

Раздел второй
**ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

УДК 621.793; 620.178; 621.893

**ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА
С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ОЛОВА**

М.Ю. Газизова¹, М.Б. Иванов¹, С.В. Сергеев¹, Т.Н. Вершинина¹, В.М. Береснев²
*¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия;*

²Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина

Исследовано изменение структурно-фазового состояния покрытий в зависимости от соотношения порошков титана и олова в исходной смеси, а также от расстояния воздушно-плазменного напыления. Установлено, что увеличение расстояния приводит к формированию более однородной структуры покрытий. Фазовый состав всех покрытий представлен α -Ti, Sn и нитридом титана нестехиометрического состава: $TiN_{0,30}$ и $TiN_{0,86}$. При большом содержании олова формируется фаза Ti_2Sn_3 . Показано, что при выборе оптимальных параметров нанесения и содержания олова в покрытии можно достичь сверхнизких значений коэффициента в условиях сухого трения скольжения на воздухе – менее 0,03.

ВВЕДЕНИЕ

Интерес к созданию самосмазывающихся покрытий, не требующих дополнительного введения смазки в область фрикционного контакта, возник давно и был практически реализован на примере многокомпонентных покрытий, одновременно содержащих твердую фазу с включениями мягкой (например, Cu, In, Sn, Pb) [1–3], или за счет введения в состав покрытий слоистых твердых смазок, таких как MoS_2 , WS_2 , H_3BO_4 , графит [4–8].

Применение в качестве смазки мягких материалов особо актуально для металлов, склонных к контактному схватыванию при трении, например, таких как титан или алюминий. В условиях трения скольжения со смазкой из мягкого металла на поверхности формируется защитная пленка, которая препятствует переносу материала на поверхность контртела и возникновению фрикционных связей. Использование мягких металлов в качестве смазки позволяет существенно снизить коэффициент трения. Так, сплавы на основе системы Al-Sn широко используются в качестве материала для создания подшипников скольжения [9, 10]. Однако для обеспечения низких/сверхнизких значений коэффициентов трения необходимо высокое содержание олова в составе сплавов. Это приводит к резкому снижению их прочности при повышении концентрации олова более чем на 10...15% [11]. Альтернативным методом улучшения трибологических характеристик с сохранением свойств подложки является создание на поверхности многокомпонентных покрытий. С этой точки зрения перспективным методом является метод воздушно-плазменного нанесения, который позволяет создавать композиционные покрытия на основе широкого класса материалов, в том числе материалов с высокой склонностью к окислению (Al, Ti) [12, 13]. С использованием этого метода

возможно нанесение покрытий, состоящих не только из чистых металлов, но и из их оксидов и/или нитридов, что позволяет создавать твердую металлическую или керамическую матрицу с включениями более мягкой и снизить не только коэффициент трения, но и повысить твердость и износостойкость.

Цель настоящей работы: исследование влияния режимов воздушно-плазменного метода нанесения и концентрации олова в покрытиях на основе титана/нитрида титана на их структурно-фазовое состояние и трибологические характеристики.

**1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА
ИССЛЕДОВАНИЙ**

Формирование покрытий проводилось методом воздушно-плазменного напыления в смеси газов водород–азот. Для исследования влияния расстояния l между соплом и обрабатываемой поверхностью на структуру и фазовый состав покрытий обработка проводилась с $l = 80$ и 160 мм. В качестве сырья были выбраны смеси порошков титана и олова с содержанием последнего 30 и 50% (весовые проценты). В качестве подложки выбрана сталь AISI 312.

Трибологические испытания проводились на автоматизированной машине трения (High-Temperature Tribometer, CSM Instruments, Швейцария) по схеме испытания «шарик–диск» в условиях сухого трения на воздухе. В качестве контртела использовался корундовый шарик диаметром 6 мм. Исследования износостойкости образцов проводились при следующих параметрах: $p = 2$ Н, $v = 10$ см/с, $l = 1000$ м, $r = 4,7$ мм. Испытания соответствуют международным стандартам ASTM G99-959, DIN50324. Непосредственно в процессе испытаний определялись коэффициент трения и сила трения фрикционной пары. После испытаний производилась оценка износостойкости образца и контртела по величине значения фактора

износа. Для определения фактора износа образца измеряли площадь поперечного сечения дорожки износа в пяти областях по трем точкам прецизионным контактным профилометром Surtronic 25. Оценка фактора износа контртела выполнялась на основании измерений диаметра пятна износа с использованием оптического микроскопа Olympus GX 71.

