

**А. С. Манохин<sup>1,\*</sup>, С. А. Клименко<sup>1</sup>, С. Ан. Клименко<sup>1</sup>,  
В. М. Береснев<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля  
НАН Украины, г. Киев, Украина

<sup>2</sup>Харьковский национальный университет  
им. В. Н. Каразина МОН Украины, Харьков, Украина

\**the.manokhin@gmail.com*

## **Перспективные типы покрытий для инструментов, оснащенных поликристаллическим КНБ**

*Рассмотрены тенденции развития новых типов износостойких покрытий, в том числе наноструктурных, применительно к инструментам из поликристаллического КНБ. Приведены основные подходы к созданию наноструктурных покрытий высокой твердости, развивающиеся в настоящее время. На основе анализа особенностей изнашивания инструментов из поликристаллического КНБ выделены новые подходы к созданию перспективных систем износостойких покрытий: выбор структурных составляющих покрытия, выполняющих роль твердой смазки, что эффективно снижает интенсивность изнашивания инструмента; введение в состав покрытия соединений, являющихся ингибиторами реакций химического взаимодействия в зоне обработки; снижение коэффициента трения и контактных нагрузок на площадках контакта за счет твердых смазок и прирабочных слоев покрытия; обеспечение требуемого структурного состояния покрытия.*

**Ключевые слова:** износостойкие покрытия, ПКНБ, нанесение покрытий, точение, износ инструмента.

### **ВВЕДЕНИЕ**

Ведущие инструментальные фирмы мира (ISCAR, “Sandvik Coromant”, “Sumitomo Electric” и др.) предлагают коммерческие марки режущих инструментов из поликристаллических сверхтвердых материалов на основе поликристаллического кубического нитрида бора (ПКНБ) как цельных, так и напайных с покрытиями систем TiN, Ti(C,N), TiAlN, нанесенных методом вакуумного напыления (PVD – physical vapour deposition). В качестве областей применения указаны обработка закаленных сталей с высокими и средними скоростями резания, непрерывная и легкая прерывистая обработка. Покрытия на серийно выпускаемых инструментах из PCBN, по заявлениям производителей, повышают износостойкость, обеспечивая устойчивость к кратерному износу, защищают инструмент от воздействия высоких температур, а также играют информационную роль, способствуя более точному определению величины износа режущего инструмента [1–3]. При этом отмечается, что инструменты, оснащенные ПКНБ с покрытием, формируют на обработанной поверхности микропрофиль с относительно стабильной высотой микронеровностей.

В научно-технической литературе также имеются данные, касающиеся закономерностей изнашивания режущих инструментов из ПКНБ с покрытиями AlCrN, TiN, TiAlN, TiSiN, хотя количество источников крайне незначительно [4–8]. На рис. 1 приведены сводные данные, характеризующие отношение периодов стойкости режущих инструментов из ПКНБ с покрытиями и без покрытий, демонстрирующие, что стойкость инструментов при нанесении покрытия увеличивается в среднем на 30–40 % и лишь наноструктурные материалы позволяют существенно повысить этот показатель.

