

Инструмент, порошки, пасты

УДК 621.793.7:621.9.025.7

С. А. Клименко*, И. А. Подчерняева, В. М. Береснев,
В. М. Панашенко, С. Ан. Клименко,
М. Ю. Копейкина (г. Киев)
*atmu@ism.kiev.ua

Ионно-плазменное покрытие $AlN-(TiCr)B_2$ для режущего инструмента из поликристаллического сверхтвердого материала на основе кубического нитрида бора

Исследованы микроструктура и кинетика окисления поверхностного слоя покрытия $AlN-(TiCr)B_2$, полученного методом магнетронного ВЧ-распыления, в процессах его формирования и применения в инструменте из поликристаллических сверхтвердых материалов на основе кубического нитрида бора при обработке закаленной стали ШХ15. Покрытие формируется с участием преимущественно жидкой фазы. После обработки резанием на поверхности режущей пластины обнаружено образование двухслойной трибопленки с наноразмерным полиоксидным наружным слоем. С использованием послойного оже-анализа оценен фазовый состав трибопленки. Ее наружный наноразмерный слой представляет собой стеклоподобную фазу в виде твердых растворов оксидов на основе $Fe_2O_3-Al_2O_3$, которая играет роль твердой смазки. С ростом скорости резания скорость изнашивания инструмента с покрытием по сравнению с инструментом без покрытия снижается.

Ключевые слова: режущий инструмент, ионно-плазменное покрытие, композиционная керамика, трибопленка, износостойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее эффективных решений актуальной проблемы повышения работоспособности инструмента в экстремальных условиях эксплуатации (высокие параметры термобарического нагружения, труднообрабатываемые сплавы высокой твердости, химически агрессивная среда) является нанесение на его рабочие поверхности температуростойкого композиционного покрытия прогнозируемого состава, которое должно обладать повышенным сопротивлением термобарическому нагружению и высокой

износостойкостью при эксплуатации. В процессах трения/резания на воздухе такое покрытие окисляется с образованием полиоксидной вторичной структуры (трибопленки), играющей роль твердой смазки [1–4]. Ее свойства (вязкость, стабильность при высоких температурах, скорость спекания и др.) определяют работоспособность поверхности трения (с учетом необходимых адгезионной прочности связи покрытия с основой и трещиностойкости). Температура резания при использовании режущих инструментов (РИ) из твердых сплавов WC–Co и поликристаллических сверхтвердых материалов (ПСТМ) на основе кубического нитрида бора (cBN) составляет ~ 800 и 1100 °C соответственно. При таких температурах имеет место интенсивное испарение оксидов вольфрама и бора, образующихся в зоне резания и играющих роль твердой смазки в условиях обработки на воздухе.

Существует два пути повышения износостойкости РИ. Первый путь – модифицирование материала самого РИ. Примером могут служить ПСТМ на основе cBN с различными добавками [5] – TiN, Si₃N₄, AlN и др. В рамках этого подхода основное внимание уделяется установлению взаимосвязи износостойкости инструмента с механическими свойствами его материала. Второй, наиболее экономически оправданный путь – нанесение защитного покрытия на поверхность РИ. В наибольшей степени требованиям к покрытиям для режущего инструмента удовлетворяют соединения тугоплавких *d*-переходных металлов IV–VI групп, имеющие высокую термодинамическую устойчивость, твердость, и композиционные материалы на их основе. Карбиды, нитриды, оксикарбиды и оксинитриды переходных металлов имеют широкие области гомогенности, что позволяет, в зависимости от содержания в них элементов внедрения – С, N и О, в достаточно большой степени изменять физико-механические свойства. Последнее обстоятельство очень важно с точки зрения возможности варьирования свойствами покрытий для различных условий применения режущих инструментов.

В настоящее время широко используют семейство покрытий на основе нитрида TiAlN с добавками V, Cr, Si, Nb, Mo и др. [1, 2]. Перспективным среди этих добавок является ванадий [2], образующий в процессе термобарического эксплуатационного нагружения жидкую оксидную фазу V₂O₅, увеличивающую смазывающие свойства трибопленки. Возможность образования легкоплавких эвтектик в составе вторичных структур, формирующихся на контактных поверхностях инструмента в процессе его эксплуатации, была показана в [6].

Развитием второго направления является нанесение вакуумными методами многослойных и дискретных покрытий [1, 7, 8] для повышения их адгезионной прочности, износо- и ударостойкости, а также снижения уровня напряженно-деформированного состояния в инструменте при нагружении в зоне резания. Примером может служить вакуумно-дуговое трехслойное покрытие системы Al₂O₃–NbN–Ti/Nb на РИ с ПСТМ на основе cBN [7]. Такое покрытие существенно повышает работоспособность РИ в условиях резания сталей высокой твердости на воздухе, снижая величину его износа, что является решающим фактором при высокоскоростной обработке деталей из конструкционных материалов.

