

# МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ И МНОГОСЛОЙНЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

*В.М. Береснев, М.Ю. Копейкина\*, С.А. Клименко\**

*Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины,  
г. Харьков, Украина; E-mail: scp@bi.com.ua;*

*\* Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
г. Киев, Украина; E-mail: atmu@ism.kiev.ua*

Рассмотрены свойства многокомпонентных, многослойных покрытий на основе TiN, NbN. Исследовано влияние Mo на фазовый состав и структурное состояние многокомпонентных покрытий на основе TiN. Установлено, что путем легирования можно управлять адгезионной активностью покрытий. Разработаны многослойные покрытия Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Nb-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, исследована их структура. Показано, что многокомпонентные и многослойные покрытия позволяют снизить интенсивность изнашивания режущих инструментов и повысить их работоспособность.

## ВВЕДЕНИЕ

Известно, что эксплуатационные характеристики функциональных материалов, такие как усталостная прочность, износ- и коррозионная стойкость и т.д. зависят от особенностей структуры и уровня физико-механических свойств поверхностного слоя [1].

Для увеличения ресурса работы изделий зачастую не требуется повышение объемных свойств их материалов, достаточно поверхностного модифицирования материала за счет нанесения покрытия на основе соединений тугоплавких металлов. Такие покрытия широко применяются в современной технике.

Возрастание требований к надежности техники в условиях интенсивного термобарического нагружения обуславливает необходимость дальнейшего совершенствования покрытий. Одним из путей решения этой задачи является создание многокомпонентных и многослойных покрытий, которые используются для повышения работоспособности деталей режущих инструментов, работающих при высоких скоростях резания, повышения надежности узлов трения, защиты деталей от коррозии.

Высокая термическая стабильность физико-механических свойств и высокая температурная стойкость к окислению, низкая адгезионная активность являются важными свойствами многокомпонентных, многослойных покрытий. Эти свойства сильно зависят от фазового состава, термической стабильности отдельных фаз, слоев, из которого состоят покрытия.

Современной технологией получения покрытий является метод вакуумно-дугового осаждения. Этот способ широко применяется для получения покрытий TiN, HfN, MoN, ZrN, NbN, а также многокомпонентных (TiAl)N, (ZrTi)N, (TiCr)N, (MoAl)N и многослойных Ti-Cu-N, Ti-Cr-N, TiN- $\alpha$ -Ti и т.д., из материалов как совместимых друг с другом, так и не совместимых [2, 3]. Результаты исследований свидетельствуют, что многокомпонентные, многослойные покрытия превосходят покрытия TiN по свойствам.

Однако вопросы, связанные с причинами достижения высоких физико-механических свойств в по-

верхностных слоях и возможностью управлять этими свойствами, остались открытыми.

Целью данной работы являлось исследование возможности получения многокомпонентных и многослойных покрытий вакуумно-дуговым методом, изучение их свойств и эксплуатационных характеристик применительно к режущим инструментам.

## МАТЕРИАЛЫ, УСЛОВИЯ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для получения многокомпонентных покрытий в качестве катодов применялись: титан марки BT-1-00 и молибден вакуумного переплава МЧВП. В качестве реакционных газов использовали особо чистый газообразный азот ( $\leq 0,02$  % кислорода). Эксперименты проводили на установке «Булат». Для решения поставленных в работе задач по созданию многокомпонентных покрытий разрабатывалась технология получения покрытий, структура которых представляет собой твердый раствор Mo в TiN.

К технологии осаждения покрытий предъявлялись следующие требования:

- обеспечение одновременного испарения титана и молибдена;
- скорость осаждения титана должна быть существенно больше, чем молибдена;
- соотношение между скоростями поступления к подложке титана и молибдена должно варьироваться в широких пределах.

Учитывая эти требования, в установку была добавлена специальная панель, позволяющая изменять ее наклон относительно продольных осей катодов, причем угол  $\alpha$  (угол между плоскостью панели и продольной осью титанового катода) изменялся от 0 до 90°. Изменение угла  $\alpha$  в соответствии с правилом Векшинского регулирует скорость поступления титана и легирующего элемента к напыляемой подложке. Так, при  $\alpha = 90^\circ$  скорость поступления титана должна быть нулевой, а скорость поступления легирующего элемента – максимальной; при  $\alpha = 0^\circ$  – наоборот.

