

Влияние легирования на структуру и особенности трибологического поведения вакуумных алмазоподобных покрытий

И. С. Левин^{1,2,a}, М. М. Хрущов², Е. А. Марченко², В. М. Авдюхина¹

¹Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет, кафедра физики твердого тела. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.

²Институт машиноведения имени А. А. Благоврахова РАН.

Россия, 101990, Москва, Малый Харитоньевский пер., д. 4.

E-mail: ^a is.levin@physics.msu.ru

Статья поступила 26.10.2015, подписана в печать 08.12.2015.

Представлены результаты исследования атомно-кристаллической структуры, фазового и химического составов алмазоподобных покрытий, полученных методами плазмохимического осаждения ($a\text{-C:H:Si}$ и $a\text{-C:H:Si:Mo}$) и магнетронного реактивного распыления ($a\text{-C:H:Cr}$). Для покрытий $a\text{-C:H:Si:Mo}$ обнаружено образование ультрадисперсных включений, имеющих состав карбидных или силицидных фаз молибдена. В покрытиях $a\text{-C:H:Cr}$ при напылении в смеси ацетилен-азот установлено формирование нанокompозитной структуры на основе хрома, а также наличие карбидных и нитридных фаз. Трибологические испытания показали, что покрытия, содержащие кремний и кремний-молибден, имеют высокий коэффициент трения и низкую фрикционно-усталостную долговечность, тогда как покрытия, содержащие хром, имеют высокие механические и трибологические характеристики, что делает их перспективными для работы при больших контактных давлениях.

Ключевые слова: алмазоподобные покрытия, аморфный углерод, вакуумное осаждение, PAPVD, PACVD, реактивное магнетронное распыление, легирование, рентгеновская дифракция, нанокompозитная структура, фазовый состав, трибологические свойства.

УДК: 621.891: 548.26. PACS: 68.55.-a, 68.60.Bs, 81.05.uj, 81.07.Bc, 81.15.lj.

Введение

Многослойные твердые покрытия, покрытия с композитной структурой, алмазоподобные углеродные покрытия и керамика на основе нитрида кремния являются перспективными материалами, способными обеспечить надежность и долговечность работы различных изделий при больших контактных давлениях при отсутствии смазки, в агрессивных средах и т. д. [1–2].

Алмазоподобные углеродные покрытия, получаемые методами вакуумного ионно-плазменного осаждения и с помощью химических газотранспортных реакций, характеризуются высокой износостойкостью и низким коэффициентом трения [3, 4], но из-за особенностей технологий их нанесения в большинстве случаев имеют небольшую толщину, что не гарантирует их долговечность.

В настоящее время ведутся активные работы по повышению износостойкости покрытий за счет их легирования металлическими и металлоидными компонентами и создания на этой основе алмазоподобных нанокompозитных структур [5]. Кроме того, современные технологии, основанные на использовании распыляемых мишеней различного состава и активных атмосфер, дают возможность получать покрытия, легированные химическими соединениями (оксидами алюминия и кремния, карбидами переходных металлов и т. д.), и покрытия с модулированной слоистой и/или сложной нанокompозитной структурой. Однако несмотря на то, что такие

работы ведутся довольно давно [1–5], остается много неучтенных факторов, влияющих на структуру и свойства вышеуказанных покрытий.

В этой связи в настоящей работе решалась задача комплексного изучения структуры легированных кремнием, кремнием-молибденом и хромом алмазоподобных покрытий и их трибологических и физико-механических характеристик при трении в условиях больших контактных давлений.

1. Методы исследования и технология получения образцов

Покрытия, легированные кремнием и кремнием-молибденом, наносились на плоские полированные подложки из жаропрочной стали марки ХН35ВТ и закаливаемой инструментальной стали 95Х18. Такие покрытия получали путем плазмохимического осаждения из паровой фазы (PACVD) по методике, описанной в [6, 7]. Нанесенные покрытия имели толщину до 1 мкм.

Образцы магнетронных покрытий, легированных хромом, наносили на сталь марки ХН35ВТ. Их получали в смеси ацетилена и азота на экспериментальной напылительной установке, оснащенной источником ионов и двумя магнетронами [8]. Покрытия этого типа имели толщину порядка 3 мкм. При их напылении для улучшения адгезии на поверхность подложки предварительно наносили хромовый подслоя толщиной 1 мкм.

При комплексном исследовании покрытий использовали рентгеноструктурный анализ, оптичес-

скую и электронную микроскопию, рентгеноспектральный микроанализ, спектроскопию комбинационного рассеяния (КР), методы микро- и наноиндентирования.

При анализе рентгенодифракционных картин от покрытий использовали методику восстановления диффузного фона, предложенную в [9]. Структурные исследования, представленные в настоящей работе, проводились на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA, оснащенный энергодисперсионным детектором Пельтье и вертикальным гониометром, с использованием $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучения.

