

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА AlCrCN ПОКРЫТИЙ

¹И. П. Акула, ¹Н. М. Чекан,
¹М. Ю. Хома, ²С. Р. Онысько, ²М. В. Хеук

¹Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь

²Брестский государственный технический университет,
г. Брест, Республика Беларусь

Исследовано влияние содержания углерода на состав, структуру и свойства покрытий AlCrCN. Установлено образование твердого раствора углерода в покрытиях при их осаждении катодно-дуговым методом в атмосфере ацетилена. Формирование покрытий с кристаллической структурой типа B1 и осью текстуры [200] обеспечивает их твердость на уровне НК 3300. Изучено формирование трибослоя, состоящего из оксидов компонент покрытия и контр-тела, приводящего к коэффициенту трения 0,6 без применения смазки. Показано почти двукратное возрастание адгезии покрытия к основе из штамповой стали X12MФ, а также повышение трещиностойкости углеродсодержащего покрытия по сравнению с покрытием AlCrN.

Ключевые слова: катодно-дуговое осаждение, покрытие AlCrCN, элементный состав, структура, твердость, коэффициент трения, адгезия, трибослой

INFLUENCE OF CARBON ON THE STRUCTURE, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF AlCrCN COATINGS

¹I. P. Akula, ¹N. M. Chekan, ¹
M. Yu. Khama, ²S. R. Onys'ko, ²M. V. Kheuk

¹Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Republic of Belarus

²Brest State Technical University,
Brest, Republic of Belarus

Researches of the influence of carbon content in AlCrCN coatings on their phase composition and structure were carried out. It was determined that formation of carbon solid solution in coatings deposited by cathodic arc discharge burning in the acetylene gas atmosphere. The formation coatings having B1 type phase structure and (002) texture provide a level of hardness HV 3300. It was determined that formation of the tribolayer consisted of oxides of the particles of both coating and counter-body mostly and with that the coefficient of

dry friction is 0.6. It was shown that the carbon containing coating had the adhesion strength in respect of tool steel substrate almost twice as much higher comparing to that of a AlCrN coating and enhanced cracking resistivity as well.

Keywords: cathode-arc deposition, AlCrCN coating, elemental composition, structure, hardness, friction coefficient, adhesion, tribolayer

e-mail: shark@phti.by

ВВЕДЕНИЕ

При производстве металлических деталей с использованием штамповки и вырубки большую роль для обеспечения точностных параметров, надежности и долговечности технологического оборудования играет применяемый инструмент и оснастка, изготавливаемые из штамповых сталей. От эксплуатационных качеств инструмента и оснастки, их стойкости к процессам разрушения зависят надежность функционирования оборудования и стабильность производственного процесса, а также качество самих деталей. Выход из строя инструмента в большинстве случаев связан с износом и разрушением поверхностных слоев [1]. Получение поверхности с высокими функциональными параметрами, как правило, требует энергетического воздействия, связанного с закалкой, или физико-химической обработкой путем карбонитрирования или нанесения упрочняющих покрытий, причем последний способ оказывается наиболее эффективным [2].

Если до недавнего времени основным типом упрочняющего покрытия был нитрид титана, который использовался как универсальное покрытие для различных инструментов и условий обработки, то на сегодняшний день предпочтение отдается более специализированным покрытиям. Известно, что покрытия нитрида титана, а также нитрида циркония начинают оксидироваться при температурах порядка (500–550) °С [3]. Такого рода покрытия не могут быть эффективно использованы в условиях высоких температур (горячая штамповка).

Наиболее простым решением для комбинирования таких необходимых свойств покрытий как высокая твердость и температуростойкость при современной обработке материалов может выступить нанесение на инструмент многослойных покрытий, каждый слой из которых дополняет или усиливает свойства других. Примером такой системы являются трехслойные покрытия TiN/Al₂O₃/TiCN шведской компании Sandvik, в котором слой TiN/Al₂O₃ состоит из субслоев наноразмерной толщины [4]. Однако нанесение многослойных покрытий нитридной и оксидной керамики с требованием отсутствия размытых границ усложняет производственный процесс и требует использования в одном технологическом цикле различных систем их осаждения.

Разработанные в последние годы нанокпозиционные покрытия, состоящие из перемежающихся с аморфным материалом ультрадисперсных кристаллитов, во многом превосходят другие типы покрытий и демонстрируют высокую эффективность в конкретных применениях [5]. В то же время существенным недостатком осотвердых и сверхтвердых нанокпозиционных покрытий является их высокая хрупкость [6] вследствие больших значений модуля Юнга и значительного уровня остаточных напряжений. Поэтому предпринимаются попытки создания покрытий, которые наряду с высокой твердостью могли бы обладать достаточно высокой вязкостью разрушения и устойчивостью к трещинообразованию. Хрупкость твердых покрытий проявляется в ходе эксплуатации изделий при существенной деформации приповерхностного слоя, на который нанесены покрытия. Слабая сопротивляемость покрытий поперечному прогибу приводит к их растрескиванию и усталостному изнашиванию.

В настоящей работе приводятся результаты исследования влияния аморфного углерода на структуру и свойства покрытий карбонитрида хром-алюминия (AlCrCN). Такие покрытия являются перспективными для улучшения эксплуатационных характеристик штампового и вырубного инструмента, так как они способны формировать на воздухе плотные оксиды, предотвращающие замещение азота кислородом, сохраняя в целом необходимую твердость покрытий. Именно хром и алюминий могут образовывать плотные, практически беспористые слои окислов, препятствующие дальнейшей диффузии кислорода вглубь покрытия.

