

УДК 539.21

ОСАЖДЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ УСКОРЕННЫХ ИОНОВ C_{60}

© 2024 г. В. Е. Пуха^{a, b, *}, Е. И. Дроздова^c, О. П. Черногорова^c, И. Н. Лукина^c,
М. И. Петржик^d, А. А. Бельмесов^a

^aФИЦ Проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, 142432 Россия

^bООО “Центр Водородной Энергетики” (ПАО АФК “Система”), Черноголовка, 142432 Россия

^cИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119334 Россия

^dНациональный исследовательский технологический университет “МИСИС”, Москва, 119049 Россия

*e-mail: pve@icp.ac.ru

Поступила в редакцию 30.10.2023

После доработки 20.01.2024 г.

Принята к публикации 20.01.2024 г.

Осаждением ускоренных ионов C_{60} при температуре 200 и 300°C получены твердые износостойкие углеродные покрытия. Установлено, что механические свойства покрытий определяются температурой подложки (T_s) и энергетическим составом пучка. Твердость покрытий, осажденных из ионов C_{60}^+ с энергией 7 кэВ, превышает 50 ГПа и практически не зависит от T_s . Присутствие в пучке C_{60}^{2+} и C_{60}^{3+} с энергией, соответственно, ~14 и 21 кэВ приводит к результату, не характерному для углеродных покрытий – твердость при повышении T_s с 200 до 300°C растет более, чем в 1.3 раза (с 31.6 до 41.6 ГПа). По данным спектроскопии комбинационного рассеяния размер графитовых нанокристаллов в покрытии растет с температурой почти до 2 нм. Для покрытий, полученных в условиях облучения ионами C_{60}^{2+} и C_{60}^{3+} , характерен минимальный износ (1.5×10^{-8} мм³/Н·м при $T_s = 200^\circ\text{C}$) и минимальный коэффициент трения ($\mu = 0.05$ при $T_s = 300^\circ\text{C}$). Мы связываем необычную зависимость твердости от T_s и улучшение трибологических свойств покрытий с формированием в этом интервале T_s структуры композита на основе алмазоподобной матрицы и графитовых нанокристаллов.

Ключевые слова: ускоренные ионы, фуллерен, сверхтвердые покрытия, нанокompозиты, износостойкость, коэффициент трения.

DOI: 10.31857/S1028096024050079, EDN: FTZDXR

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы нанокompозиты на основе углерода благодаря их уникальным трибологическим свойствам широко используют в различных механических компонентах, таких как подшипники, шестерни, детали двигателя и трансмиссии [1–4]. Разработка нанокompозитных материалов позволяет адаптировать их свойства к определенному желаемому значению за счет различных свойств компонентов и размера зерна. Для трибологических применений необходимы такие свойства, как износостойкость и низкое трение, кроме этого необходима ударная вязкость, высокая адгезия к подложке и несущая способность

покрытия, чтобы предотвратить хрупкое разрушение или отслоение покрытия в тяжелых условиях эксплуатации [5]. Основой создания композитов для трибологических применений может служить твердый аморфный углерод с алмазоподобной (АП) структурой. Покрытия из аморфного углерода с алмазоподобной структурой находят применение благодаря их высокой твердости (до 80 ГПа), низкому коэффициенту трения, химической инертности и биосовместимости [6, 7]. Легирование алмазоподобного углерода и создание нанокompозитов на его основе в первую очередь связано со снижением внутренних напряжений в покрытиях, увеличением адгезии к основе и

согласованием механических свойств покрытия и подложки. Увеличение толщины покрытий, необходимое для ряда применений, при относительно слабой адгезии к подложке приводит к потере устойчивости и разрушению покрытия за счет внутренних напряжений. Высокомодульные алмазоподобные покрытия (типичное отношение твердости к модулю Юнга в которых составляет 0.1 [6, 8]) могут также разрушаться в парах трения при значительной пластической деформации подложки. Сверхтвердые осколки покрытия приводят к усиленному износу трущейся пары. Было предложено легирование алмазоподобных покрытий неметаллическими элементами, такими как фтор и азот, для преодоления низкой адгезии и высоких остаточных напряжений.

С другой стороны, легирование такими элементами снижает твердость алмазоподобных покрытий в диапазоне до 20 ГПа [8–10]. Другой путь связан с добавлением в покрытие различных металлов (например, Ti, W и Cr) [5, 11, 12] и полупроводников (Si) [13], которые имеют тенденцию к образованию нанокompозитных систем с углеродом. В этом случае снижение твердости аморфной углеродной матрицы компенсируется включениями твердых нанокристаллических карбидных фаз.