Определение трибологических характеристик проводилось на шариковом трибометре, в котором в качестве материала контртела использовался нитрид кремния, в условиях сухого трения. База испытаний составляла 6000 циклов (длительность испытания 1 ч при частоте вращения образцов ~ 100 об/мин); интервал нормальных нагрузок составлял 0.02–0.20 Н. Максимальные контактные давления лежали в интервале 250–500 МПа.

2. Структура и свойства исследуемых материалов

2.1. Покрытия, легированные кремнием и кремнием–молибденом

Исследования структуры стальных образцов с покрытиями $a\text{-C:H:Si}$ и $a\text{-C:H:Si:Mo}$ были начаты нами в работе [10]. Результаты рентгеновского дифрактометрического исследования выявили существенное различие в структурном состоянии с однотипными пленками, описанными в [6].

По данным [6], структура покрытий $a\text{-C:H:Si}$, полученных по методике PACVD, характеризовалась наличием трех размытых дифракционных максимумов в области углов дифракции $2\theta = 17\text{--}26^\circ$, которые авторы связали с присутствием в образцах полимеризованных ароматических углеводородов. При дополнительном легировании покрытия молибденом интенсивность диффузного гало увеличивалась и появлялся размытый дифракционный максимум при углах дифракции, близких к 42° . Увеличение интенсивности диффузной составляющей было объяснено повышенным по сравнению с $a\text{-C:H:Si}$ содержанием ароматических групп в структуре аморфного покрытия, а максимум — наличием в структуре графитовых включений. Найденные в [6] особенности строения покрытий, при синтезе которых в качестве исходных веществ (прекурсоров) применялись кремнийорганические соединения, содержащие силоксановые группы, согласовывались со структурной моделью алмазоподобных наноконкомпозитов, предложенной в [11]. Согласно этой модели такой наноконкомпозит образуется путем взаимного проникновения двух пространственных аморфных структур: алмазоподобной $a\text{-C:H}$ и структуры $a\text{-Si:O}$ (аморфного кварца), практически не образующих между собой химических связей. При легировании структуры

$a\text{-C:H:Si:O}$ металлические атомы (например, Mo) будут встраиваться в существующую структуру без образования химических соединений с компонентами легируемого покрытия и присутствовать в ней в виде одиночных атомов или неупорядоченных атомных скоплений («сеток»).

При рентгенодифракционных исследованиях гидрированных аморфных углеродных покрытий $a\text{-C:H:Si}$ и $a\text{-C:H:Si:Mo}$ нами не были обнаружены в них вышеуказанные структуры. В случае $a\text{-C:H:Si}$ на рентгенограммах наблюдали монотонное изменение диффузного фона без каких-либо уширенных диффузных максимумов. Диффузный фон покрытия слабо отличался от фона подложки и не содержал дополнительных особенностей. Для покрытий, легированных кремнием и молибденом, описанное в [6] диффузное гало также не было обнаружено, но на дифрактограммах имелся широкий диффузный максимум в области углов дифракции от 20 до 45° , свидетельствующий о процессах образования ультрадисперсных кластеров (рис. 1, а). Проведенный анализ показал, что эти образования представляют собой включения карбидных или силицидных фаз молибдена, что дополнительно подтверждалось и данными о химическом составе покрытий, полученных с помощью рентгеновского микроанализа (рис. 1, б). Расчеты показали, что размер таких включений составлял несколько нанометров. Заметим, что вышеуказанный диффузный максимум наблюдался нами для всех покрытий, легированных

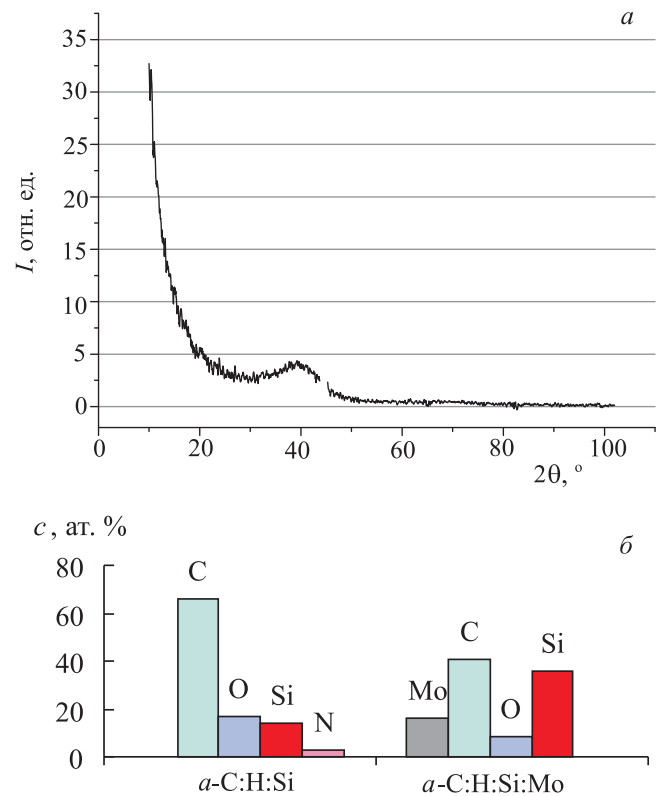


Рис. 1. Диффузный фон покрытия $a\text{-C:H:Si:Mo}$ на стали (а) и химический состав покрытий при легировании кремнием и кремнием–молибденом (б)

кремнием и молибденом, независимо от типа подложки. Наличие диффузных максимумов на рентгенограммах покрытий $a\text{-C:H:Si:Mo}$ надежно свидетельствует о том, что уже на стадии их синтеза молибден вступает в химическое взаимодействие с углеродом и/или кремнием.

