

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НА ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА

© 2023 г. В. М. Авдюхина^{1,*}, М. М. Хрущов², Д. А. Суляндзига^{1,2}, И. С. Левин²

¹Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

*E-mail: vm_avdyukhina@physics.msu.ru

Поступила в редакцию 10.01.2023 г.

После доработки 15.02.2023 г.

Принята к публикации 15.02.2023 г.

Проведено комплексное исследование структурно-фазового состояния, механических и трибологических свойств покрытий из молибдена и вольфрама с углеродом, полученных реактивным магнетронным распылением в смеси ацетилен–аргон. Показано, что полученные покрытия являются алмазоподобными и имеют нанокompозитную структуру на основе металлической, карбидной фаз и гидрогенизированного аморфного углерода с близкими размерами областей когерентного рассеяния ~3–7 нм. Нанотвердость составляет 13–15 и 20–23 ГПа для покрытий, легированных молибденом и вольфрамом соответственно. Трибологические испытания показали, что исследованные покрытия могут эффективно защищать упрочненную ими стальную поверхность как в условиях сухого трения, так и при граничной смазке.

DOI: 10.31857/S0023476123700170, EDN: XCVREJ

ВВЕДЕНИЕ

Детали машин и конструкций в процессе эксплуатации подвергаются воздействию постоянно меняющихся механических нагрузок, приводящих к постепенному накоплению в материале усталостных повреждений и последующему разрушению в связи с исчерпанием ресурса. Процессы усталости возникают не только при объемном повторно-переменном деформировании элементов конструкций, но и при трении и контактном взаимодействии материалов трущихся поверхностей. Одним из способов повышения надежности и увеличения срока службы сопрягающихся элементов пар трения является модификация их поверхности путем нанесения упрочняющих покрытий. Решение этой задачи неразрывно связано со структурными исследованиями, поскольку структурно-фазовые характеристики материала покрытий определяют их физические и функциональные свойства. Среди большого количества современных методов изучения реальной структуры материалов особое место занимают рентгеноструктурные методы, позволяющие неразрушающим способом получить информацию о структуре и фазовом состоянии покрытий и их тонкой атомной структуре.

Актуальной задачей физики конденсированного состояния вещества и физического материаловедения (как ее составной части) является разработка научных основ создания функциональных покрытий для поверхностей трения, обладающих подчас парадоксальным сочетанием эксплуатационных характеристик, например высокой износостойкостью, повышенной трещиностойкостью и низким коэффициентом трения одновременно.

Известно, что твердые углеродные покрытия, получаемые плазменно-ассистированными методами вакуумного осаждения, способны увеличить работоспособность тяжело нагруженных трибосопряжений за счет образующихся в них углеродных фаз со структурой алмазоподобного углерода (*diamond-like carbon* – DLC) [1–3]. При этом высокое содержание атомов углерода в состоянии с sp^3 -связями тетраэдрического (алмазного) типа приводит к появлению покрытий, обладающих уникальными функциональными свойствами (трибологическими, оптическими, гидрофобными и др.). Существенными недостатками алмазоподобных углеродных покрытий являются высокий уровень остаточных напряжений, чувствительность к неблагоприятным воздействиям внешней среды и, как следствие,

возможная деградация свойств с течением времени [1, 2, 4]. Одним из наиболее перспективных способов уменьшить эти нежелательные явления и улучшить функциональные свойства алмазоподобных покрытий (АПП) является их легирование [5, 6]. В частности, при легировании карбидообразующими металлами возможно получение покрытий, углеродная матричная фаза которых содержит ультрадисперсные карбидные и металлические включения [7–9]. Использование в качестве карбидообразующих переходных металлов вольфрама и молибдена при легировании АПП должно способствовать высоким противоизносным и антифрикционным свойствам таких покрытий [10].

Как отмечалось ранее [6], в работах, посвященных трибологическому поведению алмазоподобных углеродных покрытий, подвергшихся легированию в процессе их получения вакуумными ионно-плазменными методами, практически отсутствуют данные о тонкой атомной структуре и фазовом составе, которые в первую очередь ответственны за физические и функциональные свойства таких покрытий. Поэтому целью настоящей работы стало изучение особенностей их структурно-фазового состояния. В качестве объекта исследования были выбраны полученные реактивным магнетронным распылением АПП, легированные молибденом и вольфрамом.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИХ ИССЛЕДОВАНИЯ

Легированные вольфрамом и молибденом металл-углеродные покрытия получали методом реактивного магнетронного распыления на установке ИВП-1. Реактивным газом-прекурсором углеродной фазы служил ацетилен, рабочим газом при распылении металлических мишеней — аргон. В качестве подложек для нанесения покрытий использовали стандартные ролики диаметром 5 мм и длиной 8 мм, изготовленные, как и другие детали подшипников качения, из стали марки ШХ-15, отличающейся высокой однородностью состава и структуры. Покрытие толщиной 3 мкм наносили на торцевую поверхность ролика, предварительно отполированную до шероховатости $R_a = 0.06$ мкм. Выбор образцов-свидетелей для комплексного исследования свойств покрытий физическими методами и образцов для трибологических испытаний осуществлялся случайным образом из партии образцов с напыленными на них покрытиями.

Данные о химическом составе покрытий, необходимые для надежного определения их фазового состава, были получены с помощью растрового электронного микроскопа “Tescan VEGA II” с приставкой для энергодисперсионного микроанализа “INCA” (Oxford Instruments) усреднении

данных, полученных в 10 точках на поверхности каждого исследуемого образца с покрытием.

