

создания чистых помещений в соответствии с международными стандартами ИСО-14644 [10]. Фильтрация является одним из подходов, который необходим для улавливания частиц в рабочей зоне. Предлагаются фильтры второй ступени F5–F9 (EN 779), эффективность которых определяется степенью удаления частиц размером 0,4 мкм.

Также в рамках технического контроля требуется организованная естественная вентиляция с аэрацией и дефлекторами, поддающаяся регулировке. При выполнении лабораторных исследований необходимо использовать вытяжные шкафы, применять средства индивидуальной защиты (верхняя одежда, перчатки, маски).

Лечебно-профилактические мероприятия с использованием препаратов антиоксидантного ряда (витаминов С, Е и А) приводят к значительной нормализации и стабильности всей гемостатической системы в целом. У лиц, проходивших курсы антиоксидантной терапии, по сравнению с теми, кто не получал эти препараты, отмечена более низкая активность ПОЛ (переносного окисления липидов).

ВЫВОДЫ

1. Показатели механоактивации порошка оксида алюминия зависят от степени дефектности поверхности порошка, обусловленной методом его получения.

2. Разработаны корректировочные мероприятия для снижения экологических рисков и обеспечения безопасного содержания наночастиц $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в среде (воздухе) рабочей зоны.

Работа поддержана РФФИ

«Оценка потенциальных рисков воздействия нанодисперсных порошков металлических и неметаллических соединений на окружающую среду и персонал» (проект № 11-08-00374).

ЛИТЕРАТУРА

1. Белов Н. Н., Бирюков Ю. А., Росляк А. Т. и др. // Докл. Академии наук. 2004. Т. 397, № 3. С. 337.
2. Анциферов В. Н., Малинин В. И., Порозова С. Е., Крюков А. Ю. // Космический вызов века. Т. 2. Перспективные материалы и технологии: Наноконposites / Под ред. А. А. Берлина и И. Г. Оссовского. М.: ТОРУС ПРЕСС, 2005. С. 47–58.
3. Анциферова И. В., Порозова С. Е., Кульметьева В. Е., Рянов И. В. // Огнеупоры и техн. керамика. 2008. № 1. С. 29.
4. Анциферова И. В. // Там же. 2012. № 12. С. 3.
5. Oberdorster E., Zhu S., Blickey T. M. et al. // Carbon. 2006. Vol. 44. P. 1112.
6. Duffin R., Tran L., Brown D. et al. // Inhalation Toxicology. 2007. Vol. 19. P. 849.
7. Ryman-Rasmussen J. P., Riviere J., Monteiro-Riviere N. A. // Toxicology Sci. 2006. Vol. 91, № 1. P. 159.
8. Neal A. L. // Ecotoxicology. 2008. Vol. 17. P. 362.
9. Анциферова И. В. // Защита окруж. среды в нефтегаз. комплексе. 2012. Т. 14, № 2. С. 54.
10. ГОСТ ИСО 14644-1-12002. Междурядный стандарт «Чистые помещения и связанные с ними контролируемые среды».

УДК 621.793 : 620.17 : 620.18

ТВЕРДЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ $\text{TiAlSiCN}/\text{MoSeC}$ С НИЗКИМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТРЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

© 2013 г. **А. В. Бондарев, Ф. В. Кирюханцев-Корнеев, Д. В. Штанский**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

А. В. Бондарев – аспирант, инженер Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСиС–ИСМАН (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (499) 638-44-42. E-mail: abondarev88@gmail.com.

Ф. В. Кирюханцев-Корнеев – канд. техн. наук, доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) МИСиС, ст. науч. сотр. НУЦ СВС. Тел.: (495) 638-46-59. E-mail: kiruhancev-korneev@yandex.ru.

Д. В. Штанский – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры ПМиФП, гл. науч. сотр. НУЦ СВС. Тел.: (499) 236-66-29. E-mail: shtansky@shs.misis.ru.

Методом магнетронного распыления сегментных СВС- и спрессованных порошковых мишеней были получены покрытия TiAlSiCN и $\text{TiAlSiCN}/\text{MoSeC}$. Методами рентгенофазового анализа, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света, просвечивающей электронной микроскопии и оптической спектроскопии тлеющего разряда изучены структура и состав покрытий. Основу

покрытия TiAlSiCN составляла ГЦК-фаза с размером кристаллитов < 15 нм, при распылении сегментов TiAlSiCN и MoSeC в соотношении 3 : 1 происходит уменьшение размера кристаллитов, в соотношении 2 : 2 – аморфизация. Также в покрытиях TiAlSiCN/MoSeC обнаружена фаза MoSe₂. По результатам наноиндентирования твердость покрытий TiAlSiCN составляла 40 ГПа, покрытий TiAlSiCN/MoSeC – 28 и 12 ГПа при соотношениях 3 : 1 и 2 : 2 соответственно. Коэффициент трения покрытий TiAlSiCN при комнатной температуре составлял 0,75, после введения MoSeC он снижался до 0,05, также повышалась износостойкость покрытий. При трибологических испытаниях покрытий TiAlSiCN/MoSeC с непрерывным нагревом низкий коэффициент трения (< 0,1) сохранялся до 300 °С.

