелинейное изменение их интенсивности, свидетельствующее о сложном характере протекающих процессов.



a – a-C_{3Гц}:Al_{50А}:N, б – a-C_{3Гц}:Al_{80А}:N,
в – a-C_{6Гц}:Al_{60А}:N, г – a-C_{15Гц}:Al_{50А}:N,
д – a-C_{15Гц}:Al_{80А}:N

Рисунок 2.1 – Спектры КР для а-С:Al:N покрытий

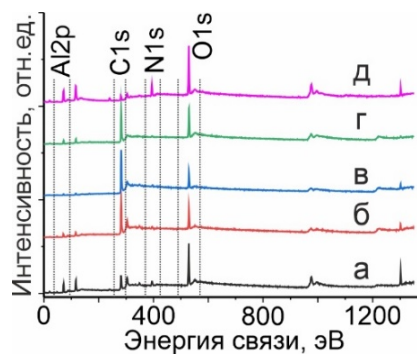
Наблюдаемый в спектрах КР а-C_{3Гц}:Al_{50А}:N и а-C_{15Гц}:Al_{50А}:N покрытий пик при 950 см⁻¹ связан с их оптической прозрачностью, которая определяется высоким содержанием sp³ гибридизированных атомов углерода. Анализ КР спектров (таблица 2.1) показал, что для а-C_{3Гц}:Al_{80А}:N покрытия характерно более высокое значение I_D/I_G отношения в сравнении с а-C_{3Гц}:Al_{50А}:N покрытием, что определяется уменьшением размера Csp² кластеров [1], [2], [5]. Значение отношения I_D/I_G а-C_{15Гц}:Al_{80А} покрытия равно 1,9 и совместно с уменьшением ширины G-пика при одновременном смещении его положения в область низких волновых чисел свидетельствует об увеличении содержания Csp² кластеров и их среднего размера [9], [10]. При режиме осаждения (6 Гц, 60 А) отношение I_D/I_G достигает максимальных значений, что указывает на наименьший размер Csp² кластеров и их высокую концентрацию [10].

Изменение условий и режима испарения алюминия и углерода позволяет регулировать элементный состав покрытий в широких пределах (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Параметры спектров КР и элементный состав а-С:Al:N покрытий

Покрытие	I _D /I _G	Положение G-пика, см ⁻¹	Ширина G-пика, см ⁻¹	Концентрация элементов, ат. %		
				С	N	Al
а-C _{3Гц} :Al _{50А} :N	1,4	1383,9	315,5	80	7	11
а-C _{3Гц} :Al _{80А} :N	2,2	1368,7	308,6	76	11	9
а-C _{6Гц} :Al _{60А} :N	2,5	1381,9	329,5	88	6	4
а-C _{15Гц} :Al _{50А} :N	1,3	1374,2	358,7	61	13	24
а-C _{15Гц} :Al _{80А} :N	1,9	1386,8	345,2	41	21	32

Процессы химического взаимодействия оценены на основании анализа РФЭ спектров покрытий (рисунок 2.2).



a – a-C_{3Гц}:Al_{50А}:N, б – a-C_{3Гц}:Al_{80А}:N,
в – a-C_{6Гц}:Al_{60А}:N, г – a-C_{15Гц}:Al_{50А}:N,
д – a-C_{15Гц}:Al_{80А}:N

Рисунок 2.2 – Обзорные РФЭС спектры а-С:Al:N покрытий

Установлено, что интенсивность Al2p пика значительно зависит от параметров осаждения и определяется концентрацией атомов Al в покрытиях. Более выраженный пик Al2p, как ожидалось, характерен для а-C_{15Гц}:Al_{80А}:N покрытия. Пик O1s проявляется за счет адсорбции кислорода из воздуха, т. к. до проведения исследований образцы хранились в его атмосфере, что приводит к поверхностным загрязнениям.

