

УДК 621.793:548.735

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ ИЗНАШИВАНИЯ ТВЕРДЫХ СМАЗОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiN–Pb

© 2023 г. А. А. Лозован^а, *, С. Я. Бецофен^а, С. В. Савушкина^а, **, М. А. Ляховецкий^а, ***,
Л. Н. Лесневский^а, И. А. Николаев^а, Ю. С. Павлов^а, Е. П. Кубатина^а, Л. Е. Агуреев^б

^аМосковский авиационный институт (Национальный исследовательский университет),
Москва, 125993 Россия

^бАО ГНЦ “Центр Келдыша”, Москва, 125438 Россия

*e-mail: loz-plasma@yandex.ru

**e-mail: sveta_049@mail.ru

***e-mail: maxim.lyakhovetskiy@mail.ru

Поступила в редакцию 17.12.2022 г.

После доработки 14.01.2023 г.

Принята к публикации 14.01.2023 г.

Получены композитные твердые смазочные покрытия TiN–Pb толщиной ~2 мкм методом одновременного распыления Ti- и Pb-катодов двух отдельных магнетронов на титановом сплаве ВТ6. Содержание Pb в покрытии в среднем составляет ~12 ат. %. Внутренний слой покрытия характеризуется равномерным распределением Pb, а верхний – наличием островков с повышенным содержанием Pb. Морфология поверхности покрытия глобулярная, преимущественно содержит кристаллиты нанометрового размера. Отсутствие столбчатой структуры в покрытиях связано с высоким содержанием Pb, который не растворяется в TiN матрице и прерывает рост кристаллитов. Рентгенофазовый анализ показал наличие в покрытиях фаз Pb, PbO и TiN, дифракционные линии которых уширены, что свидетельствует о размере кристаллитов покрытия ~10–20 нм. Трибологические испытания покрытия TiN–Pb проводили в условиях малоамплитудного трения – фреттинг-износа в широком диапазоне изменения параметров нагружения. В режиме полного скольжения коэффициент трения составил ~0.25. При переходе из режима полного скольжения в режим возвратно-поступательного скольжения энергия, рассеиваемая при трении, падает более чем в три раза, что отражается и в резком снижении коэффициента трения с 0.25 до 0.05.

Ключевые слова: твердое смазочное покрытие, магнетронное распыление, поверхности, структура, текстура, фазы, нитрид титана, свинец, фреттинг, износ.

DOI: 10.31857/S1028096023080095, **EDN:** OAUCTC

ВВЕДЕНИЕ

Возрастающие нагрузки в узлах тепловых машин, а также стремление разработчиков к снижению веса изделий, приводит к постепенному отказу от жидкостной системы смазки в пользу альтернативных решений с “сухими” поверхностями: подшипников скольжения, газодинамических и магнитных подшипников и т.д. Их использование, ввиду особенностей эксплуатации, накладывает дополнительные требования к поверхностям трения, которые должны обладать повышенной износостойкостью и низким коэффициентом трения. Актуальным решением проблемы является создание твердых смазочных покрытий (ТСП), способных длительное время сопротивляться износу в условиях повышенной температуры и больших контактных давлений [1–5].

В настоящее время для нанесения трибологических покрытий все более широкое применение в промышленности находят различным вариантам магнетронного распыления [6]. Постоянное совершенствование метода позволило расширить области его применения и дало возможность контролировать структуру покрытий. Эффективными современными направлениями улучшения функциональных свойств покрытий являются: нанесение многокомпонентных покрытий, когда наряду с основным металлическим компонентом (например, Ti, Zr) в состав покрытий вводят такие элементы как Al, Cr, Nb, Y, Si; формирование многослойных покрытий, в которых за счет присутствия частиц разного химического состава получают чередующиеся слои, толщина которых может варьироваться от нескольких нм до мкм; комбинирование методов нанесения покрытий и

модифицирования поверхностных слоев, например, азотированием или ионной имплантацией [7–12]. При формировании ТСП в последнее время все больший интерес вызывают добавки мягких металлов, таких как Pb, Cu и In [13–17]. К примеру, в [13–15] медь была добавлена в покрытия TiN для достижения более высоких трибологических характеристик. Основным механизмом смазки является их повышенная пластичность и низкая прочность на сдвиг при высоких температурах. Таким образом, мягкие металлы могут пластически деформироваться во время скольжения и приспособливаться к обеим взаимодействующим поверхностям, уменьшая трение и износ. Работы [16, 17] посвящены формированию твердых смазочных покрытий на основе TiN с добавлением Pb, получаемых методом магнетронного напыления при ионном ассистировании. В [16] показано преимущество использования композитного покрытия в виде матрицы с нановключениями смазочного компонента перед многослойной конструкцией с чередующимися слоями твердой матрицы и смазочного компонента. В работе [18] изучено трибологическое поведение покрытий TiN, нанесенных методом напыления конденсацией из газовой фазы с добавлением индия. Результаты трения показали улучшение трибологических характеристик по сравнению с немодифицированными тонкими пленками TiN вплоть до температуры 450°C, а наблюдаемое ухудшение характеристик при более высоких температурах объясняется окислением индия.

В настоящей работе методом одновременного распыления моноэлементных (Ti и Pb) катодов двух отдельных магнетронов формировали композитные ТСП системы TiN–Pb, исследовали их структуру и характер процесса изнашивания.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

ТСП системы TiN–Pb формировали на образцах из титанового сплава ВТ6 размером 20.0 × 20.0 × 1.5 мм и ситалла в процессе реакционно-магнетронного одновременного распыления двух отдельных моноэлементных катодов (титана марки ВТ1-0 и свинца чистотой 99.5%). Протяженные планарные магнетроны с размером обеих мишеней 273 × 112 × 10 мм были вертикально размещены в камере на дистанциях мишень–подложка $d = 220$ мм под углом 120° друг к другу и 30° от нормали к подложке (рис. 1). Протяженный ионный источник был вертикально установлен напротив подложки на расстоянии 250 мм от нее. Для снижения возможного переноса распыленных атомов с одного магнетрона на другой рядом с ними установили экраны из стали марки AISI