Проведенный спектральный анализ показал, что помимо значительного количества кремния и углерода в этих покрытиях содержался кислород в концентрациях 8–17 ат.%, что вполне ожидаемо, так как при синтезе покрытий использовали кремнеорганику. Кроме того, введение в покрытия молибдена (рис. 1, б) приводило к значительному (на треть) уменьшению содержания углерода и увеличению доли кремния (рост составлял порядка 20 ат.%).

На основе вышесказанного можно сделать вывод, что, в отличие от модельной структуры, описанной в [11], в реальных покрытиях $a\text{-C:H:Si:Mo}$ могут присутствовать карбидные и силицидные фазы молибдена. Стоит однако заметить, что вопрос об особенностях тонкой атомной структуры покрытий $a\text{-C:H:Si}$ является более сложным, поскольку в литературе отсутствуют надежные рентгеновские данные о наличии в них ультрадисперсных включений SiO_x , а данные, полученные на основе анализа темнопольных электронно-микроскопических изображений (см., например, [12, 13]) и данных фотоэлектронной и ИК-спектроскопии [14, 15], неоднозначно характеризуют структуру покрытий.

2.2. Магнетронные покрытия, легированные хромом

Алмазоподобные покрытия и наноккомпозиты, содержащие хром, были исследованы в [16, 17]. Так, в [16] на основе изучения микроструктуры и трибологических свойств электронно-плазменных покрытий с хромом, полученных в углеродосодержащих активных атмосферах, нами было высказано предположение о возможном существовании в них областей «графитоподобного» углерода. В то же время вопросы о его возможной метастабильной структуре и о влиянии состава активной многокомпонентной атмосферы, используемой при синтезе покрытий, на их фазовый состав в этих работах детально не рассматривался. В настоящей работе они изучены на примере содержащих хром и его фазы покрытий, полученных по технологии магнетронного реактивного распыления.

На рис. 2 приведены дифрактограммы исследованных покрытий $a\text{-C:H:Cr:N}$. Для анализа их фазового состава использовали базу данных PDF-2 [18]. Ввиду значительного размытия линий в работе учитывалась возможность наложения друг на друга дифракционных максимумов от различных фаз.

Для покрытий, полученных в атмосфере чистого ацетилена, было установлено наличие в их матрице рентгеноаморфной карбидной фазы со структурой, близкой к Cr_{23}C_6 (диффузное гало на дифрактограмме), и области металлического хрома (относи-

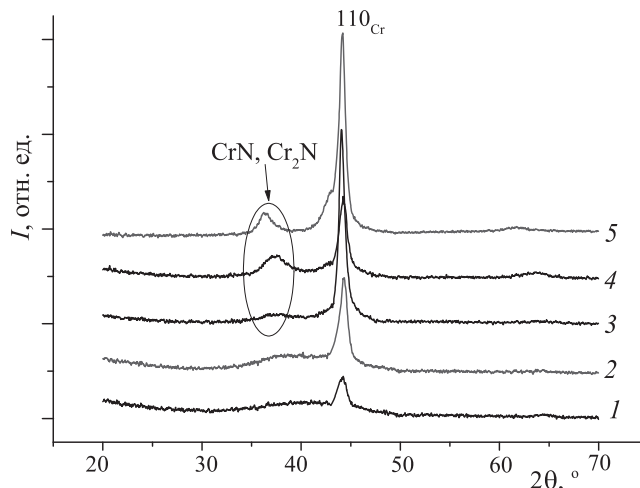


Рис. 2. Дифрактограммы легированных хромом алмазоподобных покрытий, полученных при различном содержании ацетилена в смеси ацетилен–азот: 1 — 100/0; 2 — 80/20; 3 — 60/40; 4 — 40/60; 5 — 20/80 об. %

тельно узкий диффузный пик 110_{Cr}). С ростом содержания азота в рабочей атмосфере на рентгенограммах таких покрытий наблюдали перераспределение интенсивности диффузного фона и появление новых диффузных максимумов, свидетельствующих об образовании в них карбидных и нитридных фаз хрома. Установленные данные о фазовом составе покрытий в зависимости от состава активной атмосферы, полученные в том числе с использованием данных КР-спектроскопии [19], приведены в таблице.

