
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕХАНИКА.
ДИАГНОСТИКА ИСПЫТАНИЯ

УДК 621.793.184

**ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ НАПЫЛЕНИЕ
АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ AlMgB_{14} И AlMgB_{14} –50 МАСС. % TiB_2** © 2024 г. Д. А. Ткачев^{1, *}, И. А. Жуков¹, В. Д. Валихов¹, В. В. Шугуров²,И. И. Ажажа², Ю. Х. Ахмадеев²¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия²Институт Сильноточной Электроники СО РАН, Томск, Россия

*e-mail: d.tkachev11@gmail.com

Поступила в редакцию 20.04.2024 г.

После доработки 10.06.2024 г.

Принята к публикации 15.06.2024 г.

В статье представлены результаты исследований покрытий, полученных методом высокочастотного ионно-плазменного распыления порошковых керамических мишеней составов AlMgB_{14} и AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 с последующим осаждением на твердосплавных подложках ВК-8. Установлено, что формируемые покрытия характеризуются аморфно-кристаллической структурой, в которой присутствуют межатомные связи В–В, В–О, Ti–O. Состав исходной мишени не оказывает существенного влияния на морфологию и шероховатость получаемых покрытий. Твердость покрытий составила до 35 ± 2 ГПа, при наименьшем коэффициенте трения 0.12, для покрытий без добавления TiB_2 . При этом, установлено, что при использовании мишени AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 , формируемые покрытия характеризуются более высокими значениями адгезионной прочности и износостойкости.

Ключевые слова: керамика, коэффициент трения, твердость, антифрикционные покрытия

DOI: 10.31857/S0235711924050124, **EDN:** NTIJKV

Повышение энергоэффективности оборудования зависит от многих факторов, к которым, в том числе, относятся потери энергии из-за трения при работе скользящих и вращающихся деталей. Потери на трение, помимо снижения энергоэффективности, влияют на износ деталей и узлов оборудования. С целью компенсации данных потерь, наряду с твердыми и жидкими антифрикционными материалами (смазками) [1], используются защитные антифрикционные покрытия, обладающие сниженным коэффициентом трения и повышенной износостойкостью. В настоящее время интерес представляют твердые керамические покрытия на основе нитридов [2–4], карбидов [5, 6], оксидов [7, 8], боридов [9–11], а также алмазоподобные покрытия [12–14]. Новым перспективным антифрикционным материалом с высокой твердостью является борид алюминия–магния AlMgB_{14} , превосходящий по комплексу физико-механических и трибологических характеристик многие нитридные покрытия [15]. В работе [16] методом радиочастотного (RF) магнетронного распыления на кремниевых подложках были получены покрытия на основе AlMgB_{14} толщиной от 790 нм до 1030 нм, максимальная твердость которых составила 35 ГПа.

Авторам [17] с использованием метода импульсного лазерного осаждения были получены покрытия на основе AlMgB_{14} , характеризующиеся коэффициентом трения 0.04–0.05 (нагрузка до 100 мкН) при нанотвердости 45–51 ГПа. Установлено, что низкий коэффициент трения обусловлен формированием на поверхности покрытия слоя H_3BO_3 , что приводит к реализации так называемого эффекта самосмазывания. При этом, все покрытия на основе AlMgB_{14} характеризуются высокой хрупкостью, что ограничивает их применение в условиях воздействия высоких контактных нагрузок. В работах [18–20] для повышения твердости и вязкости разрушения AlMgB_{14} в состав материала был добавлен диборид титана. Авторами [19] было установлено, что введение TiB_2 в состав покрытия на основе AlMgB_{14} приводит к повышению его износостойкости, при одновременном повышении коэффициента трения.

В этой связи, **целью** настоящей статьи является более детальное изучение влияния диборида титана на структуру и свойства покрытий системы AlMgB_{14} – TiB_2 . Кроме исследования твердости и коэффициента трения, большое внимание в статье уделено изучению износостойкости и характера разрушения получаемых покрытий с использованием методики скрэтч-тестирования.

Материалы и методы. Получение исходных порошковых материалов AlMgB_{14} и TiB_2 осуществлялось методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). AlMgB_{14} синтезировали в режиме термически сопряженного СВС с использованием исходной стехиометрической композиции $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$: В в атомном соотношении 2 : 14. Для инициации реакции в качестве внешнего источника тепла использовалась высокоэнтальпийная композиция $\text{Ti} + \text{Si}$ в стехиометрическом соотношении для синтеза Ti_5Si_3 . Подробно методика синтеза описана в работе [21]. Диборид титана был получен методом СВС исходной порошковой шихты состава $\text{Ti} + 2\text{B}$. После синтеза полученные порошковые спеки AlMgB_{14} и TiB_2 измельчались в ступке, а затем в планетарной мельнице. После измельчения для проведения дальнейших экспериментальных работ были использованы фракции менее 40 мкм, отделенные с использованием лабораторных сит.