Согласно современным представлениям [1, 7, 9–11], покрытие на РИ должно выполнять следующие функции:

– минимизировать налипание обрабатываемого материала на инструмент и препятствовать их схватыванию (минимизировать адгезионное взаимодействие в зоне резания);

- снижать уровень напряженно-деформированного состояния в поверхностном слое инструмента;
- тормозить распространение усталостных трещин и препятствовать отпуску поверхностного слоя инструмента;
- минимизировать интенсивность изнашивания рабочих поверхностей инструмента.

Для реализации этих функций используют композиционные покрытия, конструкция которых включает [1, 9, 10]:

- внутренний слой, примыкающий к подложке, для усиления адгезионной прочности связи и снижения напряжений на межфазной границе;
- слой кристаллической/аморфной мягкой матрицы с включениями как частиц твердой фазы для торможения распространения трещин, так и частиц, формирующих в процессе трения на поверхности покрытия трибопленку, играющую роль твердой смазки.

Недостатками традиционных твердых смазок (мягкие металлы, графит, халькогениды Mo и W) является зависимость их свойств от условий эксплуатации, состава окружающей среды, а также низкая термостабильность [2].

Новый этап в разработке износостойких композиционных покрытий для РИ состоит в выборе таких структурных составляющих покрытий, которые непосредственно в процессе обработки резанием на воздухе обеспечивали бы образование на рабочих поверхностях инструмента высокотемпературных полиоксидных трибопленок, выполняющих роль твердой смазки, – так называемых самоадаптивных покрытий [1, 2, 11, 12]. Такая трибопленка должна прежде всего обладать низкой прочностью при сдвиге и термостабильностью при температурах эксплуатации, уменьшать температуру на рабочих поверхностях инструмента во избежание деградации его материала при воздействии тепловых нагрузок. Согласно представлениям, развиваемым в [2], прочность при сдвиге в оксидах, определяющая их смазывающую способность, уменьшается с уменьшением прочности межатомного взаимодействия между катионами. Этому способствует повышение концентрации вакансий в решетке, интенсивное экранирование атомов катионов атомами анионов и формирование фаз Магнелли, представляющих гомологические стехиометрические ряды оксидов.

С учетом изложенного, представляет интерес исследование покрытия $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$, полученного распылением композиционной мишени [13]. В неравновесных условиях процесса резания на воздухе можно ожидать формирование на поверхности такого покрытия полиоксидной трибопленки, в составе которой будут присутствовать продукты окисления и взаимодействия фазовых составляющих покрытия и обрабатываемого материала. К ним относятся термостабильные до температур > 1300 °С оксинитрид алюминия AlO_xN_y , оксид алюминия Al_2O_3 , оксид железа Fe_2O_3 (с учетом участия в продуктах изнашивания компонентов обрабатываемого материала, в частности Fe). В таких системах в высокотемпературных условиях, имеющих место в процессе резания, возможно образование гомологических рядов твердых растворов оксидов с высокой смазывающей способностью. При этом оксидные фазы алюминия, для которых характерны термическая и химическая стабильность, будут предотвращать интенсивное адгезионное схватывание материалов РИ и обрабатываемого изделия [12].

Ранее было показано [13], что покрытия, полученные магнетронным распылением композиционной мишени $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$ на монокристаллах сапфи-

ра и арсенида галлия, обладают термостабильностью до температур ~ 1000 °С, трещиностойкостью $4,7 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ и твердостью 30 ГПа, что позволяет рассматривать указанную композиционную керамику в качестве перспективного материала мишени для нанесения высокотемпературного износостойкого покрытия на РИ.

Цель настоящей работы – изучение структурно-фазовых превращений в поверхностном слое покрытия, полученного магнетронным ВЧ распылением мишени из композита $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$, во взаимосвязи с интенсивностью изнашивания режущего инструмента с ПСТМ на основе cBN в условиях точения закаленной стали без охлаждения.

МЕТОДИКА И МАТЕРИАЛЫ

Ионно-плазменное покрытие наносили методом ВЧ-магнетронного распыления [14] в Научно-технологическом центре МОН и НАН Украины (г. Харьков).

Перед нанесением покрытий образцы очищали аргоном в тлеющем разряде в течение 15 мин, $p_{\text{Ar}} = 0,08$ Па.

Технологические параметры осаждения: ВЧ-напряжение, подаваемое на распыляемую мишень, – 400 В; ток – ~ 200 мкА; время нанесения – 95 мин; потенциал смещения на подложке – ~ 200 В. Парциальное давление аргона в камере при нанесении покрытий $p_{\text{Ar}} = 0,1$ Па.

Мишень для распыления изготавливали методом горячего прессования в Институте проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины (г. Киев) из композиционной керамики $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$ на основе нитрида алюминия, в которой хром находится в состоянии твердого раствора в дибориде титана. Мишени имели диаметр 60 мм, толщину 4 мм и пористость ≤ 3 %.

Микроструктуру поверхности покрытия исследовали локальным количественным энергодисперсионным рентгеноспектральным и послынным количественным оже-спектральным анализами с использованием системы LAS-2000 (“Рибер”, Франция). Поверхностные слои покрытия удаляли бомбардировкой ионами аргона со скоростью 6 нм/мин.

Микротвердость системы покрытие–основа измеряли микротвердомером ПМТ-3 при нагрузке 0,1 Н с усреднением значений по 10 измерениям.

