

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МЕДЬ-УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ

А.С. Руденков¹, Ванг Цзинцзе¹, А.В. Рогачев¹, Лю Джубо²,
Д.Г. Пилипцов¹, Е.А. Кулеш¹, А.Н. Купо¹

¹Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины

²Институт машиностроения и автомобилестроения, Тайюаньский технологический университет

STRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES OF GRADIENT NANOCOMPOSITE COPPER-CARBON COATINGS

A.S. Rudenkov¹, Wang Jingjie¹, A.V. Rogachev¹, Liu Jubo²,
D.G. Piliptsov¹, E.A. Kulesh¹, A.N. Kupo¹

¹Francisk Skorina Gomel State University

²Institute of Mechanical and Automobile Engineering, Taiyuan University of Technology

Аннотация. Предложена методика формирования композиционных медь-углеродных покрытий осаждением из совмещенных потоков углеродной плазмы и электродугового испарения меди с возрастающим содержанием углерода в процессе роста слоя. Исследования структурно-фазового состава, выполненные методом КР и РФЭ спектроскопии, показали, что увеличение концентрации меди стимулирует графитизацию углеродной матрицы, приводит к уменьшению размеров Csp² кластеров и увеличению их концентрации. Методом атомно-силовой микроскопии установлено присутствие меди в покрытии в виде отдельных частиц размером 100...500 нм. Для покрытий характерно снижение твердости и упругости с увеличением глубины индентирования.

Ключевые слова: наноконпозиционные медь-углеродные покрытия, химический состав, твердость, импульсное катодно-дуговое испарение.

Для цитирования: Структура, механические свойства градиентных наноконпозиционных медь-углеродных покрытий / А.С. Руденков, Ванг Цзинцзе, А.В. Рогачев, Лю Джубо, Д.Г. Пилипцов, Е.А. Кулеш, А.Н. Купо // Проблемы физики, математики и техники. – 2025. – № 1 (62). – С. 43–50. – DOI: https://doi.org/10.54341/20778708_2025_1_62_43. – EDN: ADUQNG

Abstract. A method for forming composite copper-carbon coatings by deposition from combined flows of carbon plasma and electric arc evaporation of copper with increasing carbon content during layer growth is proposed. The studies of the structural-phase composition performed by the method of Raman and X-ray photoelectron spectroscopy showed that an increase in the copper concentration stimulates graphitization of the carbon matrix: it leads to a decrease in the size of Csp² clusters and an increase in their concentration. The presence of copper in the coating in the form of individual particles 100...500 nm in size was established by the method of atomic force microscopy. The coatings are characterized by a decrease in hardness and elasticity with an increase in the indentation depth.

Keywords: nanocomposite copper-carbon coatings, chemical composition, hardness, pulsed cathodic arc evaporation.

For citation: Structure, mechanical properties of gradient nanocomposite copper-carbon coatings / A.S. Rudenkov, Wang Jingjie, A.V. Rogachev, Liu Jubo, D.G. Piliptsov, E.A. Kulesh, A.N. Kupo // Problems of Physics, Mathematics and Technics. – 2025. – № 1 (62). – P. 43–50. – DOI: https://doi.org/10.54341/20778708_2025_1_62_43 (in Russian). – EDN: ADUQNG

Введение

Одной из важных задач современного машиностроения, микроэлектроники, является развитие технологии осаждения покрытий, обладающих высокой твердостью, износостойкостью, тепло- и электропроводностью, при этом обеспечивающих низкие значения коэффициента трения. Такие покрытия применяются в микроэлектронике, в частности, при изготовлении скользящих электрических контактов, используются при формировании топологии и выводов интегральных микросхем и плат [1]. Активное использование покрытий из платины, золота и

меди связано с их относительно низким коэффициентом трения и высокой электро- и теплопроводностью, необходимой для эффективного отвода тепла из зоны трения. Однако применение золота и платины ограничено в связи с их высокой стоимостью, также использование платины в качестве подслоя не желательно в высокотемпературных процессах, что связано с ее кристаллизацией в процессе отжига [1]–[3]. В последнее время для формирования элементов электронных устройств получило активное развитие использование металл-углеродных композитов. Установлено, что повышение механических свойств

медных покрытий можно добиться путем введения в их объём углерода, который, формируя различные фазовые включения, выполняет роль твердой смазки. Как показано в работах [4]–[6], с ростом содержания графита в объёме композиционного медь-углеродного покрытия было установлено монотонное уменьшение коэффициента трения. Композиционные Cu–C покрытия формируют с использованием различных вакуумных методов (катодно-дугового испарения, магнетронного распыления, термоионного и др.), а также методами химического осаждения. В связи с этим перспективным представляется использование метода импульсного катодно-дугового разряда, позволяющего формировать покрытия с высокой концентрацией sp^3 гибридных атомов углерода.