В последнее время активно развивается такое направление, как формирование нанокompозитов из различных аллотропных модификаций углерода. Так, в относительно мягкую аморфную углеродную матрицу может быть внедрен более твердый углерод, либо более прочные углеродные наночастицы (например, наноалмазы, нанотрубки, графен [14, 15]). В этом случае сама мягкая матрица создает условия сухой смазки, повышая трибомеханические характеристики покрытия. Несколько иное строение имеет углеродный нанокompозит (УНК), полученный осаждением ионов C_{60}^+ с энергией в несколько кэВ. Как показано в [16], из ионов C_{60}^+ с энергией 5 кэВ при температуре подложки (T_s) менее 300°C растут покрытия с аморфной алмазоподобной структурой. При T_s около 300°C в аморфной алмазоподобной матрице появляются нанокристаллы графита и, таким образом, из этих компонент формируется углеродный нанокompозит. Твердость углеродного нанокompозита, полученного при температурах в интервале 300–400°C ($H \sim 40\text{--}60$ ГПа), превышает или сравнима с твердостью алмазоподобных покрытий, выращенных при более низких температурах подложки. Углеродный нанокompозит такого типа имеет низкое значение модуля Юнга E ($H/E \sim 0.13\text{--}0.14$), что уменьшает вероятность

хрупкого разрушения покрытия. Кроме того, нанокристаллы графита при износе покрытия могут создавать условия сухой смазки, уменьшая коэффициент трения и износ контртела. Показано [17], что увеличение средней энергии ионов C_{60}^+ до ~ 7 кэВ и присутствие двух- и трехзарядных ионов C_{60}^{2+} с более высокой энергией позволяет снизить T_s при формировании углеродного нанокompозита до 200°C, а количество алмазных sp^3 -гибридизованных связей в покрытии увеличивается. Свойства углеродных нанокompозитов, полученных в этих условиях, практически не изучены, и мы в данной работе продолжаем исследование этих покрытий.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Осаждение покрытий производили в оригинальной вакуумной установке с гетероионной откачкой и базовым давлением 5×10^{-6} Па. Углеродные покрытия были нанесены из ионного пучка C_{60} с использованием ионного источника с седловидным электрическим полем по методике, описанной в [17]. Пары фуллерена из двух эффузионных ячеек подавали через отверстия в аноде непосредственно в седловидную область электрического поля. В парах фуллерена при подаче высокого напряжения на электроды источника возникал электрический разряд, из которого формировались два противоположно направленных пучка ионов. Один из них использовали для мониторинга разряда, а второй — для осаждения покрытий. Покрытия осаждали из пучка, в котором кроме ионов C_{60}^+ с энергией 7 кэВ присутствовали ионы C_{60}^{2+} ($\sim 22\%$) и C_{60}^{3+} ($\sim 1.5\%$) с энергией 14 и 21 кэВ соответственно. Кроме того, в пучке присутствовало небольшое количество однозарядных димеров $(C_{60})_2^+$. Энергетическое распределение ионов и состав пучка для источника с седловидным полем этого типа приведены в работе [18]. Для осаждения покрытий только из ионов C_{60}^+ пучок пропускали через магнитный сепаратор с индукцией магнитного поля 0.9 Тл. Покрытия формировали на поверхности полированных кремниевых шайб (КЭФ 7.5/7.5) при $T_s = 200$ и 300°C. Параметры осаждения покрытий приведены в табл. 1.

Структурные характеристики покрытий исследовали методами спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Регистрацию спектров комбинационного рассеяния проводили на спектрометре Horiba Jobin Yvon LabRAM HR в микрозондовом режиме, источником возбужде-

Таблица 1. Параметры осаждения углеродных покрытий

Образец	Температура подложки T_s , °C	Средняя энергия на ион, кэВ	Состав пучка	Толщина покрытия $\sim h$, нм
1	200	7.00	C_{60}^+	800
2	300	8.75	71.8% C_{60}^+ , 22% C_{60}^{2+} , 1.5% C_{60}^{3+} , 4.7% $(C_{60})_2^+$	800
3	300	7.00	C_{60}^+	1000
4	200	8.75	71.8% C_{60}^+ , 22% C_{60}^{2+} , 1.5% C_{60}^{3+} , 4.7% $(C_{60})_2^+$	500

ния служил светодиодный лазер с длиной волны излучения $\lambda = 473$ нм.