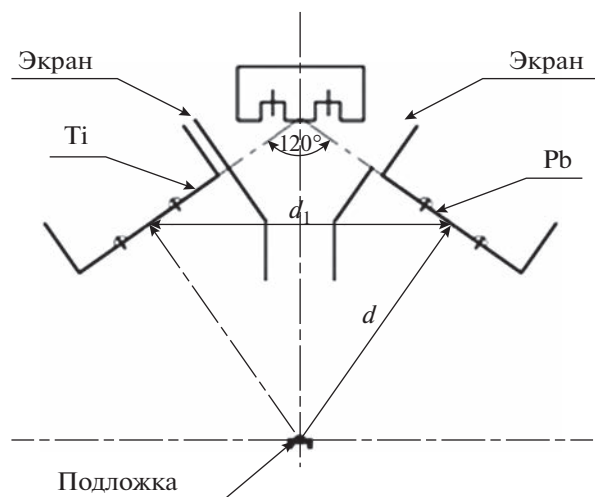


Рис. 1. Схема напыления покрытий TiN–Pb. d – Расстояние от магнетронов до подложки; d_1 – расстояние между магнетронами.

304. Газы Ar и N в вакуумную камеру подавали через ионный источник.

Образцы перед напылением очищали ультразвуковой ванне в бензине в течение 10 мин, затем устанавливали в камере и проводили ее откачку до давления 4.0×10^{-6} мм рт. ст. Образцы очищали с помощью ионного источника в течение 20 мин при $P_{Ar} = 1.0 \times 10^{-3}$ мм рт. ст. при расходе Ar 6.49 см³/мин. Затем ионный источник отключали и проводили напыление слоя Ti в течение 5 мин, слоя TiN в течение 5 мин и основного слоя покрытия Ti + Pb + N₂ в течение 350 мин. Распыление Ti проводили в режиме постоянного тока со стабилизацией по току, а распыление Pb проводили в среднечастотном режиме при 40 кГц и коэффициенте заполнения $T = 80\%$. Основные параметры процесса напыления покрытий приведены в табл. 1. Общее время напыления составляло 360 мин.

Морфологию и состав покрытий исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе Quanta 600 с оборудованием для энергодисперсионного рентгеновского анализа TRIDENT XM4. Толщину покрытий определяли на поперечном сколе образцов с помощью РЭМ. Рентгенофазовый анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-7 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении с длиной волны $\lambda_{\text{ср}} = 1.54178$ Å.

Трибологические испытания образцов проводили с помощью машины трения 1407, позволяющей моделировать условия возвратно-поступательного фреттинг-изнашивания [16], в следующем диапазоне изменения параметров нагружения: перемещение $D = 5\text{--}60$ мкм; нормальная нагруз-

Таблица 1. Параметры процесса напыления покрытий: давление газов P_{Ar} , P_{Ar+N_2} ; расходы газов Q_{Ar} , Q_{N_2} ; токи разрядов I_{Ti} , I_{Pb} ; продолжительность напыления τ

Слой покрытия	P_{Ar} , мм рт. ст.	P_{Ar+N_2} , мм рт. ст.	Q_{Ar} , см ³ /мин	Q_{N_2} , см ³ /мин	I_{Ti} , А	I_{Pb} , А	τ , мин
Ti	1.0×10^{-3}	—	6.49	—	3.5	—	5
TiN	—	1.8×10^{-3}	6.49	5.18	3.5	—	5
TiN–Pb	—	1.8×10^{-3}	6.49	5.18	3.5	0.1	350

ка в контакте $F_n = 1–13$ Н; частота перемещения $f = 20$ Гц; количество циклов $n = 10^4$. В качестве контртела использовали сферу из стали ШХ-15 диаметром 12.6 мм. Окружающая среда – атмосфера лаборатории. В результате испытаний получены трибологические параметры трения: коэффициент трения, механизм взаимодействия тел.

Исследование пятен повреждения проводили с помощью РЭМ с использованием энергодисперсионного анализа методом картирования, а измерение профилей износа с помощью лазерного измерительного микроскопа Olympus LEXT OLS 5000.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для поверхности покрытия TiN–Pb характерна глобулярная морфология (рис. 2а). Средний размер глобул составляет ~ 1.3 мкм. При этом глобулы состоят из ориентированных в различных направлениях кристаллитов размером менее 0.1 мкм (рис. 2б).

Содержание Pb в покрытии в среднем составляет 12 ат. %. Для покрытия характерно высокое содержание кислорода (до 40 ат. %), что в основном связано с окислением свинца в составе покрытия, а также возможным формированием оксинитридов. При энергодисперсионном анализе методом картирования выявлено, что на поверхности покрытия присутствуют области с преимущественным содержанием Pb и O размером до 2.5 мкм (рис. 3). Рентгенофазовый анализ (рис. 4) обнаружил присутствие в покрытии помимо TiN также Pb и PbO.

Общая толщина покрытий составляет ~ 2.0 мкм (рис. 5): толщины переходных слоев Ti и TiN приблизительно по 0.05 мкм, а основного слоя покрытия TiN–Pb ~ 1.8 мкм (рис. 5а). Неоднородность толщины покрытия обусловлена глобулярной морфологией поверхности (размер глобул достигал 0.3 мкм). Основной слой покрытия можно разделить на два слоя: внутренний, на границе с переходными слоями, который характеризуется

равномерным распределением Pb, и верхний толщиной ~ 0.6 мкм (рис. 5б), характеризующийся наличием островков с повышенным содержанием Pb (белые пятна во 2 слое на рис. 5в). Характерное метастабильное состояние для процесса формирования покрытия может приводить к фазовой миграции мягкого и легкоплавкого компонента, и получению его более высокой концентрации в поверхностном слое покрытия, как это было показано также в работе [14].