Вследствие относительно небольшой (<30 мм²) “полезной” площади поверхности ролика с нанесенным на нее покрытием рентгеновские исследования структуры материала покрытия и самого ролика проводили на рентгеновском дифрактометре “Empyrean” (Malvern Panalytical) при CuK_α -излучении. Это позволило осуществить не только симметричную съемку образцов, но и дополнительно исследовать их в асимметричной геометрии под углами 1° – 2° с использованием гибридного монохроматора, чтобы исключить на дифрактограммах дифракционный вклад от подложки.

Аллотропное состояние углерода в покрытиях было изучено методом спектроскопии комбинационного рассеяния с использованием спектрометра на базе конфокального оптического микроскопа “Bruker Senterra II” (длина волны возбуждающего лазерного излучения — 532 нм).

Механические испытания с целью определения величин нанотвердости и модуля упругости полученных покрытий проводили методом измерительного наноиндентирования на приборе “Nano-hardness Tester” (CSM Instruments). Измерения методом Оливера–Фарра для покрытий каждого типа выполняли на нескольких образцах. Ввиду малой площади торца ролика усреднение результатов для каждого из исследуемых образцов проводили по четырем точкам.

Исследование трибологических характеристик проводили, согласно ГОСТ 23.221–84, на четырехшариковой машине трения “КТ-2”, на которой с помощью специально сконструированной оправки была реализована схема трения “вращающийся шарик–торцы трех роликов” [11]. Оправку в сборе помещали в масляную чашу машины “КТ-2”. Торцы исследуемых образцов-роликов приводили в соприкосновение с изнашивающим шариком, закрепленным в шпинделе машины (контртелом являлся стандартный шарик из стали ШХ-15), и нагружали узел трения заданной осевой нагрузкой. Частота вращения шпинделя составляла 1 мин^{-1} , осевая нагрузка на узел трения — 108 Н, продолжительность испытания — 60 мин. В процессе исследования измеряли момент трения, оцениваемый по углу закручивания торсионного динамометра. Результаты испытаний представляли в виде зависимости средних значений коэффициента трения, полученных по результатам трех повторных испытаний, от времени. Испытания на трение проводили как без смазочной среды, так и в условиях граничной смазки полиальфаолефиновым базовым маслом ПАО-4 с вязкостью $\nu_{100} = 4 \text{ мм}^2/\text{с}$.

Трибологические испытания АПП, легированных молибденом и вольфрамом, являются со-

ставной частью исследований в области трибологии граничной смазки твердых углеродных покрытий, легированных карбидообразующими металлами подгруппы хрома, краткое описание некоторых результатов которых приведено в [11, 12].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав и особенности структурного состояния. На рис. 1 представлены обработанные в программном комплексе “MDI Jade 6.5” экспериментальные дифрактограммы, для которых были выполнены сглаживание интенсивности, вычитание фона, проведены деконволюция и индицирование пиков. С учетом элементного анализа покрытий проводили выбор фаз из базы дифракционных данных ICDD PDF-2, которые могли присутствовать в покрытии. Далее проводили наложение на экспериментальную дифрактограмму различных штрих-рентгенограмм из картотеки PDF-2, отображающих угловые положения дифракционных пиков для какой-либо выбранной фазы. Критерием выборки фаз являлось соответствие угловых положений пиков с особенностями экспериментальной кривой. Программный комплекс позволял проводить подгонку параметров пиков для получения наилучшего результата их сходимости с дифрактограммой предполагаемой фазы. Критерием качества полученного результата являлся параметр несоответствия (R_p):

$$R_p = \frac{\sum_{i=1}^N |I_i^p - I_i^e|}{\sum_{i=1}^N I_i^p}, \quad (1)$$

где I^p и I^e — расчетная и экспериментальная интенсивности. Процедуру считали завершенной при $R_p \sim 6-8\%$, что соответствует точности определения интенсивности из рентгеновских данных. Такая точность обусловлена достаточно высоким уровнем шумов и дополнительной ошибкой, вносимой вычитанием фона и дефектной структурой покрытия.

Положение вертикальных линий на рис. 1 соответствует положению характерных для обнаруженных фаз дифракционных пиков, а их высоты — относительным интенсивностям по данным базы PDF-2.

Проведенный фазовый анализ показал, что в образце P1 (рис. 1а) присутствуют фаза чистого молибдена и карбидная фаза MoC. Поскольку глубина проникновения рентгеновских лучей в образец больше толщины покрытия, была обнаружена фаза чистого железа, соответствующая подложке. В образце P2 (рис. 1б) выявлен анало-

Таблица 1. Химический и фазовый состав исследованных покрытий

Образец	Элемент	Концентрация, ± 2 ат. %	Фаза	Доля фазы, $\pm 4\%$
P1	Mo	74	MoC	88
	C	26	Mo	12
P2	Mo	75	MoC	85
	C	25	Mo	15
P3	W	52	W ₂ C	78
	C	48	W	22
P4	W	45	W ₂ C	56
	C	55	W	44

гичный набор фаз, но в других долях, которые оценивали как отношение суммарных интегральных интенсивностей, соответствующих каждой фазе (интегральная интенсивность каждого пика получена при деконволюции), к общей интегральной интенсивности.

Образцы P3 и P4 (рис. 1в, 1г) также имеют одинаковый фазовый состав (но с разным содержанием фаз): фаза чистого вольфрама, фаза карбида вольфрама W₂C, а также фаза железа, соответствующая подложке.

Результаты фазового анализа приведены в табл. 1, из которой видно, что во всех образцах наибольшую долю в покрытии составляет карбидная фаза (от 56 до 88%).

