

ТВЕРДЫЕ ТЕЛА В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

УДК 621.793.14

РЕАКЦИОННОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ОСАЖДЕНИЕ НИЗКО-ФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМБИНАЦИИ НАНОЛАМЕЛЕЙ $2\text{H}-\text{MoS}_2$ И $2\text{H}-\text{WS}_2$

© 2026 г. С. Н. Григорьев^а, Д. В. Фоминский^{а, б}, М. Д. Грицкевич^б,
Д. Э. Лесных^б, М. А. Волосова^а, В. Ю. Фоминский^{б, *}

^аМосковский государственный технологический университет “СТАНКИН”, Москва, 127055 Россия

^бНациональный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, 115409 Россия

*E-mail: vyfominskij@mephi.ru

Поступила в редакцию 03.04.2025 г.

После доработки 16.04.2025 г.

Принята к публикации 06.06.2025 г.

Исследованы особенности структурообразования и трибологические свойства многослойных покрытий, содержащих нанослой MoS_2 и WS_2 . Для формирования покрытий использован метод импульсного лазерного осаждения из мишеней MoS_2 и WO_3 в реакционном газе H_2S при повышенной температуре подложки. Выбранная толщина слоев (~100 нм) исключала смешивание элементов Mo и W между слоями, а применение мишени MoS_2 позволяло дополнить осаждение атомарного потока внедрением в растущее покрытие наночастиц Mo. Установлено, что в осаждаемых слоях формировалась слоистая кристаллическая структура, содержащая разно ориентированные нанопластины $2\text{H}-\text{MoS}_2$ и $2\text{H}-\text{WS}_2$. Разрывы в структуре и атомной упаковке наноламелей $2\text{H}-\text{MoS}_2$ и $2\text{H}-\text{WS}_2$ на границе слоев не обнаружено. Исследования трибологических свойств в условиях пониженной влажности среды (относительная влажность 8%) показали, что реализованная в покрытии оригинальная многофазная структура обеспечивала достаточно высокие антифрикционные свойства при трении скольжения. Коэффициент трения при скольжении стального шарика по подложке Si с многослойным покрытием MoS_2/WS_2 толщиной ~2 мкм составлял 0.015–0.02.

Ключевые слова: импульсное лазерное осаждение, твердосмазочные покрытия, нанокompозитные покрытия, дисульфид молибдена, дисульфид вольфрама, сверхнизкий коэффициент трения, наноструктура

DOI: 10.56304/S2079562926010148

ВВЕДЕНИЕ

Твердосмазочные покрытия на основе дихалькогенидов переходных металлов (ДПМ) представляют большой научный и практический интерес в силу их уникальности при решении задач борьбы с трением в условиях, когда жидкие смазки или полимеры оказываются трудно применимыми. К важным применениям твердосмазочных покрытий относятся ответственные узлы микромеханических (высокотехнологичных) устройств, вакуумная и космическая техника, а также в термоядерных реакторах, в частности, в болтовых соединениях модулей blankets ИТЭР [1–3]. К настоящему времени наиболее изучены покрытия из дисульфида молибдена, получаемые методом магнетронного распыления [4–6]. Трибологические свойства однослойных (монокристаллических) покрытий из MoS_2 существенно зависят от среды испытания на трение и износ. Наименьшее значение коэффициента трения (0.02–0.03) при ми-

нимальном износе отмечается при трении в вакуумных условиях. Повышение влажности среды испытаний оказывает сильное негативное влияние на трибологические свойства.

Основной недостаток монослойных покрытий MoS_2 заключается в невысокой износостойкости, особенно при высоких контактных нагрузках. Для повышения износостойкости этих покрытий применяются методы легирования, в частности металлами Ni, Ti, Cr и др. [6–8]. Также для улучшения трибологических свойств активно применяется методика наноструктурирования, достигаемая соосаждением или многослойным осаждением различных по химическому составу нанопленок [9–11]. Так в [11] установлено, что при магнетронном осаждении многослойных покрытий, содержащих нанослой MoS_2 и WS_2 , значительно повышается плотность покрытия и его твердость по сравнению с однослойными покрытиями MoS_2 и WS_2 . При этом практически на порядок величины возрастала

долговечность многослойного покрытий при трении скольжения. Улучшение трибомеханических свойств многослойного покрытия MoS_2/WS_2 объяснено изменением структурообразования при осаждении атомарного потока. При чередовании слоев MoS_2 и WS_2 нарушался механизм роста столбчатой структуры, характерный для однослойных покрытий и обуславливающий, как правило, формирование пористой структуры.

Применение комбинации MoS_2 и WS_2 для получения твердосмазочных покрытий с улучшенными свойствами может быть перспективно и в рамках современной тенденции на реализацию сверхнизкого коэффициента трения в ДППМ-содержащих покрытиях [12–14]. Одним из факторов, способствующих снижению трения, является формирование несоразмерного контакта в паре трения или между нанослоями покрытия. Можно предположить, что сопротивление сдвигу базисных плоскостей в гексагональной решетке 2H-MoS_2 может быть ниже, чем при смещении базисных плоскостей на гетеропереходе между 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 . В работе [15] установлено, что при скольжении базисных плоскостей 2H-MoS_2 на гетеропереходе с аморфной фазой $\text{TaS}_2(\text{O})$ может быть достигнут сверхнизкий коэффициент трения равный 0.01.