При разработке конструкции панели была учтена особенность вакуумно-дугового метода напыления, связанная с искривлением траектории летящих к по-

дложке частиц в связи с искривленностью силовых линий электрического поля в рабочей зоне.

Проведенные исследования показали, что за счет изменения угла наклона подложки не удастся значительно изменить количество легирующего элемента в покрытии TiN. Поэтому была применена специальная диафрагма с размером ячеек  $\sim \varnothing 6$  мм количеством 85 шт. на площади  $0,1 \text{ см}^2$ , что позволило уменьшить скорость осаждения Mo в 12,5 раз по сравнению со скоростью осаждения титана (рис. 1).

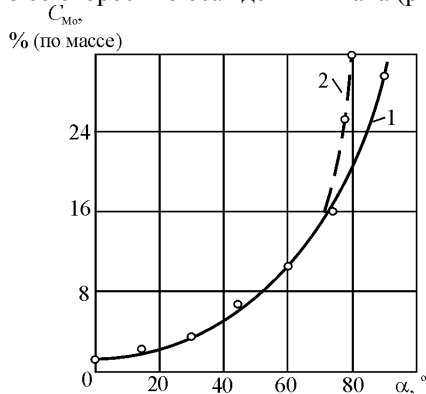


Рис. 1. Зависимость содержания Mo в покрытии от угла наклона подложки: 1 – экспериментальная зависимость; 2 – расчетная зависимость

Панель при этом была расположена перпендикулярно оси молибденового катода. Регулируя угол наклона панели и используя специальные диафрагмы с различным количеством ячеек, можно получать многокомпонентные покрытия различного состава.

Покрытия осаждали на режущие элементы из твердого сплава VK8.

Для получения многослойных покрытий использовалась установка «Булат 3Т», оснащенная вакуумно-дуговыми источниками плазмы и ВЧ-источником для нанесения покрытий на основе оксидов [4]. Конструкция установки предусматривала размещение напыляемых изделий на вращающемся держателе, с помощью которого они последовательно перемещаются в зону действия вакуумно-дуговых источников. Испаряемыми материалами служили алюминий марки А999 и ниобий вакуумного переплава. В качестве реакционного газа использовался азот и кислород.

Покрытия осаждали на режущие элементы из поликристаллического сверхтвердого материала (ПСТМ) на основе кубического нитрида бора (КНБ).

Морфология поверхности покрытий изучалась при помощи растровых электронных микроскопов JEOL JSM-840 и «CamScan 4DV». Элементный состав покрытий изучался методом рентгеноспектрального микроанализа (система «Link 860»). Фазовый состав покрытий определялся рентгендифрактометрическим методом (ДРОН-3,0) с использованием  $\lambda$ -Cu-K $_{\alpha}$ -излучения. Микротвердость системы «покрытие-подложка» измерялась микротвердомером ПМТ-3 при нагрузке 0,1 Н с усреднением значений по 10 измерениям.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

Большинство износостойких покрытий представляют собой нитриды и карбиды тугоплавких соеди-

нений  $d$ -переходных металлов IV–VI групп периодической системы. Согласно конфигурационной модели вещества [5] свойства нитридов определяются величиной статистического веса атомных стабильных конфигураций (СВАК)  $sp$  и  $d$ . Наиболее стабильные  $sp^3$ -конфигурации, отвечающие за межатомные связи «металл-неметалл», обеспечивают при сравнительно малых температурах (до  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ ) низкую адгезионную активность покрытия TiN. Однако с повышением температуры стабильность  $sp^3$ -конфигурации снижается, что увеличивает адгезионную активность. Работоспособность изделий с покрытием снижается. Повышение СВАК и стабильности покрытий TiN могут быть достигнуто его легированием элементами, содержащими большое количество электронов на  $d$ -уровне. В сплавах переходных металлов IV–VI групп периодической системы элементов основными стабильными конфигурациями являются  $d$ -конфигурации. Проведенный в работах [6, 7] анализ показал, что наибольшее влияние на свойства сплавов имеют легирующие элементы, атомы которых в наибольшей степени отличаются от атомов основы по характеристикам внешнего строения.