Природа и концентрация образующихся в покрытии химических соединений определены на основании результатов изучения спектров высокого разрешения атомов C1s углерода, N1s азота и Al2p алюминия. Согласно рекомендациям работы [6], для дальнейшего анализа особенностей взаимодействия между элементами в покрытии использовали n_N/n_C отношение, которое рассчитывали как отношение площадей пиков, ответственных за C – C и C – N взаимодействие атомов углерода и азота в а-С:Al:N покрытиях [13], [14]. Установлено (таблица 2), что n_N/n_C отношение а-С:Al:N покрытий принимает максимальное значение при более высоком токе дугового испарителя, что объясняется высокой плотностью потока высокоэнергетических ионов / атомов Al, способных к образованию AlN, и ростом растворения азота в углеродной матрице. Этот механизм отличается от процесса взаимодействия ионов / атомов при формировании а-С:Ti:N покрытия, так как из-за высоких значений энергии атомы Ti преимущественно образуют TiC связи и ограничивают взаимодействие атомов N с углеродной матрицей. Al является относительно инертным по отношению к углероду и преимущественно образует нитрид алюминия. Для активации процесса взаимодействия между атомами азота и углерода необходимо увеличить степень ионизации азота. Однако, при высоких токе дугового разряда и частоте генератора углеродной плазмы атомы углерода рассеиваются на плотном ионном потоке алюминия, что

приводит к снижению содержание атомов углерода в объёме покрытия.

Согласно данным таблицы 2.1 при частоте импульсов генерации углеродной плазмы 15 Гц концентрация углерода в покрытии выше, чем при 6 Гц и 3 Гц, что определяется высокой мгновенной (импульсной) плотностью потока испаренных с поверхности графитового катода атомов/ионов углерода и, следовательно, увеличением количества углерода, поступающего на подложку. Однако, если легирование осуществляется из потоков алюминия, испаренного с использованием более высоких значений тока дуги, то в покрытии происходит значительное увеличение концентрации алюминия. Также фактором, увеличивающим концентрацию алюминия в покрытии, является возрастание капельной фазы алюминия в ионном потоке, особенно при высоких значениях тока дуги.

Изменение значений n_N/n_C отношения может зависеть от плотности энергии ионов углерода, полученных из импульсного разряда с высокой частотой следования импульсов в условиях обработки растущего покрытия ионами алюминия. Особенности механизма формирования химических связей, в этом случае, определяются балансом между ионами / атомами углерода, азота и алюминия, а также отношением их энергий, и при превышении определенного значения энергии ионов азота происходит увеличение количества связей между углеродом и азотом.

Анализ РФЭ спектров N1s состояния для а-С:Al:N покрытий показал, что отношение $N-Csp^3/N-Csp^2$ а-С:Al:N покрытий первоначально уменьшается с увеличением частоты импульсов и тока мишени, а затем возрастает (таблица 2.2). При частоте импульсов 6 Гц и токе дугового испарителя 60 А отношение $N-Csp^3/N-Csp^2$ принимает наименьшее, а при частоте импульса 3 Гц и токе дугового испарителя 50 А – наибольшее значение.

Таблица 2.2 – Параметры спектров C1s и N1s состояния а-С:Al:N покрытий

Покрытие	n_N/n_C	Отношение $(N-Csp^3)/(N-Csp^2)$
а-С _{3Гц} :Al _{50А} :N	0,10	1,29
а-С _{3Гц} :Al _{80А} :N	0,16	0,70
а-С _{6Гц} :Al _{60А} :N	0,05	0,25
а-С _{15Гц} :Al _{50А} :N	0,23	0,72
а-С _{15Гц} :Al _{80А} :N	0,56	0,29

Немонотонное изменение отношения n_N/n_C указывает на особенности формирования химических связей в покрытии, вызванных взаимодействием в потоках ионов углерода и алюминия с различной энергией.

Установлено, что при одинаковой частоте импульсов генератора углеродной плазмы, концентрация $N-Csp^2$ связей зависит от тока дугового испарителя. С ростом тока дугового испарителя происходит формирование потока ионов алюминия высокой плотности, что приводит к образованию $N-Csp^3$ и пиридиноподобных N – С связей в а-С:Al:N покрытии [14].