Механические характеристики (твердость индентирования H_{IT} , модуль индентирования E_{IT} и упругое восстановление η_{IT} , выраженное как отношение между упругой и общей составляющих работы индентирования) углеродных покрытий определяли с помощью динамического ультрамикротвердомера DUN-211S (Shimadzu) в соответствии с ГОСТ Р 8.748-2011 с использованием индентора Виккерса. Измерения производили в режиме “нагружение–разгружение” при нагрузке 20 мН и скорости нагружения 70 мН/с. Трибологические испытания [19] образцов проводили на машине трения TRIBOMETER фирмы CSM Instruments (Швейцария) при возвратно-поступательном движении по схеме “стержень–пластина”. Параметры испытаний: нагрузка 1 Н, максимальная скорость движения 0.40 см/с, длина дорожки 3 мм, пробег – 4000 циклов. Объем износа материала покрытия определяли профилометрией образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра (WYKO 1100NT, Veeco). Приведенный износ оценивали путем деления объема износа ΔV материала на путь скольжения L (в мм) и приложенную нормальную нагрузку N (в Н), в соответствии с законом износа Рейе–Арчарда–Хрушова [20, 21].

РЕЗУЛЬТАТЫ

Для исследуемых покрытий спектр комбинационного рассеяния показывает широкую полосу в интервале волновых чисел 1000–1800 см^{-1} (рис. 1), типичную для аморфного углерода [6]. Эту полосу обычно интерпретируют как сумму двух пиков, известных как D - и G -компоненты. Аппроксимация пиков функцией Гаусса позволила определить их точное положение и параметры. При возбуждении излучением лазера с длиной волны в видимой области спектра КРС характеризует в основном структурное состояние sp^2 -гибридизованных связей. Положение и ширина G -пика

и соотношение интенсивностей $I(D)/I(G)$ зависят от таких структурных факторов, как степень беспорядка, наличие цепей с sp^2 -гибридизованными связями и образование sp^2 -кластеров [22]. В общем случае для углеродных покрытий с однофазной аморфной алмазоподобной структурой эти же факторы связаны эмпирическими зависимостями с концентрацией sp^3 -гибридизованных связей, и, таким образом, по положению G -пика и соотношению интенсивностей $I(D)/I(G)$ возможно определение sp^3/sp^2 соотношения в покрытии. Эмпирические зависимости, по которым можно определить концентрацию sp^3 -гибридизованных связей, перестают действовать при повышении T_s , либо отжиге алмазоподобной структуры [23], когда происходит разделение структурных компонентов, то есть появляются графитовые нанокристаллы, в которых практически отсутствует sp^3 -гибридизация связей, а алмазные sp^3 -гибридизованные связи в основном остаются в аморфной составляющей покрытия.

Таким образом, для углеродных наноконкомпозитных покрытий, в которых произошло разделение структурных компонентов (графитовых нанокристаллов и алмазоподобной матрицы), параметры пиков D и G однозначно характеризуют только состояние фракции с sp^2 -гибридизованными связями.

Степень беспорядка в покрытии определяет ширину G -пика, и уменьшение ширины позволяет говорить о возможной кластеризации sp^2 -гибридизованных связей, формировании и росте нанокристаллов. Ширина пика G на половине высоты максимума ($\text{FWHM}(G)$) свыше 100 см^{-1} показывает, что корреляционная длина L_a в плоскости нанокристалла графита (диаметр) менее 2 нм [22]. Размер L_a в этом случае можно оценить соотношением: $I(D)/I(G) = L_a^2 C'(\lambda)$ [23]. Для возбуждающего излучения с длиной волны $\lambda = 473$ нм постоянная $C'(\lambda) = 0.38$ нм [24]. Параметры пиков D и G и результаты расчетов приведены в табл. 2.

Анализ спектров комбинационного рассеяния показывает, что структура образцов 1 и 3 более