Покрытие наносили на режущие пластины из ПСТМ на основе cBN торговой марки “Борсинит” (97 % (по массе) cBN –3 % (по массе) Si_3N_4) производства Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины (г. Киев). Свойства ПСТМ: плотность – $3,45$ – $3,46$ г/см³, твердость и трещиностойкость при нагрузке на индентор Виккерса 150 Н – $41,3 \pm 2,8$ ГПа и $10,2 \pm 0,2$ МН·м^{-3/2} соответственно, модуль Юнга – 859 ГПа.

Изнашивание инструмента исследовали с использованием экспериментального стенда (динамометр, АЦП, компьютер, коммуникации) на базе токарно-винторезного станка ФТ-11 в условиях продольного точения образца из стали ШХ15 (60–62 HRC).

Проходные резцы CRDPR25×25 оснащали механически закрепляемыми режущими пластинами RNMN 070300T (ТУ2-037-636–89).

Эксперименты проводили при фиксированных значениях подачи и глубины резания: $S = 0,1$ мм/об, $t = 0,2$ мм.

Работоспособность инструмента оценивали по величине скорости изнашивания. В качестве характеристики износа инструмента принимали ширину фаски износа инструмента по задней поверхности h_3 , которую определяли на микроскопе БМИ-9.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура образца с покрытием (рис. 1, *а*) свидетельствует о формировании структурно-однородной поверхности, содержащей отдельные непокрытые участки (до 1 % площади), образованные за счет локального отслоения покрытия в процессе его нанесения (рис. 1, *б*). Микрорентгеноспектральный анализ поверхностного слоя покрытия (табл. 1) свидетельствует о его окислении уже в процессе формирования. Одним из основных элементов покрытия, наряду с Al, B, N, Ti и Cr, является кислород (~ 16 % (ат.)). В элементном составе участка поверхности, где покрытие отсутствует (см. рис. 1, *б*, табл. 1), также присутствует кислород. Это указывает на окисление поверхностного слоя образца с покрытием уже на стадии его формирования.

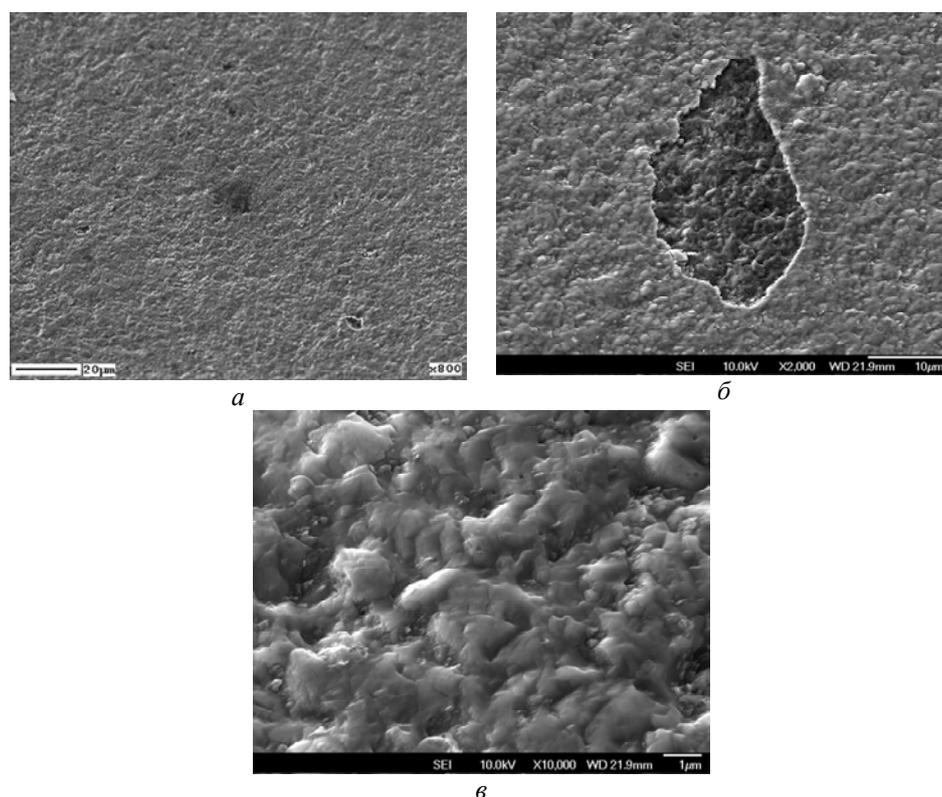


Рис. 1. Макроструктура поверхности инструмента: *а* – общий вид; *б, в* – участок без покрытия.

Таблица 1. Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности инструмента

Участок поверхности	Содержание, % (ат.) элементов							
	B	N	O	Al	Si	Ti	Cr	Σ
С покрытием	28,03	16,42	16,20	27,70	0,13	9,39	2,14	100,01
Без покрытия	47,28	43,15	8,62	0,27	0,68	0,00	0,00	100,00

Микроструктура покрытия (рис. 2) характеризуется наличием плотноупакованных сфероподобных частиц размером < 1 мкм, свидетельствующих о формировании покрытия преимущественно в жидкой фазе.