Ключевые слова: антифрикционные наноструктурные покрытия, магнетронное распыление, высокотемпературная трибология, высокая твердость.

TiAlSiCN and TiAlSiCN/MoSeC coatings have been produced by magnetron sputtering of segmented SHS- and compacted powdered targets. The structure and composition of the coatings have been investigated by X-ray phase analysis, X-ray photoelectron spectroscopy, Raman spectroscopy, transmission electron microscopy, and light spectroscopy. The base of TiAlSiCN coating composes of FCC-phase with crystallites of < 15 nm in size; in sputtering of TiAlSiCN and MoSeC segments in 3 : 1 ratio, decrease of crystallites size takes place and in 2 : 2 ratio does the amorphisation. MoSe₂ phase is found also in TiAlSiCN/MoSeC coatings. It follows from the results of nanoindentation that hardness of TiAlSiCN coatings is 40 GPa, TiAlSiCN/MoSeC coatings – 28 GPa and 12 GPa at 3 : 1 and 2 : 2 ratios respectively. The coefficient of friction of TiAlSiCN coatings is 0,75 at ambient temperature, after introduction of MoSeC it drops to 0,05; wear resistance of coatings raises as well. In tribological tests of TiAlSiCN/MoSeC coatings with continuous heating, low coefficient of friction (< 0,1) is unchanged up to 300 °C.

Key words: antifriction nanostructural coatings, magnetron sputtering, high-temperature tribology, high hardness.

ВВЕДЕНИЕ

Во многих механических системах материалы подвергаются одновременным трению и износу, что приводит к значительным энергетическим потерям и снижает эффективность работы машин, оборудования и инструмента. Использование жидкосмазочных материалов, особенно в жестких условиях эксплуатации (высокая температура, агрессивная среда, вакуум и т. д.), ограничено, кроме того, во многих случаях требуется уменьшить или устранить их опасное воздействие на окружающую среду. Твердые покрытия на основе карбидов, нитридов и боридов переходных металлов находят широкое применение для улучшения эксплуатационных свойств различных пар трения в механических устройствах, режущего и обрабатываемого инструмента, изделий машиностроения и медицинской техники [1]. Тем не менее эти покрытия, как правило, имеют высокий коэффициент трения, поэтому его снижение без потери твердости и износостойкости является одной из ключевых инженерно-технических задач. (К примеру, более высокие режущие свойства при фрезеровании высокохромистой стали показал режущий инструмент с покрытием с более низким коэффициентом трения при прочих сходных механических характеристиках [2].)

Одним из путей решения этой проблемы является разработка наноконпозиционных покрытий, в которых каждая структурная составляющая играет свою определенную роль. Данный подход был успешно реализован при создании самоадаптирующихся наноконпозиционных покрытий типа «хамелеон». Твердые фазы (нитриды, карбиды или бориды) обеспечивают высокую износо-

стойкость при повышенных нагрузках, а мягкая составляющая (a-C, WS₂, a-Si₃N₄, a-BN) значительно уменьшает коэффициент трения контактной пары [3]. Например, введение в состав покрытия TiCrBN фазы WSe_x позволило снизить коэффициент трения с 0,5 до 0,2–0,25 при неизменных твердости и износостойкости [4].

Ранее нами были разработаны наноконпозиционные покрытия в системе TiAlSiCN с уникальной структурой типа «гребенки», обладающие исключительно высокой термической стабильностью. Их твердость возросла с 41 до 49 ГПа после вакуумного отжига при 1000 °С, после чего уменьшалась всего до 37 ГПа после термической обработки при 1300 °С [5]. Кроме того, у покрытий данной структуры и состава был комплекс других важных характеристик, таких как высокая стойкость к циклическим и ударно-динамическим нагрузкам, износостойкость, жаро- и коррозионная стойкость [5, 6].

К наиболее известным материалам, применяемым в качестве самосмазывающейся твердой фазы, относятся графит и дихалькогениды Mo и W. Целью данной работы было получение покрытий в системе TiAlSiCN/MoSeC с высокими твердостью и износостойкостью, однако низким коэффициентом трения при комнатной и повышенной температурах.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для осаждения покрытий использовали сегменты мишеней TiAlSiCN и MoSeC. Дискровая мишень TiAlSiCN диаметром 120 мм была изготовлена методом СВС-компактирования с применением экзо-

термических смесей порошков титана, углерода, алюминия и нитрида кремния, после чего она была разрезана на 4 одинаковых сегмента методом электроэрозионной резки [7]. Сегменты MoSeC были изготовлены из смеси порошков MoSe₂ и C в соотношении 1 : 1 методом холодного прессования.

Магнетронное распыление композиционной мишени, состоящей из сегментов TiAlSiCN и MoSeC, проводили в газовой среде Ar + 15 % N₂. Расстояние между подложкой и мишенью составляло 100 мм. В качестве подложек для осаждения покрытий были использованы пластины монокристаллического кремния (100), жаропрочного никелевого сплава ХН65ВМТЮ и твердого сплава марки ВК6. Подготовка подложек включала механическую полировку (никелевый и твердый сплавы) и поверхностную очистку ионами аргона Ar⁺ в вакуумной камере непосредственно перед нанесением покрытий.