Согласно конфигурационной модели вещества адгезионное взаимодействие контактирующих металлов тем меньше, чем выше их суммарный СВАК. В процессе взаимодействия между переходными металлами IV–VI групп происходит донорно-акцепторное перераспределение электронов. Нитриды и карбиды элементов IV группы характеризуются высокой стабильностью  $sp$ -конфигураций, тогда как их валентная оболочка заполнена меньше, чем наполовину.

Акцепторная способность пропорциональна наличию вакантных мест на  $sp$ -орбитали. Стабильность конфигурации возрастает при заполнении  $sp$ -орбитали до максимального уровня, соответствующего конфигурации  $sp^3$ . Донорная способность обусловлена наличием у элемента-донора электронов, которые имеют возможность принимать участие в обмене, т.е. количеством электронов  $d^5$ -конфигурации.

Анализ соотношения СВАК  $sp^3$  и  $d^5$  при комнатной температуре в соединениях  $d$ -переходных металлов IV–VI групп показывает, что различие в СВАК  $d^5$  у них весьма незначительно (табл. 1) в отличие от СВАК при переходе от металла IV группы к металлам IV–VI групп в пределах одного периода.

Таблица 1

### Величина СВАК $d^5$ -конфигураций у переходных металлов IV–VI групп [5]

Группы		
IV	V	VI
Ti – 43%	V – 63%	Cr – 73%
Zr – 52 %	Nb – 76%	Mo – 84%
Hf – 55 %	Ta – 81%	W – 96%

Изменяя количество легирующего элемента в покрытиях, можно управлять их физико-механическими и химическими свойствами, а значит, работоспособностью различных деталей машин и режущих

инструментов, работающих в условиях трения при высоких скоростях.

Анализ свойств, в том числе твердости, соединений переходных металлов IV группы показывает, что с увеличением температуры выше 800 °С снижение СВАСК  $sp^3$ -конфигураций компенсируется повышением стабильности  $d^5$ -конфигураций. В результате твердость таких соединений, как ZrC и HfC, при высоких температурах выше твердости TiC. Наибольший СВАСК  $d^5$ -конфигурации (см. табл.1) имеют Mo, Cr и Nb.

Это обстоятельство позволяет предположить, что для повышения в TiN таких свойств, как адгезионная и диффузионная инертность при высоких температурах, его целесообразно легировать металлами, имеющими, с одной стороны, большой СВАСК (по сравнению с Ti), а с другой стороны, большую стабильность при высоких температурах, причем по-

следнее условие, очевидно, является особенно важным.

Таким образом, для легирования необходимо выбирать Mo, Cr или Nb, что должно способствовать повышению СВАСК  $sp$ - и  $d^5$ -конфигурации нитрида титана, а значит, уменьшению его адгезионного взаимодействия с контактирующими материалами.

Важным вопросом является выбор оптимального количества легирующего элемента, при котором покрытия представляют собой твердый раствор легирующего элемента в TiN.

В табл. 2 приведены условия осаждения покрытий Ti-Mo-N, их структура и фазовый состав. Как видно, характерной особенностью структурного состояния покрытий, полученных при температурах конденсации 500 °С, является формирование их состава в виде однофазного твердого раствора Mo в TiN.

Таблица 2

**Фазовый состав, структура, свойства многокомпонентных покрытий Ti-Mo-N**

Напряжение $U_{см}, В$	$T_k, °C$	$H_p, ГПа$	$\sigma, ГПа$	Фаза (hkl)	Текстура, фаза	$a, нм$	$P_N, Па$	Содерж. Mo, мас. %
200	500	28	-4,4	$Ti_xMo_{1-x}N<200>, <111>, Mo$	$TiN_{1-x} <111>$	0,4249	0,3	8
200	500	32	-5,3	$Ti_xMo_{1-x}N<200>, <111>, Mo$	$TiN_{1-x} <111>$	0,4246	0,3	16