Покрытия осаждали на твердосплавных подложках марки ВК-8 методом плазменно-ассистированного вакуумно-дугового высокочастотного напыления с использованием порошковой мишени [22]. Соответственно, использовали два типа порошковых мишеней, на основе порошка AlMgB_{14} без добавления диборида титана и на основе порошковой смеси $\text{AlMgB}_{14} + 50$ масс. % TiB_2 . Оба варианта покрытий осаждались согласно технологическим параметрами (табл. 1).

Таблица 1. Технологические параметры нанесения покрытий

Параметр	Очистка и нагрев	Напыление
Ток плазменного генератора, А	15	50
Давление аргона, Па	0.5	0.5
Напряжение смещения, В	990	100
Мощность ВЧ-генератора, Вт	–	700
Время напыления, мин	15	180

Исследования микроструктуры полученных покрытий осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Tescan MIRA3. Одновременно с микроструктурными исследованиями, осуществляли элементный анализ материалов методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии с использованием приставки к электронному микроскопу Oxford Instruments INCA-350. Структурно-фазовое состояние получаемых покрытий исследовали методом рентгеновской дифракции с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-7000, съемка

проводилась в режиме «скользящего пучка» с углом скольжения 2° с $\text{CuK}\alpha$ -излучением и скоростью сканирования 2 град/мин; и методом Рамановской спектроскопии с использованием спектрометра Renishaw при длине волны 785 нм. Морфологию поверхности покрытий исследовали методом атомно-силовой микроскопии с использованием сканирующего зондового микроскопа NT MDT.

Механические свойства полученных покрытий исследовали методом наноиндентирования с использованием настольной системы наноиндентирования CSM—Instruments с нагрузкой 15 мН и выдержкой 5 с. Определение твердости по результатам наноиндентирования проводилось по методу Оливера и Фарра [23]. Коэффициент трения и скорость износа исследовались методом pin-on-disc на установке TRIBOtechnic в сухих условиях при комнатной температуре с нагрузкой 1 Н и скоростью испытания 25 мм/с, трение осуществлялось шариком из подшипниковой стали 100Cr6. Оценку адгезионной прочности покрытий осуществляли методом скрэтч-теста по критической нагрузке разрушения, измеренной при перемещении сферического алмазного индентора (диаметр наконечника 200 мкм) по поверхности покрытия с постепенно возрастающей от 0.01 до 30 Н нагрузкой. Точки начала разрушения покрытия и выхода индентора на поверхность подложки фиксировали с помощью оптического микроскопа и датчика акустической эмиссии [24]. Также, по динамике изменения значений акустической эмиссии проводилась оценка характера разрушения покрытия.

Результаты исследований и обсуждение. *Микроструктура и элементный состав.* На рис. 1, 2 представлены снимки микроструктуры поперечного сечения и результаты ЭДС-картирования распределения элементов для покрытий на основе AlMgV_{14} и $\text{AlMgV}_{14}\text{-TiB}_2$ соответственно.

На полученных изображениях микроструктуры поперечного сечения покрытий (рис. 1, 2) видно четкую границу раздела фаз покрытие—подложка, как для покрытия на основе AlMgV_{14} , так и для покрытия, полученного из мишени композиционного состава $\text{AlMgV}_{14}\text{-TiB}_2$. На подложках из твердого сплава ВК-8 за 3 часа напыления, независимо от состава, были сформированы покрытия толщиной ~ 3 мкм. Структура покрытия, нанесенного с использованием порошковой мишени $\text{AlMgV}_{14}\text{-50 масс. \% TiB}_2$ не имеет принципиальных отличий по сравнению со структурой покрытий на основе AlMgV_{14} без добавления TiB_2 . Согласно данным ЭДС-картирования, элементы покрытий не диффундируют в подложку и формируют на поверхности четкий сплошной слой. Как видно из рис. 1, поперечное сечение покрытия на основе AlMgV_{14} представлено элементами системы Al-Mg-V и кислородом, который присутствовал в исходном материале мишени. Покрытие на основе системы $\text{AlMgV}_{14}\text{-50 масс. \% TiB}_2$ (рис. 2) помимо элементов системы Al-Mg-V и кислорода, представлено, соответственно, титаном, распределенным по всей площади поперечного сечения.