Осаждение покрытий осуществляли при следующих значениях технологических параметров процесса. При распылении мишеней на магнетрон подавалось импульсное питание с частотой 50 кГц, ток магнетрона составлял 2 А, общее давление в вакуумной камере поддерживалось на уровне 0,2 Па, напряжение смещения на подложке было –50 В, температура подложек поддерживалась постоянной в диапазоне 300–350 °С. Химический состав и профиль распределения элементов по глубине покрытий после термической обработки определяли методом оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (ОЭСТР) на установке PROFILER-2 (Horiba Jobin Yvon). Также химический состав устанавливали методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с помощью установки РН1-5500 (Physical Electronics) Морфологию покрытий изучали на сканирующем электронном микроскопе S-3400N (Hitachi). Структуру и фазовый состав покрытий исследовали методом рентгенофазового анализа (РФА) на рентгеновском дифрактометре «Bruker D8» с использованием монохроматизированно-

го CuK_α-излучения и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-200CX (JEOL). Спектры комбинационного рассеяния покрытий были получены на спектрометре LABRAM HR800 (Horiba Jobin Yvon), оборудованном лазером с длиной волны излучения 514 нм. Твердость, модуль упругости и упругое восстановление определяли с помощью нанотвердомера (CSM Instruments) по методу Оливера–Фарра [8, 9] с применением индентора Берковича. Коэффициент трения скольжения и приведенный износ покрытий измеряли посредством высокотемпературной машины трения (CSM Instruments) по схеме «шарик–диск» при нагрузке 1 Н и линейной скорости 10 см/с. В качестве контртела использовали шарики из спеченных Al₂O₃ и WC–Co диаметром 6 мм. Трибологические испытания образцов с покрытием также проводили при непрерывном нагреве со средней скоростью 18 град/мин до температуры 400 или 500 °С. Для измерения профиля дорожек износа после испытаний применяли оптический профилометр «Wyko-NT110» (Veeco).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей работе были исследованы 3 группы покрытий, полученных при распылении мишеней с различной комбинацией сегментов TiAlSiCN и MoSeC: 4 : 0, 3 : 1 и 2 : 2. Химический состав покрытий, определенный методом ОЭСТР, представлен в табл. 1. Видно, что с увеличением количества сегментов MoSeC происходит закономерное повышение абсолютных содержаний молибдена и селена в покрытии при сохранении величины их отношения друг к другу. Доля углерода во всех трех покрытиях остается постоянной, а остальных элементов (Ti, Al и N) – уменьшается по мере роста числа сегментов MoSeC. По данным ОЭСТР, все элементы, входящие в состав покрытий, распределены равномерно по толщине покрытия.

Таблица 1. Состав покрытий и режимы их осаждения

Покрытие	Доля MoSeC	t _{подг} , °С	f, кГц	Концентрация, ат.%						
				Ti	Al	Si	C	N	Mo	Se
1	0	350	50	32	15	7	20	27	0	0
2	1/4			26	8	6	21	18	12	9
3	1/2			18	6	4	19	16	20	17

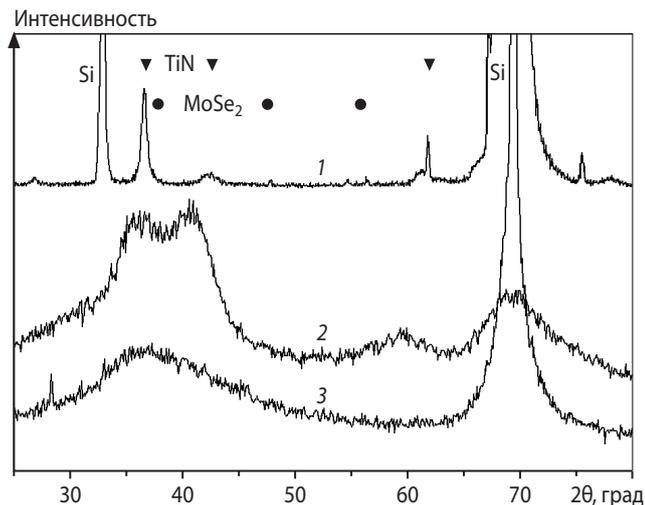


Рис. 1. Рентгенограммы покрытий 1–3

Результаты РФА покрытий TiAlSiCN и TiAlSiCN/MoSeC приведены на рис. 1. У первого на дифрактограмме отчетливо наблюдаются линии (111), (200) и (220) от ГЦК-фазы на основе (Ti, Al)(C, N).