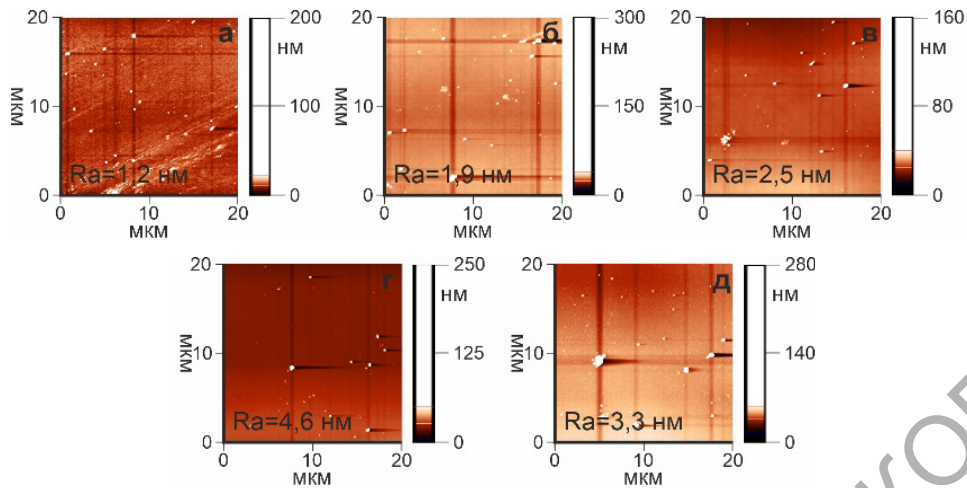
Проведенный анализ РФЭ спектров Al2р состояния атомов алюминия показал, что в покрытиях в зависимости от режимов осаждения присутствуют химические связи, относящиеся к металлическому алюминию, нитриду алюминия и оксиду алюминия. Согласно полученным данным, содержание нитрида алюминия в покрытии определяется током дугового испарителя, и при одинаковой концентрации алюминия в покрытии, содержание нитрида выше для покрытия, полученного при высоком токе дугового испарителя. Это связано с высокой степенью вторичной ионизации азота при взаимодействии с высокоионизированной плазмой углерода и алюминия, полученной на высоких частотах импульсов (15 Гц) и больших токах дугового испарителя (80 А). Результатом этого взаимодействия является повышение химического взаимодействия N и Al. В покрытии присутствует также незначительное количество металлического алюминия и оксида алюминия, образование которого связано с окислением алюминия при взаимодействии с кислородом воздуха.

Анализ АСМ изображений показал, что поверхность покрытий характеризуется неоднородным распределением структурных элементов: на поверхности покрытий обнаружено множество мелких частиц. Частицы большого размера, находящиеся на поверхности а-С_{3Гц}:Al_{80А}:N и а-С_{15Гц}:Al_{80А}:N покрытий, образуются за счет капельной фазы, присутствующей в потоке металлической или углеродной плазмы (рисунок 2.3).

Методом наноиндентирования установлено, что с ростом глубины внедрения индентора в а-С:Al:N покрытие происходит немонотонное изменение микротвердости (рисунок 2.4).

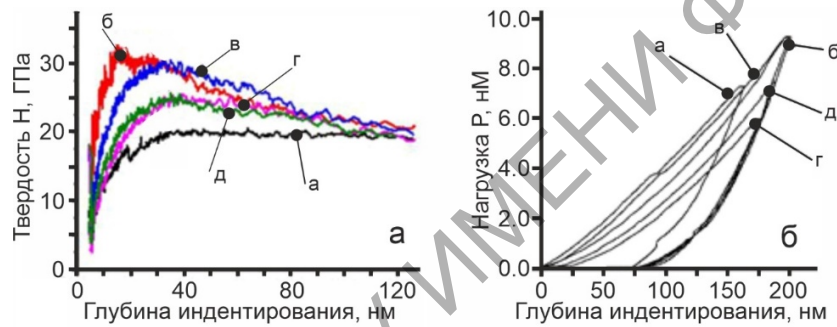
Максимальное значение твердости, равное 31 ГПа при глубине индентирования 25 нм, характерно для а-С_{6Гц}:Al_{60А}:N покрытия, что связано с высокой концентрацией атомов углерода с sp^3 гибридизированными связями, а также минимальным размером Csp^2 кластеров, что в комплексе приводит к увеличению твердости а-С_{6Гц}:Al_{60А}:N покрытий [18], [19].

В таблице 2.3 приведены значения твердости H , модуля упругости E и параметра H/E , характеризующего сопротивление пластической деформации. Известно [18]–[20], что значения H/E позволяют оценить износостойкость покрытий: она возрастает с ростом отношения H/E . Однако для покрытий с высоким содержанием sp^3 фазы характерна хрупкость, вызванная



a – a-C_{3Гц}:Al_{50А}:N, *б* – a-C_{3Гц}:Al_{80А}:N, *в* – a-C_{6Гц}:Al_{60А}:N, *г* – a-C_{15Гц}:Al_{50А}:N, *д* – a-C_{15Гц}:Al_{80А}:N

Рисунок 2.3 – АСМ-изображения поверхности а-С:Al:N покрытий



a – a-C_{3Гц}:Al_{50А}:N, *б* – a-C_{3Гц}:Al_{80А}:N, *в* – a-C_{6Гц}:Al_{60А}:N, *г* – a-C_{15Гц}:Al_{50А}:N, *д* – a-C_{15Гц}:Al_{80А}:N