Из таблицы видно, что по мере уменьшения содержания ацетилена в активной атмосфере доля аморфной компоненты в исследованных покрытиях снижалась, о чем свидетельствовало уменьшение интенсивности диффузного гало (рис. 2). Также наблюдался рост степени кристалличности структуры покрытий (увеличивались размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и происходило уменьшение ширины дифракционных линий). Кроме того, наблюдался рост долей нитридных фаз хрома в исследованных образцах. Полученные результаты качественно согласовывались с данными определения химического состава покрытий, проведенного нами в [8].

На рис. 3 представлены зависимости интенсивности (I_{110}) дифракционной линии 110_{Cr} и размера ОКР от состава активной атмосферы для исследуемых образцов. Размеры ОКР (D) рассчитывались по формуле Селякова–Шеррера [8]. Погрешность в определении D составляла ± 0.5 нм.

Видно, что величина D составляет от 8 до 15 нм, причем максимальный размер D наблюдается для покрытия, синтезированного в чистом ацетилена. По мере снижения концентрации ацетилена (увеличения доли азота) в активной атмосфере ширина дифракционной линии 110_{Cr} растет, а D уменьшается. Наблюдалось также увеличение доли фазы чистого хрома, на что указывал рост величины I_{110} .

Зависимость фазового и химического состава легированных хромом покрытий $a\text{-C:H:Cr:N}$, полученных магнетронным реактивным распылением, от соотношения объемных долей ацетилена и азота в активной атмосфере

C_2H_2/N_2	Фазовый состав	Концентрация, ат.%		
		C	N	Cr
100/0	$Cr_{23}C_6 + Cr + a\text{-C:H}$	80.4	4.3	15.0
80/20	$Cr_7C_3 + Cr + a\text{-C:H}$	64.3	8.7	26.9
60/40	$Cr_7C_3 + CrN + Cr + a\text{-C:H}$	56.1	16.4	27.2
40/60	$Cr_3C_2 + Cr_2N + Cr + a\text{-C:H}$	49.5	17.9	32.1
20/80	$Cr_3C + Cr_2N$ (искаж.) + $Cr + a\text{-C:H} + ND\text{-островки}^*$	27.4	29.3	42.8

* «ND-островки» — наноалмазная микроостровковая структура.

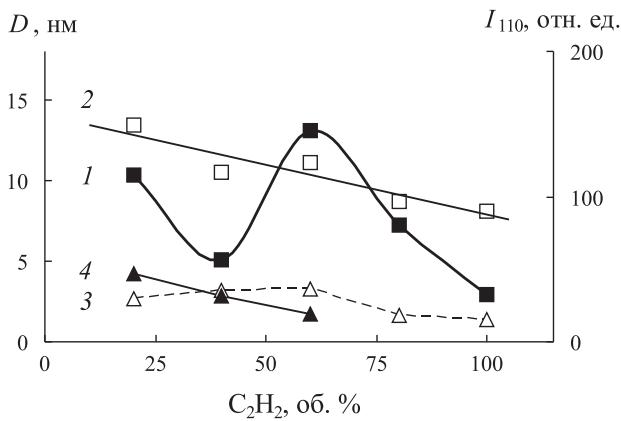


Рис. 3. Зависимости: 1 — интегральной интенсивности линии 110 хрома и размеров блоков (ОКР) D: 2 — хрома, 3 — карбидных и 4 — нитридных фаз от содержания ацетилена в активной атмосфере при синтезе покрытий

Он продолжался, пока содержание азота в активной атмосфере не достигало порядка 40 об.%. Дальнейший немонотонный ход зависимости интегральной интенсивности дифракционной линии 110_{Cr} от состава атмосферы напыления связан, скорее всего, с конкуренцией образования нитридных и карбидных фаз в покрытиях.

Таким образом, можно заключить, что проведенные рентгенодифракционные исследования подтвердили высказанное нами ранее предположение о возможности образования карбидных и нитридных фаз в этих покрытиях (см. таблицу).

Было также установлено значительное содержание углерода во всех покрытиях (от 60 до 27 ат.%). Аллотропное состояние этого гидрогенизированного углерода было изучено нами методом КР-спектроскопии. Оказалось, что спектры большинства покрытий соответствовали характерным спектрам для неупорядоченной алмазоподобной структуры [20]. Кроме того, покрытия, напыленные в смеси с 20 об.% C_2H_2 , содержали отдельные микроостровки с наноалмазной структурой [19].

Согласно проведенному выше анализу можно заключить, что полученные реактивным магнетрон-

ным распылением хрома в смеси $C_2H_2+N_2$ исследованные покрытия действительно являются алмазоподобными и для них можно ожидать высоких механических и трибологических характеристик.

3. Результаты трибологических испытаний и их обсуждение

3.1. Покрытия, легированные кремнием и кремнием–молибденом

Покрытия, легированные кремнием или кремнием с молибденом, при трении в паре с Si_3N_4 показали довольно низкую работоспособность и высокий коэффициент трения. Исключение составили покрытия $a\text{-C:H:Si}$ на подложках из стали 95X18, долговечность которых при сухом трении, несмотря на хрупкий характер разрушения [21], была более 6000 циклов и которые были работоспособны при давлениях на контакте до 400 МПа.