Известно, что механические свойства покрытий, такие как твердость, остаточные напряжения, определяются структурой покрытия, а именно отношением sp^2/sp^3 компонент [4], [7], [8]. Данное отношение зависит от энергетических параметров разряда: частоты и напряжения разрядных импульсов.

Высокие остаточные напряжения и хрупкость в сочетании с плохой адгезией к полимерным и стеклянным подложкам ограничивает область применения композитных покрытий при нанесении на мягкие и деформирующиеся под нагрузкой подложки. Наиболее перспективными, в сравнении с композиционными и многослойными, являются градиентные покрытия с переменной концентрацией состава по толщине [9]–[11].

Основной целью работы является установление закономерностей влияния элементного и структурно-фазового состава медь-углеродных покрытий на их механические свойства.

1 Методика формирования покрытий и исследования

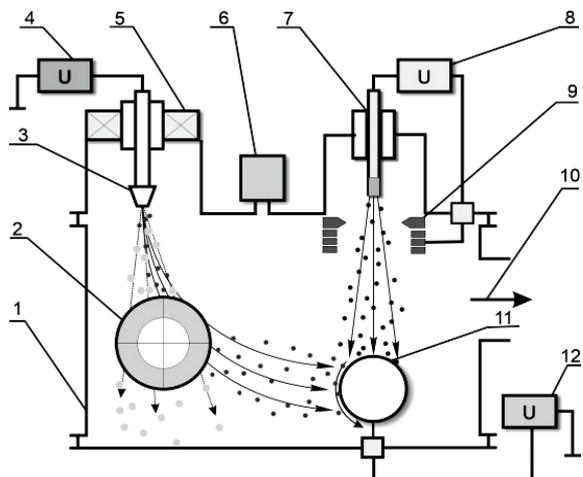
Осаждение покрытий с переменной по толщине составом проводилось на предварительно нанесенный медный подслои, что позволяло обеспечить необходимые значения прочности адгезионного соединения с материалом подложки (рисунок 1.1).



Рисунок 1.1 – Схематическое изображение медь-углеродного покрытия, осажденного на медный подслои

Следующим этапом процесса осаждения является введение в плазму, генерируемую в

результате электродугового испарения медного катода, ионов углерода, в результате испарения графита импульсной дугой с последующим увеличением концентрации ионов углерода в потоке металлической плазмы в результате возрастания частоты работы генератора углеродной плазмы с помощью устройства, схема которого представлена на рисунке 1.2.



- 1 – вакуумная камера,
- 2 – сепаратор дугового испарителя,
- 3 – катод дугового испарителя,
- 4 – блок питания дугового испарителя,
- 5 – система управления дуговым разрядом,
- 6 – система контроля давления в вакуумной камере,
- 7 – импульсный источник углеродной плазмы,
- 8 – блок питания импульсного источника,
- 9 – система поджига и анодный узел импульсного источника углеродной плазмы,
- 10 – откачка,
- 11 – вращающаяся оснастка с подложками,
- 12 – блок питания напряжения смещения

Рисунок 1.2 – Схема осаждения медь-углеродных покрытий

На предварительно сформированном подслое меди толщиной 100–150 нм осаждали нанокomпозиционные медь-углеродные Cu/a-C (5...20 Гц):Cu слои. Изменение Cu/C отношения по толщине покрытия осуществляли путем увеличения частоты следования импульсов разряда углеродного источника от 5 до 20 Гц (шаг 5 Гц) при неизменном токе дугового испарителя меди. Покрытия осаждали при различном токе дугового испарителя (60–90 А) с катодом из меди, что позволило изменять концентрацию меди в покрытии.

Микроструктура покрытий была определена методом спектроскопии комбинационного рассеивания с помощью КР микроскопа Senterra (Bruker). Возбуждение спектров осуществлялось длиной волны 532 нм мощностью 20 мВт.

Химический состав и распределение химических элементов в поперечном сечении композиционных покрытий определяли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Измерения производили посредством прибора ULVAC-РНИ Quanterra II при возбуждении вещества K_{α} -излучением алюминия с энергией кванта 1486,6 эВ и суммарной мощностью 25 Вт.

Измерение твердости и модуля упругости покрытий проводили с использованием наноиндентора «НаноСкан 4D» (ФГБНУ «ТИСНУМ» г. Троицк, Россия). В качестве индентора использовали алмазную трехгранную пирамидку Берковича (ГОСТ 9377-81). Измерение проводили согласно ISO 14577-1:2015 методом динамического механического анализа при максимальной нагрузке на индентор 40 мН. Обработка полученных результатов выполнялась согласно ГОСТ Р 8.736-2011.