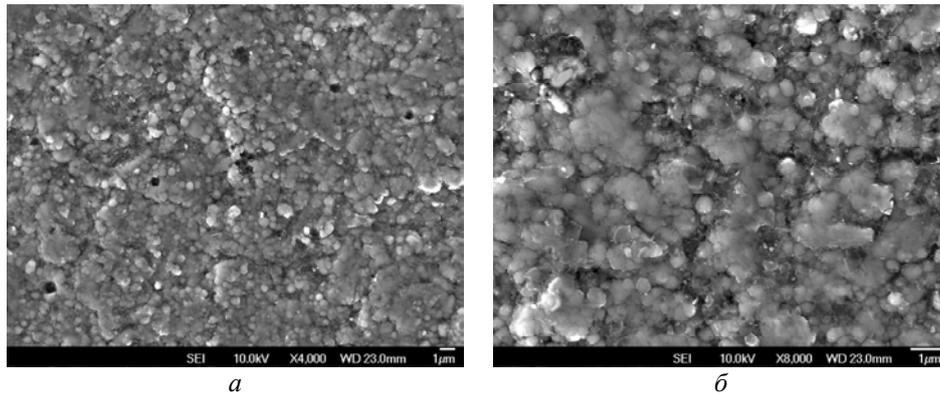
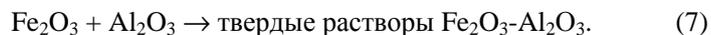
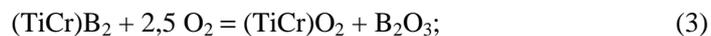


Рис. 2. Микроструктура поверхности покрытия со сфероподобными частицами; $\times 4000$ (а), $\times 8000$ (б).

Сохранению сферической формы частиц на поверхности способствует низкая теплопроводность основной фазы материала мишени (AlN) и высокая теплопроводность материала подложки (ПСТМ на основе cBN). Полученные результаты показывают, что при магнетронном нанесении покрытий материал композиционной керамической мишени эродирует преимущественно в жидкой фазе в условиях частичного высокотемпературного окисления компонентов на стадиях как их массопереноса в межэлектродном промежутке, так и формирования покрытия на поверхности РИ. Возможны следующие реакции окисления компонентов в этих процессах с учетом участия в них материала обрабатываемой детали (Fe):



Следует учесть, что в неравновесных условиях контактного взаимодействия инструмента с обрабатываемой деталью реакции окисления в зоне резания на воздухе могут протекать при значительно меньших температурах по сравнению со стационарными условиями.

Концентрационные профили элементов, отражающие кинетику окисления поверхностного слоя покрытия как при его формирования, так и при термобарическом воздействии при обработке резанием, представлены на рис. 3. В обоих случаях кинетику окисления можно разделить на две стадии: начальная стадия 1 относительно слабого окисления, характеризующаяся незначительным изменением содержания компонентов по глубине слоя более 100 нм; конечная стадия 2 интенсивного окисления компонентов мишени, характеризующаяся переменным составом по толщине наноразмерного слоя.

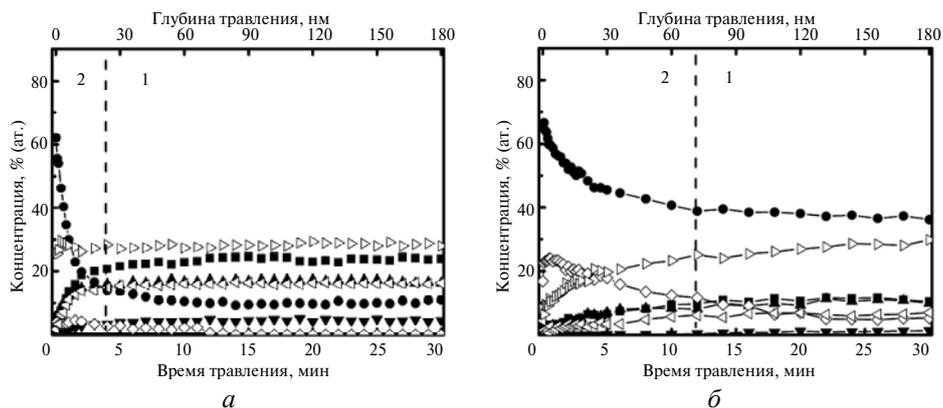


Рис. 3. Концентрационные профили элементов (O (●), B (■), Ti (▲), Cr (▼), Fe (◇), N (<), Al (>)) в поверхностном слое исходного покрытия (а) и после термобарического нагружения в процессе резания (б); 1, 2 – наноразмерные слои.