AlCrN покрытия показывают очень высокую твердость при повышенных температурах и износостойкость при экстремальных механических нагрузках. В то же время коэффициент трения такого тонкопленочного материала очень высок, порядка 0,9–1,1, что создает дополнительную нагрузку на различных участках инструмента. Для улучшения трибологических свойств покрытий AlCrN был предложен материал на основе твердого раствора углерода в нитриде хром-алюминия.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ

Покрытия AlCrCN были получены методом катодно-дугового осаждения в вакууме с использованием мишени AlCr (Al – 70 ат. %; Cr – 30 ат. %), изготовленной методом горячего прессования в вакууме смеси порошков металлов в требуемой пропорции. Совмещение прессования и спекания в одной операции позволило реализовать наблюдаемое при повышении температуры увеличение текучести материалов и получить фактически беспористые биметаллические катоды. В качестве подложек использовалась штамповая сталь X12MФ. Нарезка образцов выполнялась на металлографическом отрезном станке SQ-60A, а дальнейшая пробаподготовка – на шлифовально-полировальном станке METAPOL-2250S с применением пасты ГОИ № 2 до получения зеркального блеска. Условия осаждения покрытий представлены в табл. 1.

Табл. 1

Условия получения покрытий AlCrCN

№ образца	Ток дуги, А	Напряжение смещения, В	Парциальное давление газа, $\times 10^{-3}$ Па		Время осаждения, мин
			N ₂	C ₂ H ₂	
1	55	-50	13	–	15
2				5,6	20
3				10	
4				15	
5				24	

Фазовый состав покрытий определялся методами рентгеновского дифракционного анализа с использованием дифрактометра GNR Explorer с K α излучением медного катода на длине волны $\lambda = 0,154060$ нм в диапазоне углов сканирования 2θ ($30^\circ - 100^\circ$). Химический состав покрытий и распределение элементов по толщине исследовались методами оптической эмиссионной спектроскопии с использованием спектрометра Horiba GD-profiler 2 со скоростью травления 2 нм/с. Дополнительная информация о химическом составе и структуре сформированных покрытий была получена с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan MIRA 3 LMU. Твердость покрытий определялась методом индентирования с использованием алмазного наконечника Кнупа на микротвердомере Struers Duramin при нагрузке 25 г. Благодаря определенной

форме индентора Кнупа глубина его проникновения в покрытие составляет 1/30 диагонали отпечатка, в то время как для алмазного наконечника Виккерса данный показатель равен 1/7, т. е. в этом случае в наибольшей степени исключается влияние основы на измеряемую твердость покрытия. Исследования трибологических характеристик проводилось на трибометре, работающем по схеме «палец – плоскость диска» при следующих параметрах: палец (контртело) – шарик из стали ШХ15 диаметром 5,5 мм и твердостью 63 HRC; диск (образец с покрытием) – диаметр 25 мм, радиус дорожки трения 10 мм; нагрузка на образец 1 Н; частота вращения диска – 80 об/мин. Исследование адгезионной прочности композиционных покрытий к основе из коррозионностойкой стали проводилось на скретч-тестере J&L ST022, оснащенный алмазным индентором Роквелла для латерального скрабирования с возрастающей нагрузкой, датчиком акустической эмиссии и панорамной оптической камерой. Для определения толщины тонкопленочного покрытия использовался микроинтерферометр МИИ-4.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены результаты исследования влияния давления ацетилена на скорость роста покрытия. Обращает на себя внимание сильная зависимость скорости роста покрытий при увеличении давления ацетилена от 0 Па до порядка 0,01 Па. В этом диапазоне имеет место двукратное увеличение скорости. Этот феномен трудно объяснить с точки зрения возрастания содержания углерода в покрытии, так как его концентрация составляет всего лишь несколько процентов (см. ниже). По-видимому, углерод препятствует образованию оксидной пленки на поверхности катода из-за наличия кислорода и паров воды в остаточной атмосфере (откачная система позволяет достигать разряжения атмосферы не более чем $5 \cdot 10^{-3}$ Па), и тем самым обеспечивают лучшие условия для горения дуги и испарения материала катода. Косвенно это подтверждается тем, что дальнейшее увеличение давления ацетилена не приводит к существенному изменению скорости роста покрытия.

Изображение поверхности покрытия AlCrCN (образец 2), представлено на рис. 2. Можно видеть наличие множества мелких включений (области со светлыми оттенками) с размерами порядка 0,5–2,0 мкм как результат эмиссии жидких макрочастиц катодным пятном. Анализ химического состава макрочастицы (спектр 21) показал повышенное содержание углерода, в 1,5–2 раза превышающее средние значения для образца. Возможной причиной может быть высокое значение локального электрического поля