Микрорентгеноспектральный анализ показывает, что покрытие на основе TiN содержит Mo в виде твердого раствора в несвязанном состоянии при следующем соотношении компонентов: Mo – 8...16 мас.%; Ti – 66...72 мас. %; азот – остальное [8, 9]. Об этом свидетельствует, во-первых, отсутствие линий, соответствующих другим фазам (т.е. другие фазы, если они и присутствуют, то в концентрации  $\leq 3\%$ ), и, во-вторых, уменьшение периода решетки фазы TiN в покрытии по сравнению с покрытием, в котором Mo нет. Значения периода решетки в исследуемом покрытии при содержании 8% Mo –  $a = 0,4249$  нм, при 16% Mo –  $a = 0,4246$  нм, что меньше периода решетки TiN ( $a = 0,4253$  нм) [2]. Поскольку атомный радиус Mo меньше атомного радиуса Ti ( $R_{Mo} = 1,39 \text{ \AA}, R_{Ti} = 1,47 \text{ \AA}$ ) [10], то полученный результат представляется объективным. Кроме того, снижение периода решетки связано с тем, что образующееся химическое соединение представляет собой твердый раствор вычитания. Характерной особенностью дифрактограмм является размытие дифракционных максимумов составляющих покрытие фаз. Их относительно малые интенсивности свидетельствуют о неоднородности твердых растворов и высоком уровне микроискажений. Микротвердость покрытий Ti-Mo-N при этом изменяется в зависимости от количества Mo в пределах 28...32 ГПа с максимумом при содержании Mo ~16 мас.%. Это, по-видимому, связано с превалирующим влиянием радиационно-стимулируемых процессов при создании структурных дефектов и образовании неравновесных фаз твердых растворов взаимно растворимых компонентов покрытий на процессы релаксации напряжений [11].

Применительно к режущим инструментам защитный эффект от покрытий, имеющих слабое хими-

ческое взаимодействие с обрабатываемым материалом, выражается в снижении интенсивности адгезионного изнашивания. Поскольку в основе адгезионного взаимодействия материалов лежат особенности электронного строения их основной фазы, то мерой адгезионной активности может служить сила трения  $F$  на передней поверхности инструмента, имеющая место в процессе резания [12].

Режущие инструменты из твердого сплава BK8 с покрытием Ti-Mo-N испытывались при точении стали 45 (175–185 НВ). Точение проводилось при режимах резания ( $v = 3$  м/с;  $S = 0,25$  мм/об;  $t = 0,5$  мм), которым соответствовали контактные температуры 800...1000 °С [8]. Эксперименты показали (рис. 2), что адгезионное взаимодействие покрытия на основе TiN с различной степенью легирования Mo с обрабатываемым материалом имеет немонотонный характер. Это объясняется тем, что при небольшом количестве легирующего элемента происходит снижение СВАСК  $sp^3$ -конфигурации за счет усиления взаимодействия между атомами Ti и легирующего элемента. В то же время при определенном количестве легирующего элемента адгезионное взаимодействие снижается в результате увеличения СВАСК  $d^5$ -конфигурации.

В дальнейшем с увеличением количества Mo повышение степени коллективизации электронов приводит к интенсификации адгезионного взаимодействия. Отмеченное выше было подтверждено теоретическими расчетами [6] зависимости степени коллективизации  $d$ -электронов от среднего количества электронов на  $d$ -уровне при условии, что при введении легирующего элемента сохраняется кристаллическая решетка химического соединения TiN.

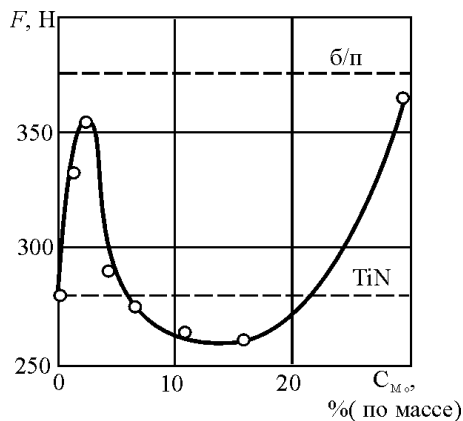


Рис. 2. Зависимость силы трения  $F$  от содержания  $Mo$  в покрытии (материал реза – ВК8, обрабатываемый материал – сталь 45)

Испытания режущих пластин ВК6 с покрытием  $Ti-Mo-N$  (рис. 3) при точении стали 12X18H10T при высоких скоростях (температурах  $\sim 1000^\circ C$ ) показали их более высокую работоспособность по сравнению с  $TiN$ .