Наибольшая степень окисления компонентов поверхностного слоя покрытия имеет место в наружном наноразмерном слое 2 переменного состава (см. рис. 3, а). В исходном покрытии этот слой имеет толщину ~ 24 нм. Резкое увеличение количества кислорода (от 10 до 55 % (ат.)) в направлении к наружной поверхности свидетельствует о том, что степень окисления компонентов покрытия возрастает в том же направлении. Поскольку температура начала окисления нитрида алюминия (~ 1200 °С) значительно превышает таковую для диборида титана (~ 700 °С), очевидно, что прежде всего будут протекать реакции окисления диборида титана-хрома (3), (4) и, возможно, нитрида алюминия с образованием оксинитридов алюминия в соответствии с реакцией (1). Присутствие небольшого количества железа в составе слоя 1 может быть вызвано его намолотом в планетарной мельнице в процессе приготовления шихты для мишени.

На рис. 4 представлен вид контактной поверхности инструмента с покрытием в области режущей кромки после обработки образца из закаленной стали ШХ15. Отслоение покрытия обусловлено недостаточной адгезией с основой из-за отсутствия внутреннего подслоя, обеспечивающего его сцепление с подложкой. Часть сохранившегося покрытия, примыкающая к участку отслоения, характеризуется сглаженной поверхностью за счет скольжения по ней стружки (см. рис. 4, а). На этом участке имеет место массоперенос материала обрабатываемой детали (Fe) на рабочую поверхность инструмента, более интенсивное окисление и перераспределение элементов в поверхностном слое покрытия по сравнению с его исходным состоянием, что подтверждается экспериментально (см. рис. 3). Наблюдаемые изменения в нанослое 2 после обработки резанием, в том числе и в его элементном составе (табл. 2, рис. 3, б), в сравнении с таковыми для исходного покрытия (табл. 2, рис. 3, а) сводятся к следующему:

- увеличивается насыщение кислородом поверхностного нанослоя 2 (уменьшается градиент содержания кислорода в направлении к основе);
- втрое увеличивается толщина наружного нанослоя 2;
- в четыре раза уменьшается содержание бора за счет частичного испарения B_2O_3 при температурах, соответствующих высоким скоростям резания;
- в пять раз уменьшается содержание азота вследствие испарения NO согласно реакции (2);

– в пять раз увеличивается количество железа за счет его массопереноса на контактные поверхности инструмента с обрабатываемым стальным образцом.

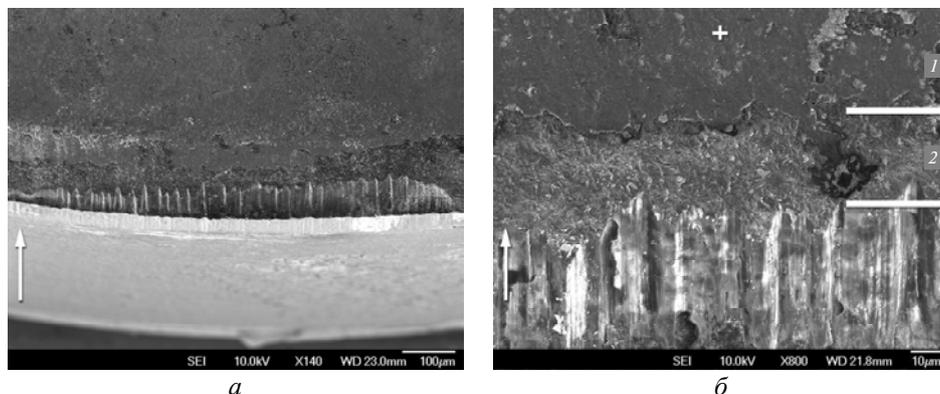


Рис. 4. Контактный участок инструмента с покрытием после обработки резанием стали ШХ15 (стрелкой обозначено направление движения стружки): *a* – общий вид; *б* – фрагмент (1 – сглаженный участок покрытия; 2 – участок отслоения).

Таблица 2. Элементный и фазовый состав, % (ат.), поверхности покрытия AlN-TiCrB_2 на инструменте

Поверхность покрытия	Элементы							Σ	Фазы	Σ
	O	Al	Ti	Cr	Fe	B	N			
Исходное состояние										
Стадия 1 ($h = 36$ нм)	12,7	27,4	16,7	3,9	1,7	22,1	15,5	100	33,15 TiCrB_2 ; 31 AlN ; 21,17 Al_2O_3 ; 5,1 FeAl_2 ; 9,55 TiCr	99,97
Стадия 2 ($h = 9$ нм)	23,0	27,6	14,2	2,1	4,6	16,0	12,6	100,1	37,5 Al_2O_3 ; 32,3 TiCrB ; 25,2 AlN ; 4,6 Fe; 0,5 O^*	100,1
После обработки резанием стали ШХ15										
Стадия 1 ($h = 96$ нм)	38,5	25,4	9,1	0,8	9,1	10,3	6,7	99,9	46,75 Al_2O_3 ; 18,2 TiCrB ; 18,2 FeO ; 13,4 AlN ; 3 B_2O_3	99,60
Стадия 2 ($h = 9,6$ нм)	54,1	13,9	3,4	0	22,2	4,0	2,5	100,1	55,5 Fe_2O_3 ; 28,5 Al_2O_3 ; 4,8 TiB ; 5 AlN ; 4 B_2O_3 ; 2 Ti_2O ; 0,3 O^*	100,1

* Кислород в составе оксинитрида алюминия.