Исследования микроструктуры покрытий и морфологии поверхности дорожки трения проводились растровым электронным микроскопом FEI Quanta200, дополнительно оснащенным энергодисперсионным микроанализом (EDX).

Твердость поверхности оценивалась по методу Роквелла при помощи твердомера Wolpert Wilson Rockwell 600-MRD. Измерения нанотвердости отдельных структурных составляющих покрытия проводились нанотвердомером SHIMADZU Dynamic Ultra-micro Hardness Tester DUH-211 при нагрузке на индентор 25 и 50 мН.

Исследования фазового состава проводились методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ARLX'TRA в фокусировке Брегга-Брентано на Cu-K_α -излучении в диапазоне углов $2\theta = 20 \dots 100^\circ$.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОСТРУКТУРА

На рис. 1 показаны микроструктуры покрытий с различной концентрацией олова, нанесенных с

расстояния 80 и 160 мм. Независимо от режима нанесения структура покрытий имеет равномерно распределенные слои олова с небольшим количеством пор. Титановые прослойки неравномерны по толщине, присутствуют включения частиц глобулярной формы, которые, предположительно, не расплавились в процессе напыления покрытия. Увеличение расстояния нанесения от 80 до 160 мм приводит к снижению количества таких включений и формированию более однородной структуры (см. рис. 1, в).

Исследования толщины покрытия показали, что состав порошковой смеси и расстояния нанесения не оказывают влияния на толщину формируемых слоев, которая варьируется от 330 до 390 мкм (см. рис. 1).

Уровень шероховатости покрытий, сформированных воздушно-плазменным методом, для всех режимов нанесения высок (табл. 1). Так, среднеарифметическое отклонение профиля R_a для режима 50%Sn (80 мм) составляет $(13,7 \pm 0,6)$ мкм, увеличение расстояния нанесения покрытия до 160 мм приводит к снижению R_a до $(11,9 \pm 0,4)$ мкм. Аналогичная картина наблюдается и для состава покрытия с 30% содержанием олова, изменение расстояния между обрабатываемой поверхностью и соплом плазматрона позволяет снизить уровень шероховатости (см. табл. 1).