2 Полученные результаты и их анализ

На рисунках 2.1, 2.2 представлены КР спектры Cu/a-C (5...20 Гц):Cu покрытий с различным содержанием меди по толщине слоя. Для всех покрытий характерно наличие широкого асимметричного пика в области 1000–2000 см^{-1} , что характерно для спектров покрытий, содержащих sp^2 и sp^3 углеродные фазы. В них наблюдаются две sp^2 полосы: G с частотой максимума 1560–1600 см^{-1} и D с частотой максимума 1350–1420 см^{-1} . Относительное содержание sp^3 фазы в покрытии рассчитывалось согласно методике, предложенной в работах [12]–[14].

Результаты математической обработки, такие как положение максимума и полуширина G пика, а также отношение интенсивностей D и G пиков приведены в таблице 2.1.

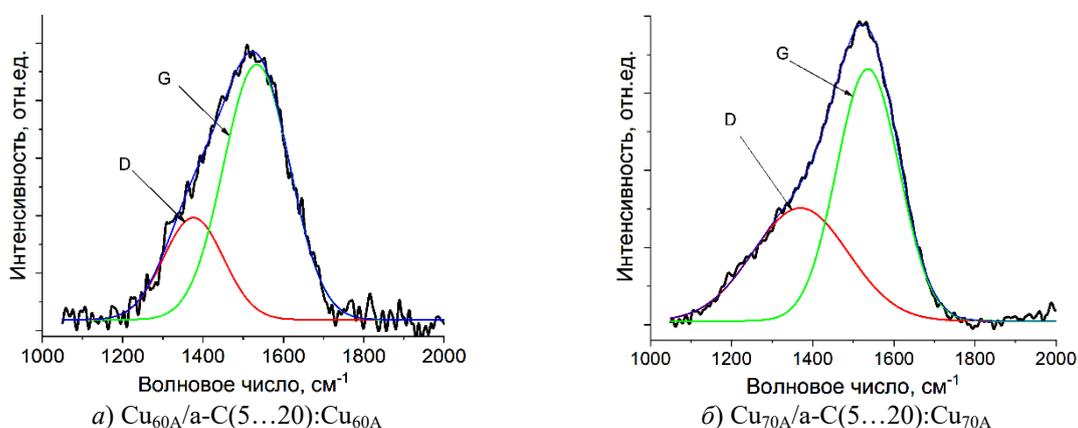


Рисунок 2.1 – Спектры КР медь-углеродных покрытий

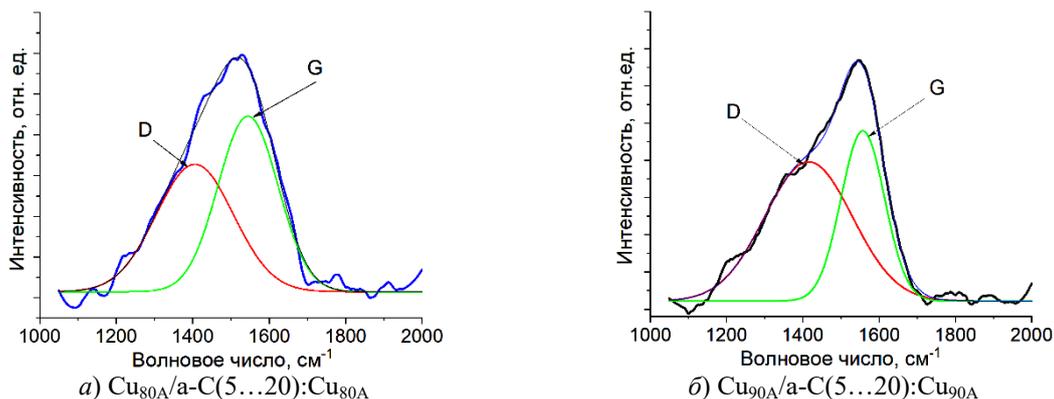


Рисунок 2.2 – Спектры КР медь-углеродных покрытий

Таблица 2.1 – Параметры КР спектров медь-углеродных покрытий

Покрытие	I_D / I_G отношение	Положение G пика, см^{-1}	Ширина G пика, см^{-1}	La, нм	sp^3 , %
Cu _{60A} /a-C(5...20):Cu _{60A}	0,36	1533,1	164,7	12	26,2
Cu _{70A} /a-C(5...20):Cu _{70A}	0,68	1535,9	154,1	7	16,3
Cu _{80A} /a-C(5...20):Cu _{80A}	0,93	1544,5	156,4	5	18,5
Cu _{90A} /a-C(5...20):Cu _{90A}	1,65	1557,2	113,9	3	*

* – согласно полученным значениям можно утверждать, что в данном покрытии не содержится sp^3 фаза. Покрытие представляет собой композит из меди и графита.

Представленные в таблице 2.1 параметры спектров КР медь-углеродных покрытий показывают, что с ростом тока дугового разряда, определяющим изменение концентрации меди в покрытии, значения отношения I_D / I_G резко увеличиваются, ширина G пика при этом уменьшается, что указывает на изменение структуры углеродной матрицы.