Полученные результаты могут быть объяснены существенным микроструктурным различием покрытий, легированных кремнием и кремнием–молибденом. Действительно, как отмечалось выше, в пленках, легированных кремнием–молибденом, наблюдалась структура, характеризующая присутствием содержащих молибден наноразмерных областей, которые представляли собой включения карбидных или силицидных фаз. В то же время в покрытиях, легированных кремнием, подобные ультрадисперсные области не формируются. Как видно из рис. 1, б, содержание углерода в $a\text{-C:H:Si:Mo}$ покрытиях примерно вдвое ниже, чем в $a\text{-C:H:Si}$. Кроме того, имеющийся в покрытии молибден, по-видимому, дополнительно связывает часть углерода при образовании карбидов. Ввиду этого доля алмазоподобной углеродной фазы в $a\text{-C:H:Si:Mo}$ будет снижена по сравнению с покрытиями, содержащими только кремний. Именно этим и можно объяснить более низкую работоспособность молибденсодержащих покрытий по сравнению с $a\text{-C:H:Si}$. На это указывает также характерный вид продуктов разрушения, наблюдаемый с помощью электронного микроскопа на дорожках трения покрытий, легированных кремнием–молибденом, представленный на рис. 4, а. Проведенный анализ их

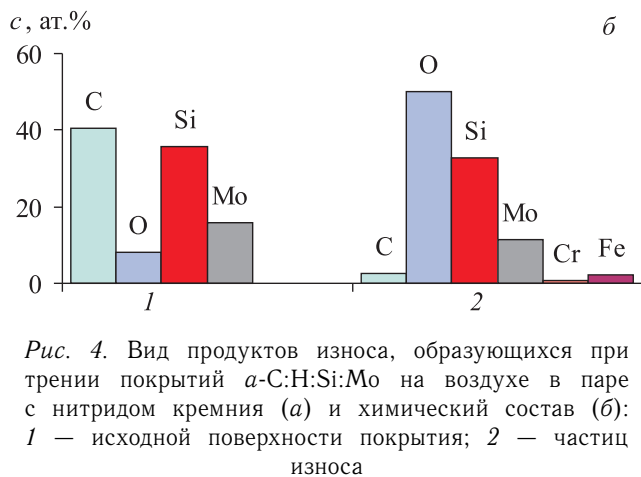
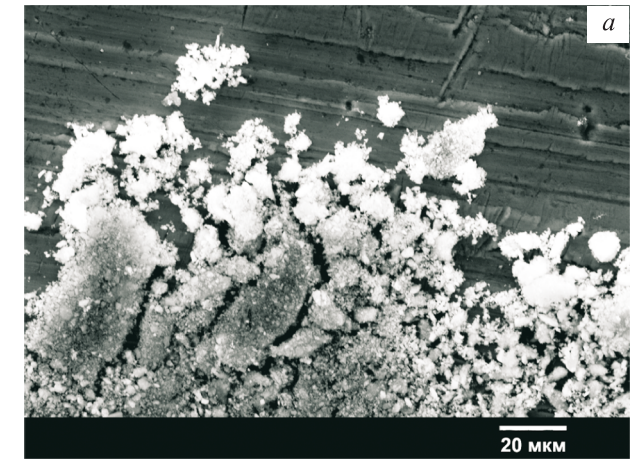


Рис. 4. Вид продуктов износа, образующихся при трении покрытий $a\text{-C:H:Si:Mo}$ на воздухе в паре с нитридом кремния (а) и химический состав (б): 1 — исходной поверхности покрытия; 2 — частиц износа

химического состава показал (рис. 4, б), что в них существенно (по сравнению с самим покрытием) повышено содержание кислорода и снижено содержание углерода, что указывает на образование в ходе трения хлопьевидных частиц с высоким содержанием SiO_2 (возможно, в форме силиказолей) и силицидов молибдена, хорошо видных на электронно-микроскопических снимках.

В то же время, как показали наши испытания, в условиях трения со смазкой вазелиновым маслом (при более легком режиме трения) работоспособность всех исследованных покрытий превышала 6000 циклов при средних значениях величины коэффициента трения (f) на уровне 0.1–0.2 (рис. 5).

Таким образом, возможные причины низкой работоспособности в условиях сухого трения покрытий $a\text{-C:H:Si}$ и особенно $a\text{-C:H:Si:Mo}$, объясняются в первую очередь их фазовым и химическим составом.