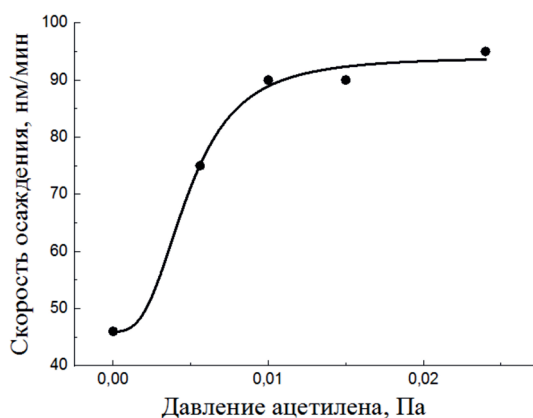
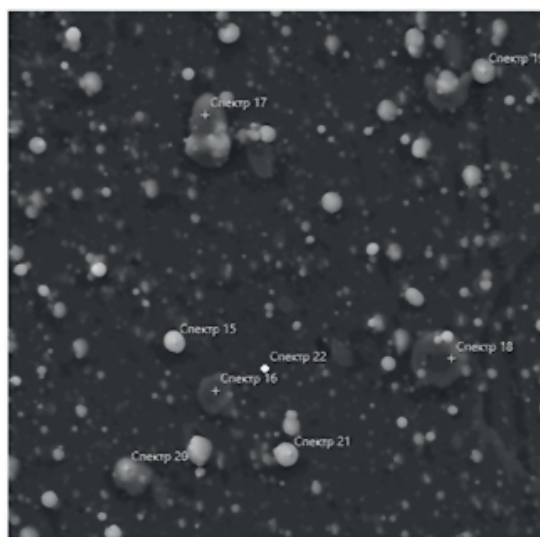


Рис. 1. Зависимость скорости роста покрытия от парциального давления ацетилена



10 мкм

Рис. 2. Поверхность покрытия AlCrN-C

вблизи микрочастиц, вызывающее повышенный поток димеров углерода, как основных фрагментов деструкции молекул ацетилена в плазме вакуумной дуги [7], на поверхность макрочастицы.

Характерные профили распределения химических элементов по глубине покрытия для образца 4 приведены на рис. 3. Можно видеть, что состав покрытия является практически однородным от основы до границы с окружающей средой за исключением повышенного содержания углерода вблизи поверхности, что связано с трудноудаляемыми органическими загрязнениями в результате контакта образца с окружающей средой. Обращает на себя внимание довольно большая переходная область между основой и покрытием, составляющая порядка 0,3 мкм.

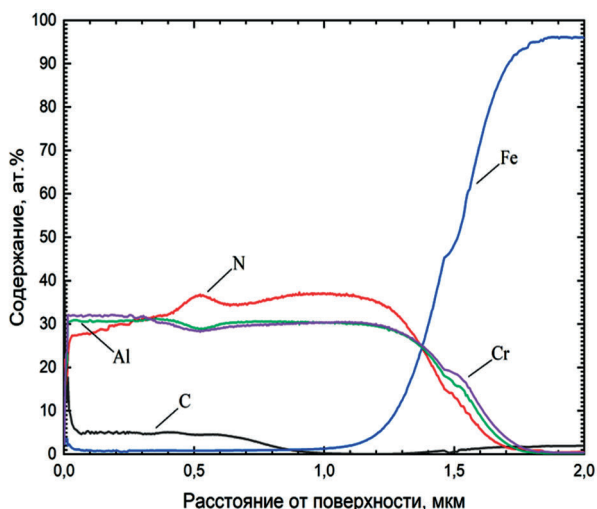


Рис. 3. Распределение химических элементов по толщине покрытия AlCrCN для образца 4

Наличие переходной области может быть связано как с шероховатостью поверхности основы, так и с взаимодиффузией компонент основы и покрытия. В результате операции пробаподготовки шероховатость основы составляла $Ra = 0,25$ мкм. Следовательно, при катодно-дуговом осаждении и подаче потенциала смещения происходит активное перемешивание материала основы и покрытия на глубину порядка 50 нм. Для характеристики и сопоставления элементного состава для пяти различных образцов он определялся на середине толщины покрытия, т. е. на глубине 0,5 мкм. Данные по составу приведены в табл. 2. Как можно видеть, для всех образцов суммарная концентрация частиц металлов превалирует над концентрацией неметаллических компонент, т. е. реакции образования карбидов и нитридов протекают не полностью, и имеется некоторое количество несвязанного металла.

Свободный металл будет активно образовывать на поверхности покрытий плотные слои оксидов при разогреве во время металлообработки, препятствующие диффузии кислорода внутрь покрытия и замещению азота и углерода кислородом. За счет этого существенно повышается температурная стойкость покрытий. Из литературных данных известно, что нитриды хром-алюминия могут успешно функционировать при температуре 900 °C [8].

Табл. 2

Химический состав покрытия AlCrCN на глубине 0,5 мкм

N° эксперимента	Содержание химического элемента, ат. %			
	Al	Cr	N	C
1	29,3	30,4	40,3	0
2	30,1	30,8	39,1	0
3	31,3	31,9	37,8	1,0
4	29,3	28,6	37,6	4,5
5	28,8	29,6	35,7	5,1

Обращает на себя внимание довольно низкое по отношению к хрому содержание алюминия в покрытии по сравнению с составом катода. При температуре катодного пятна, обычно достигающего температуры кипения материала (для Al и Cr она составляет около 2500 °С), давление упругих паров алюминия составляет $1,2 \cdot 10^5$ Па и хрома $4,2 \cdot 10^4$ Па. В итоге следовало бы ожидать преобладания содержания алюминия над содержанием хрома. Возможных причин обратного эффекта может быть несколько. Это существенно более высокая скорость ухода ионов алюминия из плазменной струи в силу естественного разлета плазмы на пути от катода до области осаждения и его большая конденсация на стенках длинного трубчатого анода и вакуумной камеры. Второй причиной может быть низкая степень ионизации атомов алюминия по сравнению с хромом; среднее зарядовое состояние плазмы $Q_{Al} = +1,73$, $Q_{Cr} = +2,09$ [9]. В результате подаваемый на основу потенциал смещения может обеспечить более высокую скорость поступления хрома, чем алюминия.