Обычно покрытие TiN, полученное методами осаждения, имеет ярко выраженную столбчатую структуру. Такое строение в подавляющем большинстве случаев сочетается с выраженной текстурой, с преимущественной ориентацией зерен параллельно кристаллографической плоскости (111). Однако рентгенограмма TiN–Pb покрытия (рис. 4) свидетельствует об отсутствии текстуры у покрытия. Дифракционные линии всех присутствующих фаз, включая Pb, PbO и TiN, характеризуются значительным уширением, свидетельствующим о том, что размер кристаллитов покрытия составляет $\sim 10–20$ нм. Можно предположить, что отсутствие столбчатой структуры покрытия связано с его прерывистым ростом, обеспечиваемым Pb, который не растворяется в TiN матрице и имеет слабую склонность к нитридации. В результате образования на поверхности кристаллитов TiN зародышей Pb и PbO фаз происходит прерывание их роста и сохранение размера зерен менее 100 нм. Кроме того, частицы Pb и PbO фаз стимулируют

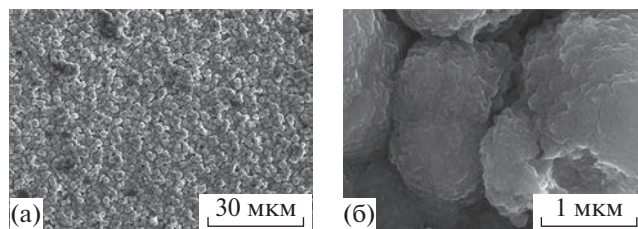


Рис. 2. РЭМ-изображения во вторичных электронах морфологии поверхности покрытия TiN–Pb на подложке из титанового сплава ВТ6 (а) и отдельных глобул (б).

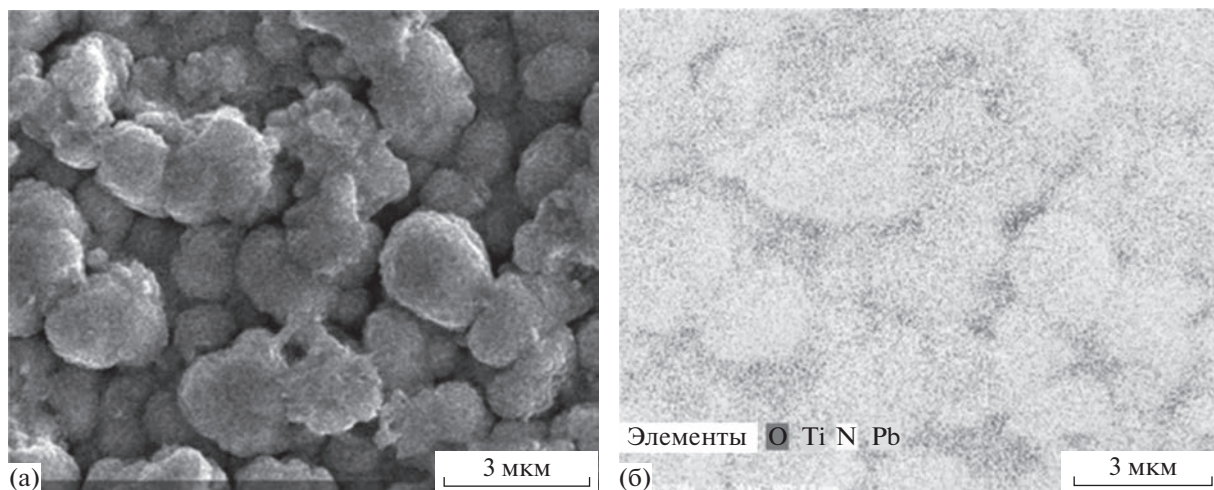


Рис. 3. РЭМ-изображение во вторичных электронах поверхности покрытия TiN–Pb на подложке из титанового сплава ВТ6 (а) и суммарная карта распределения элементов по данной области, полученная с помощью рентгеновского спектрального анализа (б).

формирование произвольно ориентированных зародышей TiN, что препятствует формированию выраженной текстуры. В работе [17] показано, что увеличение текстурного компонента (111) в покрытии TiN приводит к уменьшению износостойкости. Таким образом, полученная структура покрытия TiN способствует увеличению микротвердости и износостойкости: чередование кристаллических и аморфных областей и уменьшение зерен обеспечивают упрочнение в соответствии с законом Холла-Петча. Похожий эффект был показан для покрытия TiN–Cu в работах [13–15].

В двухкомпонентных покрытиях текстура стабильно воспроизводится в широких пределах вариации параметров напыления. Многокомпо-

нентные покрытия, к которым можно отнести и TiN–Pb, имеют отличающийся от двухкомпонентных механизм формирования структуры, о чем свидетельствуют радикальные изменения текстуры [7]. К примеру, в работах [8, 9] найдено, что добавление Al и Si в состав покрытий TiN сопровождается изменением текстуры, когда выраженная текстура с преимущественной ориентацией зерен параллельно (111), характерная для TiN покрытий, переходит в состояние без выраженной текстуры. Этот процесс сопровождается значительным уширением дифракционных линий, свидетельствующим об уменьшении размера кристаллитов и формировании псевдоаморфной структуры, которой соответствует размер зерен < 10 нм.

Трибологические испытания покрытия TiN–Pb проведены в условиях малоамплитудного трения – фреттинг-износа. В этих условиях взаимодействие трущихся тел может происходить в режимах, отличающихся различными механизмами разрушения поверхностей, в которых могут превалировать усталостные процессы, абразивное повреждение продуктами износа, либо адгезионное изнашивание [19, 20].