Для всех образцов в установленных дифракционных максимумах hkl были рассчитаны D_{hkl} — размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) по формуле Селякова—Шеррера [13]:

$$D = \frac{n\lambda}{\beta \cos(\theta)}, \quad (2)$$

где λ — длина волны рентгеновского излучения, θ — угол, соответствующий дифракционному пику, β — уширение дифракционного максимума, $n = 0.9$. Уширение дифракционного максимума определяли через разность интегральных ширин экспериментального дифракционного максимума и образца эталона, поскольку профили дифракционных линий хорошо описывались функцией псевдо-Войта с преобладанием составляющей функции Лоренца. В качестве эталона использовали сертифицированный образец корунда.

Установлено, что размеры ОКР фазы MoC в образцах P1 и P2 составляют 32–35 Å, а размеры ОКР фазы W₂C в образцах P3 и P4 больше — 34–

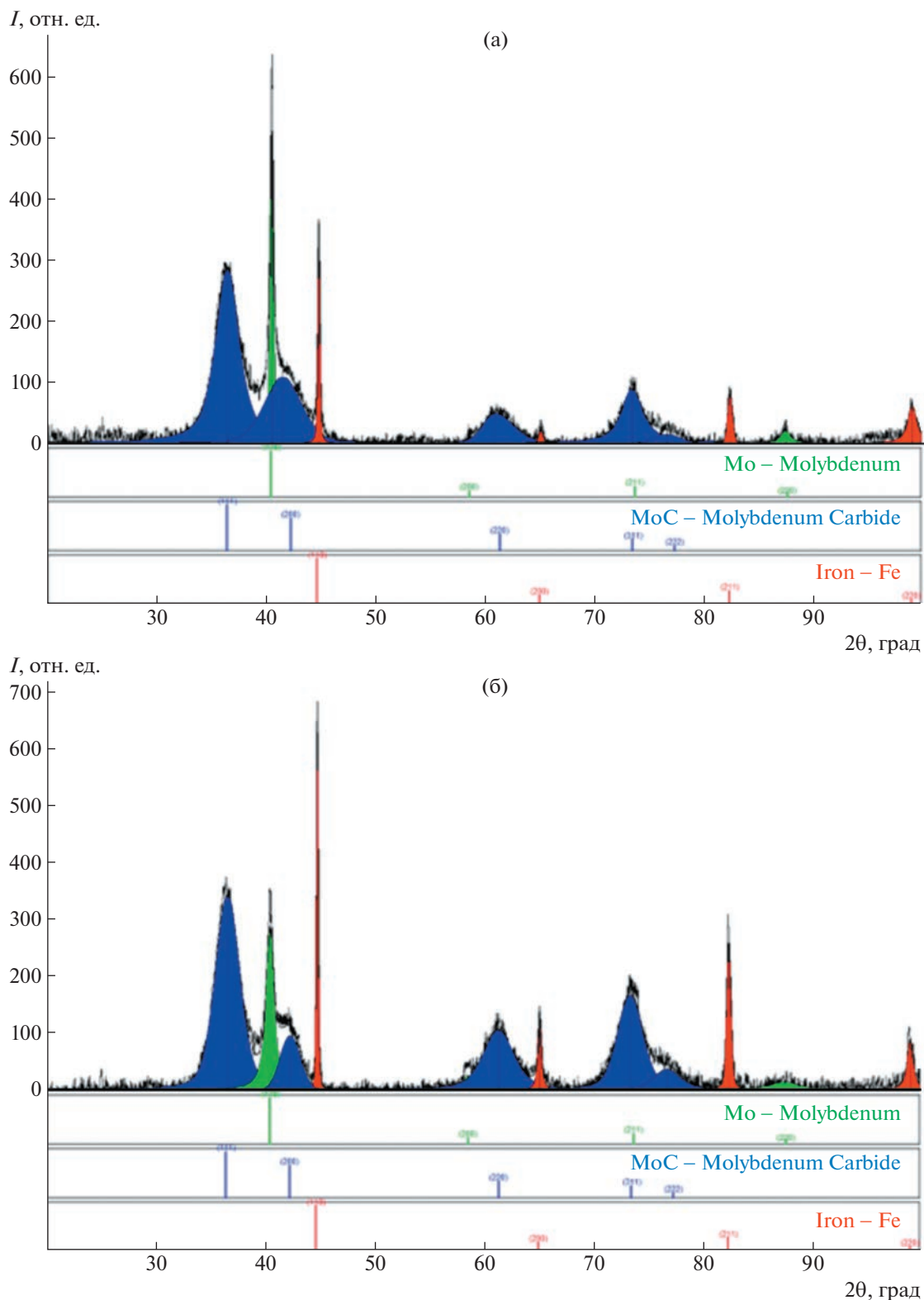


Рис. 1. Обработанные дифрактограммы покрытий, легированных молибденом: образцы P1 (а) и P2 (б), и вольфрамом: образцы P3 (в) и P4 (г).

51 Å. Следовательно, образовавшиеся карбидные фазы во всех исследованных образцах имеют высокую дисперсность зерен.