На рис. 3 представлены трехмерные изображения микроструктуры покрытий, полученные методом атомно-силовой микроскопии. Согласно результатам атомно-силовой микроскопии, покрытия на основе AlMgV_{14} без добавок и на основе композиционной системы $\text{AlMgV}_{14}\text{-50 масс. \% TiB}_2$ имеют схожую морфологию поверхности, представленную острыми выступами, сформированными в ходе осаждения напыляемого материала, высотой не более 0.4 мкм.

Среднеквадратическая шероховатость составила 47 нм для покрытия на основе AlMgV_{14} и 40 нм для покрытия на основе системы $\text{AlMgV}_{14}\text{-50 масс. \% TiB}_2$.

Структурно-фазовое состояние. На рис. 4 представлены дифрактограммы покрытий на основе AlMgV_{14} и $\text{AlMgV}_{14}\text{-50 масс. \% TiB}_2$.

Согласно полученным данным, на дифракционных картинах наблюдаются преимущественно рефлексы, соответствующие материалу подложки, т.е. фазе карбида вольфрама. На дифракционной картине покрытия, полученного с использованием

мишени AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 установлено наличие рефлексов, соответствующих кристаллической структуре диборида титана. Ни на одной из дифрактограмм не были зафиксированы рефлексы, соответствующие кристаллической структуре AlMgB_{14} . Это может говорить о том, что покрытия осаждаются на подложку в аморфном состоянии. При этом, на обеих дифрактограммах детектируются уширенные рефлексы в малоугловой области (10°), которые могут по факту представлять собой гало, соответствующее аморфной фазе. В этой связи, с целью более подробного изучения структуры, была проведена съемка покрытия на основе AlMgB_{14} в малоугловой области 4 – 20° с повышенным временем экспозиции в течение 20 с. Полученная дифракционная картина представлена на рис. 5.

Полученная дифракционная картина (рис. 5) свидетельствует о том, что в области 8 – 14° наблюдается поднятие фона, что подтверждает наличие аморфной фазы в структуре покрытий.

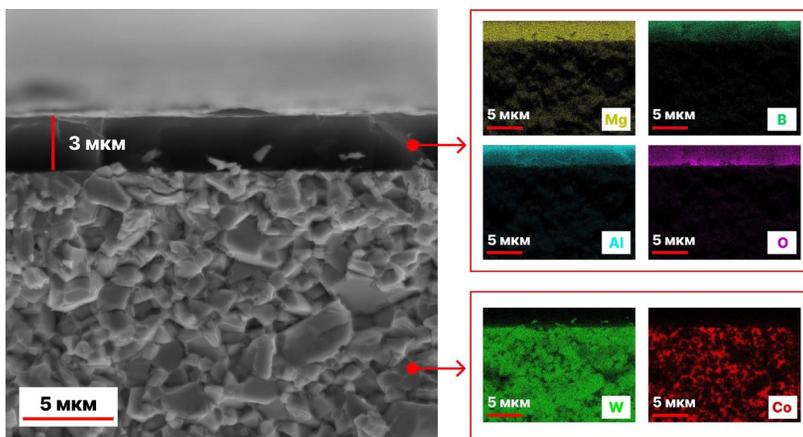


Рис. 1. РЭМ-изображение и ЭДС-картирование покрытия на основе AlMgB_{14} .

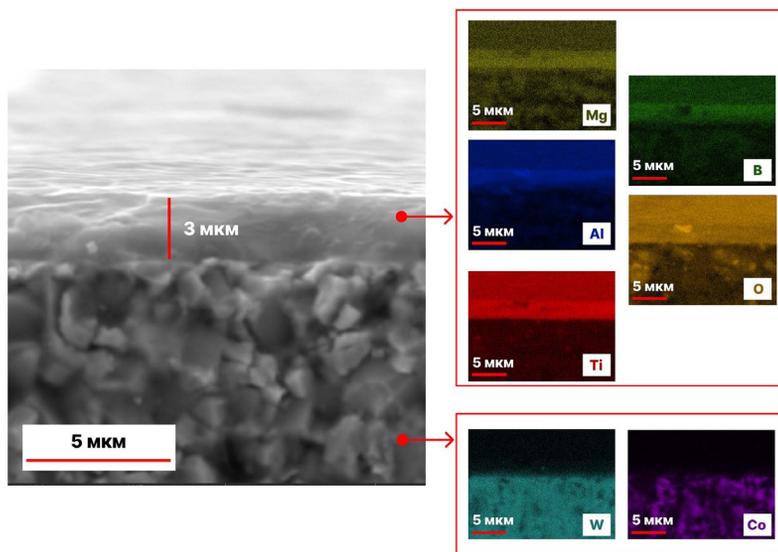


Рис. 2. РЭМ-изображение и ЭДС-картирование покрытия на основе AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 .