3.2. Покрытия, легированные хромом

Проведенные нами микромеханические испытания покрытий, выполненные методом наноиндентирования, показали [8], что твердость пленок $a\text{-C:H:Cr:N}$ составляет от 1000 до 3000 HV (твердость по Виккерсу) и меняется по закону, близкому к линейному, с ростом отношения объема

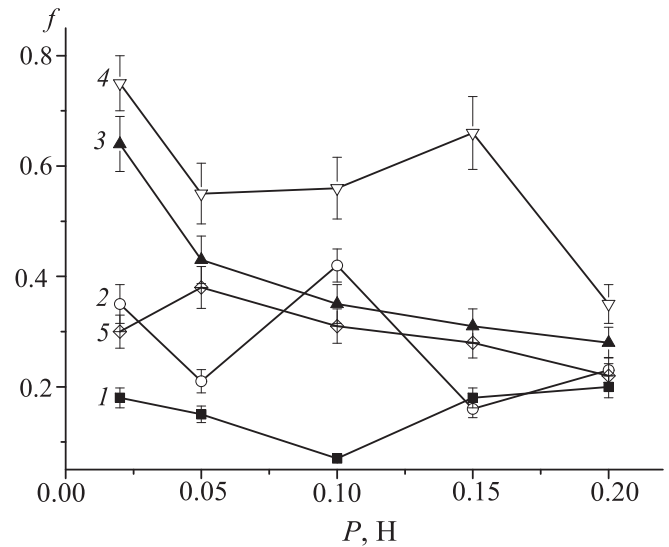


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения покрытий от нагрузки: 1 — покрытие $a\text{-C:H:Si:Mo}$ со смазкой вазелиновым маслом (ВМ); 2 — $a\text{-C:H:Si}$ со смазкой ВМ; 3 — $a\text{-C:H:Si:Mo}$ без смазки; 4 — $a\text{-C:H:Si}$ без смазки; 5 — материал подложки (95X18) без смазки

азота к объему ацетилена в активной атмосфере распыления.

Дальнейшие испытания показали, что трибограммы покрытий, легированных хромом, отличаются от трибограмм покрытий, легированных кремнием и кремнием–молибденом, значительно более низкой величиной коэффициента трения и увеличенным числом циклов до разрушения (покрытия сохраняют свою работоспособность в течение всего времени испытания). Обработанные результаты трибологических испытаний всех исследованных покрытий приведены на рис. 6. Видно, что у покрытий, нанесенных в атмосфере ацетилена, коэффициент трения оказался близок к значениям, полученным для нанокompозитных покрытий, содержащих наноструктурированный карбид Cr_3C_2 [16], но при этом изменение величины f с нагрузкой носит немонотонный характер. Действительно, для покрытий, нанесенных в чистом ацетилена, на начальном этапе наблюдается рост коэффициента трения до максимального значения при нагрузке 0.05 Н (рис. 6, а), затем он монотонно снижается до величины порядка 0.15. С увеличением количества азота в активной атмосфере коэффициент трения имеет тенденцию к понижению. При этом для покрытия, полученного в газовой смеси состава 20 об.% ацетилена и 80 об.% азота коэффициент трения остается практически неизменным (около 0.08) во всем диапазоне нагрузок. Небольшое увеличение величины f до 0.12 при $P = 0.2$ Н связано, скорее всего, с начинающимся процессом разрушения покрытия.

Результаты оценки работоспособности покрытий $a\text{-C:H:Cr:N}$ приведены на рис. 6, б. Для сравнения здесь же показаны данные для материала подложки (сталь ХН35ВТ) и инструментальной стали (ШХ15). Видно, что нанесение покрытий приводит

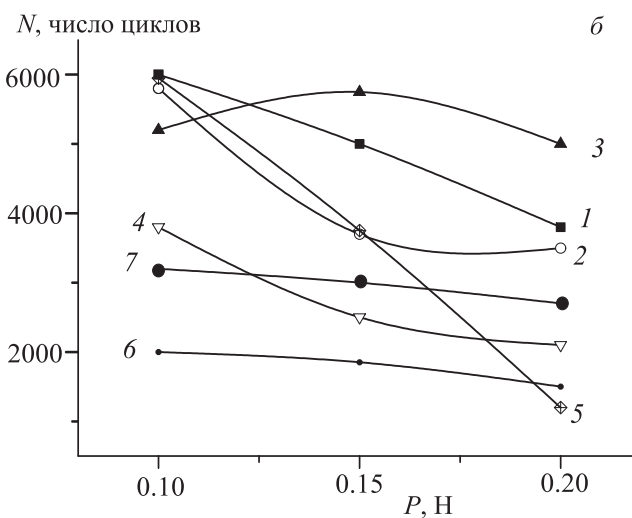
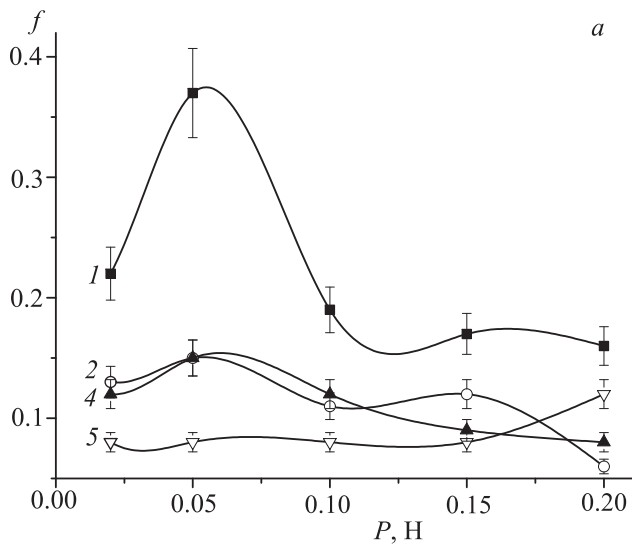