Для диагностики механизма трения при фреттинге в работе был использован энергетический подход [21], заключающийся в определении энергии диссипации в контакте путем измерения мгновенных значений силы трения и перемещения с частотой, как минимум в 20 раз превышающей частоту перемещения тел. Анализ полученных данных через петли фрикционного гистерезиса (рис. 6) позволяет оценить путем расчета индекса скольжения (S) [22] режимы взаимодей-

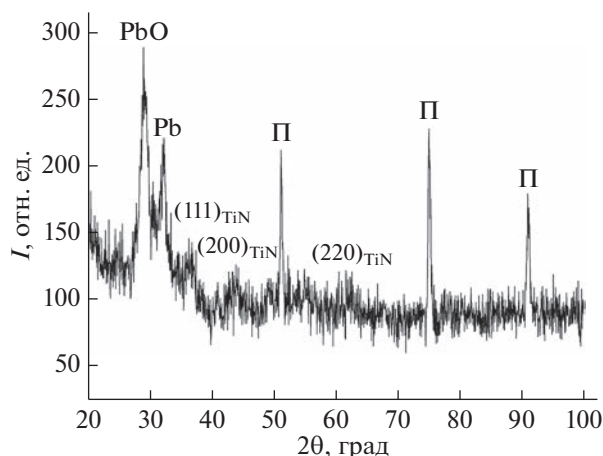


Рис. 4. Рентгенограмма TiN–Pb покрытия на подложке (П).

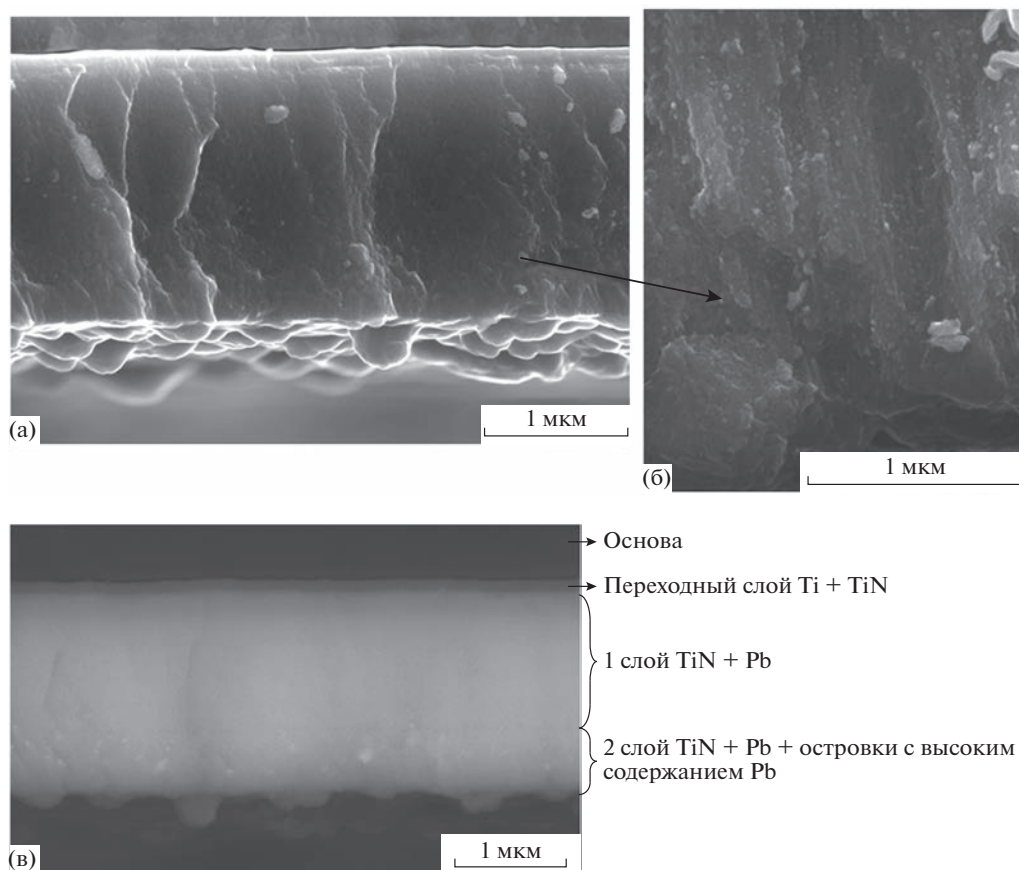


Рис. 5. РЭМ-изображения во вторичных электронах структуры покрытий TiN–Pb на поперечном сколе подложки из ситалла (а, б), в обратно отраженных электронах с обозначением слоев покрытия (в).

ствия трущихся тел непосредственно в процессе эксперимента и построить карту фреттинга [23]. Такой метод оценки режимов трения по динамическому состоянию системы имеет преимущества в скорости построения карты. Более точный, но при этом трудоемкий метод — оценка по состоянию материала после испытаний — требует, в том числе, и металлографических исследования для выявления трещин.

Для построения карты фреттинга эксперименты проводили в широком диапазоне изменения параметров нагружения. Полученная карта фреттинга на основе анализа форм и характеристик фрикционного гистерезиса приведена на рис. 7.

Как известно [24], в режиме полного скольжения при фреттинге превалирует процесс абразивного и адгезионного взаимодействия тел (режим полного скольжения обозначен квадратами на рис. 7); в смешанном режиме — быстротекущее разрушение усталостного характера (кресты); в режиме частичного проскальзывания — усталостное разрушение с низкой скоростью образования трещин (треугольники).

Как видно из рис. 7, часть результатов экспериментов вошло в зону возвратно-поступательного скольжения (окружности), что соответствует обычному процессу трения без характерных

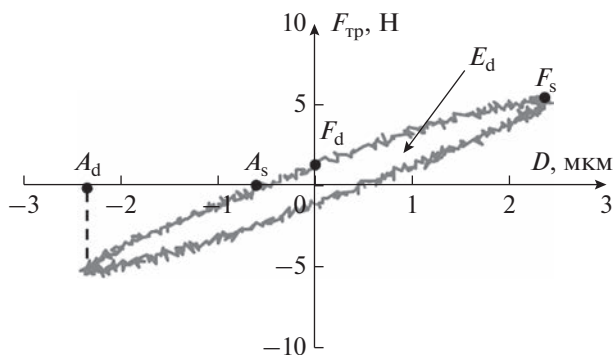


Рис. 6. График фрикционного гистерезиса при возвратно-поступательном перемещении: A_s — амплитуда скольжения; A_d — амплитуда смещения; F_s — статическая (максимальная) сила трения; F_d — динамическая сила трения, измеренная при нулевом смещении и максимальной скорости скольжения; E_d — рассеиваемая энергия.