Кроме того, возможно более интенсивное формирование микрокапель расплавленного металла вблизи катодных пятен с содержанием алюминия в силу «взрывной» особенности его испарения при высоких температурах. Совместное протекание этих трех возможных физических процессов будет приводить к наблюдаемому недостатку алюминия в покрытиях.

Содержание углерода в покрытии увеличивается с увеличением давления ацетилена. При слишком малом давлении $5,6 \times 10^{-3}$ Па количество углерода в покрытии меньше предела чувствительности эмиссионного спектрометра (порядка 10^{-4} ат. %), и в образце 2 он не детектируется. Несмотря на то, что парциальное давление ацетилена для образцов 4 и 5 превышает парциальное давление азота, содержание в покрытиях углерода в 6 раз ниже содержания азота. Очевидно, что реакционные способности азота и углерода сильно отличаются. Косвенно об этом свидетельствует и существенное различие в энтальпии образования нитридов и карбидов: $-308,2$ (AlN) и $-123,4$ кДж/моль (CrN) против $-32,1$ (Al_4C_3) и $-81,1$ кДж/моль (Cr_3C_2).

Исследование фазового состава покрытий AlCrCN на образцах 1–4 (рис. 4) показало образование монофазного покрытия в виде твердых растворов AlN(C) и CrN(C) в виде неравновесной кубической фазы B1 типа NaCl. Судя по рефлексу малой интенсивности (1120) присутствует также небольшое количество карбонитрида хром-алюминия в виде гексагональной фазы вюрцинового типа. Фаза кубического AlCrCN обеспечивает более высокую твердость покрытия по сравнению с равновесной гексагональной [10] и поэтому является предпочтительной. Из вида дифрактограмм следует, что покрытия являются текстурированными. Для образцов 1–3 с малым содержанием углерода кристаллиты ориентированы кристаллографическими плоскостями (111) параллельно поверхности под-

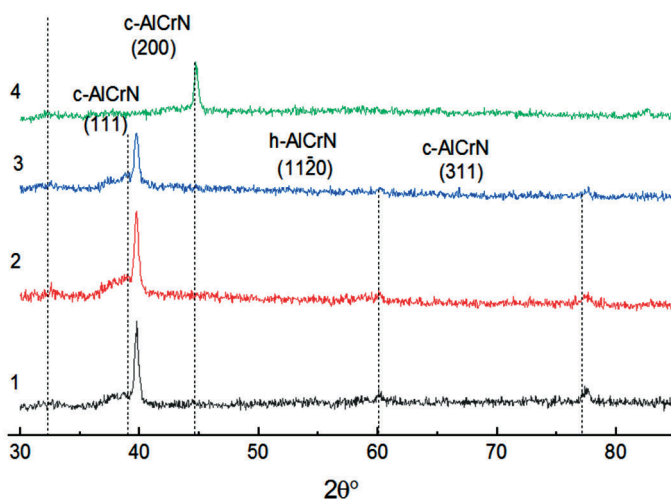


Рис. 4. Дифрактограммы и фазовый состав покрытий AlCrCN. Номер дифрактограммы соответствует номеру образца табл. 1

ложки, в то время как увеличение содержания углерода выше некоторого предела приводит к текстуре (200), что следует из дифрактограммы образца 4, который содержит углерод в количестве 4,5 ат. %. По мере увеличения содержания углерода в покрытии происходит уменьшение содержания вюрцитоподобной структуры, о чем свидетельствует уменьшение интенсивности рефлекса (11 $\bar{2}$ 0). Из анализа пиков рефлексов (111) можно видеть, что имеет место их уширение по мере увеличения содержания углерода, что обычно бывает связанным с уменьшением размеров кристаллитов, которое в свою очередь означает увеличение прочности и твердости покрытий благодаря зернограничному упрочнению в соответствии с эффектом Холла – Петча. Для образца покрытия 5 не удалось провести рентгенографический анализ структуры по причине отслоений покрытия на значительных участках поверхности основы из-за высокой твердости и значительных внутренних напряжений.

Измеренная микротвердость покрытий в зависимости от условий их получения находится в пределах НК (2450–3300). Эти значения существенно выше твердости покрытия TiN, достигающего НК (2000–2200) [11].

На величину твердости сильное влияние оказывает парциальное давление ацетилена, как это следует из рис. 5. Для образцов 1 и 2, в составе которых углерод практически отсутствует, твердость составляет НК 2450, в то время как для образца 5, содержащего 5 ат. % углерода, она возрастает до НК 3297. Повышение твердости обусловлено формированием твердого раствора углерода в нитриде хром-алюминия, улучшением фазового состава структуры, а также увеличением дисперсности структуры покрытий.