Увеличение отношения I_D / I_G указывает на рост количества Csp^2 кластеров, что хорошо согласуется с уменьшением ширины G пика. Сужение G пика свидетельствует о формировании более упорядоченных Csp^2 кластеров графита, характеризующихся малым размером [15], [16]. Таким образом, имеются основания считать, что рост концентрации меди приводит к уменьшению размеров Csp^2 кластеров и увеличению степени их упорядочения в покрытии.

При высоком токе дугового разряда (более 80 А) энергия ионов меди в потоке достигает максимальных значений, что приводит к интенсивному нагреву подложки, которая изменяет условия конденсации за счет увеличения подвижности атомов углерода на подложке. Это приводит к увеличению sp^2 фазы в покрытии.

Смещение центра G пика в сторону более высоких волновых чисел (таблица 2.1) может быть обусловлено искажением валентных углов в атомах sp^2 кластеров и уменьшением содержания sp^3 связей [16], [17]. Смещение G пика в сторону высоких волновых чисел с ростом тока дугового разряда не связано с увеличением содержания sp^3 гибридных связей, так как их концентрация уменьшается с увеличением содержания меди в покрытии. Минимум положения G пика регистрируется при токе дугового испарителя 60 А, что объясняется искажением углов связи атомов углерода в графитовых кластерах. Скорость формирования медной составляющей покрытия значительно превышает скорость формирования структуры углеродной матрицы. Поэтому углерод начинает диффундировать и расти между медными зёрнами. При

высоких значениях тока дугового испарителя (более 90 А) рост количества sp^2 связей определяется увеличением концентрации меди в покрытии, что подтверждается методом РФЭС (рисунок 2.3).

Медь является относительно инертным элементом по отношению к углероду, поэтому для дальнейшего исследования изменения состава химических связей и структуры углеродной матрицы анализировали изменение C1s состояния атомов углерода на поверхности (без травления) и в глубине слоя (время травления 2 минуты). Кроме того, химическая активность меди может приводить к формированию оксидов в объеме покрытий в результате взаимодействия с атмосферным кислородом, а также его диффузии из верхнего слоя.

На рисунках 2.4 и 2.5 приведены РФЭ спектры состояния углерода, полученные при разном времени травления, которые показывают изменение химического состава по глубине слоя. Спектры C1s состояния атомов углерода $a-Cu_{60A}/a-C(5...20):Cu_{60A}$ и $a-Cu_{90A}/a-C(5...20):Cu_{90A}$ покрытий с различной концентрацией меди представляют собой широкие пики асимметричной формы, которые могут быть разложены на три компоненты с центрами при 284,5, 285,2 и 286,5–287,5 эВ и определяют такие типы связей атомов углерода, как Csp^2 (графит), Csp^3 (алмаз) и C – O соответственно [1], [7], [16].

Как видно из рисунков 2.4 и 2.5, интенсивность пика, ответственного за Csp^3 состояние атомов углерода в поверхностном слое покрытия, ниже, чем в объеме покрытия. Такое поведение параметров РФЭ спектров согласуется с результатами анализа КР спектров и указывает на влияние меди на процессы графитизации а-C слоя, вызванные как процессами взаимодействия в плазме, так и наличием меди. В качестве параметра, указывающего на изменение структурно-фазового состава покрытий, использовали значение Csp^2/Csp^3 отношения, определяемое как отношение интегральных интенсивностей соответствующих пиков (таблица 2.1).