Наблюдался разброс размеров ОКР фаз чистого металла. Наибольший размер ОКР (70 Å) был обнаружен в покрытии с молибденом (P1) а наимень-

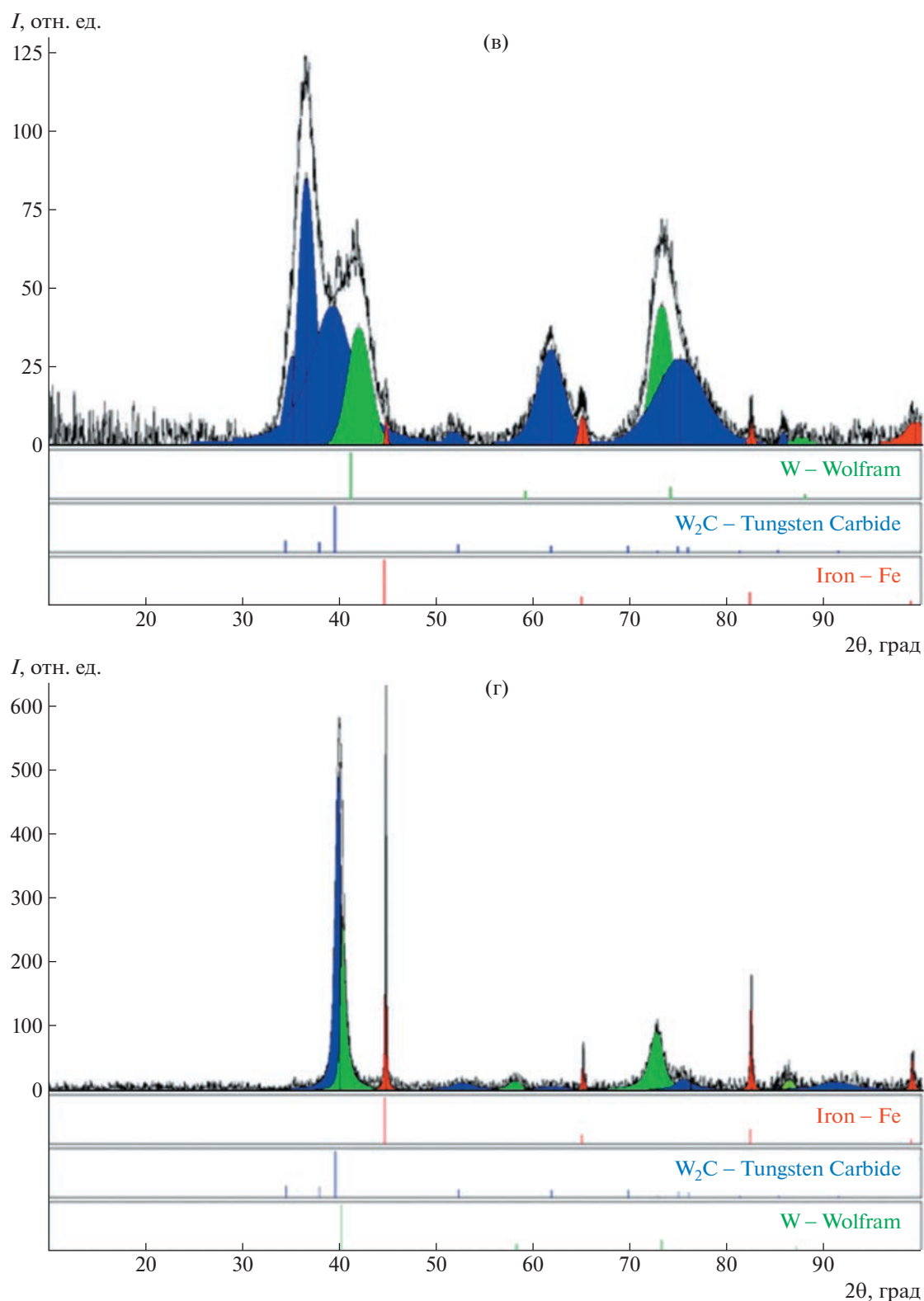


Рис. 1. Окончание

ший — в покрытии с вольфрамом (P3) — $41 \text{ \AA}$. Для всех образцов наблюдалось увеличение размеров ОКР фаз чистого металла по сравнению с карбидными фазами.

Поскольку в создании дифракционной картины участвует большое количество кристаллитов, полученную информацию о фазовом составе можно описать неким “средним размером зерна”

Таблица 2. Величины отношений интегральных интенсивностей I_{hkl}/I_{2h2k2l} фаз в исследованных покрытиях

Образец	Фаза	Индексы отражения hkl	I_{hkl}/I_{2h2k2l} , ± 0.1
P1	MoC	111	1.2
	Mo	110	0.4
P2	MoC	111	0.9
	Mo	110	0.3
P3	W ₂ C	101	11.4
	W	110	1.9
P4	W ₂ C	101	2.4
	W	110	0.8

$D_{\text{сред}} = \sum D_{hkl}/n$, где n – число наблюдаемых дифракционных линий данной фазы, характеризующее дифракционный спектр, создаваемый ею.

Известно [13], что если экспериментально измеренные интенсивности двух порядков отражения с индексами (hkl) и ($2h2k2l$) пронормировать на теоретически рассчитанные интенсивности, то при отсутствии эффектов экстинкции и дефектов I класса (точечные дефекты, кластеры и дислокационные петли малого размера, микропустоты и т.п.) $I_{hkl}/I_{2h2k2l} = 1$. При возникновении дефектов I класса это отношение становится больше единицы, поскольку происходит ослабление интенсивности отражений второго порядка. Если плотность дислокаций в дислокационных стенках уменьшается, то величина I_{hkl}/I_{2h2k2l} становится меньше единицы. Результаты соответствующих расчетов для исследованных покрытий представлены в табл. 2.

В данном случае размер блоков исключает наличие эффектов вторичной экстинкции в покрытиях, поэтому можно утверждать, что основной причиной ослабления интегральной интенсивности отражения второго порядка ($I_{hkl}/I_{2h2k2l} > 1$) будет наличие дислокационных петель или дисков второй фазы в субзернах фазы с ориентацией hkl [13]. Противоположная ситуация, когда $I_{hkl}/I_{2h2k2l} < 1$, свидетельствует об уменьшении плотности дислокаций в дислокационных стенках фазы. Из анализа табл. 2 видно, что в случае карбидных фаз молибдена и вольфрама указанное соотношение интенсивностей больше единицы, что наиболее отчетливо наблюдается для карбида вольфрама, для которого характерна гексагональная структура, тогда как карбидная фаза молибдена имеет ГЦК-решетку.