Экспериментальные данные по твердости с высокой точностью аппроксимируются Гауссовой функцией

$$HK = 3373 - 8943,3 \exp \left\{ -2 \left(\frac{P - 0.0391}{0.00182} \right)^2 \right\}, \quad (1)$$

как показано на рис. 5, где P – давление ацетилена, измеряемое в паскалях. Функциональная зависимость $HK(P)$ позволяет оценить максимальную твердость покрытия на уровне НК 3370, которая достигается при давлении $4,2 \cdot 10^{-2}$ Па. Более высокие давления углеродсодержащего реакционного газа практически не будут сказываться на твердости покрытий при условии, что повышенное содержание углерода не приведет к

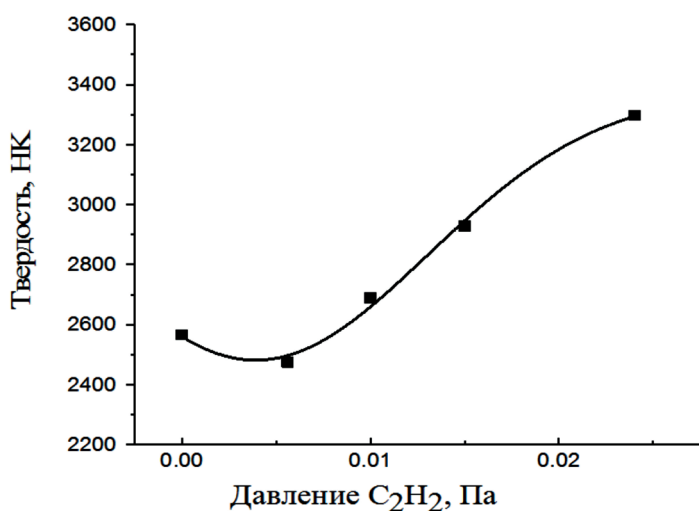


Рис. 5. Зависимость микротвердости покрытий AlCrCN от давления ацетилена в вакуумной камере и ее аппроксимация Гауссовой функцией

каким-либо качественным структурно-фазовым изменениям конденсируемого материала.

Трибологические исследования показали, что процессы трения без использования смазки для разных образцов протекают примерно одинаково. Характерный график зависимости коэффициента трения m от времени испытаний на примере образца 3 приведен на рис. 6.

После кратковременной притирки в течение 5 мин, μ устанавливается на уровне 0,6 затем по мере формирования трибослоя увеличивается и через 15 мин стабилизируется на значе-

нии 0,7. Значения устоявшегося μ для всех образцов покрытий приведены в табл. 3. Наблюдается тенденция уменьшения коэффициента трения по мере возрастания давления газа C_2H_2 и увеличения содержания углерода в покрытии, что является характерным признаком для тонкопленочных материалов твердых растворов углерода в нитридной керамике [12]. Исключением является наиболее твердый образец 5, для которого требуемое время приработки значительно больше времени, отведенного на трибологические испытания в данной работе.