В данной работе ставилась задача исследовать возможность снижения трения при формировании гетеропереходов между наночастицами 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 при условии слабого различия в параметрах кристаллической решетки этих фаз. Параметр решетки MoS_2 составляет 0.3185 нм, а для WS_2 – 0.3173 нм [16]. Для формирования покрытий использовалась методика реакционного импульсного осаждения чередующихся слоев MoS_2 и WS_2 при повышенной температуре подложки. Выбранные условия должны были обеспечить кристаллизацию слоев и исключить их смешивание, т.е. предотвратить формирование тройного соединения Mo-W-S . Импульсной лазерной абляции подвергались мишени MoS_2 и WO_3 . Использование реакционной газовой среды H_2S обеспечивало сульфидирование осаждаемого материала. Применение мишени MoS_2 для лазерной абляции позволяло “добавить” в состав покрытий округлые наночастицы Mo , которые могли оказывать важное влияние на формирование контакта поверхностей покрытия и контртела [17].

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ

Для получения покрытия, состоящего из чередующихся слоев MoS_2 и WS_2 , проводилась импульсная лазерная абляция мишеней MoS_2 и WO_3 , изготовленных методом прессования микропорошков. Использовался лазер $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ (LQ529 Solar LS) с

длиной волны лазерного излучения 1064 нм. Энергия в импульсе составляла 40 мДж, длительность импульсов 15 нс, частота следования импульсов 20 Гц. Плотность энергии (флюенс) составлял примерно 10 Дж/см². Осаждение покрытий проводилось на подложки, изготовленные из полированных пластин монокристаллического кремния. Подложка устанавливалась на расстоянии 3 см от мишеней таким образом, чтобы лазерный эрозионный факел падал перпендикулярно поверхности подложки. Температура подложки в процессе осаждения составляла 500°C. В течение всего времени осаждения покрытий, которое оставляло 10 мин, в камере после вакуумной откачки поддерживалось давление сероводорода равное 15 Па. Толщина осажденных покрытий составляла примерно 2 мкм.

Структурное состояние полученных покрытий, а также локальная концентрация элементов исследовались методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СПЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) на приборе Osiris TEM/STEM (Thermo Fisher Scientific, USA) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Применены режимы СПЭМ высокого разрешения (STEM-HR) и СПЭМ в темном поле с большим углом (HAADF-STEM). Для исследования поперечного сечения покрытия методом СПЭМ сфокусированным ионным пучком перпендикулярно поверхности образца вырезалась тонкая ламель. Обработка изображений проводилась при помощи программного обеспечения Digital Micrograph (Gatan, USA) and TIA (Thermo Fisher Scientific, USA). Для защиты поверхности образца от внешних воздействий перед изготовлением ламели наносилась тонкая пленка Pt.

Исследования трибологических свойств созданных покрытий проводились на приборе Anton Paar TRB3 в режиме возвратно-поступательного скольжения стального шарика диаметром 6 мм. Нагрузка на шарик составляла 9 Н, что обеспечивало высокие контактные напряжения Герца, превышающие 5 ГПа. Максимальная скорость скольжения составляла 2 см/с. Длина трека скольжения составляла 7 мм. Трибоиспытания проводились при комнатной температуре в воздушной атмосфере, обогащенной азотом. Среда для испытаний создавалась прокачкой азота через камеру трибометра. Измерение относительной влажности созданной среды в камере трибометра показало, что она составляла примерно 8%. Это указывало на то, что трибоиспытания созданных покрытий проведены в более сложных условиях, чем условия испытаний в вакууме. Изменение структурно-фазового состояния покрытия после трибоиспытаний исследовалось методом микроановской спектроскопии при использовании лазерного излучения с длиной волны 532 нм. Спектральное