С целью дополнительной проверки предположения, приведенного выше, был проведен расчет параметров тонкой атомной структуры исследованных образцов по методу Вильямсона–Холла

[13], показавший хорошее согласие с величинами ОКР, оцененными по формуле Селякова–Шеррера для дифракционных максимумов, для которых в эксперименте наблюдали вторые порядки рентгеновских линий.

В табл. 3 представлены величины микродеформаций (ϵ), полученные методом Вильямсона–Холла. Видно, что в карбидной фазе образцов покрытий P1, P3 и P4 имеют место сжимающие напряжения. Это скорее всего можно объяснить присутствием в материале покрытия высокодефектных фаз чистого металла, имеющих преимущественную ориентацию, отличную от ориентации карбидной фазы. Заметим, что максимальные величины ϵ наблюдались в образце P3 как вдоль направления $\langle 101 \rangle$ карбидной фазы вольфрама, так и в направлении $\langle 110 \rangle$ металлической фазы, для которых экспериментальные величины соотношения для двух порядков отражений с соответствующими hkl были наибольшими, что указывало на большое количество дефектов I класса по Кривоглазу в материале этих фаз [14].

В образце P2 сжимающие микронапряжения не обнаружены (табл. 2), следовательно, сосуществующие фазы этого покрытия менее дефектны, чем аналогичные фазы покрытий P1, P3 и P4.

Спектры комбинационного рассеяния (КР) для исследованных покрытий соответствуют спектрам, характерным для неупорядоченной алмазоподобной структуры, состоящим из двух спектральных D - и G -полос, указывающих на присутствие в них локальных углеродных групп, состоящих из областей с преимущественно гексагональной (графитной) sp^2 - и тетраэдрической (алмазной) sp^3 -координацией атомов углерода (рис. 2). Интенсивный D -пик, наблюдаемый в области 1345–1358 см^{-1} , характеризует спектр колебаний атомов углерода, соответствующий структуре алмаза с sp^3 -гибридизацией [15]. Спектральная полоса в области 1560–1580 см^{-1} , связанная с G -пиком, соответствует колебаниям углерода с sp^2 -гибридизацией.

Результаты обработки D - и G -спектральных пиков КР представлены в табл. 4. Из них видно, что соотношение долей sp^3 - и sp^2 -фазы, характеризующее степень графитизации углеродной фазы, о величине которой в первом приближении можно судить по значению отношения интенсивностей I_D/I_G , во всех исследованных покрытиях находится примерно на одном уровне и, по-видимому, слабо зависит от типа легирующей добавки. Таким образом установлено, что аморфный углерод в покрытиях можно представить как неупорядоченную смесь областей sp^3 - и sp^2 -фаз.

Механические и трибологические свойства. Исследование механических характеристик покрытий показало, что покрытия, легированные воль-

Таблица 3. Величина микродеформаций ϵ , существующих в покрытиях (оценка по Вильямсону–Холлу с использованием двух порядков отражений карбидной и металлической фазы)

Фаза	Индексы отражения hkl	Образец			
		P1	P2	P3	P4
		ϵ			
MoC	111	-3×10^{-3}	5×10^{-3}		
Mo	110	-4×10^{-3}	2×10^{-2}		
W ₂ C	101			-6×10^{-2}	-4×10^{-3}
W	110			-1.4×10^{-2}	-3×10^{-3}

фрамом, обладают более высокими микромеханическими характеристиками, чем покрытия с молибденом. Для покрытий с вольфрамом величины нанотвердости и модуля упругости составляли 20.0–23.1 и 230–274 ГПа, а для покрытий с молибденом – 12.7–14.7 и 160–177 ГПа соответственно (приводимые через тире величины являются максимальным и минимальным значениями,

полученными в результате измерений, выполненных на нескольких одинаковых покрытиях).

Также было проведено сравнение трибологических характеристик стальных поверхностей роликов из ШХ-15 без покрытия и с нанесенными легированными покрытиями, испытанных в паре с ШХ-15 при использовании модельной смазки (ПАО-4) и при несмазанном контакте.