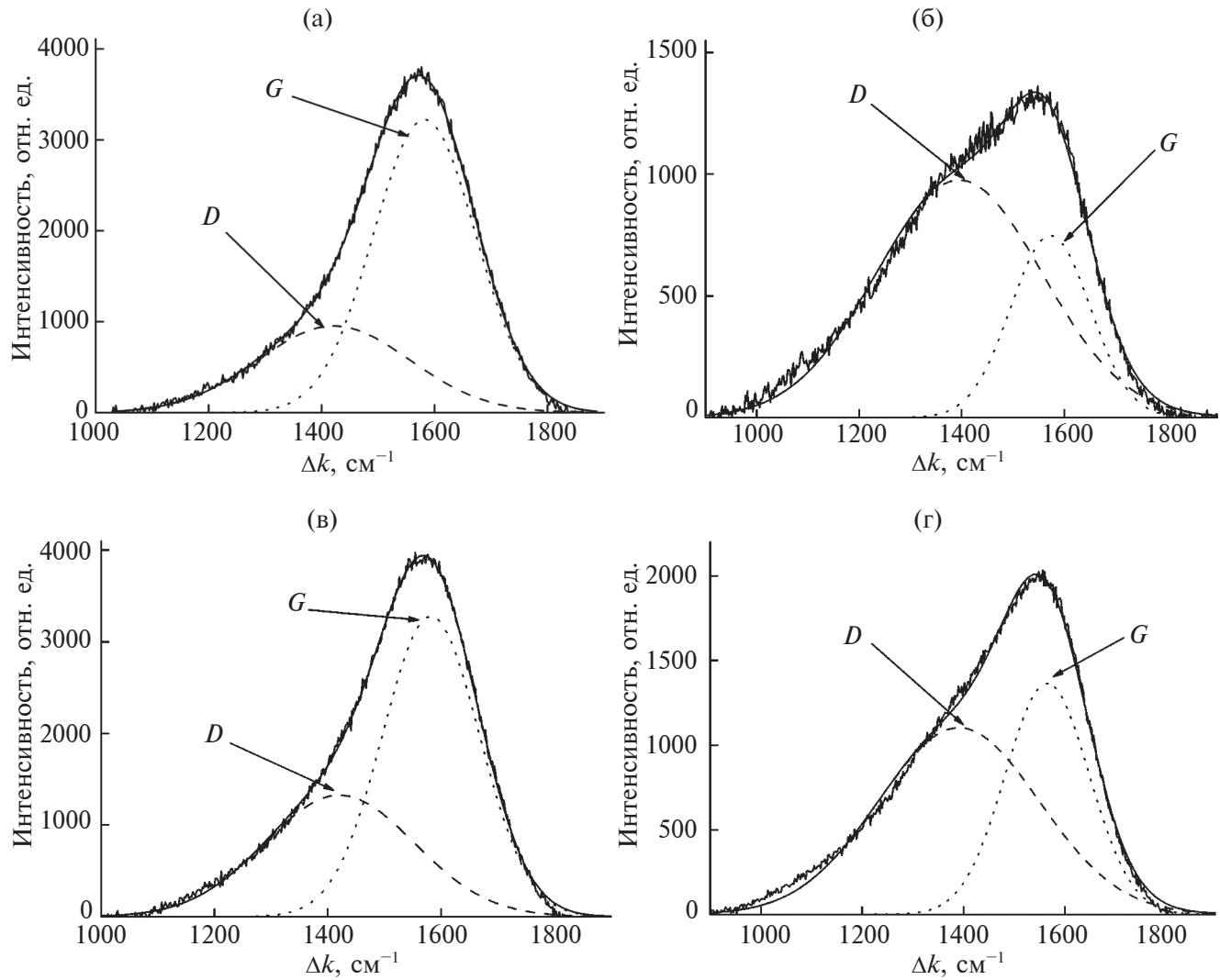


Рис. 1. Спектры комбинационного рассеяния света образцами покрытия 1–4 (а–г соответственно).

Таблица 2. Параметры пиков *D* и *G* и корреляционная длина L_a для образцов 1–4 и контактного пятна на контртеле (образец 5); FWHM(*G*) – полная ширина пика *G* на половине высоты максимума

Образец	$I(D)$	$I(G)$	Положение G , см^{-1}	FWHM(G), см^{-1}	$I(D)/I(G)$	L_a , нм
1	935	3209	1581	217	0.30	0.9
2	975	748	1573	183	1.30	1.8
3	1326	3275	1582	201	0.40	1.0
4	1104	1565	1565	195	0.81	1.5
5	108	101	1586	92	1.10	1.7

похожа на алмазоподобную (полная ширина на половине высоты максимума пика $G > 200 \text{ см}^{-1}$ с $L_a \sim 1 \text{ нм}$) [22], а облучение высокоэнергетическими ионами (образцы 2 и 4) в тех же условиях приводит к нанокомпозитной структуре с размером $L_a \sim 2 \text{ нм}$. Тем не менее, положение пика G для всех образцов (от 1565 до 1582 см^{-1}) указывает

на формирование во всех случаях нанокристаллов графита [22].