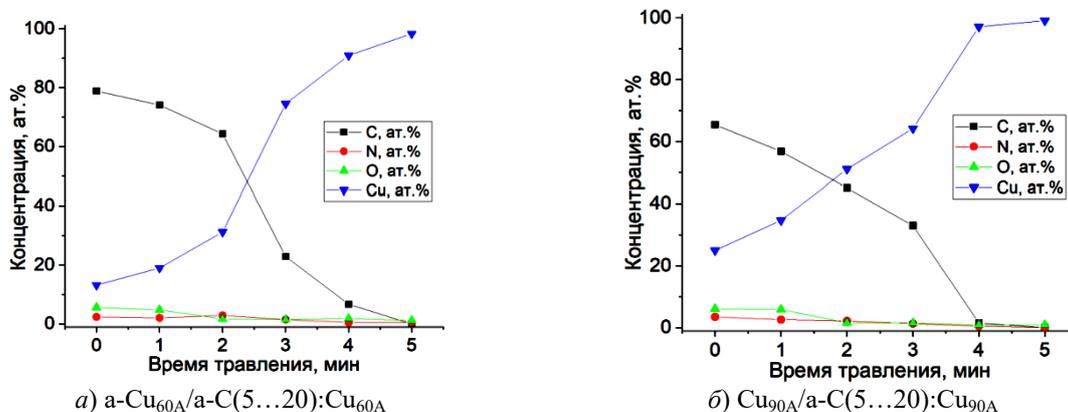


Рисунок 2.3 – Профиль распределения химических элементов по толщине покрытия

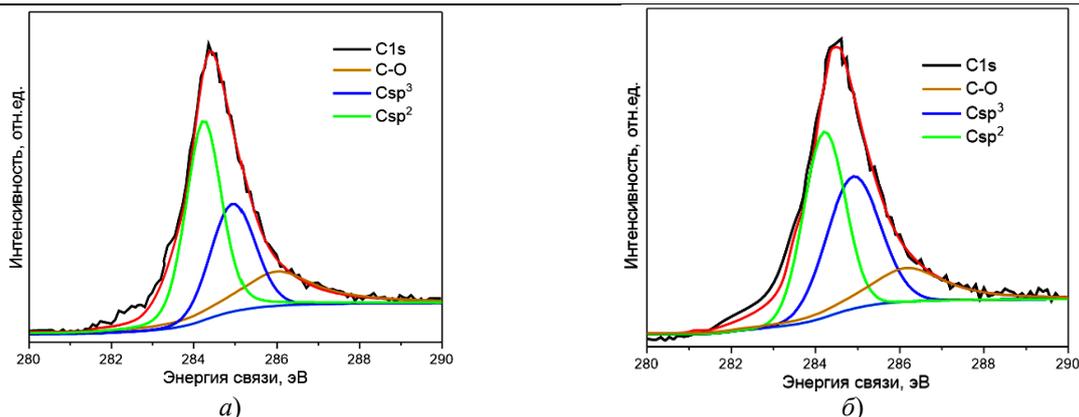


Рисунок 2.4 – Спектры C1s состояния атома углерода в а-Cu_{60A}/а-C(5...20):Cu_{60A} покрытии: а) на поверхности, б) после травления 2 минуты

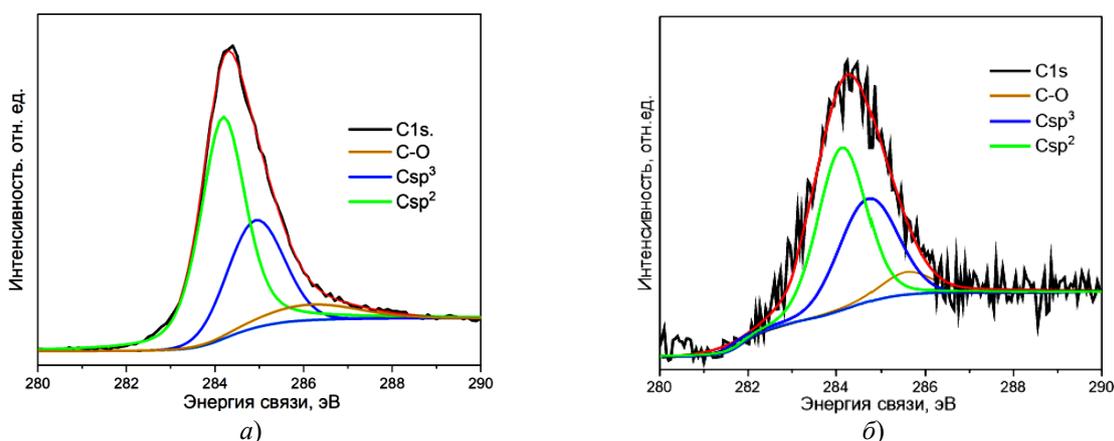


Рисунок 2.5 – Спектры C1s состояния атома углерода в а-Cu_{90A}/а-C(5...20):Cu_{90A} покрытии: а) на поверхности, б) после травления 2 минуты

Таблица 2.2 – Анализ РФЭ спектров C1s состояния атомов углерода

Покрытие	Csp ² /Csp ³ отношение	
	Поверхность	Травление 2 минуты
Cu _{60A} /а-C(5...20):Cu _{60A}	1,5	1,2
Cu _{90A} /а-C(5...20):Cu _{90A}	1,7	1,3

На рисунке 2.6 представлены АСМ изображения поверхности покрытий. Изображения фазового контраста характеризуют изменение механических свойств, в данном случае твердости, и позволяют качественно оценить их распределение на поверхности медной и углеродной составляющей покрытий. Согласно представленным изображениям, углерод находится на поверхности покрытия в виде сплошной матрицы (на снимке углерод представлен более светлыми участками поверхности).

Медь на поверхности покрытия содержится в виде самостоятельной фазы, образуя несвязанные с углеродом единичные включения размером от 100 до 500 нм. Можно отметить, что с ростом тока дугового испарителя до 80–90 А наблюдается увеличение количества частиц на поверхности, что связано с локальным перегревом поверхностных слоев катода, последующим

формированием капельной фазы в потоке испаряемого материала и, несмотря на наличие магнитной сепарации, их захват и транспортировка в потоке ионов меди, с последующим закреплением на поверхности покрытия.