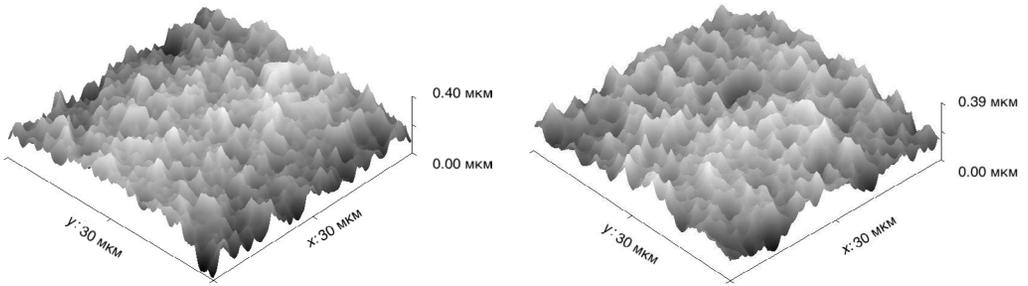


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности покрытий: (а) – на основе AlMgB_{14} ; (б) – на основе AlMgB_{14} -50 масс. % TiB_2 .

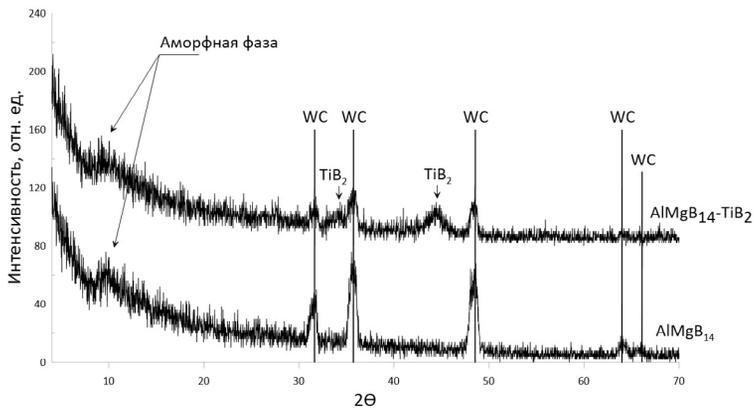


Рис. 4. Дифрактограммы покрытий, полученных при напряжении смещения 100 В с использованием мишеней AlMgB_{14} и AlMgB_{14} -50 масс. % TiB_2 .

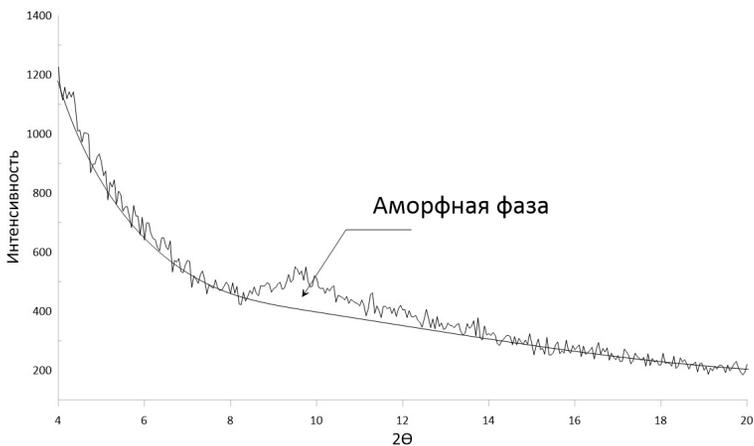


Рис. 5. Дифрактограмма покрытия на основе AlMgB_{14} на подложке из твердого сплава ВК-8, снятая с экспозицией 20 с.

С целью уточнения структурно фазового состояния, в комплексе с анализом методом рентгеновской дифракции, были исследованы спектры комбинационного рассеяния, позволяющие охарактеризовать межатомные связи, формируемые в структуре материала.