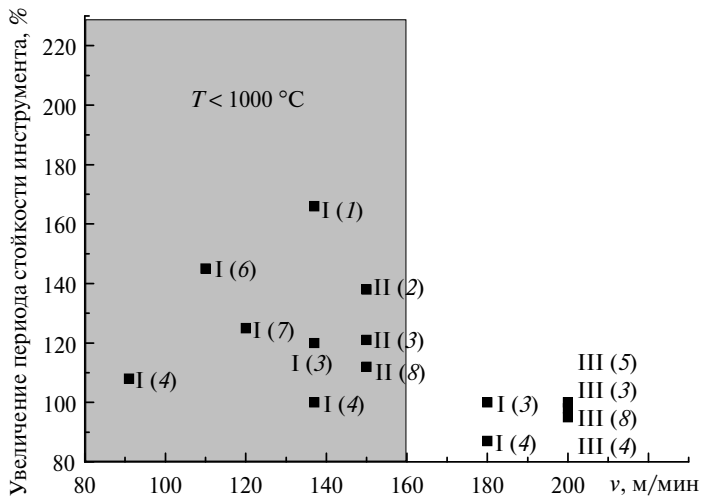


Рис. 1. Влияние покрытий на стойкость инструмента из PCBN при обработке различных материалов: I – Din100Cr6 (62 HRC); II – AlSi330 (52 HRC); III – 16MnCr5 (60 HRC); состав покрытий на инструменте: 1 – nACo(AlTiN-TiAlN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>); 2 – n-TiAlN; 3 – TiAlN; 4 – TiN; 5 – TiSiN; 6 – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NbN; 7 – a-BN; 8 – AlCrN.

Анализируя стойкость инструментов из PCBN с покрытием в различных условиях резания и механизм их изнашивания, обычно указывают, что основным фактором, определяющим эффективность покрытия, является его способность сохранять свои механические свойства при высоких температурах. Как видно из диаграммы, увеличение скорости резания, приводящее к росту контактной температуры до значений > 1000 °C, практически лишает какого-либо смысла применение даже наиболее термостойких покрытий типа TiAlN, TiSiN на инструментах из PCBN. Безусловно, термостойкость является необходимым условием, однако не менее значимым является и механическая прочность покрытия. Как свидетельствует опыт, отличительной чертой кинетики изнашивания покрытий на инструментах из PCBN является их разрушение, а не постепенное истирание с образованием фаски износа уже в период приработочного изнашивания (0,5–1,5 мин резания), что обусловлено высокими значениями напряжений в контактной зоне при резании труднообрабатываемых материалов.

В этой связи, с целью дальнейшего совершенствования инструментов из PCBN, необходимо разрабатывать и применять покрытия, принцип работы которых должен основываться на более сложном комплексе трибологических и механохимических эффектов, обуславливающих способность покрытий сохранять свою целостность и свойства под действием высоких температур и контактных напряжений, что в первую очередь связано с управлением структурой защитных покрытий.

## АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ТИПОВ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТОВ С ПКНБ

Научные работы, посвященные исследованиям как физико-механических свойств и способов получения защитных покрытий, так и характеристик применения инструментов с покрытиями, свидетельствуют, что наноструктурные системы обладают более высокими значениями твердости, трещиностойкости и термостойкости, а также повышенными эксплуатационными показателями в сравнении с покрытиями, структурные элементы которых относятся к микрометрическому диапазону. Поэтому одной из основных тенденций в создании покрытий для режущих инструментов является обеспечение наноразмерности при формировании как структурных элементов покрытия, так и отдельных слоев в многослойных композициях. Указанное преимущество наноструктур теоретически обосновано фактом существенного изменения физико-механических свойств материала с уменьшением размера его структурных составляющих (зерен, кристаллов) [9–12]. Данный эффект наблюдается, когда средний размер структурных элементов не превышает 40 нм. Такая закономерность описывается уравнением Холла-Петча  $\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-0.5}$ , определяющим зависимость предела текучести (твердости) поликристаллического материала от размера зерна. При этом прочность композита должна стремиться к теоретической предельной прочности на сдвиг. Однако возрастание объемной доли границ зерен и тройных стыков по мере уменьшения размеров зерен приводит к смене механизма деформации, когда движение дислокаций, проходящих через зерна, сменяется эффектами скольжения на их границах. Указанное приводит к снижению механических свойств материала при размерах зерен  $< 10$  нм [12].

Таким образом, формирование наноразмерной структуры материала покрытий связано с выбором зернистости, оптимальной по критерию прочности, исходя из баланса между зависимостью по Холлу-Петчу и выражением, определяющим скорость зернограницной ползучести при дальнейшем уменьшении размера зерен.

Анализ литературных источников позволяет выделить основные направления исследований по данной проблематике:

- изучение процесса бомбардировки поверхности ионами в процессе осаждения покрытия;
- создание покрытия, состоящего из сотен слоев с толщиной отдельного слоя  $\sim 10$ – $20$  нм;
- создание нанокompозитных структур, рост зерен в которых ограничен.