Параметры поверхностной морфологии (шероховатость и размер зерна) определяли в результате обработки АСМ изображений, полученных с площадки размером 4×4 мкм и 30×30 мкм и представленных в таблицах 2.2 и 2.3 соответственно. С ростом тока дугового испарителя от 60 А до 90 А, а также с увеличением содержания углерода на поверхности покрытия, поверхность покрытия становится более развитой, ее формирование зависит как от условий генерации ионных потоков углерода и металла (ток дуги и плотность потока), так и от эффективности сепарации потока металлической плазмы [18], [19].

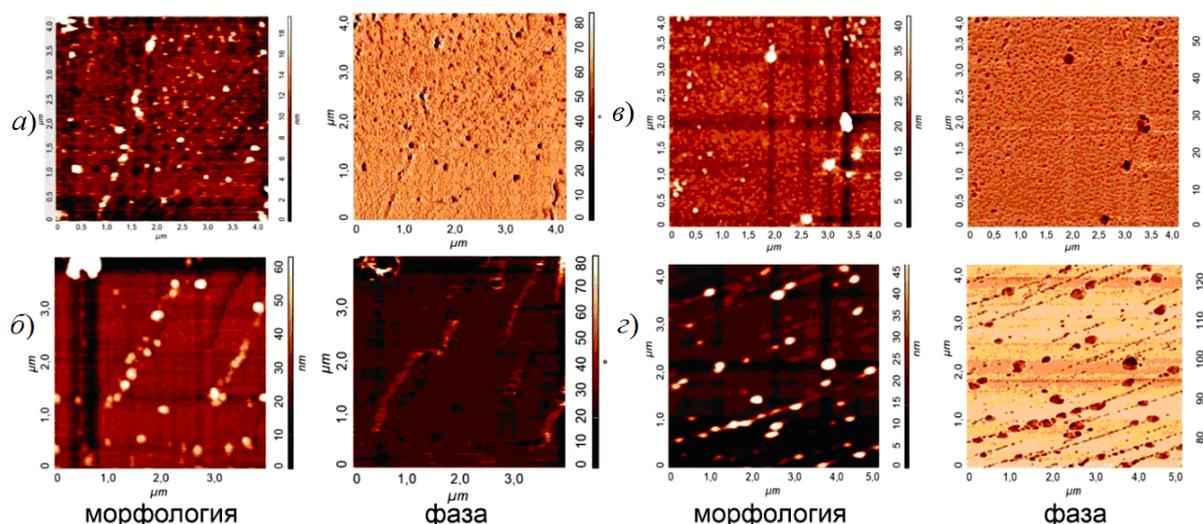


Рисунок 2.6 – АСМ изображения поверхности покрытий:
 а) $\text{Cu}_{60\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{60\text{A}}$, б) $\text{Cu}_{70\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{70\text{A}}$, в) $\text{Cu}_{80\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{80\text{A}}$, г) $\text{Cu}_{90\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{90\text{A}}$

Таблица 2.3 – Параметры поверхностной морфологии приведены в таблице

Покрытие	Шероховатость RMS, нм	Шероховатость Ra, нм	Размер зерна $D_{\text{ср}}$, нм
$\text{Cu}_{60\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{60\text{A}}$	3,9	1,8	9,1
$\text{Cu}_{70\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{70\text{A}}$	1,9	1,5	4,8
$\text{Cu}_{80\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{80\text{A}}$	2,3	1,1	5,7
$\text{Cu}_{90\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{90\text{A}}$	1,7	1,4	6,8

Таблица 2.4 – Параметры поверхностной морфологии приведены в таблице

Покрытие	Шероховатость RMS, нм	Шероховатость Ra, нм	Размер зерна $D_{\text{ср}}$, нм
$\text{Cu}_{60\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{60\text{A}}$	6,4	3,8	16,1
$\text{Cu}_{70\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{60\text{A}}$	6,1	3,7	38,1
$\text{Cu}_{80\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{80\text{A}}$	15,3	13,7	15,7
$\text{Cu}_{90\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{90\text{A}}$	10,3	7,2	24,7

Как видно из таблицы 2.3, параметры поверхностной шероховатости вне областей с высоким содержанием макрочастиц на поверхности достаточно низкие и определяют параметры углеродной матрицы.

Результаты анализа участка поверхности размером 30×30 мкм позволяют оценить параметры поверхностной морфологии на микроуровне. Установлено, что при токе дуги 80 А эффективность работы сепаратора снижается по сравнению с током дуги 90 А, что приводит к увеличению в потоке количества макрочастиц меди и, как следствие этого, поверхностной шероховатости (таблица 2.4).