При формировании покрытия происходит частичное замещение атомов титана на атомы алюминия в узлах металлической подрешетки ГЦК-фазы. Размер кристаллитов в покрытии TiAlSiCN, вычисленный по формуле Селякова–Шерера исходя из полуширины пиков, составляет 5–15 нм. На дифрактограмме покрытия, полученного при распылении мишени TiAlSiCN/MoSeC в соотношении сегментов 3 : 1, также присутствуют пики от ГЦК-фазы, однако отмечаются существенное уширение линий и их смещение в сторону меньших значений углов 2θ . Такое уширение линий, по-видимому, связано с уменьшением размера зерен и степени их кристалличности. Это согласуется с результатами работы [10], в которой уширение пиков объяснялось уменьшением размера зерен в

покрытии TiSiN/MoS_x при увеличении содержания молибдена до 10–14 %. Размер кристаллитов в покрытии 2, рассчитанный путем аппроксимации пиков (111) и (200), составляет порядка 2 нм. Также нельзя исключить суперпозицию пиков ГЦК-фазы с наиболее интенсивной линией от фазы MoSe₂ при $2\theta = 37,9^\circ$ [11]. На рентгенограмме покрытия 3 наблюдается только широкий максимум в диапазоне углов $2\theta = 30\div 45^\circ$, свидетельствующий об образовании аморфной структуры. Отметим, что пиков, соответствующих гексагональному или кубическому карбидам молибдена, в покрытиях 2 и 3 не обнаружено, что также согласуется с ранее полученными результатами в системе Mo–Se–C [12].

Результаты РФА полностью соотносятся с данными просвечивающей электронной микроскопии. На рис. 2 представлены электронограммы покрытий 1–3. Видно, что при повышении содержания Mo и Se (покрытие 2) происходит уширение линий ГЦК-фазы, подтверждающее уменьшение размера зерен и снижение степени кристалличности структуры. При распылении сегментной мишени с соотношением 2 : 2 результаты ПЭМ свидетельствуют о формировании преимущественно аморфной структуры покрытий.

Детальные структурные исследования покрытия TiAlSiCN выполнены в работе [5]. Показано, что столбчатые зерна основной фазы (Ti, Al)(C, N) окружены тонкими аморфными прослойками, в которых обнаруживаются связи C–N, C=C, Si–C, Si–Si и Si–N.

Для более детального изучения фазового состава покрытия 2 проведены дополнительные структурные исследования методами рамановской и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Для идентификации пиков от селенида молибдена осуществлена предварительная съемка порошка

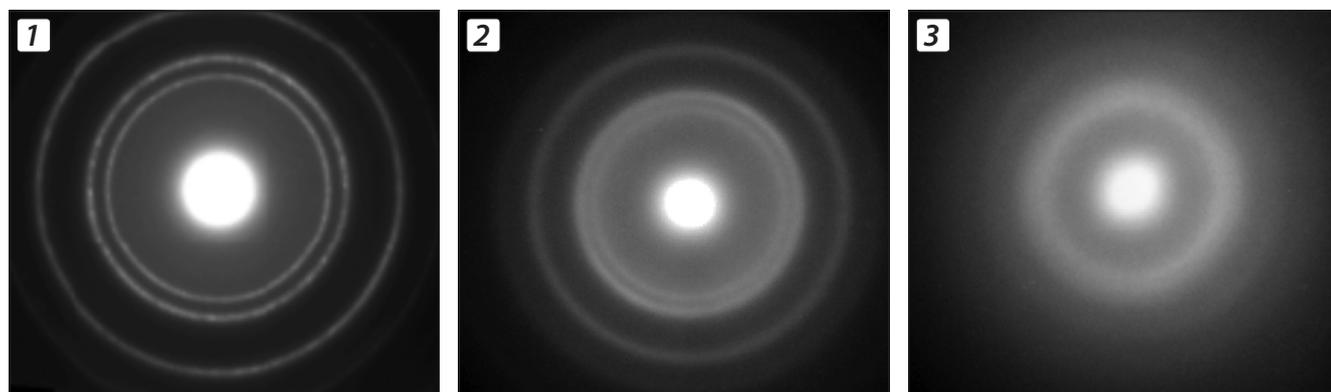


Рис. 2. Электронограммы покрытий 1–3

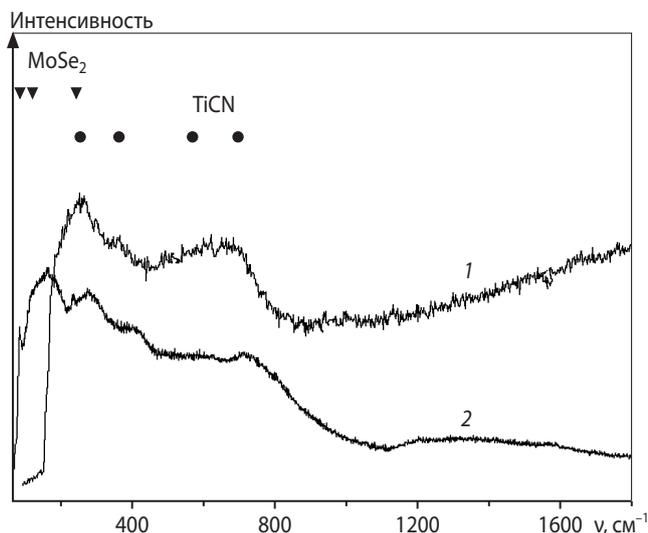


Рис. 3. Спектры комбинационного рассеяния покрытий 1 и 2

MoSe₂. Наблюдаемые пики от MoSe₂ в положениях 84, 120, 250 см⁻¹ обозначены на спектре комбинационного рассеяния (СКР), представленном на рис. 3. На СКР покрытия 1, приведенного в качестве образца сравнения, видны два широких дублета в положениях 255 (TA), 362 (LA), 568 (TO) и 697 см⁻¹ (LO), соответствующие фазе TiC_xN_y [13, 14]. В спектре покрытия 2 дополнительно появляется пик при $\nu = 100 \div 200$ см⁻¹, который, по-видимому, связан с присутствием фазы MoSe₂. Отметим, что добавление углерода в состав MoSe₂ может приводить к смещению и уширению пиков из-за частичной деградации связей [11]. Уширение спектра в области от 800 до 1000 см⁻¹ может быть обусловлено частичным окислением поверхности покрытия [15]. В области $\nu = 1100 \div 1800$ см⁻¹ на спектре покрытия 2 заметен широкий максимум низкой интенсивности, наличие которого может быть объяснено присутствием свободного углерода.