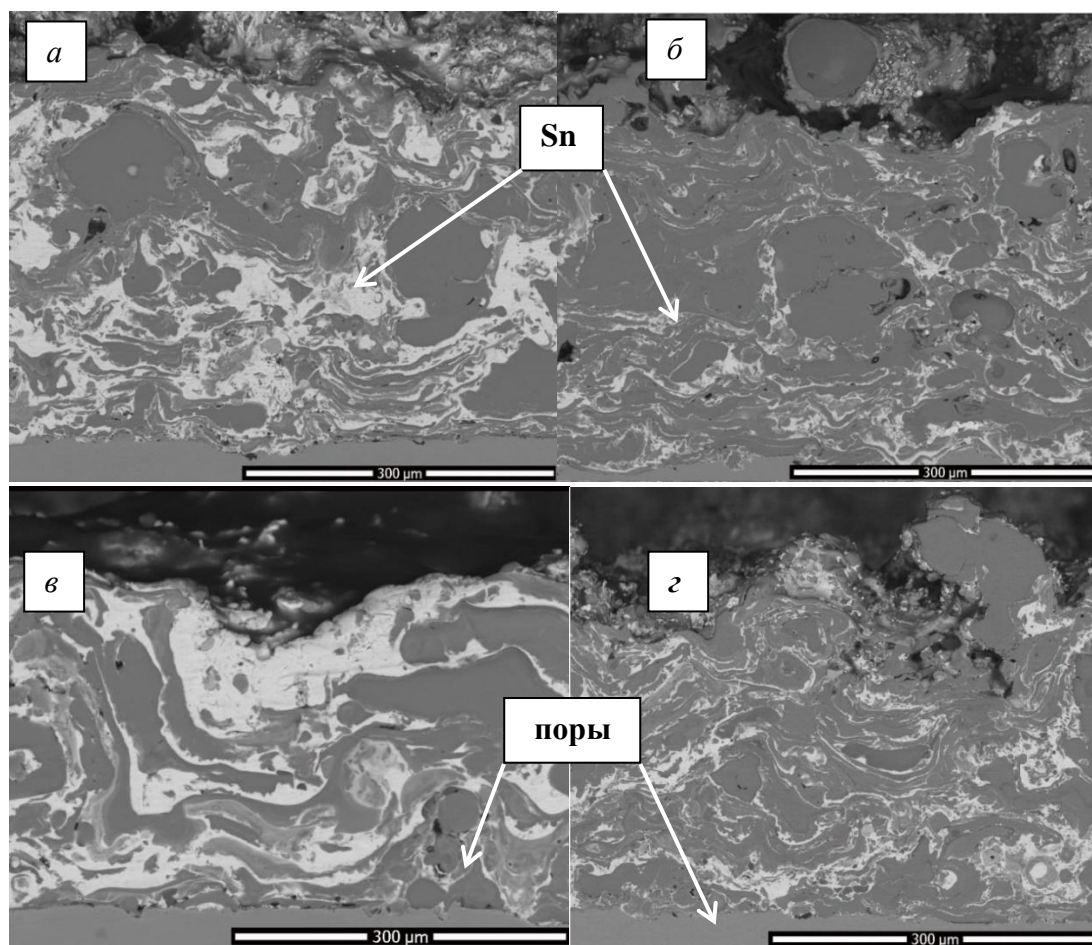


Рис. 1. Микроструктуры покрытий в поперечном сечении: а – 50%Sn (80 мм); б – 30%Sn (80 мм); в – 50%Sn (160 мм); г – 30%Sn (160 мм)

Таблица 1
Значения шероховатости поверхности покрытий

Режим нанесения покрытия	R_a , мкм	R_z , мкм
50%Sn (80 мм)	13,7±0,6	66,4
30%Sn (80 мм)	14,5±0,6	72,3
50%Sn (160 мм)	11,9±0,4	57,0
30%Sn (160 мм)	12,3±0,4	59,4

В связи с тем, что высокая шероховатость поверхности может внести существенный вклад в ширину дифракционных пиков и, как следствие, затруднить последующий анализ дифрактограммы, образцы перед исследованием фазового состава подвергались шлифовке с последующей полировкой на общую глубину ~ 20 мкм.

Все исследуемые покрытия представлены несколькими основными фазами, такими как α -Ti, Sn, и двумя фазами нитрида титана нестехиометрического состава: $TiN_{0,30}$ и $TiN_{0,86}$ (рис. 2). Кроме этого, при анализе дифрактограммы, полученной для образца 50%Sn ($l = 80$ мм), была обнаружена фаза Ti_2Sn_3 (см. рис. 2,а). Формирование данной фазы характерно для областей с высоким содержанием олова в результате перитектической реакции фазы Ti_6Sn_5 с расплавом олова в интервале температур 550...750 °С [14]. Станнид титана Ti_2Sn_3 характеризуется орторомбической кристаллической структурой со следующими параметрами решетки: $a = 595,56$ pm, $b = 1996,4$ pm, $c = 702,81$ pm [15]. Подробное описание структуры и физических свойств указанной фазы представлено в работах [14–16].

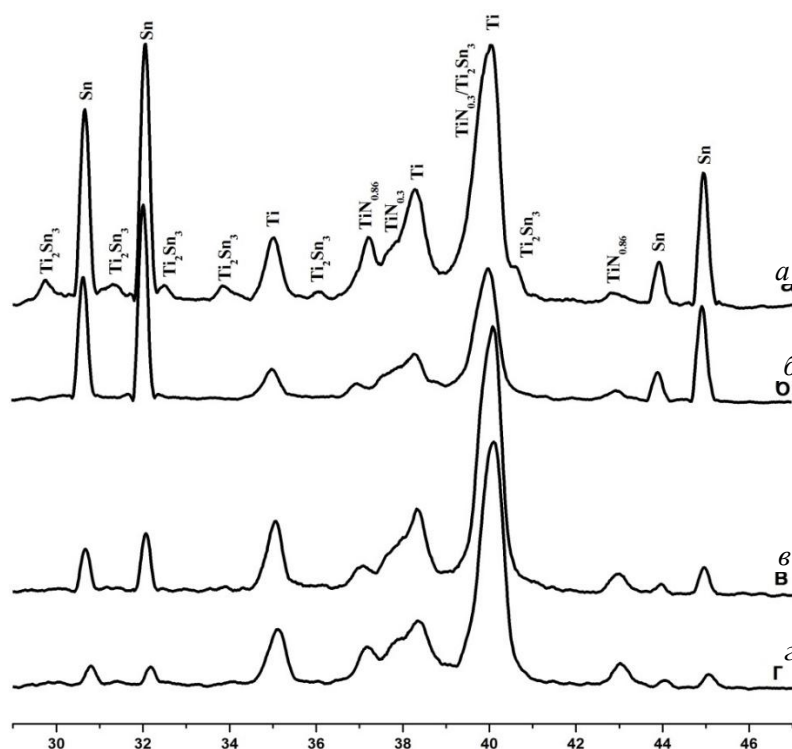


Рис. 2. Рентгенограммы покрытий: а – 50%Sn, $l = 80$ мм; б – 50%Sn, $l = 160$ мм; в – 30%Sn, $l = 80$ мм; г – 30%Sn, $l = 160$ мм

С увеличением содержания олова в исходной порошковой смеси увеличивается и его содержание в покрытии. Увеличение же расстояния напыления приводит к увеличению объемной доли нитрида титана по отношению к металлической составляющей.