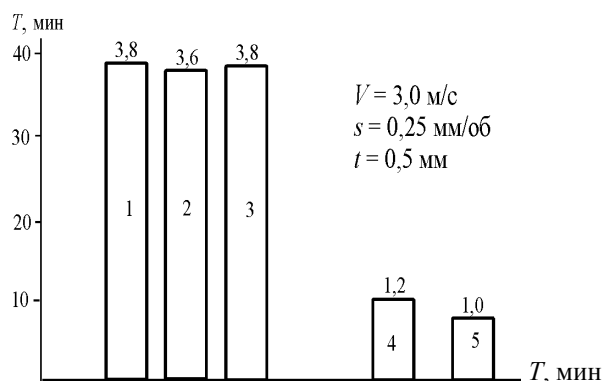


Рис. 3. Зависимость периода стойкости при фиксированных значениях скорости резания, подачи и глубины резания при точении стали 12X18H10T пластинами ВК8 с многокомпонентными покрытиями: 1 –  $Ti-Mo-N$  (3,5 %  $Mo$ ); 2 –  $Ti-Mo-N$  (5 %  $Mo$ ); 3 –  $Ti-Mo-N$  (7 %  $Mo$ ); 4 –  $TiN$ ; 5 – исходный

Еще одним перспективным путем повышения работоспособности деталей машин и режущих инструментов является нанесение на их рабочие поверхности многослойных покрытий, слои которых характеризуются различным функциональным назначением.

В технической литературе в основном приводятся результаты исследований защитных покрытий применительно к деталям машин и режущим инструментам из сталей и твердых сплавов, однако для поликристаллических сверхтвердых материалов на основе кубического нитрида бора (КНБ), которые нашли широкое применение в качестве режущих элементов инструментов при обработке закаленных сталей, наплавленных и напыленных материалов высокой твердости, литых высокомарганцевых сталей [13], такие данные практически отсутствуют. В работе [14] было показано, что механизм изнашивания режущих инструментов, оснащенных ПСТМ на основе КНБ, связан с адгезионными и химическими процессами, происходящими в зоне контакта с обрабатываемым материалом.

Учитывая это, для повышения работоспособности инструментов, оснащенных ПСТМ на основе КНБ, архитектура покрытий должна строиться в соответствии со следующими соображениями:

- внешний слой покрытия, который обеспечивает активный процесс приработки, должен обеспечивать отсутствие окисления основного материала инструмента и снижать силу трения на поверхностях инструмента;
- второй и последующие слои покрытия должны обеспечивать «активное» противодействие химическому взаимодействию материала основы инструмента и обрабатываемого материала, а также иметь высокую твердость для обеспечения износостойкости инструмента;
- нижний (ближе к подложке) слой покрытия должен обеспечивать высокую адгезионную прочность в системе «покрытие-подложка».

Для проверки этих предложений были реализованы конструкции многослойных покрытий и исследована их структура. В табл. 3 приведены технологические параметры осаждения покрытий.

Таблица 3

**Параметры осаждения многослойных покрытий  $Nb-NbN-Al_2O_3$**

Покрытие	$I_d$ , А	$U_{вч}$ , В	$P_N$ , Па
Nb	140	200	0,3
NbN			
$Al_2O_3$	90	150	0,3

На рис.4 – 6 приведена морфология поверхности покрытия  $Nb-NbN-Al_2O_3$ , а также конструкция покрытий  $Ti(Nb)-NbN-Al_2O_3$  и поперечный шлиф покрытия  $Ti-NbN-Al_2O_3$ , нанесенного на режущий элемент на основе кубического нитрида бора.

В результате электронографических исследований покрытий  $NbN$ , полученных вакуумно-дуговым методом обнаружено была поликристаллическая фаза  $\delta-NbN$  с параметром  $a = 0,442$  нм. Оксинитрид ниобия в покрытии нами не был обнаружен, хотя образование такой фазы не исключено, так как кислород хотя и в ограниченном количестве присутствует в остаточном газе установки для вакуумно-дугового осаждения.

Численное моделирование напряженного состояния в системе «покрытие-ПСТМ на основе КНБ» показало, что покрытие обеспечивает перераспределение и снижение контактных напряжений на рабочих поверхностях инструмента (рис. 7).

Наряду со снижением интенсивности адгезионного и химического взаимодействия между инструментальным и обрабатываемым материалами в зоне резания, отмеченное способствует повышению работоспособности режущих инструментов.