В табл. 3 приведены результаты индентирования полученных покрытий. Наивысшая твердость $H_{IT} > 52 \text{ ГПа}$ и самое высокое отношение твердости к модулю Юнга H/E характеризуют образец, осажденный при $T_s = 200^\circ\text{C}$. Близкими

значениями твердости (~ 50 ГПа) и соотношения H/E (0.19) обладает образец, осажденный при $T_s = 300^\circ\text{C}$. Оба этих образца сформированы только из ионов C_{60}^+ . При наличии в пучке C_{60}^{2+} и C_{60}^{3+} твердость и отношение H/E снижаются, что, вероятно, связано с повышением доли графитовой составляющей в аморфной матрице. Интересно сравнить механические свойства образцов, осажденных при 200 и 300°C . По данным [17], именно в этом интервале в присутствии C_{60}^{2+} и C_{60}^{3+} с высокой энергией формируется структура углеродного нанокompозитного покрытия и с ростом T_s до 300°C повышается содержание sp^3 -гибридизованных связей до максимума ($\sim 62\%$). Несмотря на то, что с повышением T_s , по данным комбинационного рассеяния, наблюдали рост графитовых нанокристаллов (L_a увеличивается с 1.5 до 1.8 нм), твердость покрытия повышается в 1.3 раза — до 41.6 ГПа. Таким образом, можно предположить, что повышение твердости связано с разделением sp^2 - и sp^3 -гибридизованных связей. Так как в нанокристаллах есть только sp^2 -гибридизованные связи, то при росте нанокристаллов и общем увеличении соотношения количества sp^3 -гибридизованных связей к sp^2 алмазоподобными связями насыщается аморфная матрица композита, которая и обеспечивает его высокую прочность.

Тест на трение скольжения проводили шариком диаметром 3 мм из Al_2O_3 при нормальной нагрузке 1 Н. Максимальное контактное напряжение при трибологических испытаниях по урав-

нению Герца [20] составляло примерно 1 ГПа. Сверхтвердые покрытия, сформированные только из ионов C_{60}^+ (образцы 1 и 3), имея сходную структуру, демонстрируют близкий коэффициент трения $\mu \approx 0.1$.

Присутствие ионов с высокой энергией (образцы 2 и 4) приводит к существенному различию трибологических характеристик покрытий, осажденных при 300 и 200°C . Образец 2, у которого, по-видимому, завершилось формирование композитной структуры [17] и произошло почти полное разделение sp^2 - и sp^3 -гибридизованных связей, обладает самым низким коэффициентом трения (0.05). Покрытие, осажденное при $T_s = 200^\circ\text{C}$ (образец 4), где, по данным [17], только началось формирование графитовых нанокристаллов и матрица насыщена sp^2 -гибридизованными связями, характеризуется высоким значением $\mu = 0.17$. Тем не менее, у него наблюдали самое низкое значение приведенного износа (1.50×10^{-8} мм³/Н·м). Следует отметить, что все образцы покрытий демонстрируют высокие показатели износостойкости [23]. Приведенный износ исследованных покрытий и значения их коэффициента трения μ даны в табл. 4.

После трибологических испытаний образцов 2–4 обнаружены две узкие трещины по краям бороздки износа глубиной не более 20 нм (рис. 2). Образование трещин может быть вызвано взаимодействием напряжений в покрытии и циклических упругих деформаций, возникающих при движении контртела под нагрузкой. С другой стороны, образование неглубокой трещины вдоль

Таблица 3. Характеристики индентирования покрытий

Образец	Характеристики индентирования			
	H_{IT} , ГПа	E_{IT} , ГПа	H/E	η_{IT}
1	52.1	255.2	0.20	86
2	41.6	251.0	0.17	81
3	50.4	264.7	0.19	85
4	31.6	205.7	0.16	76

Таблица 4. Трибологические свойства покрытий

Образец	Коэффициент трения μ	Максимальная глубина бороздки, нм	Приведенный износ, 10^{-8} мм ³ /Н·м	
			образца	контртела
1	0.10	20	6.13	1.17
2	0.05	172	14.5	1.68
3	0.11	80	6.63	2.65
4	0.17	16	1.50	0.83

дорожки износа не вызвало разрушения, характерного для алмазоподобных покрытий, в виде потери устойчивости [25]. Это говорит о высокой адгезии между покрытием и подложкой. Условия и причины появления нанотрещины вдоль бороздки износа требуют дальнейшего изучения, в частности, необходимо выяснить профиль и величины внутренних напряжений как в покрытии, так и в подложке после осаждения углеродных покрытий из пучка ускоренных ионов C_{60} .