С целью определения природы глобулярных частиц в структуре покрытий были проведены измерения их нанотвердости при нагрузке на индентор 50 и 25 мН. Согласно полученным данным значение нанотвердости, измеренной по методу Виккерса, в центре частиц соответствует твердости титана $HV_{50mH} = 420 \pm 20$ (рис. 3), в то время как твердость на периферии частицы резко возрастает. Так, нанотвердость для частицы в покрытии 50%Sn (80 мм) составляет $HV_{25mH} = 1150$ (см. рис. 3,а,

отпечаток 3), а для образца с покрытием 30%Sn (80 мм) $HV_{25mH} = 900$ (см. рис. 3,б, отпечаток 3).

Такие высокие значения твердости обусловлены формированием в поверхностных слоях частиц, которые не успели расплавиться в плазменной струе, тонких азотированных слоев с образованием нитрида титана, определяемого по рентгенофазовому анализу.

Твердость покрытий зависит от содержания олова и расстояния их нанесения (табл. 2). Твердость покрытий увеличивается с уменьшением содержания олова и с увеличением расстояния нанесения. Очевидно, что последний факт является следствием увеличения содержания нитрида титана в составе покрытий при одновременном уменьшении содержания металлического титана при увеличении расстояния напыления.

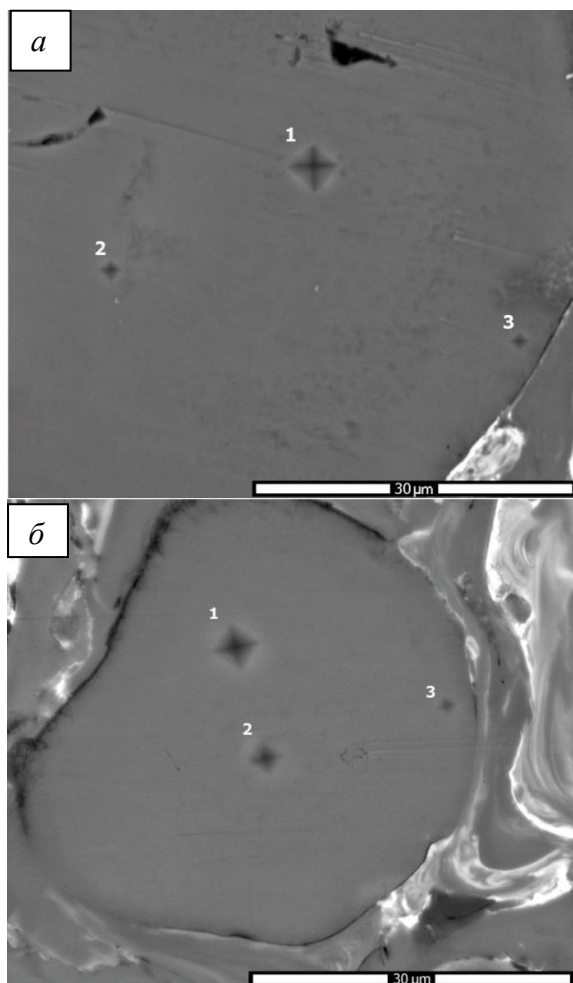


Рис. 3. Отпечатки индентора после измерения нанотвердости в глобулярных частицах в покрытиях: а – 50%Sn (80 мм), 1 – $HV_{50mH} = 420$, 2 – $HV_{25mH} = 780$, 3 – $HV_{25mH} = 1150$; б – 30%Sn (80 мм), 1 – $HV_{50mH} = 400$, 2 – $HV_{25mH} = 400$, 3 – $HV_{25mH} = 900$

2.2. ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

На рис. 4 представлены графики зависимости изменения коэффициента трения от расстояния в условиях сухого трения. Анализ полученных зависимостей показал, что покрытия, нанесенные с расстояния $l = 160$ мм, имеют более низкие значения коэффициента трения, чем покрытия, сформированные при $l = 80$ мм. Так, коэффициент трения для покрытия 30%Sn при $l = 80$ мм в начале испытаний равен 0,2, а после этапа приработки он резко повышается до значения 0,85 (см. рис. 4,а). Увеличение процентного содержанием олова до 50%, с одной стороны, повышает коэффициент трения на этапе приработки до 0,6, а с другой, – значение коэффициента трения имеет тенденцию к снижению в зависимости от пройденного пути и к моменту окончания испытаний составляет 0,17 (см. рис. 4,а).