Рис. 6. Зависимость величины коэффициента трения f (а) и числа циклов N до момента ее резкого скачка (б) от приложенных нагрузок для покрытий а-С:Н:Сг, полученных в атмосферах с различным соотношением объемов C_2H_2/N_2 : 1 – 100/0; 2 – 80/20; 3 – 60/40; 4 – 40/60; 5 – 20/80 об. % и для марок сталей: 6 – ХН35ВТ; 7 – ШХ15

к значительному повышению работоспособности образцов по сравнению с образцами стали без покрытий. Единственным исключением являлось покрытие, полученное в атмосфере напыления с 20 об.% C_2H_2 . Для него при высокой контактной нагрузке (500 МПа) наблюдалось снижение числа циклов N до уровня, сопоставимого с долговечностью образцов стали ХН35ВТ. В качестве возможного объяснения можно предположить, что это связано с образованием островков с наноалмазной структурой в покрытии, которые при больших нагрузках могут выходить на поверхность (за счет износа) и повреждать ее.

Следует отметить, что в ходе испытаний максимальную работоспособность показали покрытия, наносимые при содержании в активной атмосфере 100 и 60 об.% C_2H_2 . Их долговечность при трении в условиях тяжело нагруженного несмазанного

контакта примерно вдвое выше, чем долговечность стали ШХ15.

Также было установлено, что вид дорожек трения, наблюдаемых при испытаниях покрытий а-С:Н:Сг, существенно отличается от того, который имеет место для покрытий, легированных кремнием и кремнием–молибденом. Действительно, в случае легированных хромом покрытий наблюдали гладкую поверхность дорожек трения без явных следов износа или поверхностных повреждений. Качественно это хорошо коррелирует с низкой величиной коэффициента трения и достаточно высоким числом циклов до разрушения (рис. 6). Минимальным для исследуемых покрытий коэффициентом трения обладает покрытие, синтезированное в атмосфере с соотношением содержаний C_2H_2/N_2 , равным 80/20, причем его долговечность также высока.

Заклучение

1. Показано, что характер нанокompозитной структуры и особенности фазового состава могут оказывать существенное влияние на трибологическое поведение легированных алмазоподобных углеродных покрытий.

2. Рентгенодифракционные исследования показали, что в полученных химическим осаждением из газообразных кремнийорганических прекурсоров покрытиях гидрогенизированного аморфного углерода, легированных кремнием–молибденом, существует нанокompозитная структура, характеризующаяся присутствием содержащих молибден наноразмерных областей. Последние представляют собой включения карбидных или силицидных фаз молибдена. В покрытиях, легированных кремнием, ультрадисперсные включения отсутствуют.

3. Установлено, что легированные кремнием и кремнием–молибденом алмазоподобные покрытия, исследованные в работе, независимо от их структуры, имеют высокий коэффициент трения и небольшую долговечность при высоких контактных давлениях в условиях трения без смазки в паре с керамикой из нитрида кремния. Наблюдаемая тенденция к снижению коэффициента трения с ростом контактного давления дает основание полагать, что при облегченных условиях трения (например, при меньших контактных давлениях и/или при наличии смазки) трибологические характеристики таких покрытий могут быть доведены до приемлемого уровня.

4. Установлено, что структура и свойства легированных хромом алмазоподобных покрытий зависят от состава активной атмосферы (процентного соотношения долей ацетилена и азота в ней). Эти покрытия имеют высокие механические и трибологические характеристики, которые улучшаются по мере уменьшения доли ацетилена в составе активной атмосферы за счет образования дополнительно к наноструктурированной металлической и карбидной фазе наноразмерных выделений нитрида хрома.

5. Трибологические характеристики легированных хромом алмазоподобных покрытий при одинаковых условиях испытаний существенно выше, чем у легированных кремнием и кремнием–молибденом. Они обладают низким коэффициентом трения и значительно большей долговечностью, что открывает перспективы для их применения в узлах трения, работающих при высоких контактных давлениях.

Авторы выражают благодарность Г. Г. Кирпиленко и М. В. Атаманову за нанесение алмазоподобных покрытий, исследованных в работе, и Ю. А. Тарелкину за помощь в проведении трибологических испытаний.

Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-05264).