Рассмотрим более подробно возможные механизмы уменьшения μ в покрытиях со структурой углеродного нанокompозита. Основным отличием образца 2 от остальных образцов серии является формирование относительно крупных графитовых нанокристаллов с диаметром $L_a \sim 1.8$ нм. На рис. 2 приведена зависимость коэффициента трения скольжения покрытий от числа циклов. На начальном участке испытаний (порядка 100 циклов) происходит уменьшение μ от 0.09 до 0.05. Мы предположили, что на этом участке на поверхности контртела происходит образование трибопленки, связанной с разрушением графитовых нанокристаллов. Затем графитовая трибопленка служит твердой смазкой, уменьшая коэффициент трения до рекордно низкого значения 0.05. На рис. 3. представлено оптическое изображение поверхности контртела (шарик из Al_2O_3) и спектр комбинационного рассеяния света на трибопленке, сформировавшейся на его поверхности. Аппроксимация спектра функцией Гаусса позволила выделить D - и G -компоненты углеродной части

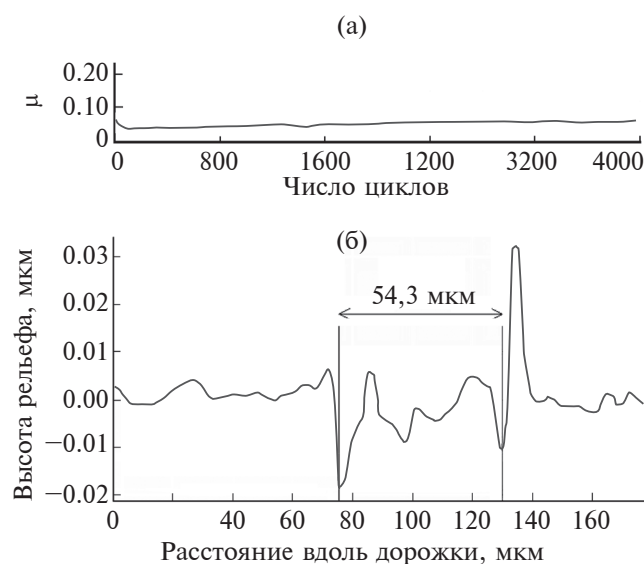


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения скольжения покрытий от числа циклов при трибологических испытаниях образца 2 (а) и профиль дорожки трения после испытаний (б).

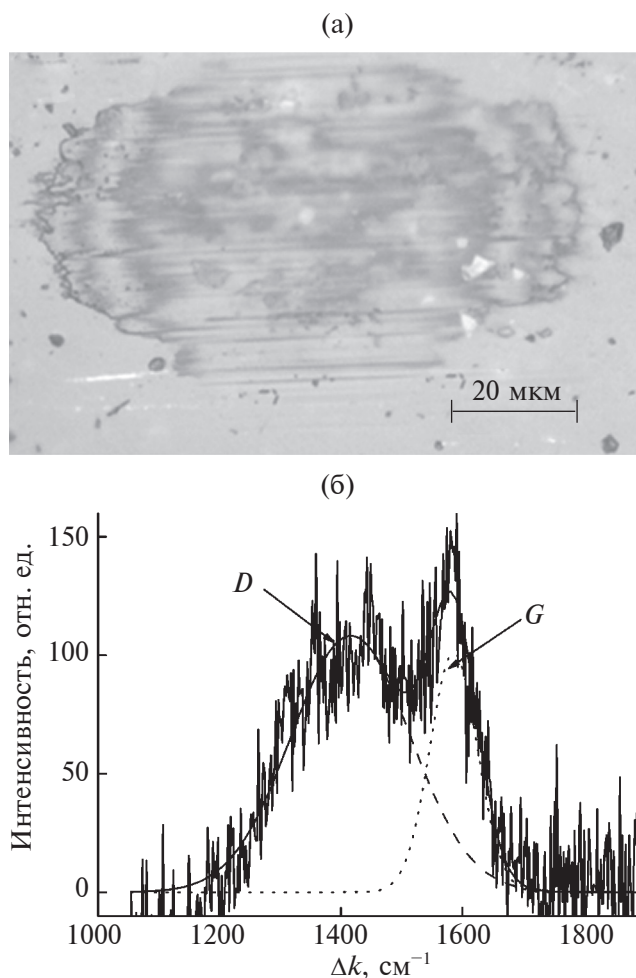


Рис. 3. Оптическое изображение контактного пятна, образовавшегося на поверхности контртела в процессе испытания образца 2 на трение (а). Деконволюция углеродной части спектра комбинационного рассеяния света, снятого с области трения контртела (б).