Предварительно, с целью формирования «эталонных» спектров для последующего анализа спектров покрытий были получены спектры комбинационного рассеяния для исходного порошка AlMgB_{14} и образца на основе AlMgB_{14} после горячего прессования. Полученные спектры комбинационного рассеяния представлены на рис. 6.

Полученные спектры хорошо согласуются со спектрами комбинационного рассеяния для орторомбических кристаллических структур типа MeAlB_{14} , где Me — Al, Mg, Li, Но либо Er.

Спектры, полученные для покрытия, сформированного в результате ВЧ-распыления порошковой мишени на основе AlMgB_{14} на подложку из твердого сплава ВК-8 представлены на рис. 7. Согласно данным, приведенным в работе [23], покрытия на основе AlMgB_{14} могут являться оптически прозрачными, что обуславливает возможность вклада полос комбинационного рассеяния подложки в спектр, получаемый для покрытия. В этой связи, отдельно был снят спектр комбинационного рассеяния подложки ВК-8, состоящей из карбида вольфрама с кобальтовой связкой (рис. 7).

На полученном спектре комбинационного рассеяния для покрытия на основе AlMgB_{14} прослеживается полоса в области $1000\text{--}1100\text{ см}^{-1}$, которая предположительно может соответствовать колебательному спектру В–В в структуре икосаэдр B_{12} . Для того, чтобы исключить вклад полос рассеяния межатомных связей подложки, вычли спектр комбинационного рассеяния подложки из спектра комбинационного рассеяния покрытия. Полученный в результате преобразования спектр комбинационного рассеяния покрытия AlMgB_{14} представлен на рис. 8 вместе со спектром для горячепрессованного материала на основе AlMgB_{14} .

На представленном спектре (рис. 8) видна широкая полоса в области $1000\text{--}1200\text{ см}^{-1}$, которая на основании сравнения со спектром для горячепрессованного материала на основе AlMgB_{14} соответствует колебательному спектру в структуре B_{12} .

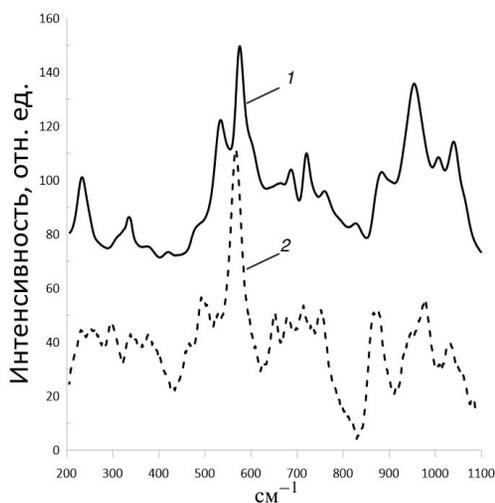


Рис. 6. Спектры комбинационного рассеяния материалов AlMgB_{14} : 1 — горячее прессование; 2 — порошок.

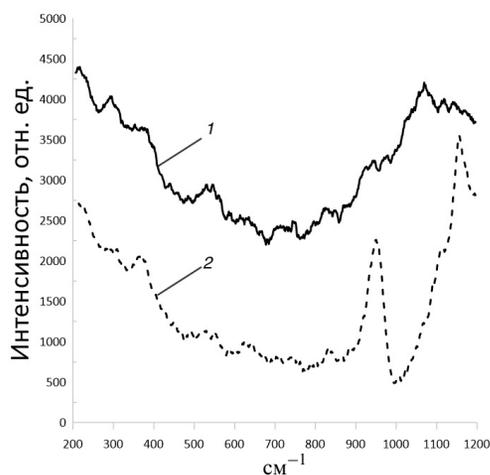


Рис. 7. Спектры комбинационного рассеяния материалов AlMgB_{14} и подложки на основе ВК-8: 1 — покрытие AlMgB_{14} ; 2 — ВК-8.

Спектры комбинационного рассеяния покрытий на основе системы AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 представлены на рис. 9.

По результатам анализа полученных спектров (рис. 9) в покрытиях системы AlMgB_{14} – TiB_2 формируются структуры оксида титана, оксида бора и, аналогично покрытию без добавления TiB_2 , икосаэдрические структуры B_{12} . Полученные данные хорошо согласуются с результатами Рамановской спектроскопии для покрытий AlMgB_{14} – TiB_2 .