Ионная бомбардировка при осаждении покрытий (ИСО – ионно-стимулированное осаждение) приводит к существенным изменениям в их структуре и свойствах. Так, уменьшается размер зерен, границы между ними уплотняются, в массиве покрытия формируются точечные дефекты, обеспечивается формирование сжимающих напряжений. Исследования, целью которых было определение закономерностей влияния значения потенциала смещения на подложке, определяющего энергию осаждаемых ионов, на твердость, размер зерен и остаточные напряжения в покрытиях показывают, что при  $U_b = 0$ – $(-300)$  В наблюдается измельчение зерна и рост твердости покрытий, сопровождающийся увеличением остаточных напряжений. Экстремумы этих зависимостей обычно находятся в диапазоне  $U_b = (-150)$ – $(-300)$  В. Более высокие ( $U_b \approx -500$  В) значения потенциала смещения вызывают деградацию механических свойств покрытия, что вызвано обеднением покрытия легкими

элементами (Al, Si), уменьшением содержания азота, интенсивным образованием радиационных дефектов и формированием аморфоподобной фазы [11].

К недостаткам покрытий, полученных с применением метода ИСО, относится низкая стабильность, обусловленная тем, что твердость таких покрытий интенсивно снижается с повышением температуры отжига до 400–600 °С [9], что связано с релаксацией дефектов – основного источника упрочнения и повышения твердости. Данный факт нивелирует ценность такого подхода к получению покрытий, предназначенных для повышения эксплуатационных свойств инструментов для обработки материалов высокой твердости.

При создании многослойных нанотолщинных покрытий (рис. 2, а) [13] в структуре материала растет доля межфазных поверхностей раздела относительно общего объема границ раздела. Эти поверхности являются препятствиями на пути распространения трещин и дислокаций, обуславливая повышение твердости и прочности материала. Еще одним фактором, способствующим повышению твердости, является то, что значения модуля Юнга соседних слоев сильно отличаются. Также было обнаружено, что в случае если покрытие имеет нанослойную структуру, то при испытаниях на трение изнашивание сопровождается повреждением материала на глубину в 1–2 слоя пленки (6–8 нм). В тоже время в монолитном покрытии под действием касательных контактных напряжений пластическая деформация отдельных зерен происходит в слоях на глубине до 50–75 нм. Как следствие, скорость изнашивания образцов с нанослойными покрытиями в условиях трибологических испытаний значительно ниже [14]. Кроме того, наш опыт свидетельствует, что нанослойные пленки при их нанесении вакуум-дуговым методом на подложки из PCBN характеризуются, в сравнении с моноблочными покрытиями, меньшей склонностью к адгезионному отслоению, что повышает эффективность режущего инструмента с таким типом покрытия.

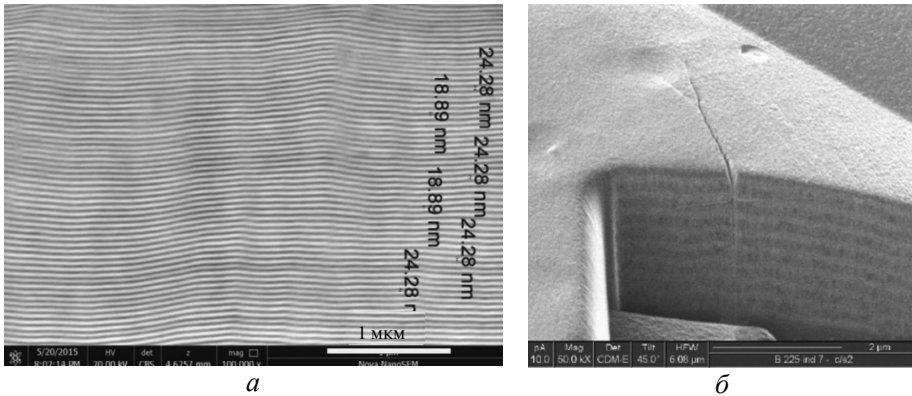


Рис. 2. Структура нанослойного покрытия (а) [15] и трещина в многослойном покрытии (б) [16].