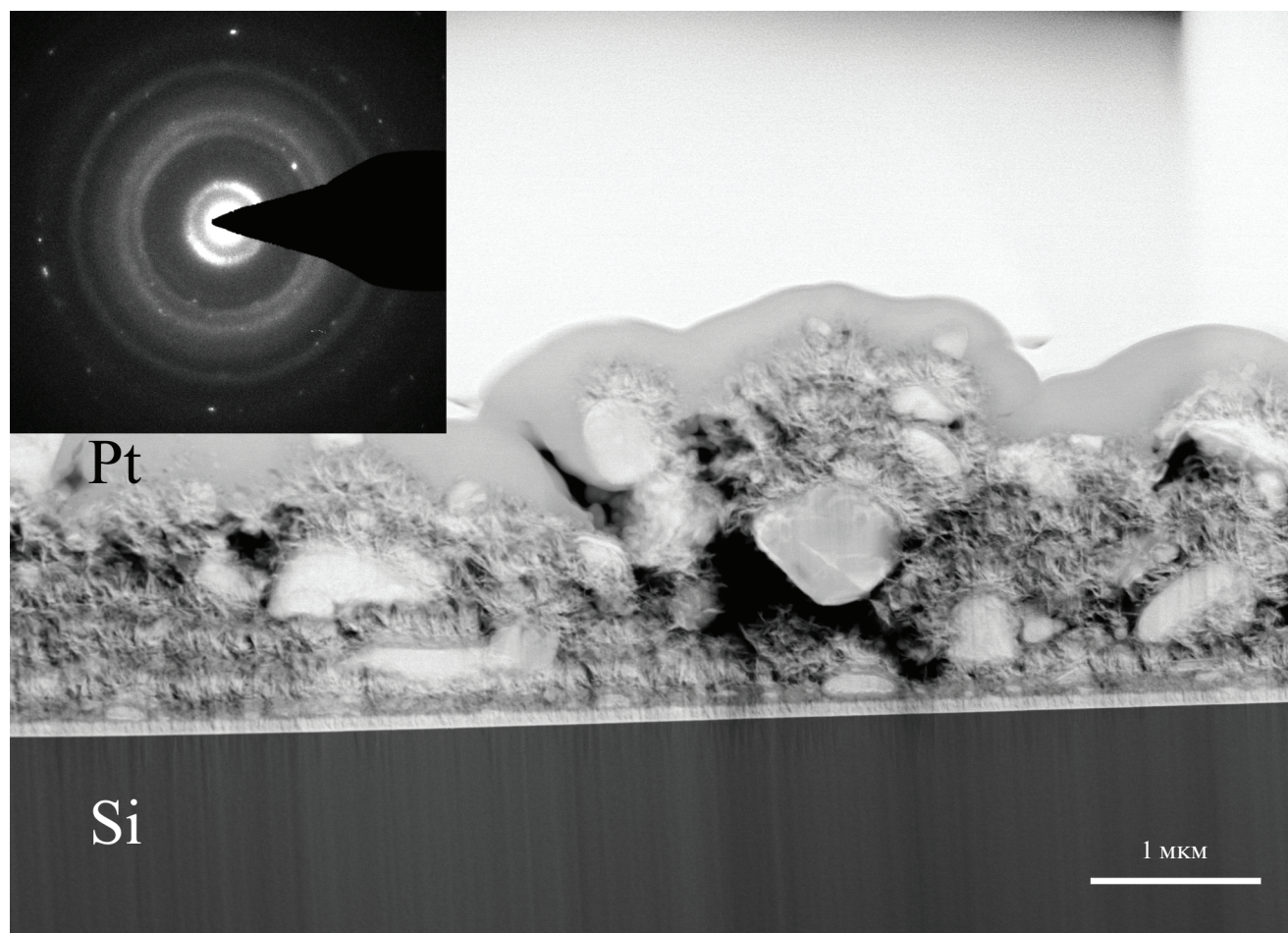


Рис. 1. СПЭМ-изображение (HAADF-STEM) поперечного сечения покрытия, сформированного на кремниевой подложке методом реакционного импульсного лазерного осаждения. На вставке показана картина микродифракции электронов.

разрешение составляло 1 см^{-1} , диаметр анализирующего лазерного пятна не превышал 0.5 мкм .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты структурных исследований созданных покрытий методом СПЭМ представлены на рис. 1. Видно, что матрица покрытия состояла из наноразмерных кристаллитов, ориентированных произвольным образом относительно поверхности образца. Покрытие содержит также частицы субмикронного и нанометрового размера, относительно светлый контраст которых указывал на обогащение металлом. В целом эти частицы не оказывали негативного влияния на плотность покрытия, что могло быть обусловлено высокой подвижностью осаждаемых атомов по поверхности покрытия при температуре 500°C . Кольцевая картина микродифракции электронов, показанная как вставка на рис. 1, соответствовала гексагональной решетке соединений 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 . Слабое

различие в параметрах кристаллической решетки этих соединений не позволяло разделить дифракцию электронов от двух фаз. Отдельные точечные рефлексы на картине микродифракции возникали в результате рассеяния электронов на нановключениях молибдена. Вывод о фазовом составе покрытия подтверждался результатами измерения химического состава методом ЭДС.

Рисунки 2 и 3 иллюстрируют распределение элементов по глубине в полученном покрытии в корреляции с особенностями его наноструктуры. Элементный состав в отдельных участках покрытия приведен в табл. 1. Хорошо виден слоистый характер распределения Mo и W. Толщина слоев составляла примерно 100 нм . Явного взаимного перемешивания этих элементов между слоями не обнаружено. Выбранный режим осаждения обеспечивал достаточно эффективное сульфидирование слоев молибдена и вольфрама, однако концентрация серы в слоях WS_2 оказалась несколько ниже, чем в слоях MoS_2 . Это было обусловлено не