Таким образом, согласно комплексным исследованиям структурно-фазового состояния покрытий, установлено, что в результате ионно-плазменного распыления мишеней AlMgB_{14} и AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 формируется аморфно-кристаллические покрытия, в структуре которых, при этом, фиксируются межатомные связи В–В, характерные для икосаэдрических структур B_{12} . При распылении мишени с добавлением TiB_2 , в структуре осаждаемых покрытий формируется также кристаллическая структура TiB_2 и межатомные связи Ti–O, B–O, B–B.

Механические характеристики. Нанотвердость покрытий на основе AlMgB_{14} составила 35 ± 2 ГПа, на основе мишени AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 29 ± 2 ГПа. Более высокая твердость покрытий на основе AlMgB_{14} без добавок может быть обусловлена полностью аморфной структурой данных покрытий.

Результаты исследований адгезионной стойкости покрытий на основе AlMgB_{14} и AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 представлены на рис. 10.

По графику акустической эмиссии видно, что покрытие на основе AlMgB_{14} без добавления TiB_2 имеет хрупкий характер разрушения. Уже вначале перемещения индентора с постепенно возрастающей нагрузкой, происходит частичное хрупкое разрушение покрытия. Отслоение покрытия от подложки начинается при нагрузке 18.56 Н. При этом, разрушение покрытия происходит как в области контакта с индентором, так и в прилегающих областях. Покрытие на основе AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 имеет более гладкий график акустической эмиссии, что говорит о более вязком разрушении, отслоение данного покрытия от подложки начинается при нагрузке равной 29.5 Н. При разрушении покрытия, происходит его отслоение от подложки исключительно в области контакта, без растрескивания вокруг зоны разрушения.

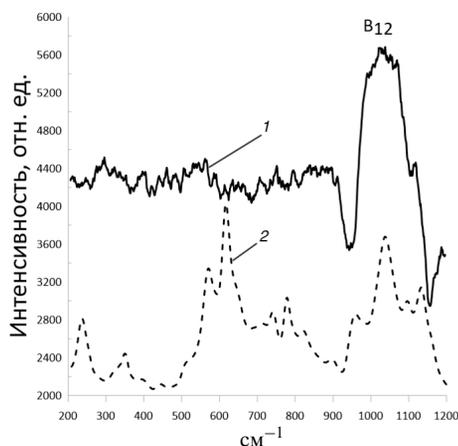


Рис. 8. Спектры комбинационного рассеяния покрытия и горячепрессованного материала на основе AlMgB_{14} : 1 — AlMgB_{14} -покрытие; 2 — AlMgB_{14} .

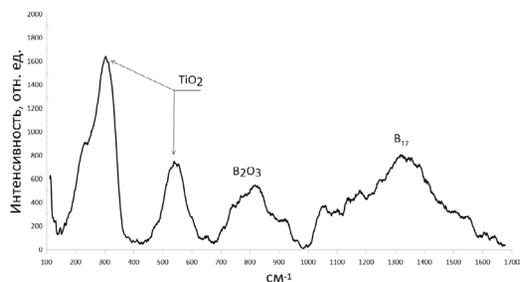


Рис. 9. Спектры комбинационного рассеяния покрытия AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 .

На рис. 11 показана зависимость коэффициента трения от продолжительности испытания для материала подложки — твердого сплава ВК-8 и покрытий AlMgB_{14} и AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 .

Покрытие AlMgB_{14} имеет область притирки, в которой коэффициент трения повышается до 0.2, далее коэффициент трения устанавливается в области 0.12. На графике изменения коэффициента трения AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 область притирки отсутствует, при этом, коэффициент трения линейно возрастает с начала испытания от ~ 0.12 до 0.2. Средний коэффициент трения покрытия с добавлением диборида титана составил 0.17. Учитывая средний коэффициент трения исходной подложки, равный ~ 0.31 , нанесение покрытий на основе AlMgB_{14} позволяет снизить коэффициент трения в 2–3 раза. Скорость износа покрытия на основе AlMgB_{14} составила $7.4 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$, при скорости износа покрытия на основе композиционной системы AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 $3.8 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$. Таким образом, установлено, что добавление TiB_2 в состав мишени, приводит к повышению вязкости разрушения покрытия и соответственно снижению скорости износа на один порядок, что говорит о повышении износостойкости покрытия.