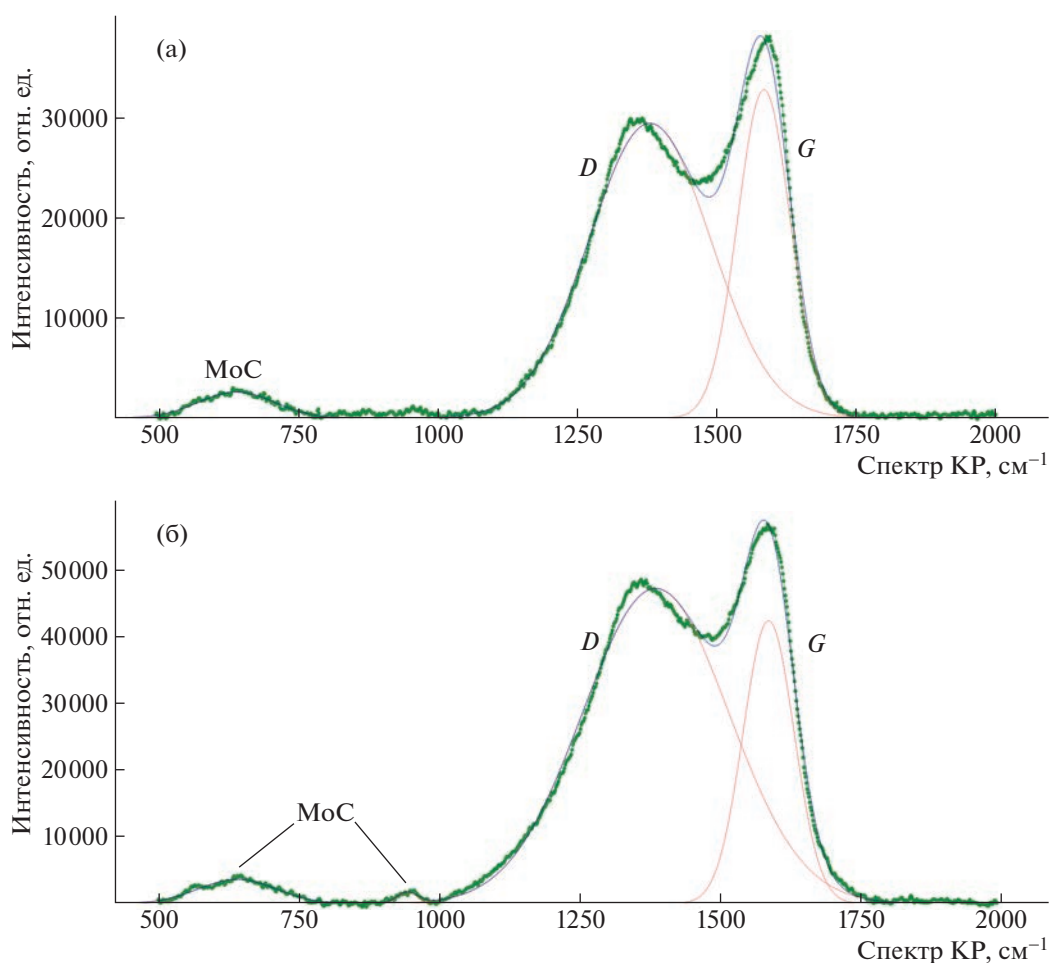


Рис. 2. Спектры КР покрытий, легированных молибденом: образцы P1 (а) и P2 (б), и вольфрамом: образцы P3 (в) и P4 (г), и их разложения.

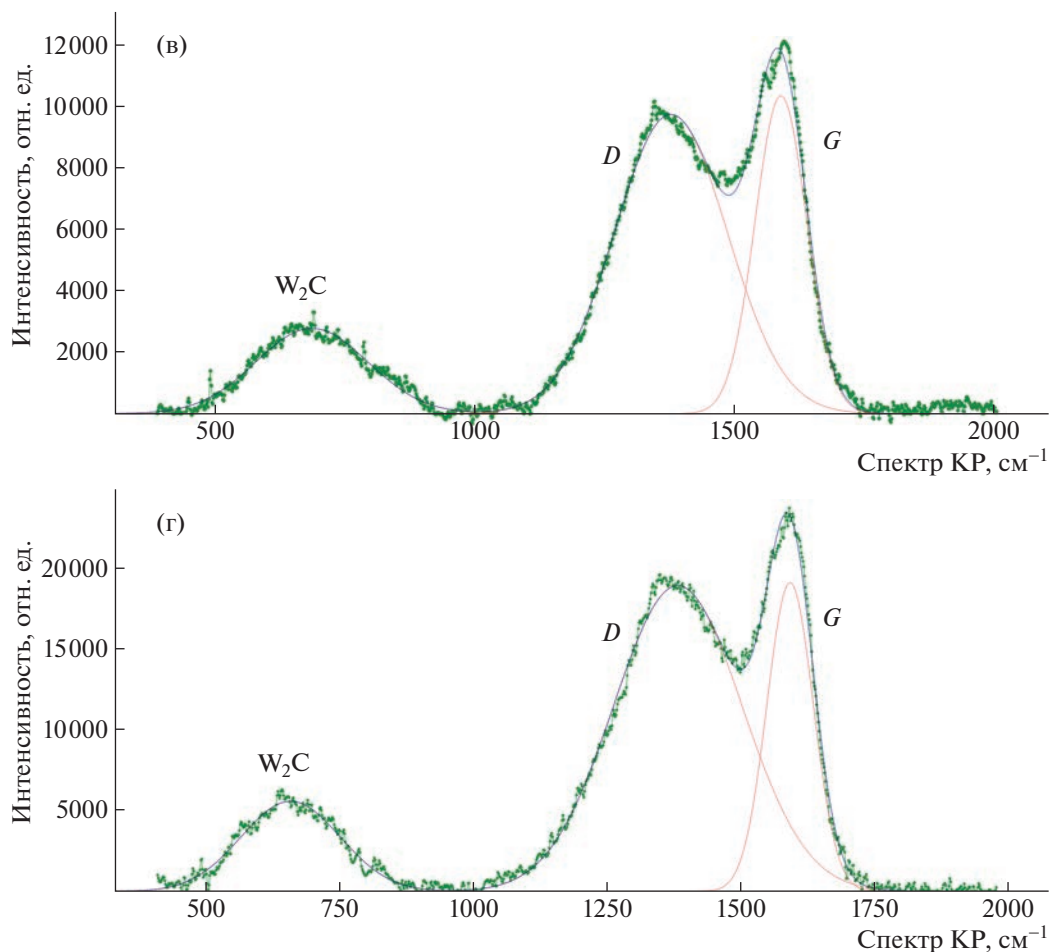


Рис. 2. Окончание

Результаты трибологического эксперимента представлены на рис. 3 в виде зависимостей коэффициента трения от числа оборотов шпинделя (поскольку скорость вращения последнего составляет 1 об./мин, фактически в эксперименте фиксировалась зависимость коэффициента трения от длительности испытаний). Приведены зависимости коэффициентов трения, полученные при испытаниях в одноименном (сталь по стали) и разноименном (сталь по стали с покрытием) со-

четании. Для сравнения наряду с данными для покрытий, легированных вольфрамом и молибденом, приведены данные для покрытий, легированных хромом [11, 12].