Наглядным экспериментальным свидетельством эффективности покрытий с нанослойной архитектурой является снимок участка поверхности с трещиной, уходящей в массив покрытия рядом с отпечатком индентора. Сечение покрытия получено методом ионного травления (FIB) (см. рис. 2, б) [16]. Рост трещины вглубь покрытия ограничен из-за рассеяния энергии при преодолении трещиной межфазных границ на стыках слоев.

Весьма перспективными, с точки зрения их применения на режущих инструментах из PCBN, являются нанокompозитные покрытия. Это обусловлено

сочетанием высоких значений физико-механических свойств, стойкости к окислению и диссоциации входящих в их состав химических соединений, вследствие особенностей структуры нанокompозитных пленок.

Нанокompозитные структуры бывают двух видов [13]:

- нитридная наноразмерная фаза внедренная в межкристаллитную среду (nc-MeN/межкристаллитная фаза);
- зерна одного материала образуют две фазы с разной кристаллографической ориентацией или смесь нанозерен различных материалов.

Большое распространение получил первый способ создания нанокompозитных покрытий типа nc-MeN/ $\alpha$ -фаза, когда они формируются из нанозерен твердых нитридов переходных металлов с аморфной межкристаллитной фазой-матрицей из  $TiB_2$ ,  $Si_3N_4$ , BN и других нитридов неметаллов, образующих ковалентные связи. При конденсации нитридообразующих металлов с введением кремния рост зерен TiN, TiAlN, TiCr и т. д. подавляется из-за того, что они внедрены в аморфную матрицу, толщина которой, исходя из условия максимальной твердости покрытия, составляет всего несколько атомных слоев (рис. 3, а) [17].

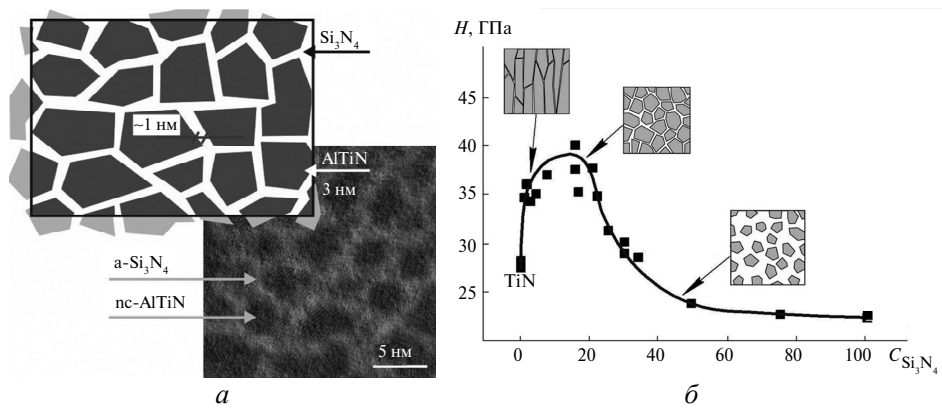


Рис. 3. Структура покрытия nc-TiN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (а) и влияние содержания кремния на его микротвердость (б).

Наблюдаемая высокая твердость качественно объясняется тем, что из-за малых размеров нанозерен зарождение и скольжение дислокаций подавляется, в то время как высокая когезионная прочность тонкой межзеренной фазы блокирует зернограничное скольжение [10]. Аморфная составляющая при этом способна наилучшим образом согласовываться с поверхностью нанокристаллов и обеспечивает хорошее сцепление, что приводит к существенно повышению прочности [11]. Впервые концепция создания подобных материалов предложена S. Verpek и за последние 10 лет в направлении создания нанокompозитных покрытий проведена широкая исследовательская работа. По утверждению авторов этой концепции данные покрытия, при условии правильного подхода к их нанесению, могут обладать необычной комбинацией механических свойств, таких как твердость, равная 40–100 ГПа, упругое восстановление – 80–94 %, прочность на растяжение, близкая к идеальной прочности для непластичных материалов (от 10 до более чем 40 ГПа). Более того, наноструктура и соответствующее ей сверхтвердое состояние может оставаться стабильными при температурах превышающих 1100 °C [12].