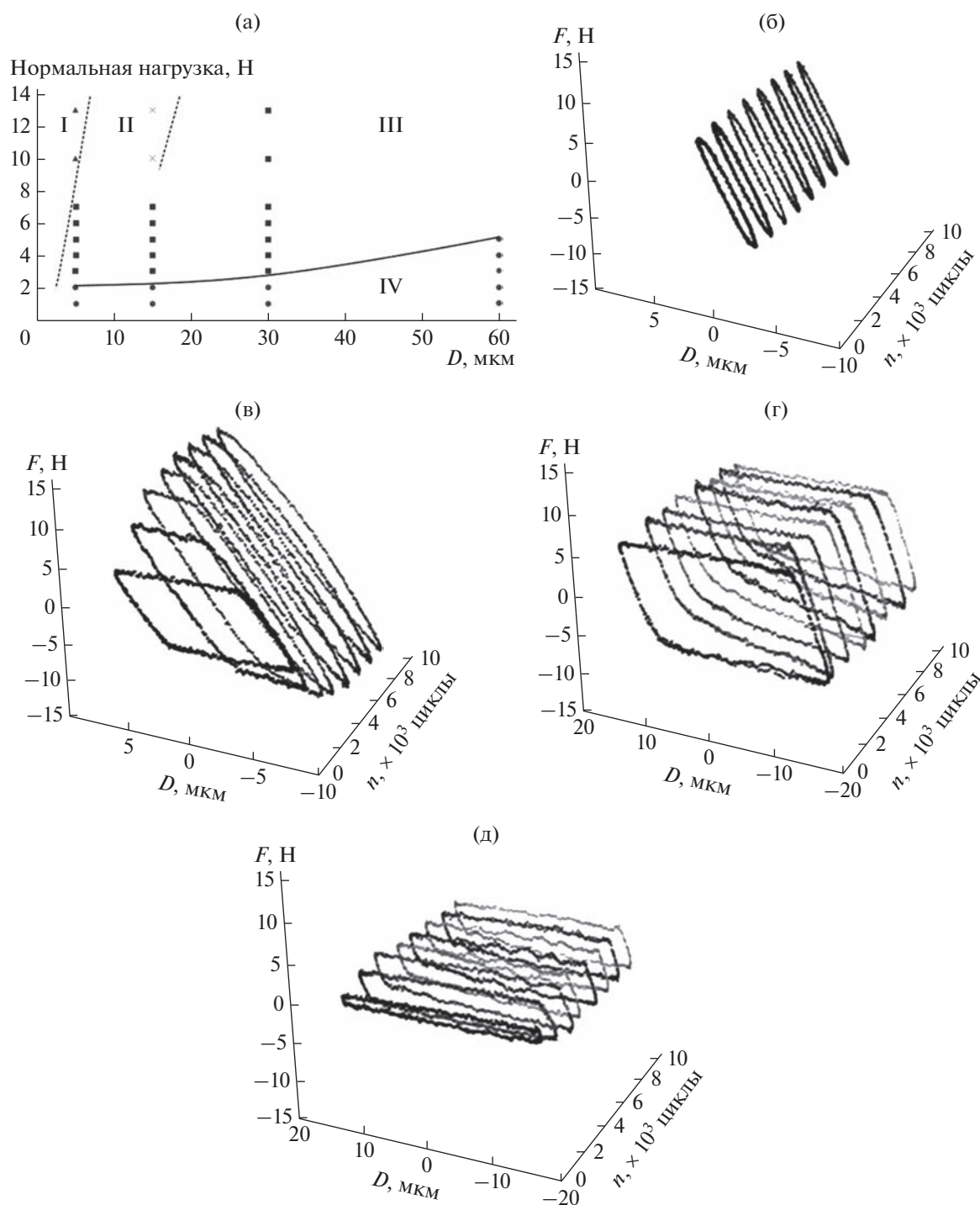


Рис. 7. Карта фреттинга ТСП системы TiN–Pb, полученной на подложке из титанового сплава ВТ6 (а): I – режим частичного проскальзывания (б); II – смешанный режим (в); III – режим полного скольжения (г); IV – режим возвратно-поступательного скольжения (д).

для фреттинга особенностей взаимодействия, трущихся тел.

Обозначенные механизмы разрушения материалов, полученные из расчета петель фрикционного гистерезиса, были подтверждены морфоло-

гией пятен износа после испытаний. Так на рис. 8 приведено изображение пятна износа, полученного при $D = 5$ мкм и $F_n = 13$ Н. Как видно, пятно износа представляет собой небольшое неравномерное повреждение с характерными размерами

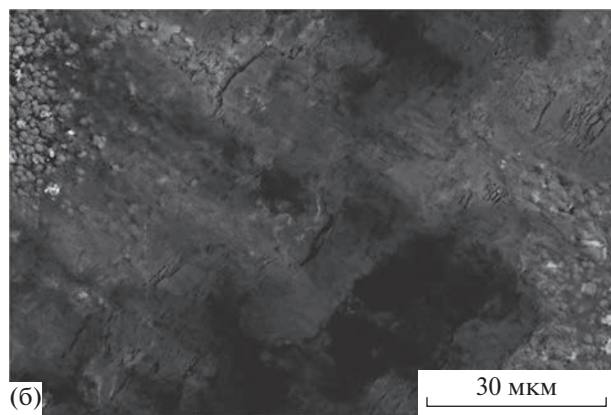
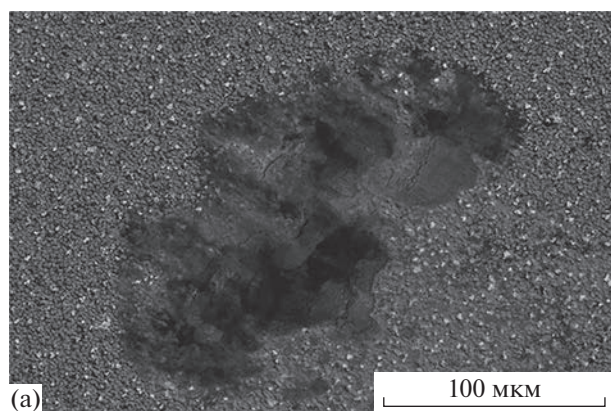


Рис. 8. РЭМ-изображения в обратно отраженных электронах повреждения покрытия TiN–Pb на подложке из титанового сплава ВТ6, полученного при $D = 5$ мкм и $F_n = 13$ Н: общий вид морфологии области повреждения (а), микротрещины в области повреждения (б).