Рисунок 2.4 – Зависимость твердости *H* покрытий (*a*) и нагрузки *P* (*б*) от глубины внедрения индентора а-С:Al:N покрытий

высокой твердостью и наличием в покрытии значительных внутренних напряжений, которые при воздействии высоких контактных нагрузок приводят к разрушению покрытия за счет его выкрашивания и откалывания от подложки. Установлено (таблица 2.3), что при низких и высоких значениях тока дугового испарителя происходит увеличение прочности покрытия, что связано, в первую очередь, с ростом пластичности за счет наличия в покрытии алюминия. С ростом содержания алюминия в покрытии коэффициент η_{IT} , характеризующий упруго-пластические свойства, возрастает (таблица 2.3), что обусловлено взаимодействием между элементами покрытия, а именно образованием нитридных фаз алюминия, роста C – N связей и графитизации.

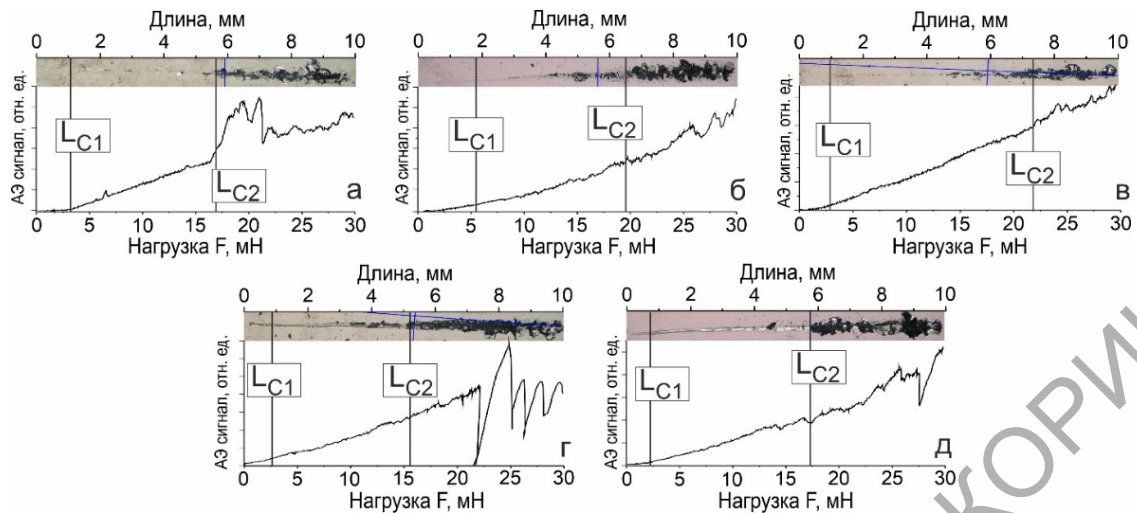
Значения L_c , характеризующие различные стадии разрушения покрытий, и значение CPR_S определяли по изменениям сигнала акустической эмиссии [7], [8], [18] и оптическим изображениям царапины (рисунок 2.5, таблица 2.3).

Установлено (рисунок 2.5 и таблица 2.3), что минимальное значение CPR_S характерно для a-C_{6Гц}:Al_{60А}:N покрытия, что совместно со

снижением η_{IT} указывает на рост пластичности покрытия. При минимальных значениях частоты следования импульсов генератора углеродной плазмы (3 Гц) прочность а-С:Al:N покрытия выше, чем для покрытий, полученных при 6 Гц и 15 Гц. Это показывает, что параметры процесса осаждения, а также наличие азота, влияют на механические параметры покрытия, которые, в свою очередь, зависят от формируемой микроструктуры (значения отношения sp^2/sp^3 , размера и упорядоченности Csp²-кластеров).