Наиболее исследованными системами, демонстрирующими перспективы развития концепции нанокompозитных покрытий, являются nc-TiN/ $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и

*nc*-TiAlN/ $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Установлено, что принципиальная возможность получения на их основе покрытий с высокими характеристиками связана с рядом критически важных условий. Так, одной из основных особенностей таких систем является наличие оптимальной концентрации кремния. Диаграмма (рис. 3, б) [18] схематически демонстрирует закономерности структурообразования нанокompозитного покрытия.

При оптимальной концентрации фазы  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, формирующей матрицу, подавляется рост зерен нитрида переходного металла, что, как уже отмечалось, в соответствии с законом Холла-Петча увеличивает твердость композита. С дальнейшим увеличением процентного содержания кремния толщина прослоек растет, трещины проходят уже через матрицу и, как следствие, механические свойства покрытия снижаются.

В настоящее время технология создания наноструктурных композиционных покрытий как коммерческого продукта реализуется швейцарской фирмой PLATIT. В частности, покрытие *n*Co<sup>3</sup>® (*nc*-AlTiN/ $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) твердостью 41 ГПа со специальным адгезионным подслоем на инструменте из PCBN позволяет при точении закаленной стали 100Cr6 (61 HRC) ( $v = 140$  м/мин,  $s = 0,12$  мм/об,  $t = 0,25$  мм) увеличить стойкость инструмента до 1,6 раза. Материалы такого типа относят к нанокompозитным покрытиям второго поколения. Кроме значительной твердости, они характеризуются высокой теплоустойчивостью и низкой окисляемостью и рекомендуются для применения в инструментах для обработки материалов высокой твердости.

Как уже отмечалось, хрупкое разрушение покрытия на этапе приработки инструмента является характерным при точении закаленных сталей. Оценка значений контактных нагрузок показывает, что нормальные и касательные контактные напряжения при обработке стали высокой твердости достигают значений до 2500 и 1100 МПа соответственно. Вероятно, действительные напряжения будут еще выше, так как реальная площадь контакта двух шероховатых поверхностей, которые принимают участие в процессе трения, значительно меньше номинальной, что обусловлено контактом поверхностей по отдельным микронеровностям. Снизить величину нагрузок можно, если конструкция покрытия будет включать верхний слой покрытия, выполняющий приработочные функции. Основным требованием к такому слою является сочетание пластичности и прочности, при том что твердость его может быть существенно ниже, чем твердость основного рабочего слоя. Анализ топографии участков покрытия, образованных в процессе его контактирования с обрабатываемым материалом в процессе резания (рис. 4), показывает, что высота микронеровностей характеризуется значениями  $Rz = 0,8$  мкм ( $R_{max} = 1,6$  мкм). Таким образом, исходя из условия, что равновесная шероховатость должна формироваться в пределах приработочного слоя, его толщина должна составлять не менее 2 мкм.

Можно предположить, что материал приработочного слоя должен иметь аморфно-кристаллическую низкомолекулярную структуру ( $\alpha$ -BN,  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> или  $\alpha$ -TiB<sub>2</sub>), что позволит ему выполнять роль твердой смазки. Подобная конструкция покрытия снижает вероятность его хрупкого скалывания в области, прилегающей к режущей кромке, что существенно продлевает период стойкости инструмента.

Термостойкость является вторым по значимости требованием, предъявляемым к покрытиям для инструментов, оснащенных PCBN. Экспериментальные исследования по отжигу покрытий и оценки изменения их массы, связанной с протеканием окислительных реакций, показывают, что термо-