Полученные результаты показывают, что нанесение легированных молибденом и вольфрамом покрытий на сталь ШХ-15 приводит к тому, что установившееся значение коэффициента трения по сравнению с трением образцов ШХ-15 в одноименном сочетании без покрытия снижается вдвое, с 0.75 до 0.4. Это сопоставимо с эффектом от использования вместо соответствующих покрытий смазки ПАО-4. При этом применение таких покрытий в сочетании с ПАО-4 приводит к дальнейшему снижению установившихся значений коэффициента трения до 0.14 в случае АПП, легированных вольфрамом, и до 0.125 – при легировании молибденом.

Отметим, что коэффициент трения покрытий с ПАО-4, легированных Мо и W, ведет себя поразному. В покрытиях, легированных вольфрамом, он достаточно быстро растет с 0.12 до 0.155, держится более 30 мин на этом уровне и только

Таблица 4. Характеристики линий спектров КР углеродной фазы в исследованных покрытиях

Образец	Положение D-пика, ± 2 см ⁻¹	Положение G-пика, ± 2 см ⁻¹	<i>I_D</i> / <i>I_G</i>
P1	1379	1584	2.1
P2	1384	1585	3.2
P3	1377	1588	2.0
P4	1381	1591	2.7

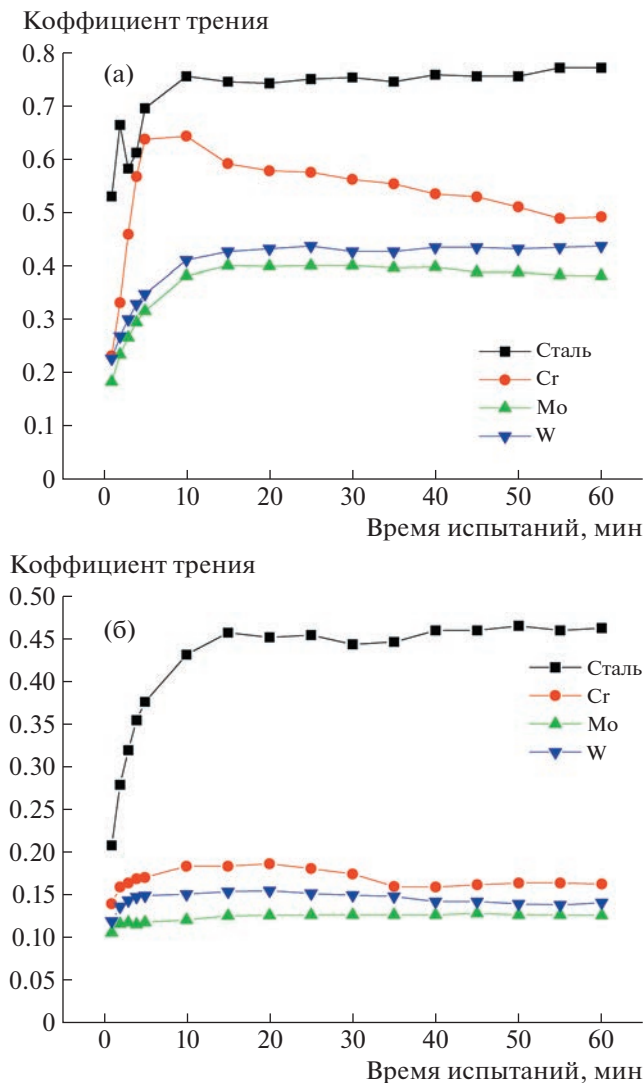


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения пар “сталь–покрытие” от времени испытаний при сухом трении (а) и со смазкой ПАО-4 (б) покрытий, легированных хромом [12], молибденом и вольфрамом.

после этого снижается до 0.14, тогда как при легировании молибденом, быстро нарастая, уже к 15-й минуте испытаний выходит на установившееся значение, равное 0.125. Данный факт указывает на то, что покрытия, легированные молибденом, прирабатываются и выходят на установившееся значение коэффициента трения значительно быстрее покрытий, легированных вольфрамом.

Сравнение с результатами испытаний ранее исследованных покрытий, легированных хромом, показывает, что при легировании молибденом и вольфрамом удастся добиться существенного снижения коэффициента трения, особенно в условиях несмазанного контакта поверхностей.

Результаты исследования износа образцов в случае сухого трения и трения со смазкой ПАО,

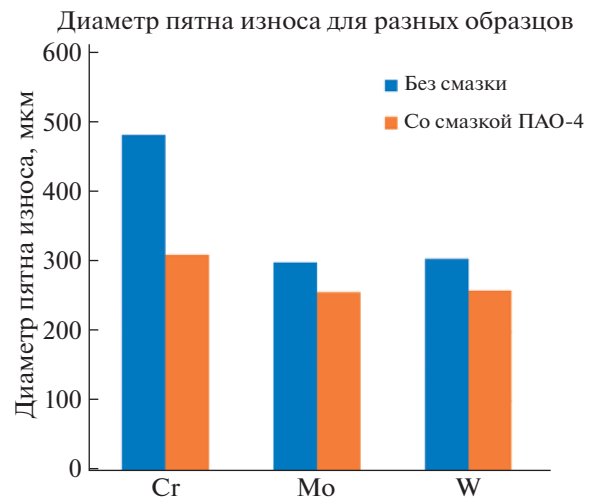


Рис. 4. Зависимость величин диаметров пятен износа, построенная по результатам трибологических испытаний алмазоподобных углеродных покрытий, легированных карбидообразующими элементами подгруппы хрома, на машине “КТ-2” в условиях сухого трения и с модельной смазкой ПАО-4 в режиме граничного трения (для хрома по данным [12]).