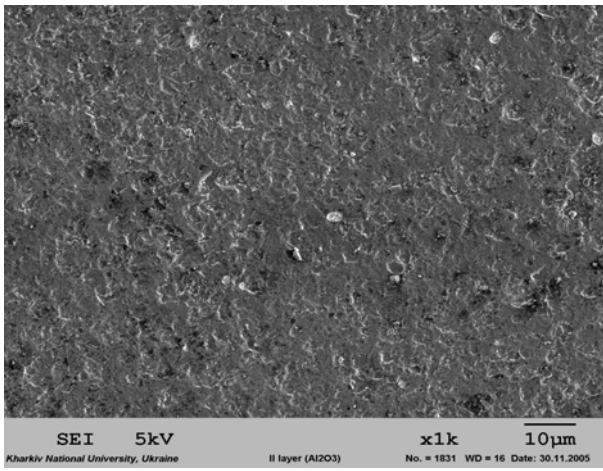


Рис. 4. Морфология поверхности покрытия Nb-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (верхний слой Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,5–2 мкм	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
NbN	3–3,5 мкм	NbN
Nb	0,5 мкм	α - Ti
ПСТМ на основе КНБ		ПСТМ на основе КНБ

Рис. 5. Конструкция многослойных покрытий на режущих инструментах, оснащенных ПСТМ на основе КНБ

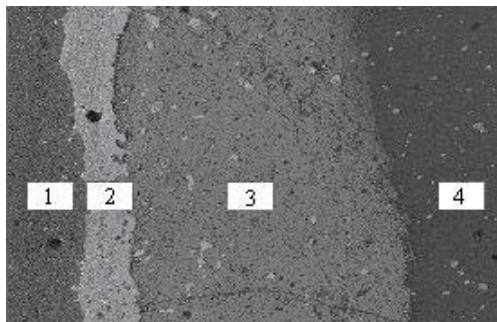


Рис. 6. Поперечное сечение покрытия Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на поверхности режущего элемента: 1 – основа; 2 – Ti; 3 – NbN; 4 – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Для проверки работоспособности инструментов, оснащенных режущими элементами с покрытиями Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, проведена серия экспериментов по обработке закаленных сталей ХВГ (50...55 HRC) и ШХ15 (60...62 HRC), никелевого сплава, наплавленного проволокой Св-08Х18Н9Г7Т (28...45 HRC), маслотногo чугуна, твердых сплавов с содержанием Co ≥ 15 % (ВК15, ВК20, ВНК25, ВК30). Некоторые результаты исследований представлены на рис. 8 и в табл. 4 и 5.

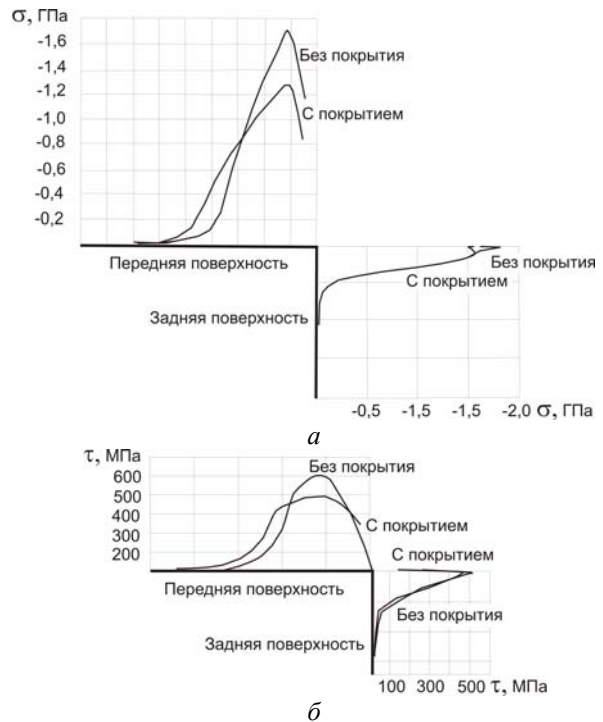


Рис. 7. Нормальные (а) и касательные (б) силовые напряжения в инструменте, оснащенном ПСТМ на основе КНБ без покрытия и с покрытием Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, при точении стали ХВГ