стойкость классических покрытий TiN, TiCN находится в пределах 450–600 °С. Наиболее термостойкими являются покрытия, содержащие алюминий и хром. Образующаяся на поверхности оксидная (Ti, Al)N-пленка позволяет защитить основной массив материала покрытия от окисления вплоть до температуры 850 °С. Если принимать во внимание только химический состав, как фактор, определяющий термостойкость, то наиболее эффективными оказываются покрытия, содержащие Cr, в связи с их способностью сопротивляться воздействию высоких (1000 и 1100 °С для CrN и AlCrN соответственно) температур, сохраняя химическую стабильность, высокую горячую твердость (рис. 5) [19, 20] и твердость после отжига. Это объясняется интенсивной диффузией хрома к поверхности и формированием в диапазоне 700–1000 °С плотной структуры Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, предотвращающей деструкцию AlCrN, и поэтому данный состав является очень перспективным для дальнейших исследований. Для повышения термостойкости покрытий также эффективна добавка в его материал иттрия, которая способствует повышению стойкости к окислению вследствие образования фазы YO<sub>x</sub> на границах зерен. Такая добавка приводит к дроблению зерен и потере столбчатости структуры конденсата, что важно для обеспечения сопротивления износу при трении [11].

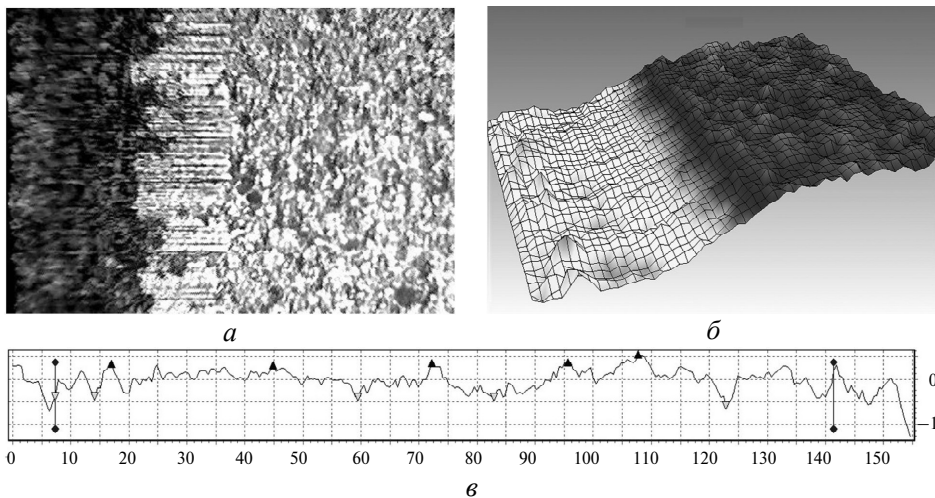


Рис. 4. Участок изношенной поверхности с покрытием (а), топография контактной поверхности (б), профилограмма покрытия в зоне, выделенной на а и б (в).

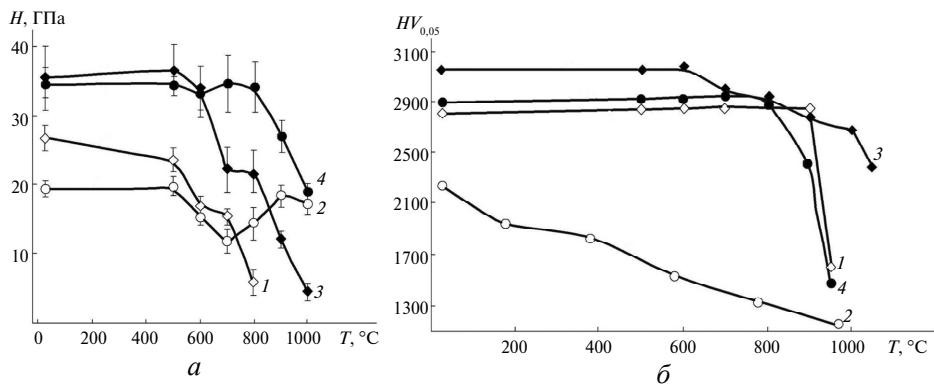


Рис. 5. Твердость покрытий после отжига (а), горячая твердость покрытий и подложки из РСВН (б): а – TiN (1), CrN (2), TiAlN (3), CrAlN (4); б – n-TiAlN (1), PCBN (2), AlCrN (3), TiAlN (4).