~100 мкм вдоль оси перемещения и ~250 мкм поперек. При большем увеличении (рис. 8б) обнаружены трещины на поверхности покрытия длиной до 15 мкм, которые находятся строго перпендикулярно к направлению трения тел. Таким образом, механизм разрушения поверхности покрытия соответствует преобладающим процессам для режима частичного проскальзывания — усталостному разрушению, которое возникает в результате действия знакопеременной силы трения в контакте в совокупности с наличием перехода между зонами скольжения и упругого взаимодействия тел.

В смешанном режиме ($D = 15$ мкм, $F_n = 10$ Н) процесс усталостного разрушения при той же базе испытаний значительно усугубляется — формируется ярко выраженная сеть трещин на всей площади пятна контакта на поверхности покрытия (рис. 9). Процесс дальнейшего разрушения может привести к отслаиванию крупных агломе-

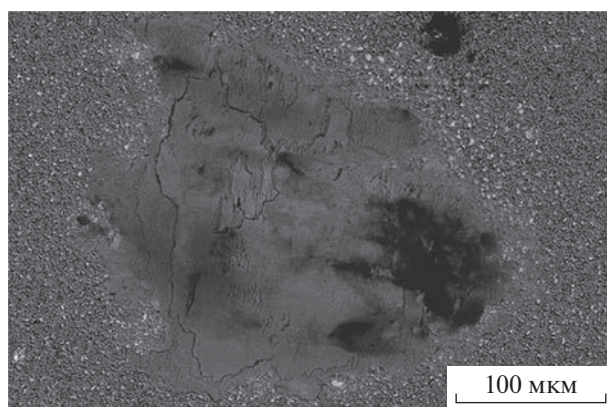


Рис. 9. РЭМ-изображение в обратно отраженных электронах повреждения покрытия TiN–Pb на подложке из титанового сплава ВТ6, полученного при $D = 15$ мкм, $F_n = 10$ Н.

ратов покрытия в процессе трения и взаимодействия контртела с подложкой, а также, при определенных условиях, к переходу трещин с покрытия в поверхностный слой металла.

В режиме полного скольжения ($D = 30$ мкм, $F_n = 3$ Н) механизм разрушения полностью изменяет свой характер: начинают превалировать процессы абразивного взаимодействия (рис. 10). Благодаря добавлению в состав композиционного покрытия пластичного компонента — свинца, образуется характерный сдвиговый рельеф покрытия вдоль направления движения тел (рис. 10а).

Также надо отметить, что уровень энергии диссипации в режиме полного скольжения наиболее высокий, что косвенно говорит о достаточно большой скорости изнашивания. Элементный анализ пятна износа показывает появление в центре пятна зон с повышенным содержанием титана (рис. 10б), связанных с началом процесса полного изнашивания покрытия до металла-подложки.

Представляет интерес тот факт, что при переходе из режима полного скольжения в режим возвратно-поступательного скольжения энергия диссипации падает более чем в три раза, что отражается и в резком снижении коэффициента трения с 0.25 до 0.05.

При анализе пятен повреждений для режима возвратно-поступательного и полного скольжения с помощью лазерного микроскопа можно наблюдать взаимосвязь между шириной петли гистерезиса и глубиной пятна повреждения (рис. 11): скорость изнашивания покрытия достаточно сильно зависит от прикладываемой нормальной нагрузки, что с одной стороны говорит о необходимости повышения несущей способности покрытия,

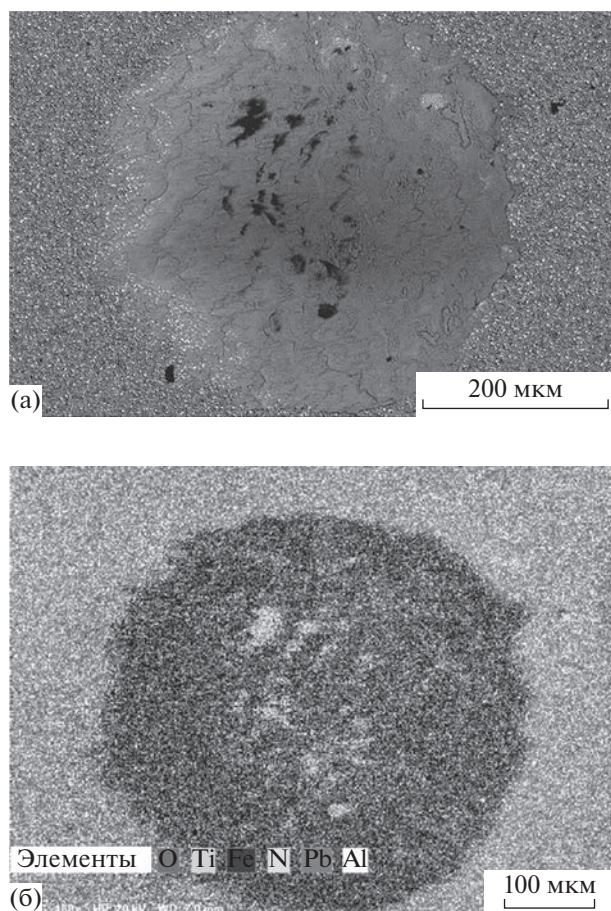


Рис. 10. РЭМ-изображение в обратно отраженных электронах повреждения покрытия TiN–Pb на подложке из титанового сплава ВТ6, полученного при $D = 30$ мкм и $F_n = 3$ Н (а) и суммарная карта распределения элементов по данной области (б).

а с другой о положительном влиянии добавки свинца для снижения коэффициента трения.