Противоположная зависимость наблюдается для покрытий, нанесенных с расстояния 160 мм. Коэффициент трения вне зависимости от содержания олова в покрытиях на этапе нормального износа имеет стабильно низкие и сверхнизкие значения – менее 0,03 (см. табл. 2).

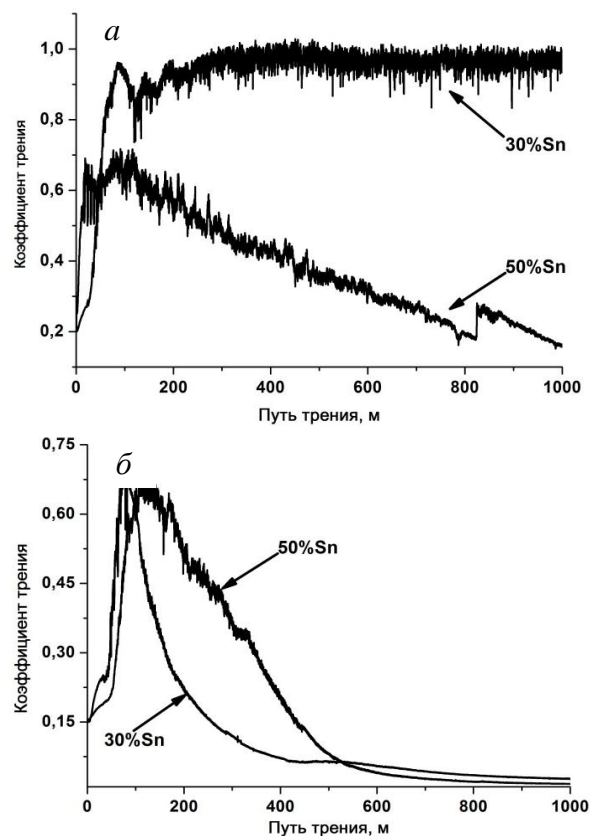


Рис. 4. Графики зависимости изменения коэффициента трения от пути трения для покрытий с разным содержанием олова, нанесенных по режимам: а – расстояние $l = 80$ мм, б – расстояние $l = 160$ мм

При этом стоит отметить, что длительность этапа приработки отличается для образцов с 30 и 50% содержанием олова. Так, приработка для образца 30%Sn при $l = 160$ мм заканчивается после 350 м, в то время как для 50%Sn при $l = 160$ мм – только после 550 м. Известно, что длительность этапа приработки является одной из основных характеристик трибологических свойств, так как именно этот этап характеризуется максимально повышенным износом контактирующих поверхностей. Данным эффектом и объясняется разница в значениях фактора износа для образцов 30%Sn при $l = 160$ мм и 50%Sn при $l = 160$ мм, несмотря на более низкий коэффициент трения покрытия с большим содержанием олова на этапе нормального износа (см. табл. 2). Износостойкость образцов с покрытием, нанесенным с расстояния 80 мм, ниже, чем для покрытий, полученных при $l = 160$ мм (см. табл. 2). Так, наибольшее значение фактора износа ($2,0 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$) наблюдается при испытаниях покрытия состава 30%Sn $l = 80$ мм, в то же время минимальный фактор износа ($0,9 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$) соответствует этому же составу покрытия, но сформированному с расстояния 160 мм. Покрытия с 50% содержанием олова, хотя и не имеют такой ярко выраженной разницы в значениях фактора износа в зависимости от расстояния нанесения, но общую закономерность сохраняют: фактор износа при $l = 80$ и 160 мм равен

$1,3 \cdot 10^{-5}$ и $1,1 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$ соответственно. Необходимо отметить, что этап полного разрушения нанесенного покрытия вне зависимости от режима

обработки не наступил. Это подтверждается тем, что толщина покрытий на порядок превышает значение глубины разрушаемого слоя (табл. 3).