Результаты исследования покрытия 2 методом РФС свидетельствуют о наличии связи титана с азотом и углеродом. Часть кремния связана с азотом (энергия связи 101,6 эВ), а часть – находится в свободном состоянии, на что указывает наличие пика при $E_{CB} = 199,4$ эВ. Алюминий, главным об-

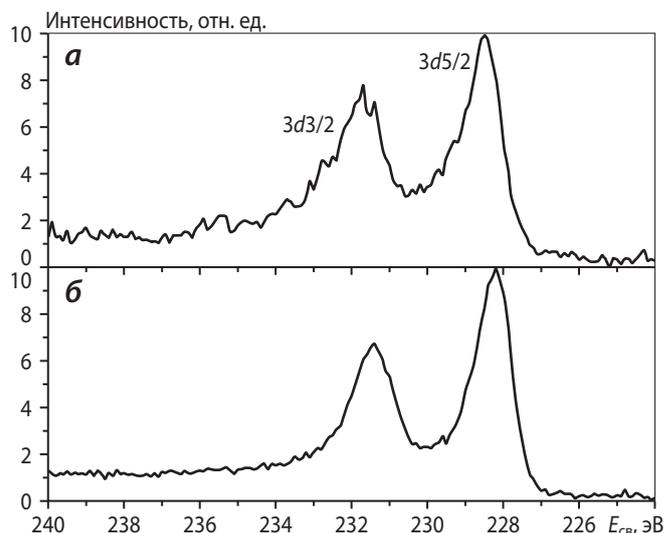


Рис. 4. Спектры Mo3d до травления (а) и после (б)

разом, связан с азотом и, частично, с углеродом и примесным кислородом. Положения пиков Mo3d при $E_{CB} = 228,5$ и 231 эВ означают, что молибден химически связан с селеном (рис. 4). Пик на спектре селена Se3d в положении $E_{CB} = 54,2$ эВ (рис. 5) соответствует фазе MoSe₂ [16, 17].

Результаты измерения механических и трибологических свойств покрытий представлены в табл. 2.

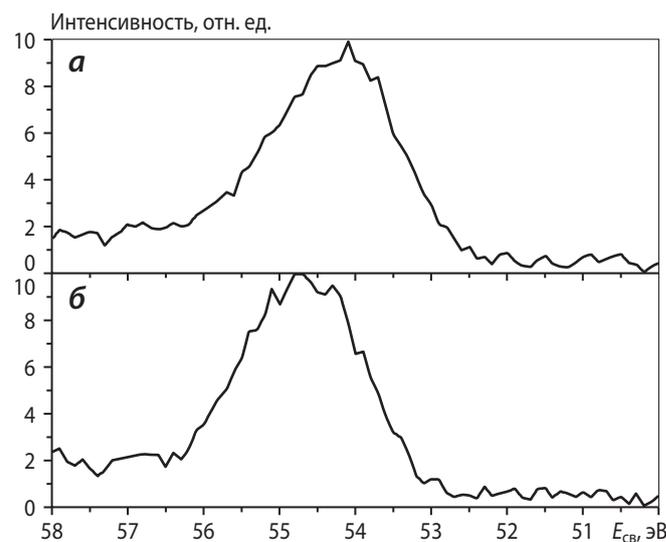


Рис. 5. Спектры Se3d до травления (а) и после (б)

Таблица 2. Механические и трибологические свойства покрытий

Покрытие	H, ГПа	E, ГПа	W, %	Приведенный износ, мм ³ /(Н·м)	
				Контртело Al ₂ O ₃	Контртело WC-Co
1	39,6±3,2	399,4±65,1	64	3,9·10 ⁻⁵	4,9·10 ⁻⁵
2	27,9±3,3	280,9±32,6	59	1,2·10 ⁻⁶	–
3	11,5±1,4	146,5±12,6	45	1,7·10 ⁻⁶	3,3·10 ⁻⁷

Покрытие TiAlSiCN имеет высокую твердость $H = 40$ ГПа и модуль упругости $E = 400$ ГПа. С ростом содержания Mo и Se твердость покрытий снижается с 40 до 28 (соотношение сегментов 3 : 1) и 12 ГПа (соотношение сегментов 2 : 2). Упругое восстановление (W) уменьшается не так резко – с 64 до 45 %, несмотря на значительное падение механических свойств при добавлении Mo, Se, C. Снижение твердости обусловлено повышением объемной доли аморфной фазы и формированием фазы $MoSe_2$ с низкими механическими свойствами. Так, известно, что твердость покрытий $MoSe_2$ составляет $\sim 0,5$ ГПа, а добавка углерода позволяет увеличить этот показатель до 4 ГПа [18].