Список литературы

1. Donnet C., Erdemir A. // *Surf. Coat. Technol.* 2004. **180-181**. P. 76.
2. Jehn H.A. // *Surf. Coat. Technol.* 2000. **131**, N 1–3. P. 433.
3. *Tribology of Diamond-Like Carbon Films. Fundamentals and Applications* / Ed. by C. Donnet and A. Erdemir. N. Y., 2008.
4. Семенов А.П. // Трение и износ. 2009. **30**, № 1. С. 83. (Semenov A.P. // *J. Frict. Wear.* 2009. **30**, N 1. P. 62.)
5. Хрущов М.М. // Современные технологии модифицирования поверхностей деталей машин / Под ред. Г. В. Москвитина. М., 2013. С. 78.
6. Kirpilenko G.G., Frolov V.D., Zavedeev E.V. et al. // *Diamond and Related Materials.* 2006. **15**. P. 1147.
7. Dmitriev V.K., Inkin V.N., Kirpilenko G.G. et al. // *Diamond and Related Materials.* 2001. **10**, N 3–7. P. 1007.
8. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. **78**, № 10. С. 1257. (Khrushchov M.M., Atamanov M.V., Marchenko E.A. et al. // *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2014. **78**, N 10. P. 1007.)
9. Хрущов М.М., Свешиников С.В. // Наноинженерия. 2012. № 8. С. 37.
10. Хрущов М.М., Марченко Е.А., Дубравина А.А., Семенов А.П. // *Физика, химия и механика трибосистем.* Иваново: Изд-во ИвГУ, 2011. Вып. 10. С. 147.
11. Dorjman V.F. // *Thin Solid Films.* 1992. **212**, N 1–2. P. 267.
12. Chen L.-Y., Hong F.C.-N. // *Diamond and Related Materials.* 2001. **10**, N 3–7. P. 1058.
13. Chen L.-Y., Hong F.C.-N. // *Appl. Phys. Letters.* 2003. **82**, N 20. P. 3526.
14. Neerincx D., Persoone P., Sercu M. et al. // *Diamond and Related Materials.* 1998. **7**, N 2–6. P. 468.
15. Randenyia L.K., Bendavid A., Martin P.J. et al. // *Diamond and Related Materials.* 2009. **18**, N 9. P. 1167.
16. Хрущов М.М., Семенов А.П. // Трение и износ. 2013. **34**. № 1. С. 72. (Khrushchov M.M., Semenov A.P. // *J. Frict. Wear.* 2013. **34**, N 1. P. 57.)
17. Gassner G., Patscheider J., Mayrhofer P.H. et al. // *J. Vac. Sci. Technol. B.* 2006. **24**, N 4. P. 1837.
18. ICDD PDF2.
19. Хрущов М.М., Марченко Е.А., Левин И.С. и др. // *Вестн. науч.-техн. развития.* 2014. № 4. С. 24.
20. Robertson J. // *Mat. Sci. Eng. R. Reports.* 2002. **37**. P. 129.
21. Хрущов М.М., Марченко Е.А. // *Вестн. Тамбовского ГУ. Сер. Естеств. и техн. науки.* 2013. **18**. № 4. С. 1813.

The effect of alloying on the structure and peculiarities of tribological behavior of vacuum-deposited diamond-like coatings

I. S. Levin^{1,2,a}, M. M. Khrushchov², E. A. Marchenko², V. M. Avdyukhina¹

¹ Department of Solid State Physics, Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, Moscow 119991, Russia.

² Blagonravov Institute of Machine Studies of the Russian Academy of Sciences, Moscow 101990, Russia. E-mail: ^a is.levin@physics.msu.ru.

In this work, we report the results of a study of the atomic and crystalline structures, phase and chemical compositions and tribological properties of DLC coatings deposited by plasma-assisted (PA) CVD (*a*-C:H:Si and *a*-C:H:Si:Mo) and magnetron reactive sputtering (*a*-C:H:Cr). The *a*-C:H:Si:Mo coatings revealed the formation of ultra-dispersed inclusions of either molybdenum carbides or silicides, whereas no such inclusions were found in the *a*-C:H:Si compound. The *a*-C:H:Cr coatings that were deposited in an acetylene–nitrogen gas mixture exhibited a nanocomposite structure composed of chromium, its carbide and nitride phases. The tribological tests showed that the DLC coatings with silicon and silicon–molybdenum have a high friction coefficient and a low working performance, while the chromium-containing coatings have high levels of their mechanical and tribological characteristics, making them promising materials for operation under high contact pressures.

Keywords: DLC coatings, amorphous carbon, PA PVD, PA CVD, reactive magnetron sputtering, alloying, X-ray diffraction, nanocomposite structure, phase composition, tribological properties.

PACS: 68.55.–a, 68.60.Bs, 81.05.uj, 81.07.Bc, 81.15.lj.

Received 26 October 2015.

English version: *Moscow University Physics Bulletin.* 2016. **71**, No. 2. Pp. 186–192.

Сведения об авторах

1. Левин Иван Сергеевич — физик; тел.: (495) 939-46-10, e-mail: is.levin@physics.msu.ru.

2. Хрущов Михаил Михайлович — канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; тел.: (495) 135-43-29, e-mail: michel_x@mail.ru.

3. Марченко Елена Алексеевна — канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник; тел.: (495) 135-21-34, e-mail: emar40@mail.ru.

4. Авдюхина Валентина Михайловна — канд. физ.-мат. наук, доцент; тел.: (495) 939-46-10, e-mail: vm_avdyukhina@physics.msu.ru.