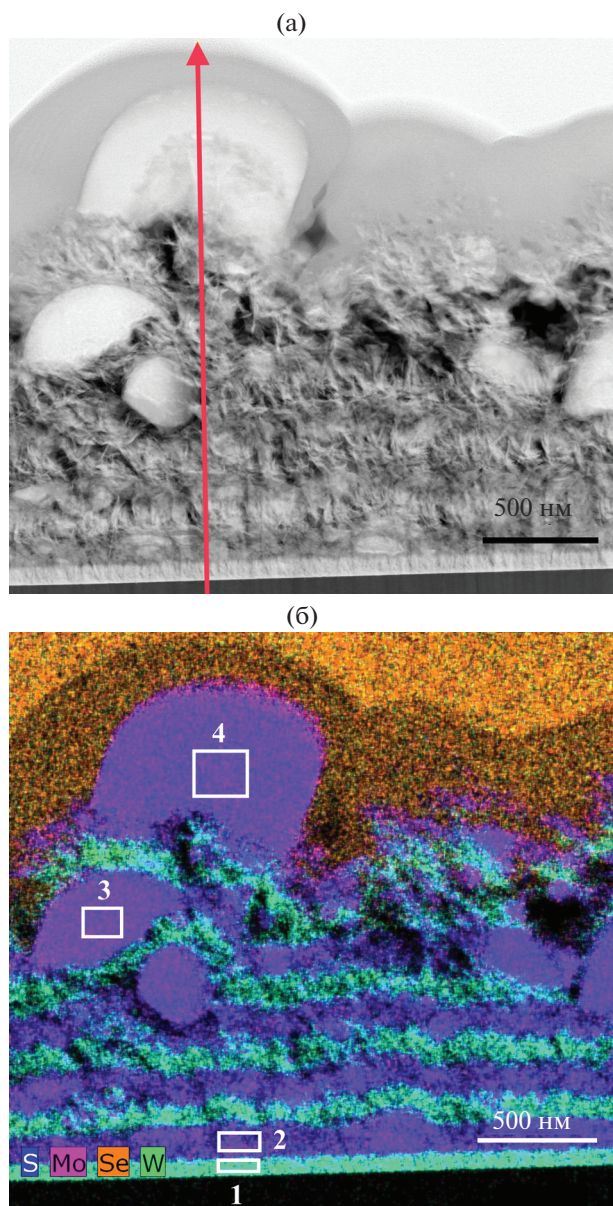


Рис. 2. СПЭМ-изображение (HAADF-STEM) (а) и ЭДС-картирование элементов (б) в сечении покрытия MoS_2/WS_2 . Стрелкой на (а) показано направление, выбранное для измерения глубинного распределения элементов, приведенного на рис. 3. На (б) выделены локальные участки покрытия, элементный состав которых представлен в табл. 1.

полным восстановлением оксида вольфрама при взаимодействии осаждаемого из мишени WO_3 потока атомов W и O с молекулами сероводорода. Селен внедрялся в покрытие из остаточной атмосферы, так как ранее в камере проводились эксперименты по формированию пленок WSe_2 .

Следует отметить, что при осаждении частиц Mo в сероводороде на нагретую подложку возможно протекание реакции сульфидирования оболочки этих частиц. При этом эффективность

процесса зависит от времени воздействия сероводорода на поверхность частицы. Вероятно, по этой причине частица Mo, локализованная на поверхности покрытия (участок 4), насыщена серой в большей степени, чем частица Mo (участок 3), расположенная под слоем WS_2 .

Исследования наноструктуры покрытия методом СПЭМ высокого разрешения показали, что все слои MoS_2 и WS_2 состояли из нанокристаллов со слоистой упаковкой атомов, характерной для гексагональных фаз 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 (рис. 4). Расстояние между базисными плоскостями для обеих фаз составляло ~ 0.6 нм. На границе с кремниевой подложкой базисные плоскости WS_2 были ориентированы вдоль поверхности подложки (рис. 4а). С увеличением толщины наблюдалась явная разориентация нанокристаллов. После осаждения покрытия на изначально идеально гладкой поверхности кремниевой монокристаллической пластины возникала шероховатость, обусловленная твердофазной реакцией SiO_2 (естественный оксид кремния) с осаждаемым потоком атомов и молекулами H_2S . Толщина модифицированного интерфейсного слоя W–S–O составляла несколько нанометров, что вероятно не оказало значимого влияния на рост первого осажденного слоя WS_2 .

Изменение элементного состава осаждаемого потока атомов при формировании интерфейса как между слоями MoS_2 и WS_2 , так и WS_2 и MoS_2 , не оказывало заметного влияния на структурообразование покрытия (рис. 4б). При использовании метода СПЭМ высокого разрешения не обнаружено явного разрыва в нанокристаллической структуре ламелей, ориентированных как вдоль, так и перпендикулярно границы интерфейса. Это могло быть обусловлено взаимной диффузией атомов Mo и W в области интерфейса, что обеспечивало плавное изменение параметра решетки нанокристаллов на межфазной границе.

На рис. 5а показаны результаты измерения коэффициента трения при трибоиспытании созданного многослойного покрытия. Испытания были остановлены при обнаружении признаков разрушения покрытия. Начальный коэффициент трения достигал 0.06 и за примерно 50 циклов приработки снизился до ~ 0.02 (усредненная за цикл величина). Анализ временной эволюции коэффициента трения показал, что в течение одного цикла возвратно-поступательного скольжения минимальная величина коэффициента трения составляла 0.015. На рис. 5б представлены микрофотографии трека, образовавшегося на покрытии после 10^3 циклов скольжения. Видно, что после скольжения контртела произошло выглаживание поверхности покрытия. Покрытие сохранилось на подложке, однако присутствовали признаки зарождения трещин и локального отслаивания (вспучивания) покрытия.