Сравнивая результаты, приведенные в таблицах 2.3 и 2.4, можно сделать вывод, что на макроуровне (площадь сканирования 30×30 мкм) параметры поверхностной морфологии преимущественно зависят от режима генерации металлического потока и определяются условиями конденсации медной компоненты покрытия и эффективностью работы сепаратора.

Также, согласно таблице 2.1, с ростом тока дуги происходит уменьшение размера графитовых кластеров L_a , что может быть связано с особенностями осаждения и роста углеродной компоненты покрытия. В соответствии с [18] углерод, который не имеет растворимости в меди, осажаясь по границам зерен меди, препятствует формированию крупных кристаллитов Cu, формируя при этом графитовые кластеры с минимальным размером.

Результаты исследования механических свойств приведены на рисунке 2.7. Показано, что значения твердости и модуля упругости отдельных слоев покрытия зависят от распределения в нем меди. Согласно результатам исследований, выполненных методом РФЭ и КР спектроскопии, увеличение концентрации углерода в покрытии приводит к формированию наноконпозиционной структуры с малым размером зерна, как графита, так и меди, что и определяет увеличение их твердости.

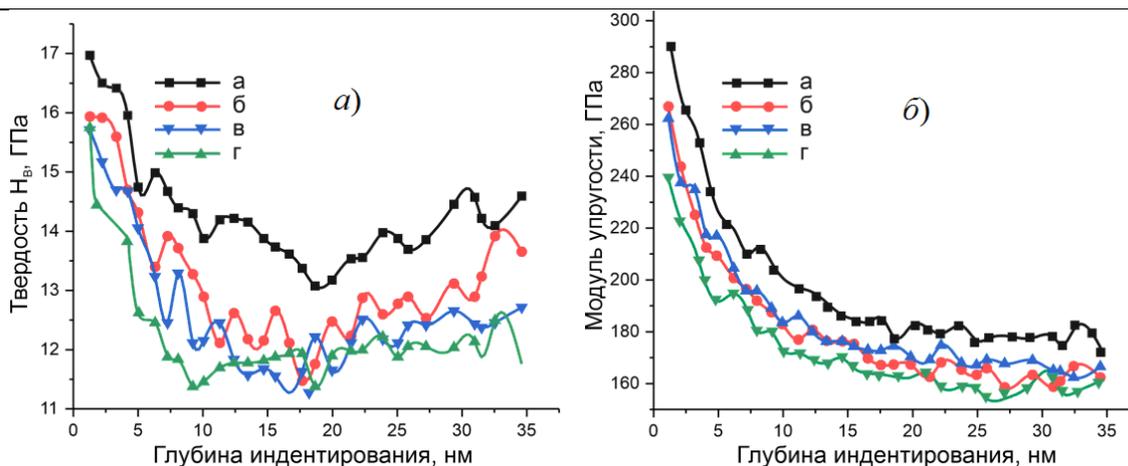


Рисунок 2.7 – Распределение твердости (а) и модуля упругости (б) по глубине покрытий:

а – $\text{Cu}_{60\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{60\text{A}}$; б – $\text{Cu}_{70\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{70\text{A}}$;
 в – $\text{Cu}_{80\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{80\text{A}}$; г – $\text{Cu}_{90\text{A}}/\text{a-C}(5\dots20):\text{Cu}_{90\text{A}}$

Заключение

Предложена методика формирования композиционных медь-углеродных покрытий с контролируемым химическим, структурно-фазовым составом по толщине покрытия. Показано, что распределение углерода и меди по толщине покрытия определяется режимами формирования как углеродной, так и медной компонент покрытия. Установлено, что, изменяя частоту импульсов генератора углеродной плазмы, при постоянном потоке ионов меди возможно изменять как элементный состав покрытия, так и отношения $\text{Csp}^3/\text{Csp}^2$ фаз в объеме покрытия. Исследования структурно-фазового состава, выполненные методом КР и РФЭ спектроскопии, показали, что увеличение концентрации меди приводит к уменьшению размеров Csp^2 кластеров и увеличению степени их упорядочения в покрытии, стимулирует графитизацию углеродной матрицы. Методом атомно-силовой микроскопии определена морфология поверхности сформированных медь-углеродных покрытий. В режиме фазового контраста проанализировано изменение фазового состава медь-углеродных слоев, осажденных на поверхности меди. Установлено, что твердость и упругость покрытий снижаются с увеличением глубины индентирования, что находится в соответствии с изменением их структуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Нанокomпозиционные покрытия и технологии в микроэлектронике* / В.А. Емельянов, А.В. Рогачев, Н.Н. Федосенко, Д.Г. Пилипцов. – Минск: Беларус. навука, 2014. – 410 с.
2. *Матюшков, В.Е.* Материалы и покрытия, содержащие углеродные наночастицы / В.Е. Матюшков, Э.М. Шпилевский // *Машиностроение и техносфера XXI века: Сб. трудов XII Международной научно-технической конференции,*

ДонНТУ, Донецк, 12-17 сент. 2005 г.; в 5-ти томах. – Донецк: ДонНТУ, 2005. – Т. 4. – С. 220–226.