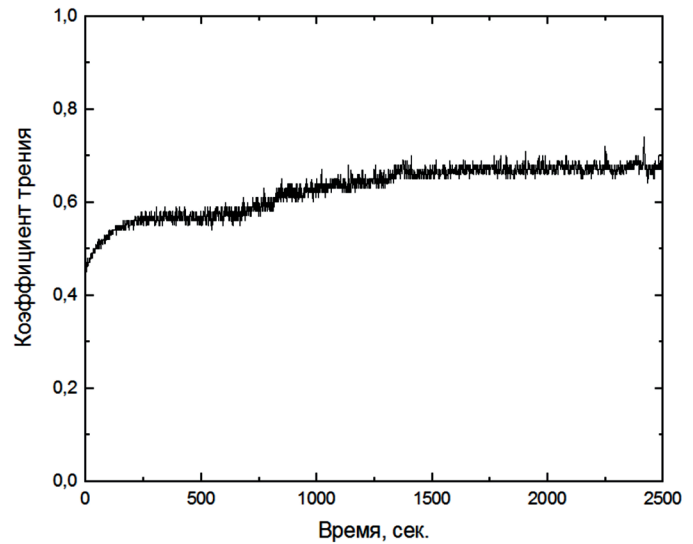


Рис. 6. Коэффициент трения для покрытия AlCrN-C для образца 3

Табл. 3

Коэффициент трения покрытий AlCrCN

№ образца	1	2	3	4	5
Коэффициент трения	0,81	0,75	0,68	0,66	0,80

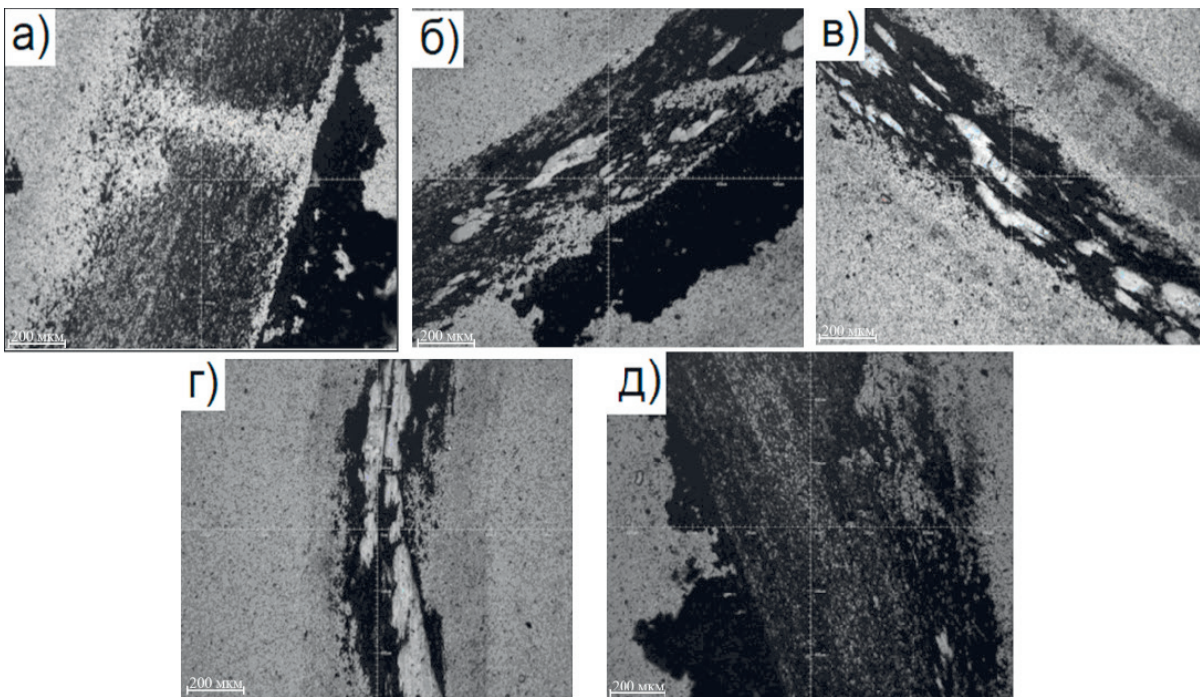


Рис. 7. Изображение дорожки трения для образцов покрытий 1–5 (а–д)

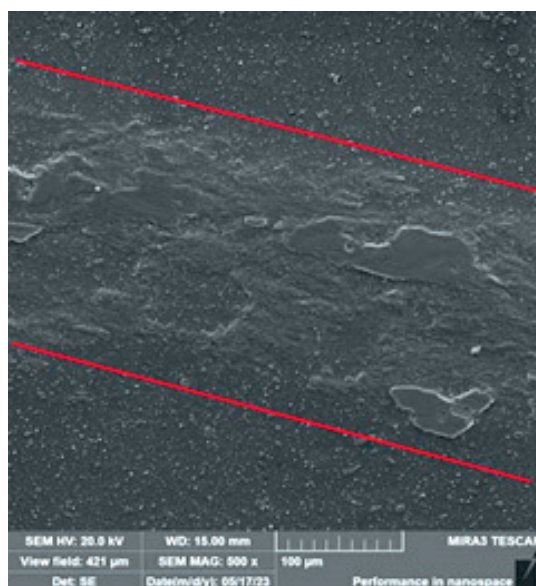


Рис. 8. СЭМ изображение дорожки трения для образца 4 (линиями отмечены ее границы)

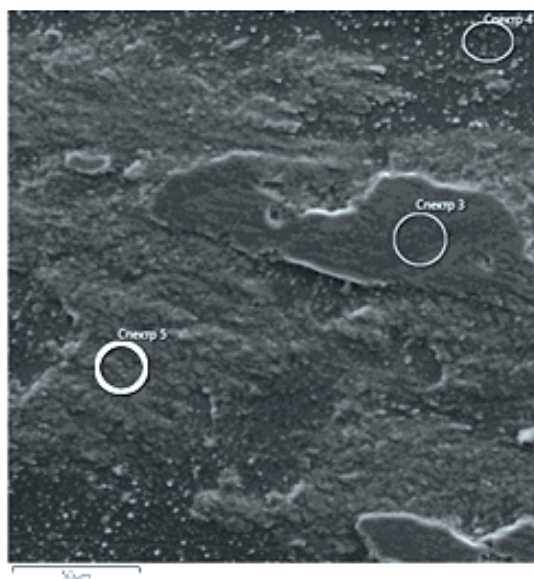


Рис. 9. Области микрозондового элементного анализа в дорожке трения (Спектр 3 и Спектр 5), а также в ее окрестности (Спектр 4)

Ширина дорожки трения, образовавшейся за одинаковое время испытания для всех образцов, для образца 5 в 2–2,5 раза больше дорожки трения для других углеродсодержащих покрытий. Сильный износ контртела (рис. 7д) свидетельствует об абразивном характере его изнашивания из-за естественной шероховатости покрытия, которая для данного твердого покрытия со временем практически не уменьшается.

Сформировавшийся трибослой дорожки трения для всех образцов содержит темные и светлые участки, которые были исследованы методами РЭМ и энергодисперсионной микрозондовой спектроскопией. На рис. 8 приведено электронномикроскопическое изображение дорожки трения для образца 4. Видно, что покрытие изнашивается незначительно. В зоне трения образуется особый слой материала, в основном, в результате истирания контр-тела. Как видно из рис. 8, имеет место адгезионное изнашивание контртела с налипанием продуктов изнашивания на поверхности покрытия, что приводит к формированию трибослая с повышенным содержанием железа. Данные по микрозондовому энергодисперсионному анализу с различных участков дорожки трения с характерным рельефом приведены на рис. 9. Видимые в оптическом изображении светлые области на рис. 7 соответствуют уплотненным гладким ламелям, с поверхности одной из которых был получен спектр 3. Элементный состав без учета трудно детектируемого углерода выделенных участков приведен в табл. 4. Сравнивая спектры 3 и 5 со спектром 4, полученным от покрытия за пределами дорожки трения, можно видеть наличие значительного количества железа и кислорода в дорожке трения. Светлые участки на оптических фотографиях практически не содержат элементов покрытия и состоят полностью из оксидов элементов контртела.