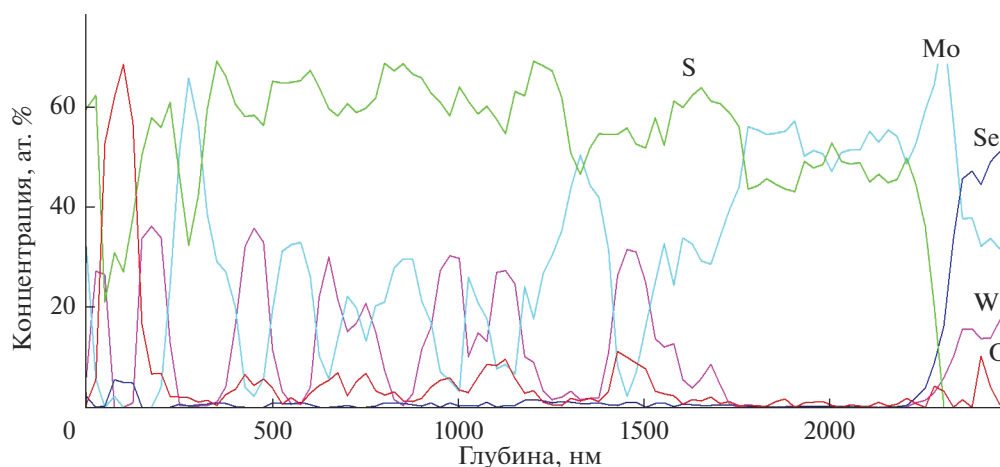


Рис. 3. Глубинное распределение элементов в многослойном покрытии MoS_2/WS_2 , измеренное вдоль указанного стрелкой на рис. 2а направления. Селен был выбран для того, чтобы оценить влияние загрязнений камеры для осаждения, обусловленные предыдущими экспериментами по формированию Se-содержащих покрытий, в частности WSe_2 .

На рис. 6 показаны микроРамановские спектры, которые измерялись как для исходного покрытия, так и для двух микроучастков на треке износа. Анализ этих спектров для исходного покрытия показал, что в спектре присутствовали пики, характерны для гексагональных фаз 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 . В спектрах доминировали пики, соответствующие колебательным модам первого порядка E_{2g}^1 и A_{1g} . Пики для двух фаз частично перекрываются, так как пик E_{2g}^1 расположен для MoS_2 около 380 см^{-1} , а для WS_2 около 357 см^{-1} . Пик A_{1g} для MoS_2 лежит вблизи 405 см^{-1} , а для WS_2 вблизи 420 см^{-1} . При анализе спектров видно заметное уширение пиков для фазы WS_2 . Проведенный выше анализ элементного состава слоев WS_2 указывал на то, что внедрение атомов кислорода в некоторой степени препятствовало формированию качественной кристаллической структуры 2H-WS_2 . Пиков WO_3 в спектрах не обнаружено [18]. Нельзя исключить то факт, что выбранная температура синтеза слоев WS_2 недостаточна для формирования бездефектной кристаллической структуры 2H-WS_2 . Следует отметить, что длина волны 532 нм соответствует резонансу для экситонного пика, в

результате пик E_{2g}^1 может быть усилен наложением пика, соответствующего моде 2LA(M) с рамановским сдвигом $\sim 352\text{ см}^{-1}$ [10].

Исследования треков износа методом микроРамановской спектроскопии показали, что трибозодействие не вызвало заметных структурно-фазовых изменений в зоне скольжения контртела. Интенсивность спектра несколько уменьшилась в треке, однако его характеристики не изменились, т.е. сохранились пики фаз 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 , а новые пики не появились. Не изменились и ширины пиков от дисульфидов молибдена и вольфрама. Все это указывало на то, что при в результате скольжения контртела протекал слабый износ покрытия, а структурное состояние нанокристаллов 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 не изменилось. При этом нельзя исключить изменения ориентации этих нанокристаллов и механическое смешивание наночастиц 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 в результате трибопереноса. Не удалось обнаружить изменений и в области накопления частиц износа. Это могло быть обусловлено слабым вкладом сигнала от частиц износа в общий микроРамановский спектр области 3. Нельзя исключить и отсутствие существенных изменений в трибопленке, возника-

Таблица 1. Элементный состав покрытий MoS_2/WS_2 , который измерялся методом ЭДС в локальных участках, указанных на рис. 2б.

Номер участка	Mo, ат. %	W, ат. %	S, ат. %	O, ат. %	Se, ат. %
1	1.4	43.2	49.0	5.9	0.5
2	31.2	0	64.9	2.9	1.0
3	62.1	0	36.3	1.23	0.35
4	46.9	0	52.3	0.54	0.24