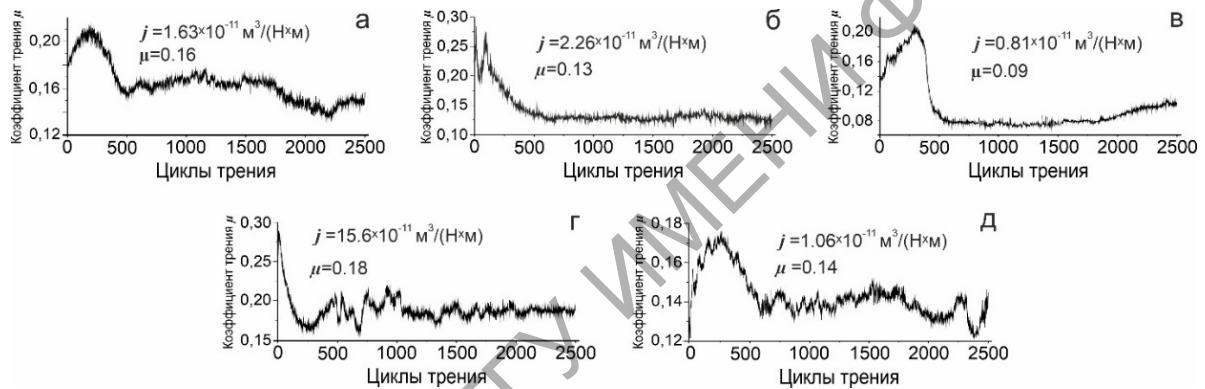
Таблица 2.3 – Механические свойства а-С:Al:N покрытий

Покрытие	<i>H</i> , ГПа	<i>E</i> , ГПа	<i>H</i> / <i>E</i>	η_{IT} , %	CPR_S
a-C _{3Гц} :Al _{50А} :N	19,5	225	0,092	48,1	54,9
a-C _{3Гц} :Al _{80А} :N	28,9	345	0,084	58,7	48,8
a-C _{6Гц} :Al _{60А} :N	31,4	484	0,065	56,9	45,5
a-C _{15Гц} :Al _{50А} :N	23,6	295	0,080	56,2	46,0
a-C _{15Гц} :Al _{80А} :N	24,8	339	0,073	52,8	47,2



а – а-C_{3Гц}:Al_{50A}:N, б – а-C_{3Гц}:Al_{80A}:N, в – а-C_{6Гц}:Al_{60A}:N, г – а-C_{15Гц}:Al_{50A}:N, д – а-C_{15Гц}:Al_{80A}:N

Рисунок 2.5 – Оптическое изображение царапины, спектр АЭ сигнала при различной нагрузке



а – а-C_{3Гц}:Al_{50A}:N, б – а-C_{3Гц}:Al_{80A}:N, в – а-C_{6Гц}:Al_{60A}:N, г – а-C_{15Гц}:Al_{50A}:N, д – а-C_{15Гц}:Al_{80A}:N

Рисунок 2.6 – Кинетические кривые трения а-C:Al:N покрытий

Триботехнические параметры осажденных покрытий также определяются условиями и режимом их формирования (рисунок 2.6). Установлено, что для всех покрытий период приработки составляет порядка 500 циклов трения. При этом для а-C_{3Гц}:Al_{80A}:N и а-C_{6Гц}:Al_{60A}:N покрытий кинетика трения характеризуется более высокой стабильностью, что указывает на отсутствие схватывания контактных поверхностей. Для покрытий с высоким содержанием Al характерен относительно нестационарный режим трения (рисунок 2.6 а, г, д). Высокие значения H/E отношения для а-C_{3Гц}:Al_{50A}:N и а-C_{15Гц}:Al_{50A}:N покрытий характеризуют снижение влияния пластической деформации, и, следовательно, кинетика трения и разрушения будет протекать по механизму, характерному для однокомпонентного а-C покрытия, сопровождающегося выкрашиванием твердых областей, что приводит к возникновению и развитию узлов (мостиков) схватывания, что определяет рост коэффициента трения и износ контртела.

Заключение

Определены фазовый состав и механические свойства углеродных покрытий, бинарнолегированных алюминием и азотом. Установлены особенности влияния на них условий и режимов нанесения (частоты генерации углеродной плазмы и тока испарителя алюминия). Наиболее высокие механические свойства демонстрируют покрытия, полученные при 6 Гц генерации углеродной плазмы и тока испарителя алюминия 60 А. Показано, что а-C_{6Гц}:Al_{60A}:N покрытие характеризуется минимальным размером Csp² кластеров, что определяет их максимальную твердость. Установлено, что для такого покрытия характерны высокие упруго-пластические и триботехнические свойства. С ростом тока дугового испарителя в покрытии возрастает концентрация азота, более интенсивно протекают процессы образования нитридных фаз алюминия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Lifshitz, Y. Diamond like carbon – present status / Y. Lifshitz // Diam. Relat. Mater. – 1999. – Vol. 8. – P. 1659–1676.