Табл. 4

Элементный состав фрагментов дорожки трения согласно рис. 9

№ спектра	Содержание элемента, ат. %						
	Al	Cr	N	Si	Fe	Mn	O
3	0,7	1,9	0,0	0,3	37,1	0,2	60,0
4	38,8	20,0	38,2	0,1	0,6	0,0	2,3
5	10,3	9,2	1,7	0,3	24,6	0,1	53,5

Это означает, что величину коэффициента трения по сути определяет взаимодействие между сталью ШХ15 и трибослоем, состоящим из окисленных элементов как покрытия, так и контртела, а также исключительно окисленных элементов контртела, которые переносятся на поверхность покрытия в результате адгезионного взаимодействия материала покрытия и шариподшипниковой стали. Таким образом, имеет место смешанный механизм химико-абразивного и адгезионного изнашивания. При этом, как свидетельствует анализ дорожек трения, проявление адгезионного механизма изнашивания ослабевает по мере увеличения содержания углерода в покрытии, что сказывается на уменьшении коэффициента трения без применения смазки.

Изображения элементов поперек дорожки трения на участке, не содержащем ламелей железа, и ее окрестности для того же образца покрытия поперек дорожки трения приведены на рис. 9. Можно видеть, что дорожка трения, если судить по распределению элементов, является четко ограниченной размерами порядка 200 мкм и соответствует оптическому (рис. 7г) и электронномикроскопическому изображению (рис. 8, 9). Судя по интенсивным линиям железа и кислорода, по краям дорожки в большом количестве скапливается выдавливаемый на периферию непрочный оксид железа, в то время как в центре – преобладают оксиды хрома и алюминия, которые обеспечивают значение коэффициента трения на уровне 0,6.

Результаты тестирования адгезии покрытий AlCrCN показали увеличение порога критической нагрузки (L_c), при которой начинается отрыв покрытия от основы с возрастанием давления ацетиленом при получении образцов. Однако давление ацетиленом более $1 \cdot 10^{-2}$ Па приводит к увеличению хрупкости покрытия, что выражается в его интенсивном растрескивании в области алмазного индентора. Это в свою очередь ведет к снижению порога нагрузки, при которой начинается разрушение покрытия под индентором. На рис. 10 показан участок начала разрушения покрытия для образца 5, Результаты тестов на адгезионную прочность сведены в табл. 5.

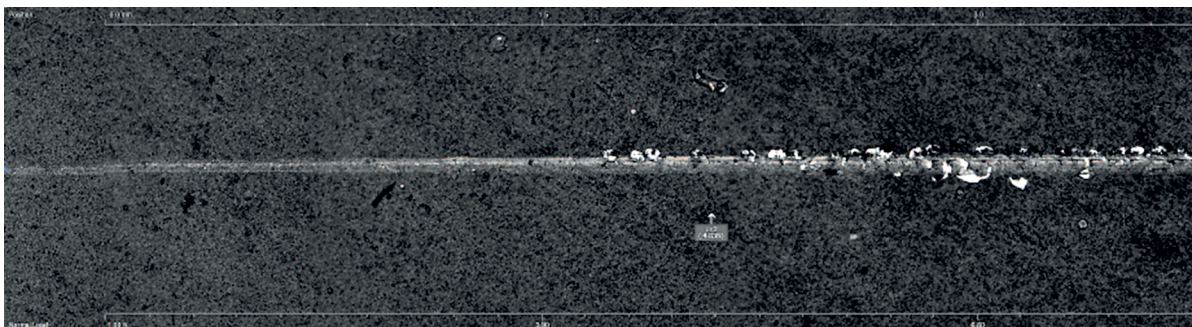


Рис. 10. Трек испытаний на адгезионную прочность покрытия для образца 5

Указанные в табл. 5 точки критической нагрузки на индентор: L_{c1} – начало трещинообразования, L_{c2} – начало локального отрыва покрытия с основы, L_{c3} – нагрузка, при которой в дорожке скретч-тестирования отсутствует 50 % покрытия. Как можно видеть из этих данных, наличие углерода в покрытии приводит к тому, что параметр L_{c1} не определяется т. е. их разрушение начинается без образования трещин и, следовательно, повышается трещиностойкость покрытий.

Результаты адгезионных испытаний покрытия AlCrCN

N° эксперимента	Параметр адгезии, Н		
	L_{c1}	L_{c2}	L_{c3}
1	3,55	5,8	12,69
2	3,18	6,93	11,21
3	–	8,25	22,07
4	–	7,15	17,61
5	–	4,83	23,68

Судя по параметру L_{c3} , прослеживается тренд увеличения адгезии с ростом давления ацетилена. Ее максимальная величина составляет около 24 Н для образца 5 с наибольшим содержанием углерода на уровне 5 ат. %. Таким образом, формирование твердого раствора углерода в покрытии нитрида хром-алюминия позволяет повысить адгезию покрытия к стали на 87 %, что является очень важным для эксплуатации покрытий на металлообрабатывающем инструменте и в первую очередь пробивных и вырубных пуансонах, на которых покрытие подвергается сильным сдвиговым напряжениям [13].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выявлен явный дефицит алюминия в составе покрытий, получаемых из бинарного катода ($C_{Al}/C_{Cr} = 70/30$ для катода и 1/1 в покрытии) и указаны возможные причины этому.

В ходе исследования определено, что введение в состав покрытий AlCrN углерода из ацетилена при катодно-дуговом осаждении влечет за собой получение твердых растворов углерода в решетке V1 типа нитрида хром-алюминия без образования отдельных карбидных фаз. Полученные покрытия являются тестированными с осью текстуры [111], которая изменяется на [200] при увеличении содержания углерода выше 4,5 %.