полученные из данных электронной и оптической микроскопии пятен износа на торцевой поверхности роликов с покрытием, приведены на рис. 4. Они подтверждают сделанные выше выводы. Видно, что в покрытиях, легированных вольфрамом и молибденом, диаметр пятна износа относительно небольшой как в случае сухого трения (~300 мкм), так и в случае трения со смазкой (~250 мкм). Для сравнения диаметр пятна износа на стальной основе при трении по стали ШХ-15 имеет гораздо большую величину (~550 мкм при сухом трении и 450 мкм — со смазкой).

В случае покрытий, легированных хромом [11, 12], диаметр пятна износа при сухом трении составляет ~500 мкм, что говорит об их низкой износостойкости в условиях несмазанного контакта. В условиях граничной смазки ПАО-4 диаметр пятна износа на поверхности этих покрытий, согласно рис. 4, меньше, примерно 300 мкм, что соответствует диаметру пятен износа, наблюдаемых у покрытий, легированных вольфрамом и молибденом, испытанных на трение без смазки.

Таким образом, полученные реактивным распылением покрытия, легированные вольфрамом и молибденом, продемонстрировали низкие значения коэффициента трения и износа как в условиях сухого трения, так и при испытаниях в условиях граничного трения с модельной смазкой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При исследовании структурно-фазового состояния покрытий молибдена и вольфрама с уг-

леродом, полученных магнетронным распылением в среде ацетилена, показано, что эти покрытия являются алмазоподобными и имеют нанокompозитную структуру на основе металлической, карбидной фаз и гидрогенизированного аморфного углерода. Размеры ОКР металлической и карбидной фаз составляют ~3–7 нм.

Значения величин микронапряжений существенно зависят от соотношения размеров ОКР в сосуществующих в покрытии фазах, их дефектной структуры и, возможно, от количества и характера пространственного распределения углеродной фазы в покрытиях.

Нанотвердость покрытий, легированных молибденом и вольфрамом, составляет 13–15 и 20–23 ГПа соответственно.

Нанесение покрытий с молибденом и вольфрамом на сталь приводит к существенному повышению антифрикционных свойств защищаемой ими стальной поверхности в условиях сухого трения в паре со сталью. Использование смазки ПАО-4 приводит к существенному, практически в 2 раза, снижению коэффициента трения таких покрытий по сравнению с их сухим трением, более значительному для покрытий, легированных молибденом.

Исследованные покрытия имеют низкий коэффициент трения, высокую работоспособность и могут быть использованы в качестве упрочняющих для поверхностей трения, работающих при высоких удельных нагрузках.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Bewilogua K., Hofmann D.* // Surf. Coat. Technol. 2014. V. 242. P. 214.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.01.031>
2. *Семенов А.П.* // Трение и износ. 2009. Т. 30. № 1. С. 83.
<https://doi.org/10.3103/S1068366609010115>
3. *Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д.* // Материаловедение. 2021. № 9. С. 3.
<https://doi.org/10.1134/S2075113322040086>
4. *Семенов А.П., Хрущов М.М.* // Трение и износ. 2010. Т. 31. № 2. С. 195.
<https://doi.org/10.3103/S106836661002008X>
5. *Sánchez-López J.C., Fernández A.* Tribology of Diamond-Like Carbon Films: Fundamentals and Applications / Eds. Donnet C., Erdemir A. New York: Springer, 2008. P. 311.
https://doi.org/10.1007/978-0-387-49891-1_12
6. *Хрущов М.М.* Современные технологии модифицирования поверхностей деталей машин / Под ред. Москвитина Г.В. М.: Ленанд, 2013. С. 78.
7. *Meng W.J., Gillispie B.A.* // J. Appl. Phys. 1998. V. 84. P. 4314.
<https://doi.org/10.1063/1.368650>
8. *Gassner G., Mayrhofer P.H., Mitterer C., Kiefer J.* // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 200. P. 1147. 2005. 02. P. 186.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat>
9. *Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. Т. 78. № 10. С. 1257.
<https://doi.org/10.3103/S1062873814100104>
10. *Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д.* // Материаловедение. 2021. № 10. С. 3.
<https://doi.org/10.1134/S2075113322040098>
11. *Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д. и др.* // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2020. Т. 21. № 12. С. 558.
<https://doi.org/10.36652/0202-3350-2020-21-12-558-563>
12. *Самусенко В.Д., Буяновский И.А., Хрущов М.М.* // Механика и трибология транспортных систем: Сб. статей междунар. науч. конф. “МехТрибоТранс-2021”, Ростов-на-Дону: Рост. гос. ун-т путей сообщения. 2021. С. 237.
<https://doi.org/10.46973/978-5-907295-52-0-2021-237>
13. *Иверонова В.И., Ревкевич Г.П.* Теория рассеяния рентгеновских лучей. 2-е изд. М.: Изд-во МГУ. 1978. 278 с.
14. *Кривоглаз М.А.* Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. М.: Наука, 1967. 336 с.
15. *Ferrari A.C., Robertson J.* // Philos. Trans. Roy. Soc. Lond. A. 2004. V. 362. P. 2477.
<https://doi.org/10.1098/rsta.2004.1452>