Таблица 2

Фактор износа, коэффициент трения и твердость в зависимости от режима нанесения покрытия

Режим нанесения покрытия	Фактор износа контртела, $\times 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$	Фактор износа образца, $\times 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$	μ_n	μ_{cp}	HRA
50%Sn (80 мм)	1,3	2,3	0,39	0,17	46,4
30%Sn (80 мм)	2,0	5,0	0,92	1,05	49,2
50%Sn (160 мм)	1,1	1,2	0,19	0,016	51,0
30%Sn (160 мм)	0,9	0,15	0,13	0,028	55,4

Таблица 3

Толщина покрытий и максимальная глубина разрушенного слоя после трибологических испытаний

Режим нанесения покрытий	Толщина покрытия, мкм	Глубина разрушаемого слоя, мкм
50%Sn (80 мм)	387	30
30%Sn (80 мм)	344	42
50%Sn (160 мм)	353	20
30%Sn (160 мм)	335	20

Измерения твердости поверхности имеют хорошую согласованность с результатами трибологических испытаний. Так, максимальное значение HRA (55,4) соответствует наименьшему значению фактора износа ($0,9 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н/м}$), наблюдаемого для покрытия 30%Sn (160 мм) (см. табл. 2). Снижение твердости до HRA = 51,0 при увеличении содержания олова в покрытии при $l = 160$ мм до 50% приводит к уменьшению износостойкости. Для покрытий при расстоянии нанесения $l = 80$ мм характерна более низкая твердость (см. табл. 2).

Причины разницы в трибологических свойствах могут быть установлены путем изучения морфологии поверхности дорожки трения. Интересен тот факт, что для всех исследуемых покрытий на изношенной поверхности в местах наличия глобулярных (неоплавленных) частиц наблюдается образование канавок со следами пластического оттеснения материала (рис. 5).

Такое поведение характерно для мягких материалов при наличии в месте фрикционного контакта более твердой фазы, которая в процессе испытаний может разрушаться и, тем самым, создавать абразив, или в случае сохранения целостности твердой составляющей способствовать процессу трения о закрепленный абразив. Стоит отметить, что в первом случае в области фрикционного контакта должны наблюдаться абразивные частицы. Так, анализ изображений поверхности дорожки трения образцов с 30%Sn показал, что на поверхности покрытий, сформированных с расстояния $l = 80$ мм, присутствует большее количество абразивных частиц в сравнении с $l = 160$ мм (см. рис. 5). Можно предположить, что при трибологических

испытаниях покрытий, нанесенных с большего расстояния, износ происходит по механизму – «трение о закрепленный абразив». Такое изменение механизма износа происходит в связи с увеличением количества нитрида титана и одновременным снижением доли неоплавленных частиц металлического титана в составе покрытия при переходе от режима нанесения при $l = 80$ мм на режим при $l = 160$ мм. Стоит отметить, что структура изношенной поверхности неоплавленных частиц характерна для дорожек трения титана, что также согласуется с данными нанотвердости.

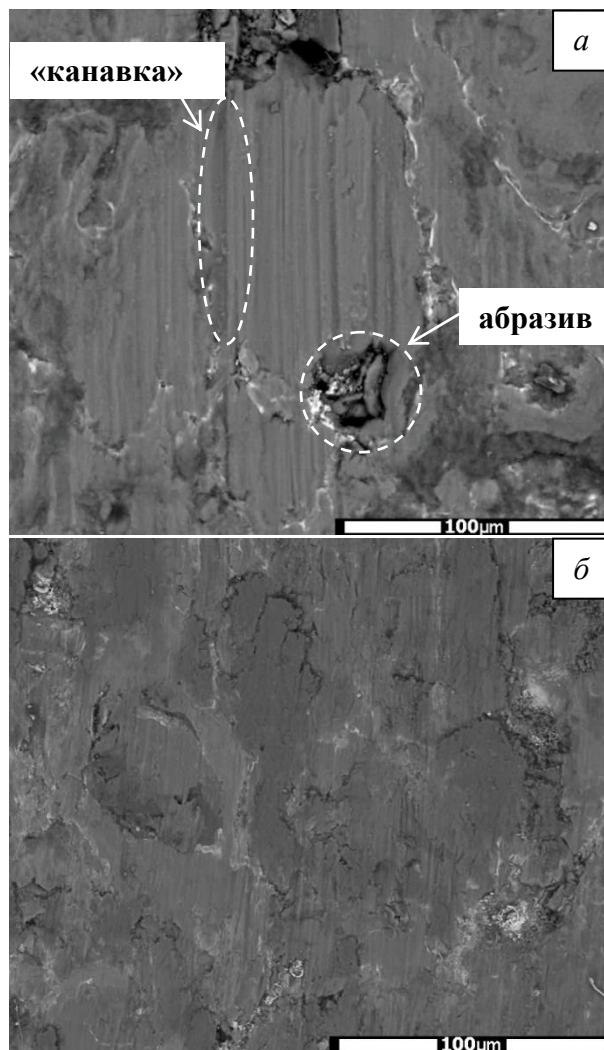


Рис. 5. Морфология поверхности дорожки трения: а – 30%Sn (160 мм); б – 30%Sn (80 мм)