Наличие твердого раствора углерода в покрытиях AlCrN приводит к следующим положительным эффектам как с точки зрения технологии их получения, так и эксплуатации на металлообрабатывающем инструменте:

- более чем в два раза увеличивается скорость осаждения покрытий;
- возрастает твердость покрытий с НК 2560 до 3300 при введении в их состав 5 ат. % углерода;
- коэффициент трения без применения смазки снижается с 0,81 до 0,66 при переходе от нитрида к карбонитриду хром-алюминия с содержанием углерода 4,5 ат. %;
- адгезия покрытия к основе из инструментальной стали X12ФМ возрастает почти на 90 % для покрытий AlCrCN по сравнению с покрытиями AlCrN.

Разработанные покрытия AlCrCN по совокупности механических и трибологических свойств могут успешно применяться в качестве износостойких покрытий на металлообрабатывающем инструменте, в частности, вырубных и пробивных пуансонах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Prediction method of void distribution near punched surface of medium-carbon steel sheet using scrap / K. Saito [et al.] // ISIJ International. – 2021. – Vol. 61 – P. 417–423.
3. Chen, H. Y. Oxidation behavior of titanium nitride films / H. Y. Chen, F. H. Lu // Journal. Vacuum Science and Technology A. – 2005. – Vol. 23. – P. 1106–1109.
4. Sandvik Coromant. Cutting tool materials. – URL: <https://www.sandvik.coromant.com/en-us/knowledge/materials/pages/cutting-tool-materials.aspx>. – Дата обращения 2021.03.09.

5. Veprek, S. Industrial application of superhard nanocomposite coatings / S. Veprek, M. J. G. Veprek-Heijman // *Surface and Coating Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 5063–5073.
6. Малагин, Г. А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов / Г. А. Малагин // *Физика твердого тела*. – 2006. – Т. 49 – С. 961–982.
7. Rajczyk Spectroscopic diagnostics of a pulsed arc plasma in the presence of acetylene / I. P. Smyaglikov [et al.] // *Vacuum*. – 2013. – Vol. 90. – P. 165–169.
8. Oxidation tuning in AlCrN coatings / J. L. Endrino [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201 – P. 4505–4511.
9. Anders, A. Ion charge state distribution in vacuum arc plasma. The origin of species / A. Anders // *Physical Review E*. – 1997. – Vol. 55. – P. 969–981.
10. Endrino, J. L. Hard AlTiN, AlCrN PVD coatings for machining of austenitic stainless steel / J. L. Endrino, G. S. Fox-Rabinovich, C. Gey // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200. – P. 6840–6845.
11. Hardness and elastic modulus of titanium nitride coatings prepared by PIRAC method / S. Wu [et al.] // *Surface Review and Letters*. – 2018. – Vol. 25(01) – P. 18500400–18500407.
12. Structural, mechanical, and tribological properties of CrCN coatings obtained by cathodic arc physical vapour deposition technology at different CH₄/N₂ gas ratio / N. Petkov [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2023. – Vol. 766 – P. 139669–139673.
13. Material transfer phenomena and failure mechanisms of a nanostructured Cr–Al–N coating in laboratory wear tests and an industrial punch tool application / L. Wang [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 203. – P. 816–821.

REFERENCES

1. Prediction method of void distribution near punched surface of medium-carbon steel sheet using scrap / K. Saito [et al.] // *ISIJ International*. – 2021. – Vol. 61 – P. 417–423.
3. Chen, H. Y. Oxidation behavior of titanium nitride films / H. Y. Chen, F. H. Lu // *Journal. Vacuum Science and Technology A*. – 2005. – Vol. 23. – P. 1106–1109.
4. Sandvik Coromant. Cutting tool materials. – URL: <https://www.sandvik.coromant.com/en-us/knowledge/materials/pages/cutting-tool-materials.aspx>. – Дата обращения 2021.03.09.
5. Veprek, S. Industrial application of superhard nanocomposite coatings / S. Veprek, M. J. G. Veprek-Heijman // *Surface and Coating Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 5063–5073.
6. Malagin, G. A. Plastichnost' i prochnost' micro- i nanokristallicheskih materialov [Plasticity and strength of micro- and nanocrystalline materials] / G. A. Malagin // *Solid State Physics*. – 2006. – Vol. 49. – P. 961–982.
7. Rajczyk Spectroscopic diagnostics of a pulsed arc plasma in the presence of acetylene / I. P. Smyaglikov [et al.] // *Vacuum*. – 2013. – Vol. 90. – P. 165–169.
8. Oxidation tuning in AlCrN coatings / J. L. Endrino [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201 – P. 4505–4511.
9. Anders, A. Ion charge state distribution in vacuum arc plasma. The origin of species / A. Anders // *Physical Review E*. – 1997. – Vol. 55. – P. 969–981.
10. Endrino, J. L. Hard AlTiN, AlCrN PVD coatings for machining of austenitic stainless steel / J. L. Endrino, G. S. Fox-Rabinovich, C. Gey // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200. – P. 6840–6845.
11. Hardness and elastic modulus of titanium nitride coatings prepared by PIRAC method / S. Wu [et al.] // *Surface Review and Letters*. – 2018. – Vol. 25(01) – P. 18500400–18500407.
12. Structural, mechanical, and tribological properties of CrCN coatings obtained by cathodic arc physical vapour deposition technology at different CH₄/N₂ gas ratio / N. Petkov [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2023. – Vol. 766 – P. 139669–139673.
13. Material transfer phenomena and failure mechanisms of a nanostructured Cr–Al–N coating in laboratory wear tests and an industrial punch tool application / L. Wang [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 203. – P. 816–821.

Статья поступила в редакцию 28.04.2023 г.