Подобно механическим свойствам, термостойкость покрытия также в значительной мере определяется не только его химическим составом, но и структурой. В частности, те же нанокompозитные системы типа  $nc-MeN/\alpha$ -фаза (рис. 6) характеризуются повышенной термостойкостью [20]. Мелкозернистые поликристаллические материалы рекристаллизуются во время отжига при  $T \geq 0,4T_{пл}$ . При этом граница термостойкости покрытия  $nc-TiN/\alpha-Si_3N_4$ , нанесенного на кремниевую подложку, достигает  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ , что составляет 63 % от температуры диссоциации  $Si_3N_4$ . Такое повышение граничной температуры обусловлено отсутствием реакции окисления на границе раздела несмешиваемых стехиометрических фаз  $TiN$  и  $Si_3N_4$ , что обусловлено спинодальной природой фазовой сегрегации в этой системе [21].

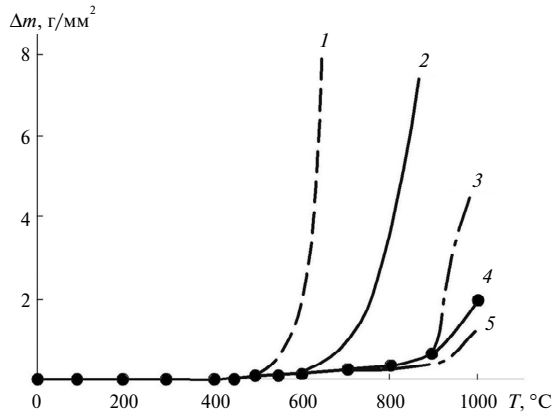


Рис. 6. Кинетика окисления нанокompозитных покрытий в сравнении с покрытиями предыдущих поколений: металлокерамика (1),  $TiN$  (2),  $TiAlN$  (3),  $nc-TiN/\alpha-Si_3N_4$  (4),  $TiAl-CrYN$  (5).

Логическим продолжением концепции структурно обусловленной термостойкости является следующий подход. По мнению авторов [22], зерна, в том числе и наноразмерные, из которых состоит массив покрытия, контактируют со свободной поверхностью и границы зерен являются проводниками для кислорода, обуславливая окислительные процессы по всему объему покрытия. Особенно подвержены этому колумнарные структуры, характерные для покрытий типа  $TiN$ . Далее в качестве метода повышения термостойкости покрытия предлагается использовать интергранулярную стекловидную фазу, формирование которой можно обеспечить в нанокompозитах, например, путем увеличения ( $> 40\%$ ) содержания кремния и, соответственно, фазы  $\alpha-Si_3N_4$ . Подтверждает такую концепцию эксперимент по отжигу покрытия системы  $TaSiN$ . При концентрации кремния более 50 % структура покрытия аморфна и вплоть до температуры  $1300\text{ }^\circ\text{C}$  окисляется исключительно тонкий поверхностный слой покрытия без каких-либо изменений по его объему [23].

Иной механизм повышения стойкости инструмента, предназначенного для работы в высокоскоростном (и, следовательно, высокотемпературном) диапазоне условий обработки, реализуется при использовании самоадаптивных покрытий. Основная идея заключается не в предотвращении окисления, а в использовании этого явления для управления параметрами контактного взаимодействия при резании и снижения коэффициента трения и, следовательно, термобарической нагрузки в зоне контакта. Подобные покрытия в процессе резания окисляются, образуя полиоксидную вторичную структуру (трибопленку), играющую роль твердой смазки. Известно, что в качестве твердой смазки применяют гра-