спектра. Сдвиг пика G до 1586 см^{-1} и ширина 92 см^{-1} на спектре комбинационного рассеяния трибопленки (рис. 3) соответствуют нанографиту [22]. Таким образом, трибопленка может работать как твердая графитоподобная смазка, тем самым существенно снижая коэффициент трения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На полированные Si подложки из пучка ускоренных ионов C_{60} осаждены углеродные покрытия. Методами комбинационного рассеяния света исследована их структура, а также проведены трибологические и механические испытания покрытий. Покрытия, сформированные только из ионов C_{60}^+ с энергией 7 кэВ, имеют структуру, в которой присутствуют нановключения (~ 1 нм) углерода со sp^2 -гибридизованными связями, и обладают высокой твердостью (свыше 50 ГПа),

высоким соотношением H/E (~ 0.2) и близкими трибологическими свойствами ($\mu \sim 0.1$).

Присутствие в ионном пучке ионов C_{60}^{2+} и C_{60}^{3+} с удвоенной и утроенной энергией приводит к формированию твердых углеродных наноконкомпозитных покрытий с размерами нанокристаллов графита 1.5 и 1.8 нм при $T_s = 200$ и 300°C соответственно. Покрытие, осажденное при $T_s = 300^\circ\text{C}$, обладает самым низким коэффициентом трения ($\mu = 0.054$). В случае этого покрытия обнаружено формирование трибопленки на контртеле в области контакта. Трибопленка по данным комбинационного рассеяния имеет графитовую структуру и, таким образом, трение происходит в паре углеродный наноконкомпозит–нанографит, чем и обусловлено низкое значение μ . Вся серия покрытий, исследованных в работе, имеет малое значение приведенного износа (в пределах от 1.5 до 14.5×10^{-8} $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$), что, наряду с низким коэффициентом трения, делает их привлекательными для трибологических применений.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена по теме Государственного задания, № государственной регистрации 124013000692-4 (ФИЦ ПХФ и МХ РАН) и Государственного задания 075-00320-24-00 (ИМЕТ РАН).