Таким образом, режим возвратно-поступательного скольжения, как и режим частичного проскальзывания, для твердого смазочного покрытия системы TiN–Pb возникает в узких диапазонах нагрузок и перемещений. Основным режимом трения при фреттинге является режим полного скольжения. Смешанный режим также возникает в узком диапазоне нагрузок, с образованием сети трещин, которая может привести к его отслаиванию. В режиме полного скольжения устанавливается коэффициент трения равный ~ 0.25 , что значительно ниже коэффициента трения TiN без добавок Pb, который находится в диапазоне $\sim 0.75–0.9$ [25, 26]. Стоит отметить, что скорость изнашивания покрытия достаточно высока, что к концу испытания приводит к локальному разрушению покрытия.

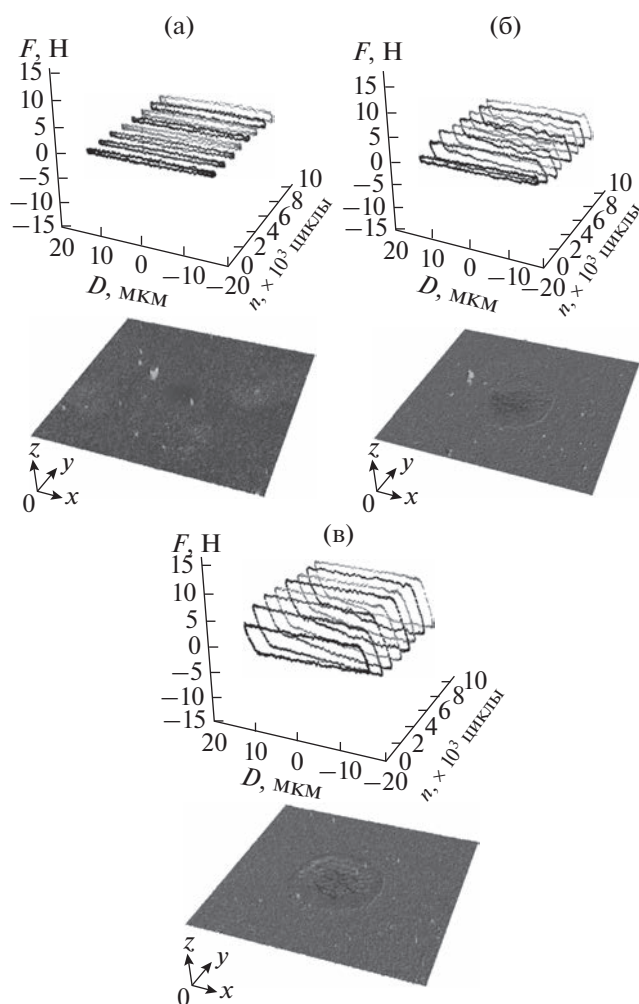


Рис. 11. Изменение формы петли гистерезиса в ходе эксперимента и вид пятна износа на поверхности образца в конце эксперимента при $D = 30$ мкм и $F_n = 1$ (а); 2 (б); 3 Н (в).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом одновременного распыления монослойных (Ti и Pb) катодов двух отдельных магнетронов на подложке из титанового сплава ВТ6 получены композитные твердосмазочные покрытия TiN–Pb толщиной ~ 2 мкм. По данным рентгеновского спектрального анализа содержание Pb в покрытии в среднем составляет ~ 12 ат. %. Для покрытия характерна глобулярная морфология, а основной его слой можно разделить на две области: внутреннюю, которая характеризуется равномерным распределением Pb, и верхнюю с повышенным содержанием Pb, что связано с фазовой миграцией легкоплавкого компонента. Покрытие TiN–Pb обладает дисперсной структурой с кристаллитами размером до нескольких десятков нанометров, ему не свойственна характерная

для TiN покрытий столбчатая структура, а также обычно сочетающаяся с ней выраженная текстура с преимущественной ориентацией зерен параллельно кристаллографической плоскости (111). Эти свойства обусловлены воздействием частиц Pb и PbO, которые стимулируют зарождение произвольно ориентированных кристаллитов TiN и препятствуют их росту. В режиме полного скольжения наблюдается приемлемый для ТСП коэффициент трения ~0.25. В режиме возвратно-поступательного скольжения коэффициент трения устанавливался на уровне ~0.05. Для повышения трибологических свойств в режиме полного скольжения требуется увеличение несущей способности покрытий системы TiN–Pb.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00754).