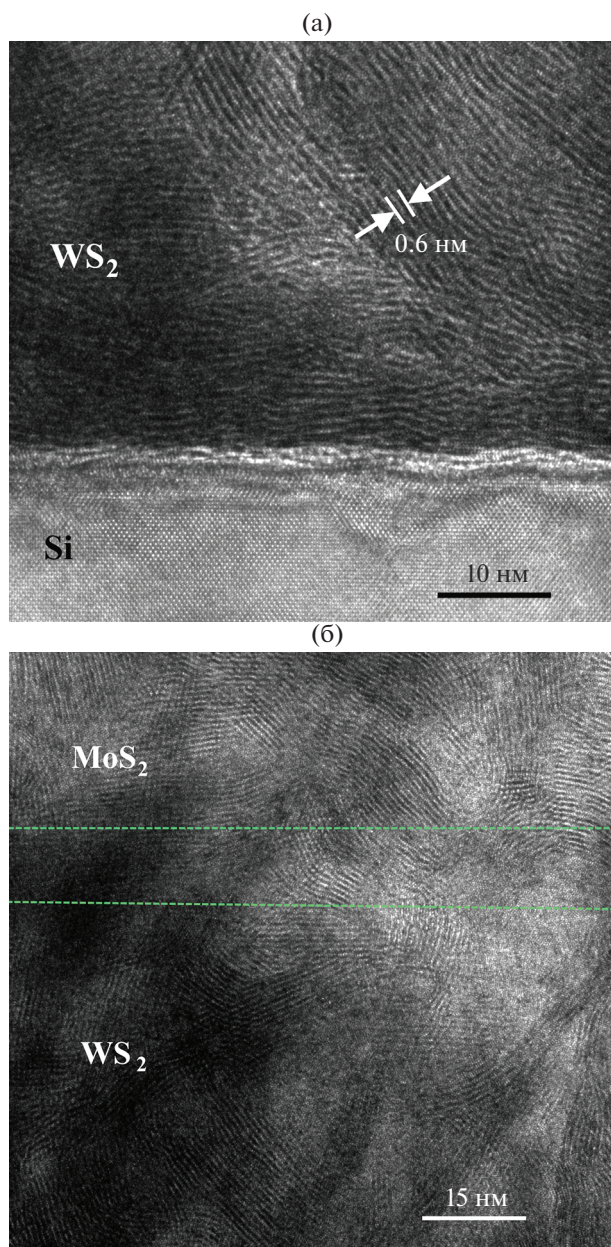


Рис. 4. Особенности наноструктуры многослойного покрытия MoS_2/WS_2 : (а) структура границы покрытия с кремниевой подложкой; (б) характерная структура межфазной границы между нанослоями MoS_2 и WS_2 .

ющей в контактной области покрытие/контртело и обуславливающей формирование частиц износа при изнашивании по механизму послойного удаления поверхностного слоя покрытия.

В работе [11] установлено, что для однослойных магнетронных покрытий, содержащий квазиаморфные MoS_2 и WS_2 , коэффициент трения скольжения в вакуумных условиях составлял ~ 0.05 и ~ 0.07 . Формирование многослойного покрытия MoS_2/WS_2 позволяло снизить коэффициент тре-

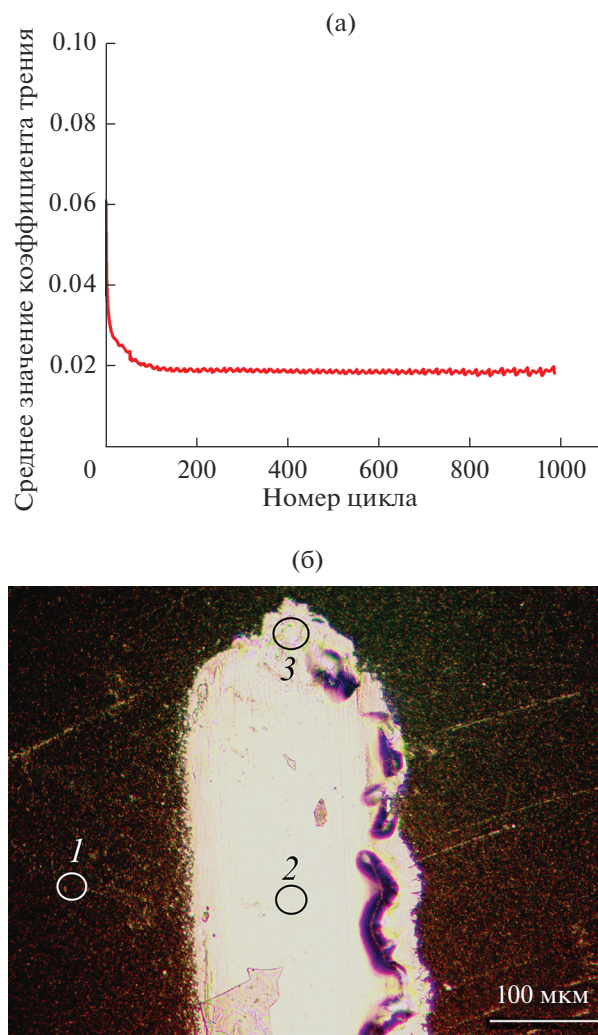


Рис. 5. Изменение коэффициента трения при скольжении стального контртела по многослойному покрытию MoS_2/WS_2 (а); микроизображение трека износа, образовавшегося на этом покрытии после 10^3 циклов скольжения контртела (б). Кругами выделены области, в которых проведены измерения микрорамановских спектров: 1 – исходное покрытие, 2 – в центре трека износа, 3 – в области скопления частиц износа в точке разворота контртела.