3. *Шпилевский, Э.М.* Металл-фуллереновые материалы и структуры / Э.М. Шпилевский // *Высокие технологии в промышленности России: материалы XI Международной научно-технической конференции, Москва, 8-10 сентября 2005 г.* – Москва: ОАО ЦНИТИ – ТЕХНОМАШ. – 2005. – С. 122–130.

4. *Композиционные углеродные покрытия, осажденные из импульсной катодной плазмы* / Д.Г. Пилипцов [и др.]; под ред. А.В. Рогачева. – Москва: Радиотехника, 2020. – 283 с.

5. *Electrodeposition of Ag-doped diamond-like carbon films on stainless steel for supercapacitor applications* / S. Buathong [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2025. – Vol. 1010. – P. 177942.

6. *Formation of Nanostructured Coating Based on the Amorphous Carbon Matrix and Silver Nanocrystallites* / A. Kolpakov [et al.] // *Journal of nano- and electronic physics.* – 2016. – Vol. 8, № 4 (1). – P. 04019.

7. *Stanishevsky, A.* Fabrication, characterization, and postprocessing of cathodic-arc-derived hydrogen-free tetrahedral amorphous carbon / A. Stanishevsky // *Handbook of surfaces interfaces of materials: in 5 vol.: ed. H.S. Nalwa.* – Burlington, 2001. – Vol. 4: Solid thin films and layers. – P. 282–334.

8. *Станишевский, А.В.* Углеродные пленки, полученные импульсной конденсацией в вакууме / А.В. Станишевский, Э.И. Точицкий // *Письма в журнал технической физики.* – 1990. – Т. 16, № 19. – С. 76–78.

9. *Градиентные антифрикционные серебряно-алмазные покрытия* / М.В. Ненашев [и др.] // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук.* – 2011. – Т. 13, № 4 (3). – С. 824–828.

10. Улучшение показателей адгезии между подложкой и покрытием реставрационных интрузивных слоев / И.Ф. Прогалянский [и др.] // Вестник Новгородского государственного университета. – 2014. – № 81. – С. 81–84.

11. Исследование особенностей микроструктуры, механических свойств и термической стабильности нанокompозитных покрытий на основе аморфного углерода / А.В. Андреев [и др.] // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций: материалы Международной конференции. – Томск, 21-25 сентября 2015 г. – С. 438–439.

12. Tuinstra, F. Raman spectrum of graphite / F. Tuinstra, J.L. Koenig // J. of Chem. Phys. – 1970. – Vol. 53, № 3. – P. 1126–1130.

13. Quantitative measurements of sp^3 content in DLC films with Raman spectroscopy / W.G. Cui [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 205. – P. 1995–1999.

14. Highly radiation-stable DLC coatings for a new class of detectors: Structural and morphological features / A. Serra [et al.] // Vacuum. – 2024. – Vol. 225. – P. 113221.

15. Механические свойства легированных медью углеродных покрытий, осажденных из импульсной катодной плазмы / Д.Г. Пилипцов [и др.] // Проблемы физики, математики и техники. – 2010. – № 3 (4). – С. 25–30.

16. Wu, W.-Y. Growth and characteristics of metal-containing diamond-like carbon using a self-

assembled process / W.-Y. Wu, J.-M. Ting // Carbon. – 2006. – Vol. 44, № 7. – P. 1210–1217.

17. Mechanical properties and Raman spectra of tetrahedral amorphous carbon films with high sp^3 fraction deposited using a filtered cathodic arc / S. Xu [et al.] // Philos. Mag. B. – 1997. – Vol. 76, № 3. – P. 351–361.

18. Surface properties of copper-incorporated diamond-like carbon films deposited by hybrid magnetron sputtering / M.-Y. Tsai [et al.] // Ceramics Intern. – 2013. – Vol. 39, № 7. – P. 8335–8340.

19. Structure and optical properties of Cu-DLC composite films deposited by cathode arc with double-excitation source / B. Zhou [et al.] // Diamond and Related Materials. – 2016. – Vol. 69. – P. 191–197.

Материалы статьи подготовлены при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т24КИ-012 от 01.03.2024 г).

Поступила в редакцию 15.01.2025.

Информация об авторах

Руденков Александр Сергеевич – к.ф.-м.н., доцент

Ванг Цзинцзе – магистрант

Рогачев Александр Владимирович – чл.-корр. НАН Беларуси, д.х.н., профессор

Лю Джубо – к.т.н., доцент

Пилипцов Дмитрий Геннадьевич – д.т.н., доцент

Кулеши Екатерина Александровна – старший преподаватель

Купо Александр Николаевич – к.т.н., доцент