В процессе обработки резанием обе стадии окисления оказывают влияние на формирование трибопленки. При этом окисленная наружная наноразмерная область, непрерывно восстанавливаясь, частично переходит в продукты износа инструмента и играет, вероятно, значимую роль в трибологическом поведении контактирующей пары.

Аналогичные двухстадийные кинетические зависимости окисления поверхностного слоя обнаружены также в условиях абразивного и фреттинг изнашивания на воздухе электроискровых и лазерно-электроискровых покрытий на титановых сплавах [15, 16], высокотемпературного окисления при быстром нагреве [17], электрохимического окисления поверхностей [18, 19], а также при формировании электроискровых покрытий [15]. Это указывает на общность закономерностей формирования поверхностного слоя в разных условиях окисления, в том числе при обработке резанием. Природа наблюдаемой общей закономерности двухстадийного окисления поверхностей до конца не ясна. Возможно, быстро протекающие неравновесные физико-химические процессы на поверхности (быстрый нагрев-охлаждение в условиях трения/резания и высокая скорость развертки потенциала в условиях электрохимического окисления в водном растворе NaCl) приводят к наноструктурированию наружного тонкого поверхностного слоя, в котором окисление интенсифицируется за счет повышенной диффузии кислорода вглубь из-за большой протяженности межфазных границ.

Оценка количественного соотношения фазовых составляющих в исходном покрытии и после термобарического воздействия в процессе обработки резанием на разных глубинах покрытия h , соответствующих разным стадиям окисления, проведена исходя из элементного состава покрытия (см. табл. 2).

Данные табл. 2 показывают, что в процессах как формирования покрытия, так и изнашивания инструмента с покрытием, происходит не только окисление его поверхностного слоя, но и интенсивное фазообразование: появляются в незначительном количестве интерметаллиды (FeAl_2 , TiCr) и моноборид титана-хрома с образованием фазы борного ангидрида B_2O_3 в результате реакции (4). Из анализа фазового состава также следует, что в поверхностном слое исходного покрытия суммарное содержание неокисленных компонентов уменьшается от 79 % (на стадии 1) до 62 % (на стадии 2), на рабочей поверхности после изнашивания – от 32 % (на стадии 1) до 4,8 % (на стадии 2), т. е. наружный слой в этом случае является практически полностью окисленным.

Оксидными компонентами слоя 2 в покрытии, подвергнутом термобарическому нагружению в режущем инструменте, являются (в порядке убывания их количественного содержания (см. табл. 2)): Fe_2O_3 , Al_2O_3 , B_2O_3 , $\text{Al}_x\text{O}_y\text{N}_z$, Ti_2O . Это определяет, согласно [20], возможность образования в наноразмерном наружном слое ограниченного твердого раствора оксидов $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3$, оксинитридов в области гомогенности $\text{Al}_x\text{O}_y\text{N}_z$, образующихся при температуре ≤ 1000 °C, а также сложного оксида в виде тиалита Al_2TiO_5 (α - и β -модификаций), образующегося при температуре ≥ 1200 °C, при этом основной фазой является твердый раствор $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3$. Такая стеклоподобная композиционная трибопленка на основе $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3$, оксидные компоненты которой являются термостабильными до температуры > 1300 °C, обеспечивает смазывающие свойства при высоких температурах за счет образования гомологических рядов высокотемпературных твердых растворов оксидов. Это позволяет прогнозировать при высоких скоростях резания высокую износостойкость РИ с ПСТМ на основе cBN с ионно-плазменным покрытием $\text{AlN}\text{--}(\text{TiCr})\text{B}_2$, что подтверждается экспериментально (табл. 3, рис. 5). С рос-

том скорости обработки v от 110 до 178 м/мин интенсивность нарастания скорости изнашивания инструмента с покрытием в сравнении с непокрытым инструментом снижается. Возможно, этот эффект связан с изменением состава трибопленки с увеличением скорости обработки, а именно, при низких скоростях обработки смазывающие свойства трибопленки определяются системой $Fe_2O_3-Al_2O_3$, а при высоких – сложным оксидом Al_2TiO_5 , что определяет эффект самоадаптации. Этот результат может быть значительно улучшен при наличии подслоя в системе покрытие–основа, препятствующего отслоению покрытия.

Таблица 3. Результаты изнашивания инструментов

Скорость резания, м/мин	Скорость изнашивания, мкм/мин, инструмента		J_n/J_0
	без покрытия J_0	с покрытием J_n	
110	28,8	24	0,83
141	38,5	30,8	0,80
178	50	37,5	0,75

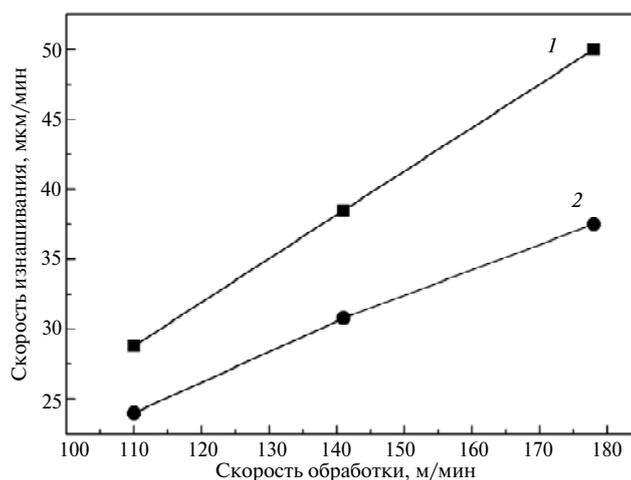


Рис. 5. Зависимость скорости изнашивания инструмента без покрытия (1) и с покрытием (2) от скорости резания.