В целом анализ изношенной поверхности покрытий показал, что в процессе трения независимо от состава покрытий происходит «выдавливание» олова на поверхность фрикционного контакта с последующим формированием тонкой пленки олова, выступающей в качестве смазки. Данное предположение также подтверждается зависимостью изменения коэффициента трения от его пути (см. рис. 4). При контакте образца с контртелом на начальном этапе (этап приработки) трение происходит в основном по выступающим неровностям нитрида титана, который отличается высокой твердостью и износостойкостью. Данный этап характеризуется высокими значениями коэффициента трения. Затем при формировании тонкой пленки олова происходит резкое снижение коэффициента трения. Однако в случае, если доля сформировавшейся нитридной фазы недостаточна и происходит ее разрушение, то наблюдаются снижение износостойкости, повышение коэффициента трения и изменение механизма изнашивания на абразивный с трением о незакрепленные частицы. Необходимо отметить, что в большинстве случаев происходит сразу несколько механизмов изнашивания. В данном случае наряду со следами изнашивания, характерными для абразивного механизма, имеются следы и адгезионного. Причем с повышением доли олова в составе покрытий и уменьшением расстояния нанесения адгезионная составляющая становится более ярко выраженной.

ВЫВОДЫ

Методом воздушно-плазменного напыления получены однородные износостойкие покрытия на основе нитрида титана с различным содержанием олова. Результаты рентгенофазового анализа показали присутствие в составе покрытий исходных наносимых компонентов порошковой смеси (олова и титана), а также наличие нитридов титана ($TiN_{0,30}$, $TiN_{0,86}$). Для покрытий, характеризующихся большой объемной долей нитрида титана при невысоком содержании олова (30%), а также не содержащих глобулярных включений неоплавленных частиц металлического титана, наблюдаются сверхнизкие значения коэффициента трения ($\leq 0,03$) и высокая износостойкость в условиях трения скольжения.

Анализ зависимостей изменения коэффициента трения от его пути, а также морфологии поверхности дорожки трения показал, что разрушение покрытий не наступает в исследуемых условиях испытаний для всех режимов нанесения. При этом основным механизмом изнашивания является абразивный в комбинации с адгезионным. Таким образом, исследуемая система является перспективной с точки зрения создания износостойких самосмазывающихся покрытий, способных работать в условиях высоких нагрузок и скоростей трения.

Работа проводилась в рамках государственного задания вузам №11.6894.2017/БЧ Минобрнауки РФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. A. Savana, E. Pflüger, R. Goller, et al. Use of nanoscaled multilayer and compound films to realize a soft lubrication phase within a hard, wear-resistant matrix // *Surface and Coatings Technology*. 2001, v. 26, p. 159-165; DOI: 10.1016/S0257-8972(00)00542-9.
2. X. Liu, M.Q. Zeng, Y. Ma, M. Zhu. Wear behavior of Al-Sn alloys with different distribution of Sn dispersoids manipulated by mechanical alloying and sintering // *Wear*. 2008, N 265, p. 1857-1863; DOI:10.1016/j.wear.2008.04.050.
3. I.A. Podchernyaev, D.V. Yurechko, V.M. Panashenko. Some trends in the development of wear-resistant functional coatings // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2013, v. 52, N 3-4, p. 176-188; DOI: 10.1007/s11106-013-9511-0.
4. E. Arslan, F. Bülbül, I. Efeoglu. The structural and tribological properties of MoS_2 -Ti composite solid lubricants // *Tribology Transactions*. 2004, v. 47, N 2, p. 218-226; DOI: 10.1080/05698190490438987.
5. S.L. Ma, D.Y. Ma, Y. Guo, et al. Synthesis and characterization of super hard, self-lubricating Ti-Si-C-N nanocomposite coatings // *Acta Materialia*. 2007, v. 55, N 18, p. 6350-6355; DOI: 10.1016/j.actamat.2007.07.046.
6. Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, P.A. Trukhanov, A.V. Bondarev, et al. Structure and properties of tribological coatings in Cu-B-system // *The Physics of Metals and Metallography*. 2014, v. 115, N 7, p. 716-722; DOI: 10.1134/S0031918X14040085/.
7. Jun-Feng Yang, Yan Jiang, Jens Hardell, et al. Influence of service temperature on tribological characteristics of self-lubricant coatings: A review // *Frontiers Materials Science*. 2013, v. 7, N 1, p. 28-39; DOI: 10.1007/s11706-013-0190-z.
8. Xinhong Lu, Kaiwen Yao, Jun Ouyang, et al. Tribological characteristics and tribo-chemical mechanisms of Al-Mg-Ti-B coatings under water-glycol lubrication // *Wear*. 2015, v. 326-327, p. 68-73; DOI: 10.1016/j.wear.2014.12.034.
9. Sheng-cheng Zhang, Qing-lin Pan, Jie Yan, Xing Huang. Effects of sliding velocity and normal load on tribological behavior of aged Al-Sn-Cu alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016, v. 26, N 7, p. 1809-1819; DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64292-9.
10. Z.C. Lu, Y. Gao, M.Q. Zeng, M. Zhu. Improving wear performance of dual-scale Al-Sn alloys: The role of Mg addition in enhancing Sn distribution and tribolayer stability // *Wear*. 2014, v. 309, p. 216-225; DOI: 10.1016/j.wear.2013.11.018.
11. А.Л. Скоренцев, Н.М. Русин, Е.А. Колубаев. Влияние равноканального углового прессования на структуру и свойства антифрикционного сплава Al-40Sn // *Известия Томского политехнического университета*. 2013, т. 323, №2, с. 104-107.
12. J.R. Davi. *Handbook of Thermal Spray Technology*. First printing, 2004.
13. Ma Qian, Francis H. Froes. *Thermal spray forming of titanium and its alloys*. *Titanium Powder Metallurgy*, 2015; DOI: 10.1016/B978-0-12-800054-0.00023-X.