Результаты трибологических испытаний покрытий при комнатной температуре приведены на рис. 6. Все они имели стабильно низкий коэффициент трения и короткий период приработки (< 25 м), за исключением покрытия 2, испытанного в паре с шариком из Al_2O_3 , у которого период приработки составлял 100 м, а коэффициент трения был нестабильным.

Введение Mo и Se уменьшает коэффициент трения более чем на порядок по сравнению с базовым покрытием TiAlSiCN (с 0,75 до 0,05). Важно отметить, что помимо низкого коэффициента трения покрытия TiAlSiCN/MoSeC показали более высокую износостойкость (см. табл. 2). Так, по данным оптической профилометрии (2D- и 3D-изображения профилей дорожек износа), на покрытии 2 износ фактически отсутствовал (контролю WC-Co). На поверхности покрытия наблюдается тонкий трибослой толщиной до 50 нм (рис. 7).

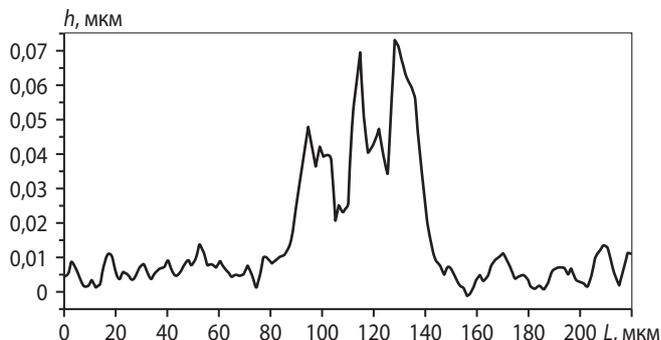


Рис. 7. 2D-профиль дорожки износа покрытия 2

Приведенный износ покрытия 3, испытанного в паре трения с шариком WC-Co, также был ниже, чем у покрытия TiAlSiCN, на 2 порядка, несмотря на наименьшую твердость. Вероятно, образующийся трибослой, содержащий фазу $MoSe_2$, играет роль твердой смазки и защищает поверхность от преждевременного износа. Износостойкость покрытий TiAlSiCN/MoSeC, испытанных в паре трения с шариком Al_2O_3 , также возрастала на порядок, однако была ниже, чем в паре трения с шариком из твердого сплава. Наилучшие трибологические характеристики покрытия 3 с рентгеноаморфной структурой можно объяснить максимальным содержанием Mo и Se. Высокие контактные напряжения Герца и локальное увеличение температуры в зоне трибоконтакта могут приводить к формированию ориентированных кристаллитов фазы селенида молибдена и, как следствие, к снижению коэффициента трения [19, 20].

Анализ литературных данных показывает, что по своим механическим и трибологическим характеристикам покрытие TiAlSiCN/MoSeC превышает ряд нанокomпозиционных покрытий, в которых в качестве твердой смазки применялись фазы WSe_2 , MoS_2 и свободный углерод. Так, с точки зрения величины коэффициента трения при комнатной температуре ($< 0,1$), покрытие TiAlSiCN/MoSeC (№ 2) превосходило покрытие TiCrBN/ WSe_2 (0,2–0,25) при сопоставимой величине твердости: 27 ГПа

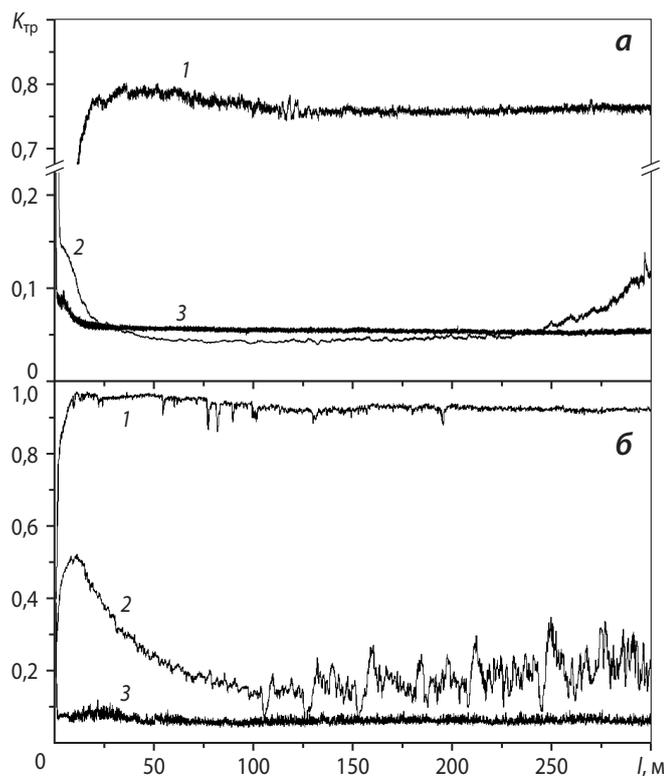


Рис. 6. Коэффициент трения покрытий 1–3 в паре с шариком WC-Co (а) и Al_2O_3 (б) в зависимости от дистанции пробега

(TiAlSiCN/MoSeC) и 30 ГПа (TiCrBN/WSe₂). [4]. Покрытия в системе TiN/MoS₂ также уступали покрытиям TiAlSiCN/MoSeC по своим механическим и трибологическим характеристикам ($H = 14 \div 20$ ГПа, $K_{тр} > 0,1$) [21]. Для покрытий TiC и TiN, содержащих свободный углерод, при $H = 8 \div 20$ ГПа коэффициент трения был в диапазоне 0,1–0,25, а приведенный износ составлял $10^{-5} - 10^{-7}$ мм³/(Н·м) [22].