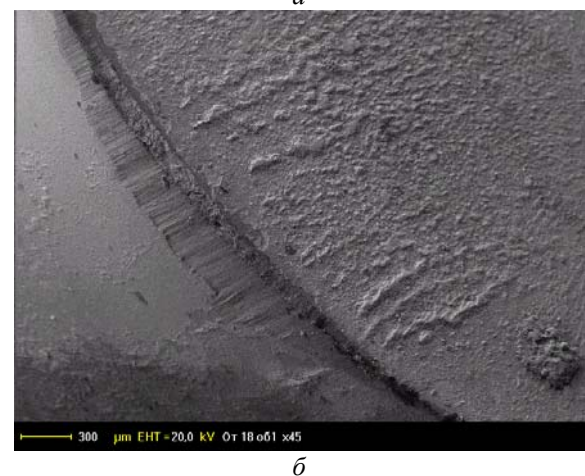


Рис. 8. Вид изношенных участков инструментов после точения стали ХВГ: а – без покрытия; б – с покрытием Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

## Результаты обработки стали ШХ15

Инструмент	Величина $h_3$ , мм, при работе ( $v = 110$ м/мин, $S = 0,05$ мм/об, $t = 0,25$ мм) в течение, мин							
	2	4	6	8	10	12	14	16
Без покрытия	0,025	0,05	0,08	0,10	0,15	0,20	0,27	–
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,025	0,05	0,07	0,08	0,10	0,15	0,20	0,25

Инструмент	Обрабатываемый материал	Режимы резания			Интенсивность изнашивания J, мкм/мин (стойкость T, мин)
		v, м/мин	S, мм/об	t, мм	
Без покрытия	ХВГ	165	0,09	0,25	35,00
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		180			75,75
		208			87,87
		165			28,73
		180			30,30
		208			64,00
Без покрытия	ШХ15	88	0,05	0,25	10,35
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		110			18,18
		140			31,80
		180			50,00
		88			11,90
		110			15,87
		140			25,00
		180			40,00
Без покрытия	08X18H9Г7Т	237	0,1	0,25	18,00
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>					13,62
Без покрытия					6,20
Без покрытия	Маслотный чугун	440	0,1	0,25	5,70
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>					
Без покрытия	Твердый сплав группы ВК	16	0,25	1,0	(120...130)
С покрытием Ti-NbN-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>					(150...165)

Результаты исследований показывают, что применение защитного покрытия Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на инструментах, оснащенных ПСТМ на основе КНБ, позволяет повысить их стойкость на этапе приработки на 25...30 % и общий период стойкости в 1,5...2 раза.

### ВЫВОДЫ

Установлено, что легирование покрытия TiN существенно влияет на адгезионные свойства, причем зависимость свойств от количества легирующих элементов немонотонна. Для каждого легирующего элемента существует оптимальный интервал концентраций, в котором достигаются наилучшие характеристики (при легировании Мо это 8...16 %). За счет подбора легирующих элементов и их количества можно обеспечить формирование покрытий с высокой адгезией к основному металлу изделия, низкой адгезией к контактирующему материалу, с высокой стойкостью против окисления при высоких температурах, с образованием диффузионного барьера между контактирующими материалами.

Показано, что применение многослойных покрытий снижают интенсивность адгезионного, химического взаимодействия в зоне контакта инструмента с обрабатываемым материалом.

Работоспособность твердосплавного режущего инструмента с многокомпонентными покрытиями Ti-Mo-N увеличивается в 3...3,5 раза по сравнению с инструментом с TiN. Применение многослойных покрытий Ti-NbN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> позволяет повысить период стойкости инструмента, оснащенного из ПСТМ на основе КНБ, в 1,5...2 раза

### ЛИТЕРАТУРА

1. А.С. Васильев, А.М. Дальский, С.А. Клименко и др. *Технологические основы управления качеством машин*. М.: «Машиностроение», 2003, 256 с.
2. А.А. Андреев, В.П. Саблев, В.М. Шулаев, С.Н. Григорьев *Вакуумно-дуговые устройства и покрытия*. Харьков: «ННЦ «ХФТИ»», 2005, 235 с.
3. В.М. Береснев, Д.Л. Перлов, А.И. Федоренко *Экологически безопасные вакуумно-плазменное оборудование и технологии нанесения покрытий*. Харьков: «ХИСПИ», 2003. 292 с.