2. Vetter, J. 60 years of DLC coatings: Historical highlights and technical review of cathodic arc processes to synthesize various DLC types, and their evolution for industrial applications / J. Vetter // Surf. Coat. Technol. – 2014. – Vol. 257. – P. 213–240.
 3. Композиционные углеродные покрытия, осажденные из импульсной катодной плазмы / Д.Г. Пилипцов [и др.]; под ред. А.В. Рогачева. – Москва: Радиотехника, 2020. – 283 с.
 4. Structure and optical properties of Cu-DLC composite films deposited by cathode arc with double-excitation source / B. Zhou [et al.] // Diam. Relat. Mater. – 2016. – Vol. 69. – P. 191–197.
 5. The Structure and Properties of a-C:Ti and a-C:Ti:N Coatings Deposited on a Titanium and Titanium Nitride Sublayer / X. Jiang [et al.] // Lecture Notes in Mechanical Engineering. – 2022. – Vol. 422. – P. 373–382.
 6. Structure and mechanical properties of Ni and Cr binary doped amorphous carbon coatings deposited by magnetron sputtering and pulse cathodic arc / B. Zhou [et al.] // Thin Solid Films. – 2020. – Vol. 701. – P. 137942.
 7. Zhang, S. Toughness evaluation of hard coatings and thin films / S. Zhang, X. Zhang // Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 2375–2389. Toughness measurement of thin films: a critical review / S. Zhang [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2005. – Vol. 198. – P. 74–84.
 8. Stress reduction and bond stability during thermal annealing of tetrahedral amorphous carbon / A.C. Ferrari [et al.] // J. Appl. Phys. – 1999. – Vol. 85. – P. 7191–7197.
 9. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon / A.C. Ferrari [et al.] // Phys. Rev. B. – 2000. – Vol. 61. – P. 14095–14107.
 10. Synthesis and characterization of Ti and N binary-doped a-C films deposited by pulse cathode arc with ionic source assistant / B. Zhou [et al.] // Surf. Inter. Anal. – 2018. – Vol. 50. – P. 1–10.
 11. XPS, AES and EELS study of the bonding character in CN_x films / G. Soto [et al.] // Superf. y Vacio. – 2002. – Vol. 15. – P. 34–39.
 12. Spectroscopic studies of nitrogenated amorphous carbon films prepared by ion beam sputtering / D. Das [et al.] // J. Appl. Phys. – 2002. – Vol. 91. – P. 4944–4955.
 13. Experimental comparison of N(1s) X-ray photoelectron spectroscopy binding energies of hard and elastic amorphous carbon nitride films with reference organic compounds / W.J. Gammon [et al.] // Carbon. – 2003. – Vol. 41. – P. 1917–1923.
 14. Maruyama, B. Catalytic carbide formation at aluminium-carbon interfaces / B. Maruyama, F.S. Ohuchi, L. Rabenberg // J. Mater. Sci. Lett. – 1990. – Vol. 9. – P. 864–866.
 15. Elastic constants of tetrahedral amorphous carbon films by surface brillouin scattering / A.C. Ferrari [et al.] // Applied Physics Letters. – 1999. – Vol. 75. – P. 1893–1895.
 16. Characterization of diamond-like carbon coatings prepared by pulsed bias cathodic vacuum arc deposition / J.B. Wu [et al.] // Thin Solid Films. – 2007. – Vol. 516. – P. 243–247.
 17. Charitidis, C.A. Nanomechanical and nanotribological properties of carbon-based thin films: a review / C.A. Charitidis // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2010. – Vol. 28. – P. 51–70.
 18. Hansen, N. Hall–Petch relation and boundary strengthening / N. Hansen // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 51, № 8. – P. 801–806.
 19. A study of microindentation hardness test by mechanism-based strain gradient plasticity / Y.A. Huang [et al.] // J. Mater. Res. – 2000. – Vol. 15. – P. 1786–1796.
 20. Рогачев, А.В. Триботехнические свойства композиционных покрытий, осаждаемых вакуумно-плазменными методами / А.В. Рогачев // Трение и износ. – 2008. – Т. 29, № 3. – С. 285–592.
- Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования Республики Беларусь (проект № 20212076).*
- Поступила в редакцию 03.02.2023.*

Информация об авторах

Пилипцов Дмитрий Геннадьевич – к.т.н., доцент
Джоу Бин – к.т.н., доцент
Рогачёв Александр Александрович – чл.-корр. НАН Беларуси, д.т.н., профессор
Федосенко Николай Николаевич – к.т.н., доцент
Кулеш Екатерина Александровна – м.л.н.с.