Среднее значение твердости полученного покрытия ниже, чем основы и составляет $2218 HV_{0,05}$. Это указывает на превалирующее влияние состава вторичной структуры на повышение режущей способности инструмента.

Таким образом, в процессе обработки резанием образца из закаленной стали ШХ15 режущим инструментом с ПСТМ на основе cBN с магнетронным покрытием $AlN-(TiCr)B_2$ на рабочей поверхности покрытия формируется трибопленка с наружным наноразмерным полиоксидным слоем на основе системы $Fe_2O_3-Al_2O_3$.

Этот слой представляет собой высокотемпературную термостабильную до температур > 1300 °С стеклоподобную фазу в виде твердых растворов оксидов в областях гомогенности. В процессе обработки резанием наружный полиоксидный наноразмерный слой покрытия, практически полностью окисленный, переходит в продукты износа и, непрерывно восстанавливаясь, вы-

полняет функцию твердой смазки, которая обеспечивает эффективное снижение скорости изнашивания с ростом скорости обработки по сравнению с инструментом без покрытия.

ВЫВОДЫ

Композиционная керамическая мишень $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$ обеспечивает получение износостойкого вакуумного покрытия на инструменте с ПСТМ на основе cBN , проявляющего элементы самоадаптации в условиях термобарического нагружения, отвечающего условиям обработки резанием закаленной стали.

В процессе магнетронного распыления керамической мишени $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$ на поверхностях инструмента формируется покрытие с преимущественным участием жидкой фазы в виде сфероподобных частиц размером < 1 мкм.

Установлена двухстадийная кинетика окисления магнетронного покрытия $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$ на инструменте с ПСТМ на основе cBN в процессах как его формирования, так и резания закаленной стали. В обоих случаях примыкающая к основе область толщиной значительно более 100 нм, характеризуется слабым изменением содержания элементов по глубине слоя и меньшей степенью окисления по сравнению с наружным наноразмерным слоем. Отмечена общность в кинетике двухстадийного окисления поверхности в разных условиях окисления: в процессах формирования покрытий, термобарического нагружения в зоне резания, абразивного и фреттинг изнашивания, электрохимического окисления и высокотемпературного окисления при резком нагреве.

Послойным элементным анализом поверхностного слоя исходной поверхности и после термобарического воздействия на нее в процессе обработки резанием оценен фазовый состав слоев покрытия на разных стадиях окисления. Наноразмерный наружный слой покрытия после термобарического нагружения в процессе резания представляет собой стеклоподобную фазу в виде твердых растворов оксидов $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}_2\text{O}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$, выполняющую роль твердой смазки.

В условиях обработки резанием на воздухе закаленной стали инструмент с ПСТМ на основе cBN с покрытием $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$, полученным магнетронным ВЧ распылением, с ростом скорости обработки от 110 до 178 м/мин характеризуется меньшей интенсивностью нарастания скорости изнашивания (от 0,83 до 0,75) по сравнению с инструментом без покрытия.

Досліджено мікроструктуру і кінетику окислення поверхневого шару покриття $\text{AlN}-(\text{TiCr})\text{B}_2$, отриманого методом магнетронного ВЧ-роспилення, у процесі його формування та використання в інструментах з полікристалічних надтвердих матеріалів на основі кубічного нітриду бору при обробці загартованої сталі ШХ15. Покриття формується за участю переважно рідкої фази. Після обробки різанням на поверхні різальної пластини виявлено утворення двошарової трибоплівки з нанорозмірним поліоксидним зовнішнім шаром. З використанням пошарового оже-аналізу оцінено фазовий склад трибоплівки. Її зовнішній нанорозмірний шар є склоподібною фазою у вигляді твердих розчинів оксидів на основі $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, що виконує роль твердої смазки. З ростом швидкості різання швидкість зношування інструменту з покриттям порівняно з інструментом без покриття знижується.

Ключові слова: різальний інструмент, іонно-плазмове покриття, композиційна кераміка, трибоплівка, зносостійкість.

The microstructure and the kinetics of oxidation of surface layer of the coating AlN-(TiCr)B₂, which was obtained by magnetron of sputtering, in the processes of its forming and application in cBN cutting tools during machining of hardened steel ShKh15 has been researched. Coating is formed predominantly with the liquid phase. The formation of a two-layer tribofilm with nanoscale polyoxide was estimated on the surface of cutting insert after machining. The phase composition of the tribofilm was evaluated using stratified AES analysis. Its outer layer is a nano-sized glassy phase in the form of solid solutions, based on the oxides Fe₂O₃-Al₂O₃, which acts as a solid lubricant. With increasing of cutting speed the coated tool's wear rate declines in comparison with the uncoated one.