ния до 0.03. В работе [4] для покрытий MoS_2 коэффициент трения в вакуумных условиях составлял 0.046–0.061. В данной работе коэффициент трения для наноструктурированного покрытия MoS_2/WS_2 в несколько более сложных условиях, обусловленных возможным влиянием на трение молекул H_2O , составлял 0.015–0.02. Это могло быть результатом того, что после механического смешивания и переориентации наноламелей $2\text{H}-\text{MoS}_2$ и $2\text{H}-\text{WS}_2$ возникали условия проскальзывания между базисными плоскостями как внутри нанокристаллов $2\text{H}-\text{MoS}_2$ и $2\text{H}-\text{WS}_2$, так и между этими нанокристаллами. Несмотря на слабые разли-

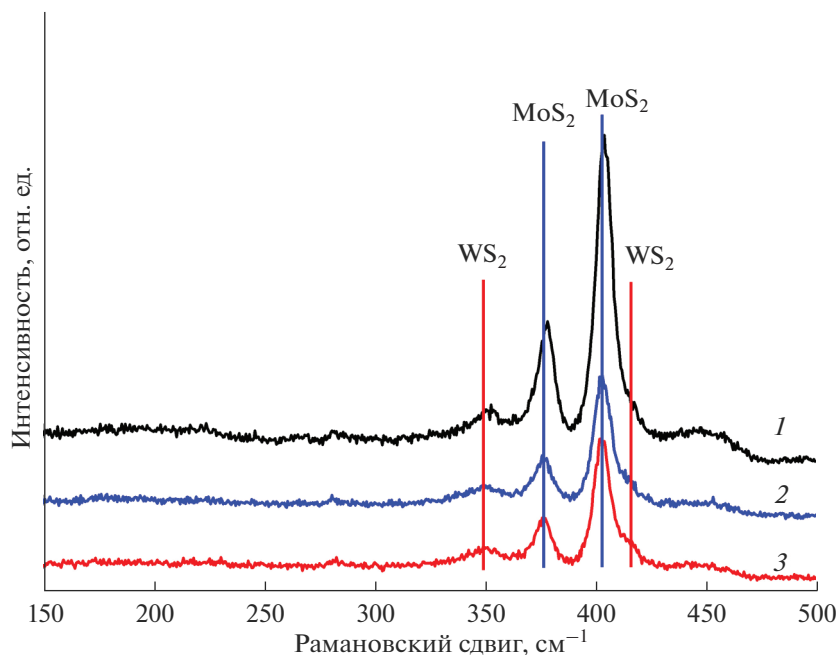


Рис. 6. Микрорамановские спектры, измеренный для исходного покрытия MoS₂/WS₂ (спектр 1), в центре трека износа этого покрытия (спектр 2) и в области накопления частиц износа (спектр 3).

чия параметров кристаллической решетки этих двух нанопаз, фактор структурного несоответствия мог способствовать снижению коэффициенту трения до достаточно низкого значения. Внедрение в покрытие округлых наночастиц Mo вероятно оказывало влияние на уровень контактных нагрузок между контртелом и поверхностью покрытия.

Следует отметить, что выявленные антифрикционные свойства созданных покрытий MoS₂/WS₂ не следует считать наилучшими. В следующих исследованиях следует установить влияние таких параметров, как качество структуры, размер и ориентация нанокристаллов 2H-MoS₂ и 2H-WS₂, а также влияние состава среды на трибологические свойства нанокompозитных покрытий на основе этих слоистых наноматериалов. Нет полной ясности и в вопросе влияния округлых частиц Mo, осаждаемых из мишени MoS₂, на трибологические свойства таких покрытий.

ВЫВОДЫ

Проведение реакционного импульсного лазерного осаждения при 500°C в сероводороде позволяло формировать покрытия, состоящие из нанопластинок 2H-MoS₂ и 2H-WS₂ со слоистой упаковкой атомов. Кристаллическая структура нанопазы 2H-MoS₂, формируемой из мишени MoS₂, оказалась более совершенной, чем структура нанопазы 2H-WS₂, осаждаемой из мишени WO₃. Импульсная лазерная абляция мишени MoS₂ сопровождалась

осаждением наночастиц Mo субмикронного и нанометрового размера.

Наименьший коэффициент трения скольжения стального шарика по покрытию, состоящему из чередующихся слоев 2H-MoS₂ и 2H-WS₂, составлял 0.015, что является очень низкой величиной при условии трения в среде, содержащей молекулы O₂ и H₂O (относительная влажность среды ~8%). Предполагается, что при скольжении контртела по покрытию MoS₂/WS₂ могли развиваться процессы механического смешивания и перераспределения нанопластин 2H-MoS₂ и 2H-WS₂. В результате возникали условия проскальзывания между базисными плоскостями как внутри нанокристаллов 2H-MoS₂ и 2H-WS₂, так и между этими нанокристаллами. Несмотря на слабые различия параметров кристаллической решетки этих двух фаз, фактор структурного несоответствия мог способствовать снижению коэффициенту трения до столь низкого значения.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено за счет средств государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSFS-2025-0006).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/REFERENCES