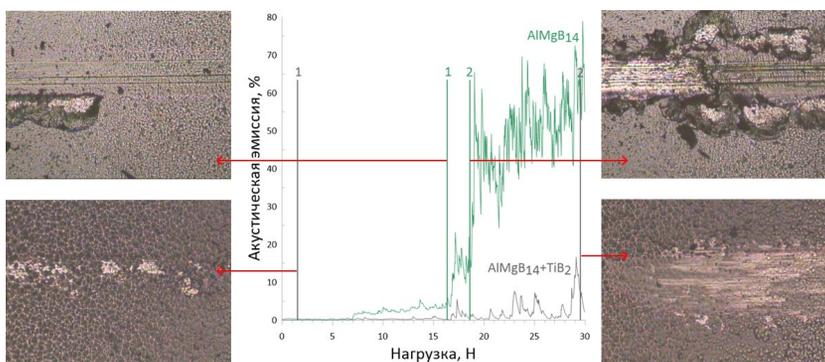


Рис. 10. Результаты скрэтч-теста (графики акустической эмиссии) покрытий AlMgB_{14} и AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 и оптические снимки микроструктуры в отдельных точках перемещения индентора.

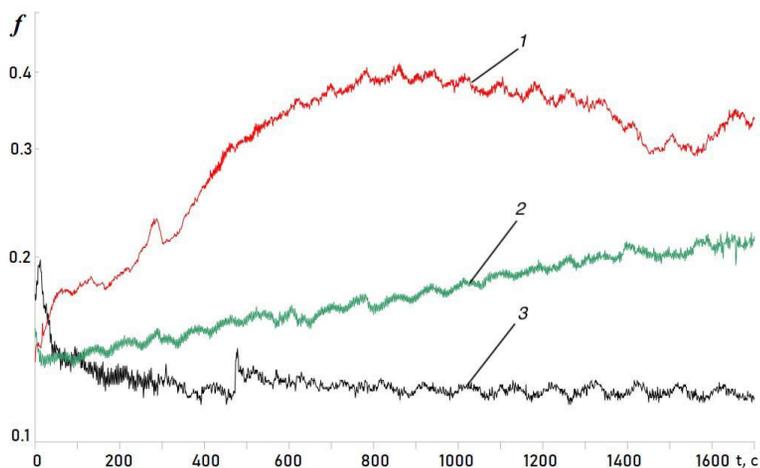


Рис. 11. Коэффициент трения подложки: 1 — ВК-8; 2 — покрытие AlMgB_{14} –50 масс. % TiB_2 ; 3 — покрытие AlMgB_{14} .

Заключение. В результате проведенных исследований установлено, что при высокочастотном ионно-плазменном распылении предварительно синтезированных керамических порошковых мишеней состава AlMgB_{14} и $\text{AlMgB}_{14}-50$ масс. % TiB_2 , на поверхности твердосплавных подложек на основе ВК-8 возможно формирование аморфно-кристаллических покрытий системы $\text{Al}-\text{Mg}-\text{B}$ и $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Ti}-\text{B}$ соответственно. При этом, в аморфной структуре покрытий происходит формирование межатомных связей $\text{B}-\text{B}$, характерных для упорядоченных структур B_{12} , а также связей $\text{B}-\text{O}$, $\text{Ti}-\text{O}$, что свидетельствует о формировании оксидов из-за наличия кислорода в исходных порошковых материалах мишеней. Оба покрытия обладают идентичной морфологией поверхности и шероховатостью 47 и 40 нм для покрытий на основе мишеней AlMgB_{14} и $\text{AlMgB}_{14}-50$ масс. % TiB_2 соответственно. Нанотвердость покрытий на основе AlMgB_{14} составила 35 ± 2 ГПа, на основе мишени $\text{AlMgB}_{14}-50$ масс. % TiB_2 29 ± 2 ГПа. Покрытия, полученные с использованием мишени системы $\text{AlMgB}_{14}-50$ масс. % TiB_2 характеризуются большей адгезионной стойкостью и меньшей скоростью износа по сравнению с покрытиями на основе AlMgB_{14} без добавления диборида титана. При этом, коэффициент трения покрытий на основе AlMgB_{14} ниже коэффициента трения покрытий на основе $\text{AlMgB}_{14}-50$ масс. % TiB_2 и составляет 0.12 при среднем коэффициенте трения покрытия с добавлением диборида титана 0.17.