4. В.М. Береснев, В.Т. Толок, В.И. Гриценко, Ю.В. Демьяненко, А.Г. Чунадра Получение соединений  $AlN$ ,  $Al_2O_3$  из потоков плазмы вакуумной дуги с использованием ВЧ-напряжения // *Вестник ХНУ им. В.Н. Каразина. Сер. физическая «Ядра, частицы, поля»*. 2003, в. 2(22), № 601, с. 101-105
5. Г.В. Самсонов, И.Ф. Прядко, Л.Ф. Прядко *Конфигурационная модель вещества*. Киев: «Наукова думка», 1971, 230 с.
6. В.М. Береснев Факторы, влияющие на формирование многокомпонентных покрытий на основе  $TiN$ // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2005, № 4, с. 76-78.
7. В.М. Мацевитый, И.Б. Казак, К.В. Вакулenco Электронная структура карбидов, нитридов и оксидов *d*-переходных металлов IV –VI групп и их адгезионная активность//*Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2006, № 1/2, с. 85-89.
8. Износостойкое покрытие / А.с. 15311520 СССР, МКИ С23 С14/00/ В.М. Мацевитый, И.Б. Казак, Г.П. Уманский, Ф.И. Чаплыгин, Ю.Н. Лебединский, В.М. Береснев, В.А. Квашнин, Е.С. Удовенко. (СССР) // № 4204900/24-21; Заяв. 06.12.86. Оpubл. 05.12.89.
9. Износостойкое покрытие / А.с. 1468005 СССР, МКИ С23 С14/00./ В.М. Мацевитый, И.Б. Казак, Г.П. Уманский, Ф.И. Чаплыгин, Ю.Н. Лебединский, В.М. Береснев, В.А. Квашнин, Е.С. Удовенко (СССР) // № 4204899/24-21; Заяв. 04.08.86. Оpubл. 87.12.89.
10. Л. Тот *Карбиды и нитриды переходных металлов* / Пер. с англ./Под ред. П.В. Бельда. М.: «Мир», 1974, 294 с.
11. А.С. Бакай, С.Н. Слепцов, А.И. Жуков Радиационно-диффузионная модель уплотнения пленок, осаждаемых из ионно-атомных потоков//*Металлофизика и новейшие технологии*. 1995, т.17, №9, с. 42-51.
12. В.М. Мацевитый, Е.С.Удовенко, И.Б. Казак, В.М. Береснев Влияние износостойких покрытий на контактное взаимодействие режущих инструментов с обрабатываемым материалом//*Физика износостойкости поверхности металлов*. Л.: ФТИ им. А.Ф.Иоффе, 1989, с. 201-206.
13. *Инструменты из сверхтвердых материалов*/ Под. ред. Н.В. Новикова. М.: «Машиностроение», 2005, 555 с.
14. *Обработка материалов лезвийным инструментом*/ Под ред. С.А. Клименко. Киев: «ИСМ имени В.Н. Бакуля, ИПЦ «АЛКОН» НАНУ», 2006, 316 с.

## БАГАТОКОМПОНЕНТНІ ТА БАГАТОШАРОВІ ВАКУУМНО-ДУГОВІ ПОКРИТТЯ ДЛЯ РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ

*В.М. Береснев, М.Ю. Копейкіна, С.А. Клименко*

Розглянуто властивості багатокомпонентних, багатошарових покриттів на основі  $TiN$ ,  $NbN$ . Досліджено вплив  $Mo$  на фазовий склад і структурний стан багатокомпонентних покриттів на основі  $TiN$ . Встановлено, що шляхом легування можна управляти адгезійною активністю покриттів. Розроблено багатошарові покриття  $Ti-Nb-Al_2O_3$  і  $Nb-Nb-Al_2O_3$ , досліджена їхня структура. Доведено, що багатокомпонентні й багатошарові покриття дозволяють знизити інтенсивність зношування різальних інструментів і підвищити їх працездатність.

## MULTICOMPONENT AND MULTILAYERED VACUUM- ARC COVERINGS FOR THE CUTTING TOOL

*V.M. Beresnev, M.Yu. Kopejkina, S.A. Klimenko*

Properties multicomponent, multilayered coverings on basis  $TiN$ ,  $NbN$  are considered. Influence  $Mo$  on phase structure and structural condition of multicomponent coverings on basis  $TiN$  is investigated. It is established, that the way of alloying elements can be operated adhesive activity of coverings. Multilayered coverings  $Ti-NbN-Al_2O_3$  and  $Nb-NbN-Al_2O_3$  are developed, their structure is investigated. It is shown, that multicomponent and multilayered coverings allow to lower intensity of wear process of cutting tools and to raise their serviceability.