1. Li Y., Zhou Z., He Y. // Lubricants. 2023. V. 11. P. 473. <https://doi.org/10.3390/lubricants11110473>

2. Hu H., He Y., Wang Q., Tao L. // Tribol. Int. 2023. V. 183. P. 108437.
https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108437
3. Thompson V., Eaton R., Raffray R., Egorov K. // Fusion Eng. Des. 2019. V. 146. P. 345.
https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2018.12.064
4. Prozhega M.V., Reschikov E.O., Konstantinov E.O., Kharkov M.M., Grigoriev F.A. // J. Frict. Wear. 2022. V. 43 (6). P. 423.
https://doi.org/10.3103/S1068366622060125
5. Colas G., Saulot A., Regis E., Berthier Y. // Wear. 2015. V. 330–331. P. 448.
https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.01.011
6. Ren S., Cao W., Cui M., Wang H. // Surf. Coat. Technol. 2023. V. 458. P. 129317.
https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129317
7. Hu Y., Wang J., Li W., Tang X., Tan T., Li Z., Feng H., Zhang G. // Vacuum. 2024. V. 221. P. 112889.
https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112889
8. Zhao X., Lu Z., Zhang G., Wang L., Xue Q. // Surf. Coat. Technol. 2018. V. 345. P. 152.
https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.04.022
9. Fominski V., Fominski D., Demin M., Romanov R., Goidkhan A. // Nanomaterials. 2023. V. 13. P. 1122.
https://doi.org/10.3390/nano13061122
10. Romanov R.I., Fominski D.V., Demin M.V., Gritskevich M.D., Doroshina N.V., Volkov V.S., Fominski V.Yu. // Materials. 2023. V. 16. P. 282.
https://doi.org/10.3390/ma16010282
11. Gao X., Fu Y., Jiang D., Wang D., Xu S., Liu W., Weng L., Yang J., Sun J., Hu M. // Surf. Coat. Technol. 2018. V. 353. P. 8.
https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.072
12. Li R., Yang X., Zhao J., Yue C., Wang Y., Li J., Meyer E., Zhang J., Shi Y. // Adv. Funct. Mater. 2022. V. 32. P. 2111365.
https://doi.org/10.1002/adfm.202111365
13. Jia Q., Yang Z., Zhang B., Gao K., Sun L., Zhang J. // Mater. Today Nano. 2023. V. 21. P. 100286.
https://doi.org/10.1016/j.mtnano.2022.100286
14. Shi J., Zha R., Yang Z., Yang J., Zhang W., Wang C., Zhang J. // Mater. Horiz. 2023. V. 10. P. 4148.
https://doi.org/10.1039/D3MH00677H
15. Романов Р.И., Фоминский Д.В., Климова Е.В., Фоминский В.Ю. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2023. Т. 19 (8). С. 378.
https://doi.org/10.36652/1813-1336-2023-19-8-378-384
16. Yelgel C., Yelgel Ö. C., Gülseren O. // J. Appl. Phys. 2017. V. 122. P. 065303.
https://doi.org/10.1063/1.4998522
17. Fominski V., Demin M., Fominski D., Romanov R., Goidkhan A., Maksimova K. // Nanomaterials. 2020. V. 10. P. 201.
https://doi.org/10.3390/nano10020201
18. Fominski V.Yu., Grigoriev S.N., Romanov R.I., Zuev V.V., Grigoriev V.V. // Semiconductors. 2012. V. 46 (3). P. 401.
https://doi.org/10.1134/S1063782612030098

Reactive Pulsed Laser Deposition of Low-Friction Coatings from a Combination of 2H–MoS₂ and 2H–WS₂ Nanolamellas

S. N. Grigoriev¹, D. V. Fominski^{1, 2}, M. D. Gritskevich²,
D. E. Lesnykh², M. A. Volosova¹, and V. Yu. Fominski^{2, *}

¹Moscow State Technological University “STANKIN”, Moscow, 127055 Russia

²National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409 Russia

*e-mail: vyfominskij@mephi.ru

Received April 3, 2025; revised April 16, 2025; accepted June 6, 2025

Abstract—Structure formation and tribological properties of multilayer coatings containing MoS₂ and WS₂ nanolayers were investigated. The coatings were formed using the method of pulsed laser deposition from MoS₂ and WO₃ targets in the reaction H₂S gas at an elevated substrate temperature. The selected layer thickness (~100 nm) excluded mixing of Mo and W between the layers, and the use of the MoS₂ target made it possible to supplement the deposition of an atomic flux by introducing Mo nanoballs into the growing coating. It was found that a layered crystalline structure containing differently oriented 2H–MoS₂ and 2H–WS₂ nanoplatelets were formed in the deposited layers. No breaks/discontinuity in the structure and atomic packing of 2H–MoS₂ and 2H–WS₂ nanolamellas were detected at the layer boundaries. Studies of tribological properties under low relative humidity (~8%) conditions showed that the original multiphase structure of the created coating provided sufficiently high antifriction properties during sliding tests. The friction coefficient during sliding of a steel ball on a Si substrate with a multilayer MoS₂/WS₂ coating of ~2 μm thick was 0.015–0.02.

Keywords: pulsed laser deposition, solid lubricant coatings, nanocomposite coatings, molybdenum disulfide, tungsten disulfide, ultra-low friction coefficient, nanostructure