Высокотемпературные трибологические испытания проводились с использованием контртела Al₂O₃, так как этот материал химически инертен и не претерпевает изменений механических свойств при повышенных температурах (рис. 8).

Было установлено, что покрытие TiAlSiCN имеет высокие значения коэффициента трения (0,75–1,1) во всем исследованном температурном интервале 25–500 °С.

Коэффициент трения покрытия 2 оставался низким до $t = 100$ °С, после чего начинал возрастать и при $t = 300 \div 400$ °С сравнивался с покрытием 1. Таким образом, температурный интервал работы покрытия 2 ограничен диапазоном 25–100 °С. Коэффициент трения покрытия 3 начинал увеличиваться только при нагреве свыше 300 °С. Отметим, что стабильно низкий коэффициент трения (~0,1) в диапазоне $t = 25 \div 300$ °С также наблюдали в покрытии TiN/MoS₂ [23]. Использование данных нанокпозиционных покрытий при повышенных температурах ограничено в связи с окислением самосмазывающихся компонентов MoS₂ и MoSe₂. Так, значения коэффициентов трения покрытий MoS₂ и MoSe₂ резко возрастали при повышении температуры выше 300 °С [24]. Применение покрытий MoSeC, обладающих невысокой твердостью (< 5 ГПа), но более низким коэффициентом трения по сравнению с TiAlSiCN/MoSeC (< 0,05), также ограничено температурой 300 °С [25].

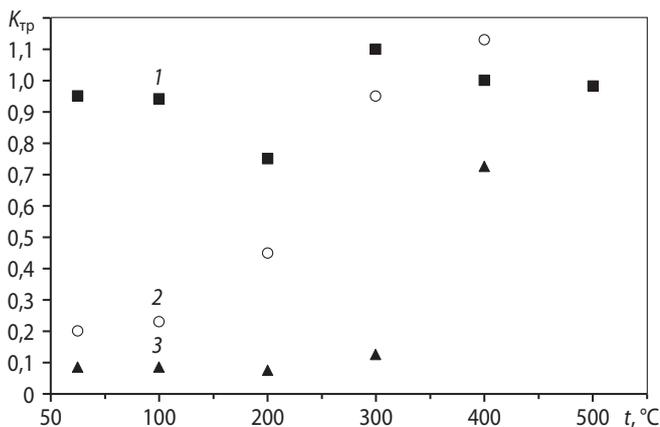


Рис. 8. Результаты трибологических испытаний покрытий 1–3 при нагреве

стью (< 5 ГПа), но более низким коэффициентом трения по сравнению с TiAlSiCN/MoSeC (< 0,05), также ограничено температурой 300 °С [25].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Покрытия TiAlSiCN/MoSeC были получены методом магнетронного распыления композиционных мишеней, состоящих из сегментов TiAlSiCN и MoSeC в соотношении 3 : 1 и 2 : 2. Добавление сегментов мишени MoSeC приводит сначала к появлению в составе покрытия TiAlSiCN дополнительных фаз, MoSe₂ и свободного углерода (соотношение сегментов 3 : 1), а потом к формированию аморфной структуры (2 : 2). При этом коэффициент трения при комнатной температуре снижался более чем на порядок по сравнению с базовым покрытием TiAlSiCN (с 0,75 до 0,05). При распылении 1 и 2 сегментов мишени MoSeC твердость покрытий TiAlSiCN/MoSeC уменьшалась с 40 ГПа (TiAlSiCN) до, соответственно, 28 и 12 ГПа. В зависимости от материала контртела значения приведенного износа покрытий TiAlSiCN/MoSeC оказались на 1–2 порядка ниже, чем у базового покрытия TiAlSiCN. Согласно результатам высокотемпературных трибологических испытаний, рабочий интервал температур нанокпозиционного покрытия TiAlSiCN/MoSeC с низким содержанием Mo и Se, при котором материал еще демонстрирует антифрикционные характеристики, составляет 25–100 °С. Увеличение содержания Mo и Se в покрытии приводит к расширению этого интервала (при сохранении низкого уровня коэффициента трения) до 300 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке
Министерства образования и науки РФ
(госконтракты 11.519.11.3001 и 14.513.11.0051).

ЛИТЕРАТУРА

1. Леваишв Е. А., Штанский Д. В. // Успехи химии. 2007. № 76 (5). С. 501.
2. Shtansky D. V., Kuptsov K. A., Kiryukhantsev-Korneev Ph. V. et al. // Surf. Coat. Technol. 2011. Vol. 205. P. 4640.
3. Muratore C., Voevodin A. A. // Annu. Rev. Mater. Res. 2009. Vol. 39. P. 297.
4. Shtansky D. V., Sheveyko A. N., Sorokin D. I. et al. // Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 202. P. 5953.