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10042, <https://rscf.ru/project/22-79-41025/>

Благодарности. Исследования методами рентгеновской дифракции проводились при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Martin J.-M.* Superlubricity of Molybdenum Disulfide. In book: Superlubricity. Elsevier, 2007. P. 207.
2. *Kauffmann F. et al.* A quantitative study of the hardness of a superhard nanocrystalline titanium nitride/silicon nitride coating // *Scr. Mater.* Elsevier BV. 2005. V. 52 (12). P. 1269.
3. *Pettersson M. et al.* Mechanical and tribological behavior of silicon nitride and silicon carbon nitride coatings for total joint replacements // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2013. V. 25. P. 41.
4. *Tan S. et al.* Comparison of chromium nitride coatings deposited by DC and RF magnetron sputtering // *Thin Solid Films.* 2011. V. 519 (7). P. 2116.
5. *Yuan Y., Li Z.* Microstructure and tribology behaviors of in-situ WC/Fe carbide coating fabricated by plasma transferred arc metallurgic reaction // *Appl. Surf. Sci.* 2017. V. 423. P. 13.
6. *Govande A. R. et al.* Carbide-based thermal spray coatings: A review on performance characteristics and post-treatment // *Int. J. Refract. Hard Met.* 2022. V. 103 (105772). P. 105772.
7. *Mohammadtaheri M. et al.* The effect of deposition parameters on the structure and mechanical properties of chromium oxide coatings deposited by reactive magnetron sputtering // *Coatings.* MDPI AG. 2018. V. 8 (3). P. 111.
8. *Pang X. et al.* Interfacial microstructure of chromium oxide coatings // *Adv. Eng. Mater.* Wiley. 2007. V. 9 (7). P. 594.
9. *Dearnley P. A., Schellewald M., Dahm K. L.* Characterisation and wear response of metal-boride coated WC-Co // *Wear.* Elsevier BV. 2005. V. 259 (7-12). P. 861.
10. *Ingole S. et al.* Multi-scale wear of a boride coating on tungsten // *Wear.* Elsevier BV. 2005. V. 259 (7-12). P. 849.
11. *Hammer P. et al.* Titanium boron nitride coatings of very high hardness // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier BV. 1994. V. 68-69. P. 194.
12. *Ren Z. et al.* A boron-doped diamond like carbon coating with high hardness and low friction coefficient // *Wear.* Elsevier BV. 2019. V. 436-437 (203031). P. 203031.

13. *Zia A. W. et al.* The effect of two-step heat treatment on hardness, fracture toughness, and wear of different biased diamond-like carbon coatings // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier BV. 2017. V. 320. P. 118.
14. *Voevodin A. A. et al.* Mechanical and tribological properties of diamond-like carbon coatings prepared by pulsed laser deposition // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier BV. 1995. V. 76–77. P. 534.
15. *Cook B. A. et al.* A new class of ultra-hard materials based on AlMgB₁₄ // *Scr. Mater.* Elsevier BV. 2000. V. 42 (6). P. 597.
16. *Grishin A. M. et al.* Ultra-hard AlMgB₁₄ coatings fabricated by RF magnetron sputtering from a stoichiometric target // *JETP Lett.* Pleiades Publishing Ltd. 2015. V. 100 (10). P. 680.
17. *Tian Y. et al.* Superhard self-lubricating AlMgB₁₄ films for microelectromechanical devices // *Appl. Phys. Lett.* AIP Publishing. 2003. V. 83 (14). P. 2781.
18. *Cook B. A. et al.* Analysis of wear mechanisms in low-friction AlMgB₁₄–TiB₂ coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2010. V. 205 (7). P. 2296.
19. *Qu J. et al.* Tribological Characteristics of AlMgB₁₄ and Nanocomposite AlMgB₁₄–TiB₂ Superhard Coatings // *STLE/ASME2008 Int. Joint Tribology Conf. ASMEDC*, 2008.
20. *Cook B. A. et al.* Enhanced wear resistance in AlMgB₁₄–TiB₂ composites // *Wear.* 2011. V. 271 (5). P. 640.
21. *Nikitin P. Y., Matveev A. E., Zhukov I. A.* Energy-effective AlMgB₁₄ production by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) using the chemical furnace as a source of heat energy // *Ceram. Int.* Elsevier BV. 2021. V. 47 (15). P. 21698.
22. *Shugurov V. V. et al.* Deposition of AlMgB₁₄ films by sputtering in a non-self-sustained high-frequency discharge // *J. Phys. Conf. Ser.* IOP Publishing. 2021. V. 1954. № 1. P. 012042.
23. *Oliver W. C., Pharr G. M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* Springer Science and Business Media LLC. 1992. V. 7 (6). P. 1564.
24. *Белов В. К. и др.* Определение адгезионных характеристик покрытий с использованием современного скретч теста. Часть I. Возможности использования современного скретч теста для определения адгезионных свойств покрытий // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.* 2020. Т. 76. № 2. С. 143.