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Singh H., Ramirez G., Eryilmaz O., Greco A., Doll G., Erdemir A. // Tribology International. 2016. V. 98. P. 172. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.02.008>
2. Su Y., Cai L., Huang W., Zhang T., Yu W., Zhang P., Hu R. Gong X. // Vacuum. 2022. V. 198. P. 110920. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110920>
3. Mutyal K.C., Singh H., Evans R.D., Doll G.L. // Surf. Coat. Technol. 2015. V. 284. P. 302. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.075>
4. Bhat A., Budholiya S., Aravind Raj S., Sultan M.T.H., Hui D., Md Shah A.U., Safri S.N.A. // Nanotechnol. Rev. 2021. V. 10. № 1. P. 237. <https://doi.org/10.1515/ntrev-2021-0018>
5. Sánchez-López J.C., Martínez-Martínez D., López-Cartes C., Fernández A. // Surf. Coat. Technol. 2008. V. 202. № 16. P. 4011. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.02.012>
6. Schultrich B. Tetrahedrally Bonded Amorphous Carbon Films I: Basics, Structure and Preparation. Springer, 2018. V. 263.
7. Shi B., Wu Y., Liu Y., Wang L., Gao J., Hei H., Zheng K. YuS. // Mater. Sci. Technol. 2022. V. 38. № 15. P. 1151. <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2074124>
8. Charitidis C.A. // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. 2010. V. 28. № 1. P. 51. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2009.08.003>
9. Zhang L., Wang F., Qiang L., Gao K., Zhang B., Zhang J. // RSC Adv. 2015. V. 5. № 13. P. 9635. <https://doi.org/10.1039/C4RA14078H>
10. Liu L., Tang W., Ruan Q., Wu Z., Yang C., Cui S., Ma Z., Fu R.K.Y., Tian X., Wang R., Wu Z., Chu P.K. // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 404. P. 126468. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126468>
11. He D., Shang L., Li W., Cheng B., Zhai H., Zhang X., Lu Z., Zhang, G. // Mater. Design. 2023. V. 226. P. 111640. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111640>
12. Santiago J.A., Fernández-Martínez I., Sánchez-López J.C., Rojas T.C., Wennberg A., Bellido-González V., Molina-Aldareguia J.M., Monclús M.A., González-Arrabal R. // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 382. P. 124899. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.124899>
13. Murugan V.S., Madhu S. // Silicon. 2022. V. 14. № 11. P. 6053. <https://doi.org/10.1007/s12633-021-01375-y>
14. Tyagi A., Walia R.S., Murtaza Q., Pandey S.M., Tyagi P.K., Bajaj B. // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. 2019. V. 78. P. 107. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2018.09.006>
15. Zhai W., Srikanth N., Kong L.B., Zhou K. // Carbon. 2017. V. 119. P. 150. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.04.027>
16. Penkov O.V., Pukha V.E., Zubarev E.N., Yoo S.S., Kim D.E. // Tribol. Int. 2013. V. 60. P. 127. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.11.011>
17. Бельмесов А.А., Нечаев Г.В., Пуха В.Е. Кабачков Е.Н., Ходос И.И., Карасев П.А. // Поверхность. Рентген, синхротрон и нейтрон. исслед. 2022. № 4. С. 3. <https://doi.org/10.31857/S1028096022040021>
18. Малеев М.В., Зубарев Е.Н., Пуха В.Е., Дроздов А.Н., Вус А.С. // Металлофизика и новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 6. С. 777. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/112255>
19. Петржик М.И., Левашов Е.А. // Кристаллография. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002.
20. Johnson K.L. Contact Mechanics. Cambridge University Press: Cambridge, 1985.
21. Хрущов М.М., Бабищев М.А. Исследования изнашивания металлов. М.: Изд-во Акад. наук СССР, 1960. 351 с.
22. Ferrari A.C., Robertson J. // Phys. Rev. B. 2000. V. 61. № 20. P. 14095. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.61.14095>
23. Ferrari A.C. // Surf. Coat. Technol. 2004. V. 180–181. P. 190. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.146>
24. Kataria S., Sahoo S., Barve S.A., Dash S., Patil D.S., Tyagi A.K., Arora A.K. // Solid State Commun. 2009. V. 149. Iss. 43–44. P. 1881. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2009.08.007>
25. Kolawole F.O., Kolade O.S., Bello S.A., Kolawole S.K., Ayeni A.T., Elijah T.F., Borisade S.G., Tschitschin A.P. // Int. J. Adv. Manufacturing Technol. 2023. V. 126. № 5–6. P. 2295. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11282-8>

Deposition of Wear-Resistant Nanocomposite Coatings from Accelerated C_{60} Ions

V. E. Pukha^{1, 2, *}, E. I. Drozdova³, O. P. Chernogorova³, I. N. Lukina³, M. I. Petrzhik⁴,
A. A. Belmesov¹

¹Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, 142432 Russia

²Hydrogen Energy Center, ltd., (PJSC JFC “Sistema”) Chernogolovka, 142432 Russia

³Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Moscow, 119334 Russia

⁴National University of Science and Technology MISIS, Moscow, 119049 Russia

*e-mail: pve@icp.ac.ru

Hard wear-resistant carbon coatings were deposited from accelerated C_{60} ions at temperatures of 200 and 300°C. It has been established that the mechanical properties of the coatings are determined by the substrate temperature (T_s) and the energy composition of the beam. The hardness of coatings deposited from C_{60}^+ ions with an energy of 7 keV exceeds 50 GPa and is virtually independent of T_s . The presence of C_{60}^{2+} and C_{60}^{3+} with an energy of ~14 and 21 keV, respectively, in the beam leads to a result that is not typical for carbon coatings – the hardness increases by more than 1.3 times with an increase in T_s from 200 to 300°C (from 31.6 GPa to 41.6 GPa). In this case, according to Raman spectroscopy data, the size of graphite nanocrystals in the coating increases with temperature up to almost 2 nm. Coatings obtained under conditions of irradiation with C_{60}^{2+} and C_{60}^{3+} ions are characterized by minimal wear (1.5×10^{-8} mm³/N·m, $T_s = 200^\circ\text{C}$) and minimal friction coefficient ($\mu = 0.05$ for $T_s = 300^\circ\text{C}$). We attribute the unusual dependence of hardness on T_s and the improvement in the tribological properties of coatings to the formation of a composite structure based on a diamond-like matrix and graphite nanocrystals in this range of T_s .

Keywords: accelerated C_{60} ions, superhard coatings, nanocomposites, wear resistance, friction coefficient.