Keywords: cutting tools, ion-plasma coating, composite ceramics, tribofilm, wear.

1. Donnet C., Erdemir A. Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings // Surf. Coat. Tech. – 2007. – **180–181**. – P. 76–84.
2. Franz R., Mitterer Ch. Vanadium containing self-adaptive low-friction hard coatings for high-temperature applications: a review // Ibid. – 2013. – **228**. – P. 1–13.
3. Kato H., Komai K. Tribofilm formation and mild wear by tribo-sintering of nanometer-sized oxide particles on rubbing steel surfaces // Wear. – 2007. – **262**, N 1–2. – P. 36–41.
4. Dosbaeva G. K., Veldhuis S. C., Yamamoto K. et al. Oxide scales formation in nano-crystalline TiAlCrSiYN PVD coatings at elevated temperature / Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2010. – **28**, N 1. – P. 133–141.
5. Беженар М. П. Наукові основи спікання композитів кубічного нітриду бору при високому тиску: Автореф. дис... д-ра техн. наук. – К., 2002. – 36 с.
6. *Сверхтвердые материалы. Получение и применение: В 6-и т. / Под общей ред. Н. В. Новикова; НАН Украины. Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля. – Т. 5: Обработка материалов лезвийным ин-струментом / Под ред. С. А. Клименко. – К., 2006. – 316 с.*
7. Клименко С. А., Береснев В. М., Копейкина М. Ю., Гриценко В. И. Слоистые вакуумно-дуговые покрытия Ti–NBN–Al₂O₃, Nb–NBN–Al₂O₃ на инструментах, оснащенных поликристаллическими сверхтвердыми материалами на основе кубического нитрида бора // Физическая инженерия поверхности. – 2007. – **5**, № 1–2. – С. 57–61.
8. Soroka E., Lyashenko B., Shengru Qiao, Chengyu Zhang. Tribological behaviour and cutting performance of PVD-TiN coating/substrate system with discontinuous surface architecture // Rare Met. Mater. Eng. – 2011– **40**, N 4. – P. 580–584.
9. Григорьев С. Н. Методы осаждения износостойких нанопокровтий в инструментальном производстве // Металлургия машиностроения. – 2011. – № 1. – С. 37–43.
10. Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. Синтез упрочняющих наноструктурных покрытий // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2008. – № 2. – С. 119–130.
11. Voevodin A., Zabinski J. Supertough wear-resistant coatings with ‘chameleon’ surface adaptation // Thin Solid Films. – 2000. – **370**. – P. 223–231.
12. Barthelmä F., Frank H., Mahr P., Reich S. Oxygen-improved hard coatings for high performance cutting processes // Procedia CIRP. – 2012. – **1**. – P. 208–213.
13. Панасюк А. Д., Подчерняева И. А., Болтовец Н. С. и др. Структура и свойства тонких керамических покрытий в системе AlN-(TiCr)B₂ // Порошк. металлургия. – 2006. – № 5–6. – С. 39–47.
14. Береснев В. М., Копейкина М. Ю., Клименко С. А. Многокомпонентные и многослойные вакуумно-дуговые покрытия для режущего инструмента // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (17). – 2008. – № 1. – С. 152–158.
15. Подчерняева И. А., Духота А. И., Панашенко В. М. и др. Кинетика и механизм фреттинг-коррозии электроискровых и лазерно-электроискровых ZrB₂-содержащих покрытий на сплаве VT3-1 // Проблемы трибології. – 2012. – № 1. – С. 62–71.
16. Подчерняева И. А., Панасюк А. Д., Панашенко В. М. Формирование вторичной структуры на ZrB₂-содержащем лазерно-электроискровом покрытии на титановом сплаве при изнашивании нежестко закрепленным абразивом // Доп. НАН України. – 2009. – № 9. – С. 109–113.

17. Лавренко В. О., Панасюк А. Д., Григорьев О. М. та ін. Особливості процесу високотемпературного (до 1600 °С) окиснення на повітрі керамічних матеріалів системи ZrB_2 – $MoSi_2$ // Порошк. металургия. – 2012. – № 1/2. – С. 131–135.
18. Бошицкая Н. В., Подчерняева И. А., Лавренко В. А. и др. Функциональное комбинированное биопокрывтие на сплаве ВТ-6 // Там же. – 2013. – № 9/10. – С. 82–93.
19. Лавренко В. О., Швець В. А., Талаш В. М. и др. Електрохімічне окиснення в 3 %-ному водному розчині $NaCl$ керамічних матеріалів системи ZrB_2 – $MoSi_2$ // Там же. – 2011. – № 11/12. – С. 89–94.
20. Бережной А. С. Многокомпонентные системы оксидов. – К.: Наук. думка. – 1970. – 542 с.

Ин-т сверхтвердых материалов
им. В. М. Бакуля НАН Украины
Ин-т проблем материаловедения
Им. И. Н. Францевича НАН Украины
Харьковский национальный ун-т
им. В. Н. Каразина

Поступила 26.12.13