14. Bernd Künnen, Wolfgang Jeitschko, Gunter Kotzyba, et al. Crystal structure and properties of the titanium stannide Ti_2Sn_3 // *Z. Naturforsch.* 2000, v. 55b, p. 425-430.

15. Holger Kleinke, Markus Waldeck, and Philipp Gutlich. Ti_2Sn_3 : A novel binary intermetallic phase,

prepared by chemical transport at intermediate // *Temperature Chem. Mater.* 2000, v. 12, p. 2219-2224.

16. Ch. Kuper, W. Peng, A. Pisch, F. Goesmann, R. Schmid-Fetzer. Phase formation and reaction kinetics in the system Ti-Sn // *Z. Metallkd.* 1998, v. 89, N 12, p. 855-862.

Статья поступила в редакцию 23.10.2017 г.

ТРИБОЛОГІЧНА ПОВЕДІНКА ДВОКОМПОНЕНТНИХ МЕТАЛЕВИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ НІТРИДУ ТИТАНУ З РІЗНИМ ВМІСТОМ ОЛОВА

М.Ю. Газизова, М.Б. Иванов, С.В. Сергеев, Т.Н. Вершинина, В.М. Береснев

Досліджено зміну структурно-фазового стану покриттів у залежності від співвідношення порошків титану і олова у вихідній суміші, а також від відстані повітряно-плазмового напилення. Встановлено, що збільшення відстані призводить до формування більш однорідної структури покриттів. Фазовий склад всіх покриттів представлено α -Ti, Sn і нітридом титану нестехіометричного складу: $TiN_{0,30}$ і $TiN_{0,86}$. При великому вмісті олова формується фаза Ti_2Sn_3 . Показано, що при виборі оптимальних параметрів нанесення і вмісту олова в покритті можна досягти наднизьких значень коефіцієнта в умовах сухого тертя ковзання на повітрі – менше 0,03.

TRIBOLOGICAL BEHAVIOUR OF TWO-COMPONENT METAL COATINGS BASED ON TiN WITH VARIOUS Sn CONTENTS

M.Yu. Gazizova, M.B. Ivanov, S.V. Sergeev, T.N. Vershinina, V.M. Beresnev

The change of structural-phase state of coatings depending on the ratio of powders of titanium and tin in the initial mixture and the distance of the air-plasma spraying was investigated. It was established that increase in deposition distance led to a more homogeneous structure of the coating. α -Ti, Sn and non-stoichiometric titanium nitrides $TiN_{0,30}$ and $TiN_{0,86}$ were observed in the phase composition. With a large content of tin a Ti_2Sn_3 phase is formed. It was shown that achieving extremely low values of the coefficient of dry sliding friction less than 0.03 is possible due to choosing the optimal parameters of deposition and tin concentration.