5. Shtansky D. V., Kuptsov K. A., Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Sheveiko A. N. // Ibid. 2012. Vol. 206. P. 4840.
6. Kuptsov K. A., Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Sheveiko A. N., Shtansky D. V. // Ibid. 2013. Vol. 216. P. 273.
7. Леваишов Е. А., Погочев Ю. С., Рогачев А. С. и др. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2010. № 3. С. 26.
8. Oliver W. C., Pharr G. M. // J. Mater. Res. 1992. Vol. 7. P. 1564.
9. Pharr G. // Mater. Sci. 1998. Vol. 253. P.151.
10. Ding X., Zeng X. T., Goto T. // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 198. P. 432.
11. Polcar T., Evaristo M., Stueber M., Cavaleiro A. // Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 202. P. 2418.
12. Polcar T., Cavaleiro A. // Ibid. 2011. Vol. 206. P. 686.
13. Dreiling I., Haug A., Holzschuh H., Chasse T. // Ibid. 2009. Vol. 204. P. 1008.
14. Escobar-Alarcon L., Camps E., Romero S. et al. // Appl. Phys. A. 2010. Vol. 101. P. 771.
15. Voevodin A. A., Zabinski J. S. // Wear. 2006. Vol. 61. P. 1285.
16. Fominski V. Yu., Romanov R. I., Gusarov A. V., Celis J.-P. // Surf. Coat. Technol. 2007. Vol. 201. P. 7813.
17. Mallouky A., Bernede J. C. // Thin Solid Films. 1988. Vol. 158. P. 285.
18. Polcar T., Evaristo M., Colac R. et al. // Acta Mater. 2008. Vol. 56. P. 5101.
19. Matthews D. T. A., Ocelik V., Bronsveld P. M., De Hosson J. Th. M. // Ibid. P. 1762.
20. Voevodin A. A., O'Neill J. P., Zabinski J. S. // Surf. Coat. Technol. 1999. Vol. 116. P. 36.
21. Gilmore R., Baker M. A., Gibson P. N. et al. // Ibid. 1998. Vol. 108–109. P. 345.
22. Martínez-Martínez D., López-Cardes C., Fernández A., Sánchez-López J. C. // Ibid. 2008. Vol. 203. P. 756.
23. Bae Y. W., Lee W. Y., Besmann T. M. et al. // Mater. Sci. Eng. 1996. Vol. 209. P. 372.
24. Kubart T., Polcar T., Kopecky L. et al. // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 193. P. 230.
25. Polcar T., Evaristo M., Stueber M., Cavaleiro A. // Wear. 2009. Vol. 266. P. 393.

УДК 621.791.3 : 621.793.3

ТЕРМОДИФУЗИОННОЕ МЕДНЕНИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ

© 2013 г. **Б. Н. Гузанов, Г. В. Минеев**

Российский государственный профессионально-педагогический университет (РГППУ), г. Екатеринбург
Уральский институт государственной противопожарной службы (Ури ГПС) МЧС России, г. Екатеринбург

Б. Н. Гузанов – докт. техн. наук, зав. кафедрой материаловедения, технологии контроля в машиностроении и методики профессионального обучения РГППУ (620012, г. Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11).
Тел.: (343) 327-19-64. E-mail: guzanov_bn@mail.ru.

Г. В. Минеев – ст. препод. кафедры общетехнических дисциплин Ури ГПС МЧС России (620062, г. Екатеринбург, ул. Мира, 22). E-mail: mineev_gleb@mail.ru.

Экспериментально определены оптимальные параметры термодиффузионного меднения хромоникелевых сталей в расплаве солей состава CuCl-KCl-ZnCl_2 . Толщина покрытия зависит от температурно-временного режима обработки и контролируется конкурирующими процессами растворения поверхностного слоя и встречного осаждения меди. В результате выполненных комплексных металлофизических исследований показано, что на поверхности образцов формируется медное покрытие требуемой морфологии с заданными технологическими свойствами.

Ключевые слова: термодиффузия, меднение, сталь, расплав, покрытие, химический состав.

The optimum parameters of thermal-diffusion copper plating of chromium-nickel steels in salt melt of the CuCl-KCl-ZnCl_2 composition are experimentally found. The coating thickness is dependent of temperature-time mode of processing and controlled by competing processes of dissolution of the surface layer and oncoming copper deposition. As a result of completed complex metal-physical researches it is shown that copper coating of required morphology with specified technological properties is formed on the surface of samples.

Key words: thermal diffusion, copper-plating, steel, melt, coating, chemical composition.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время во многих отраслях техники широко применение находят разнообразные и довольно ответственные изделия, получаемые соединением деталей из разнородных материалов. Для изготовления таких изделий в ряде случаев целесообразно использовать пайку, которая при соблюдении определенных условий позволяет достичь требуемых служебных свойств паяного

шва. Как показано в работах [1, 2], весьма важным здесь является формирование на одной из спаиваемых поверхностей специального технологического покрытия, по составу и свойствам аналогичного противоположной поверхности. Только в этом случае становится возможным образование непрерывной структурной связи в процессе растворения и диффузии припоя между спаиваемыми поверхностями, что способствует их надежному сцеплению при кристаллизации шва.