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент на изобретение 2416675 (РФ) Способ формирования композитных твердосмазочных покрытий на рабочих поверхностях узлов трения / Лесневский Л.Н., Тюрин В.Н., Ушаков А.М. Московский авиационный институт. 2011. 7 с.
2. Aouadi S.M., Luster B., Kohli P., Muratore C., Voevodin A.A. // *Surf. Coat. Technol.* 2009. V. 204. № 6. P. 962.
<https://www.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.04.010>
3. Aouadi S.M., Gao H., Martini A., Scharf T.W., Muratore C. // *Surf. Coat. Technol.* 2014. V. 257. P. 266.
<https://www.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.05.064>
4. Кондратьев В.А., Лесневский Л.Н., Тюрин В.Н., Ушаков А.М. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2004. № 2. С. 49.
5. Lesnevskii L.N., Lezhnev L.Yu., Lyakhovetskii M.A. et al. // *J. Machinery Manufacture Reliability.* 2017. V. 46. P. 25.
<https://www.doi.org/10.3103/S1052618817010101>
6. Turkin A.A., Pei Y.T., Shaha K.P. et al. // *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108. № 9. P. 094330-1.
<https://www.doi.org/10.1063/1.3506681>
7. Hasegawa H., Kimura A., Suzuki T. // *Surf. Coat. Technol.* 2000. V. 132. № 1. P. 76.
[https://www.doi.org/10.1016/S0257-8972\(00\)00737-4](https://www.doi.org/10.1016/S0257-8972(00)00737-4)
8. Yoo Y., Le D.P., Kim J.G. et al. // *Thin Solid Films.* 2008. V. 516. № 11. P. 3544.
<https://www.doi.org/10.1016/j.tsf.2007.08.069>
9. Betsofen S.Ya., Plikunov V.V., Petrov L.M., Bannykh I.O. // *Aviation Industry.* 2007. № 4. P. 9.
10. Tan S., Zhang X., Wu X., Fang F., Jiang J. // *Appl. Surf. Sci.* 2011. V. 257. № 6. P. 1850.
<https://www.doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.08.114>
11. Chang Ch.-L., Lin Ch.-T., Tsai P.-Ch., Ho W.-Y., Wang D.-Y. // *Thin Solid Films.* 2008. V. 516. № 16. P. 5324.
<https://www.doi.org/10.1016/j.tsf.2007.07.087>
12. Discerens M., Patscheider J., Levy F. // *Surf. Coat. Technol.* 1998. V. 108. P. 241.
[https://www.doi.org/10.1016/S0257-8972\(98\)00560-X](https://www.doi.org/10.1016/S0257-8972(98)00560-X)
13. Блинков И.В., Волхонский А.О., Лантев А.И., Свиридова Т.А., Табачкова Н.Ю., Белов Д.С., Еришова А.В. // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2013. № 2. С. 55.
<https://www.doi.org/10.17073/1997-308X-2013-2-54-59>
14. Yea F., Suna X. // *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.* 2018. V. 28. № 1. P. 40.
<https://www.doi.org/10.1016/j.pnsc.2018.01.001>
15. Семенов А.П., Цыренов Д.Б., Семенова И.А., Смирнягина Н.Н. Синтез нанокристаллических покрытий TiN–Cu на принципе сопряжения процессов вакуумно-дугового испарения Ti и магнетронного распыления Cu в вакуумной установке ВУ-1Б. Издательства БНЦ СО РАН. Сборники, 2018. 134 с.
16. Lozovan A.A. et al. // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2018. V. 52. № 39.
<https://www.doi.org/10.1088/1757-899X/387/1/012048>
17. Лозован А.А., Бецофен С.Я., Ляховецкий М.А., Павлов Ю.С., Грушин И.А., Кубатина Е.П., Николаев И.А. // *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2021. Т. 27. № 4. С. 70.
<https://www.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-70-77>
18. Guleryuz C.G., Krzanowski J.E., Veldhuis S.C., Fox-Rabinovich G.S. // *Surf. Coat. Technol.* 2009. V. 203. P. 3370.
19. Suciu C.V., Uchida T. // *Parallel Grid Cloud Internet Computing.* 2010. P. 560.
<https://www.doi.org/10.1109/3PGCIC.2010.96>
20. Lesnevskiy L.N., Lyakhovetskiy M.A., Savushkina S.V. // *J. Friction Wear.* 2016. V. 37. № 3. P. 268.
<https://www.doi.org/10.3103/S1068366616030107>
21. Fouvry S., Kapsa Ph., Vincent L. // *Wear.* 1996. V. 200. № 1. P. 186.
[https://www.doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07306-1](https://www.doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07306-1)
22. Ma L., Eom K., Geringer J., Jun T.-S., Kim K. // *Coatings.* 2019. V. 9. № 8. P. 501.
<https://www.doi.org/10.3390/coatings9080501>
23. Fouvry S., Kapsa Ph., Vincent L. // *Fretting Fatigue: Current Technol. Practices. ASTM STP 2000. 1367.* P. 49.
<https://www.doi.org/10.1520/STP14721S>
24. Kapsa P., Fouvry S., Vincent L. // *Wear Mechanisms Mater. Practice.* 2005. P. 317.
<https://www.doi.org/10.1002/9780470017029.ch13>
25. Holleck H., Schier V. // *Surf. Coat. Technol.* 1995. V. 76. № 1. P. 328.
[https://www.doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02555-3](https://www.doi.org/10.1016/0257-8972(95)02555-3)
26. Liu A., Deng J., Cui H., Chen Y., Zhao J. // *Int. J. Refractory Metals Hard Mater.* 2012. V. 31. P. 82.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jrmhm.2011.09.010>

Study of the Structure and Mechanisms of Wear of Solid-Lubricant Coatings of the TiN–Pb System

A. A. Lozovan^{1,*}, S. Ya. Betsofen¹, S. V. Savushkina^{1,**}, M. A. Lyakhovetsky^{1,***}, L. N. Lesnevsky¹,
I. A. Nikolaev¹, Yu. S. Pavlov¹, E. P. Kubatina¹, L. E. Agureev²

¹*Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow, 125993 Russia*

²*JSC State Research Center “Keldysh Center”, Moscow, 125438 Russia*

**e-mail: loz-plasma@yandex.ru*

***e-mail: sveta_049@mail.ru*

****e-mail: maxim.lyakhovetskiy@mai.ru*

Composite solid lubricating coatings TiN–Pb with a thickness of $\sim 2 \mu\text{m}$ were produced by co-sputtering of Ti and Pb cathodes of two separate magnetrons on titanium alloy VT6. The Pb content in the coating averages $\sim 12 \text{ at. \%}$. The inner layer is coating characterized by a uniform distribution of Pb, and the upper layer is characterized by the presence of islands with a high content of Pb. The coating structure is globular, predominantly containing nanometer-sized crystallites. The absence of a columnar structure of the coating is associated with a high content of Pb, which is insoluble in the TiN matrix and interrupts the growth of crystallites. X-ray diffraction analysis showed the presence of Pb, PbO, and TiN phases in the coatings. The diffraction lines are broadened, which indicates that the crystallite size is $\sim 10\text{--}20 \text{ nm}$ in the coating. Tribological tests of the TiN–Pb coating were carried out under conditions of low-amplitude friction – fretting wear in a wide range of loading parameters. In the full slip mode, a friction coefficient of ~ 0.25 is observed. During the transition from the full slip mode to the reciprocating slip mode, the energy dissipated during friction drops by more than three times, which is also reflected in a sharp decrease in the friction coefficient from 0.25 to 0.05.

Keywords: coating, magnetron sputtering, structure, texture, phases, titanium nitride, lead, solid lubricant coating, fretting, wear.