фит, дисульфаты молибдена или вольфрама, однако они не обладают термостабильностью, требуемой для покрытий инструментального назначения. С учетом данного требования, а также того, что твердая смазка должна характеризоваться низкой прочностью на сдвиг, в [24] предложено использовать покрытие  $\text{AlN-Ti(Cr)B}_2$ . При точении инструментом с таким покрытием на его поверхности образуется полиоксидная трибопленка, включающая  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и оксинитрид алюминия  $\text{Al}_x\text{O}_y\text{N}_z$ . Данные соединения обладают термостабильностью до  $1300^\circ\text{C}$ , кроме того в таких системах образуются гомологические ряды твердых растворов оксидов, имеющие хорошую смазывающую способность. Исследования элементного состава покрытия после обработки резанием показали, что на глубине 70 нм имеет место резкое увеличение количества кислорода, т. е. наружный наноразмерный слой интенсивно окисляется, переходя в продукты износа, и снова окисляется. При этом в подслое, расположенном на глубине от 30 до 70 нм, образуются ограниченные твердые растворы на основе  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (системы  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$ ). Эксплуатационные испытания инструмента из PCBN с покрытием  $\text{AlN-Ti(Cr)B}_2$  твердостью  $HV_{50} = 22,18$  ГПа, что ниже твердости основы, при точении закаленной стали показали существенное снижение интенсивности его изнашивания. Подобный подход весьма перспективен в процессах финишной обработки, а основное направление дальнейших исследований связано с созданием систем, содержащих SiC и AlN и химически стабильных при температурах более  $1300^\circ\text{C}$ .

В [25] разработана концепция повышения стойкости режущих инструментов из PCBN, которая базируется на уменьшении температуры в контактной зоне резания при нанесении на рабочие поверхности инструмента покрытия, уменьшающего коэффициент трения. Основным отличием данного покрытия является его аморфно-кристаллическое структурное состояние и близость по химическому составу к материалу подложки. Эффект достигается за счет снижения твердости в сравнении с инструментальной основой (15 и 38–40 ГПа соответственно), что уменьшает внутренние остаточные напряжения в покрытии и снижает хрупкость его материала; уменьшения модуля Юнга, что повышает упругие свойства покрытия и стойкость к абразивному истиранию; снижения коэффициента трения, что способствует уменьшению термобарической нагрузки на рабочих участках инструмента. Экспериментальные исследования инструмента продемонстрировали высокие эксплуатационные характеристики покрытия. В частности, испытания, проведенные на машине трения, показали снижение коэффициента трения от 0,4 до 0,3 в диапазоне скоростей относительного перемещения 75–90 м/мин. Также установлено снижение на 15 % температуры резания и повышение на 25 % стойкости инструмента.

Еще одним подходом к повышению стойкости инструмента, в котором явно проявляется идея использования покрытия как промежуточной среды, оказывающей прямое влияние на параметры процесса резания, является введение в состав покрытия компонентов, которые являются ингибиторами химического взаимодействия в зоне контактного взаимодействия инструментального композита с обрабатываемым материалом [26]. Подавляя химически обусловленный механизм изнашивания режущего инструмента [27], такие покрытия увеличивают стойкость инструмента из ПКНБ при высокоскоростном резании или при обработке конструкционных сплавов, компоненты которых проявляют высокую химическую активность в паре с ПКНБ.

## ВЫВОДЫ

На основе большого количества исследований механизма влияния различных покрытий на закономерности изнашивания инструментов из PCBN, можно

выделить несколько взаимосвязанных подходов, являющихся теоретическим обоснованием для создания различных перспективных систем покрытий:

– выбор структурных составляющих покрытия, которые в процессе обработки резанием на воздухе обеспечивают образование на рабочих поверхностях инструмента высокотемпературных полиоксидных трибопленок, играющих роль твердой смазки, что эффективно снижает интенсивность изнашивания инструмента;

– введение в состав покрытия соединений, являющихся ингибиторами реакций химического взаимодействия, что позволяет сдвинуть начало активного химического взаимодействия в зоне обработки в диапазон более высоких скоростей резания;

– снижение коэффициента трения и контактных нагрузок на площадках контакта за счет твердых смазок и прирабочных слоев покрытия;

– обеспечение требуемого структурного состояния (аморфно-кристаллические либо наноструктурированные) покрытия.

*Розглянуто тенденції розвитку нових типів зносостійких покриттів, в тому числі і наноструктурних, стосовно до інструментів із полікристалічного КНБ. Наведено основні підходи до створення наноструктурних покриттів високої твердості, що розробляють на даний час. На основі аналізу закономірностей зношування інструменту із полікристалічного КНБ виділено нові підходи до створення перспективних систем зносостійких покриттів: вибір структурних складових покриття, що виконують роль твердого змащування і ефективно знижують інтенсивність зношування інструменту; введення до складу покриття сполук, які є інгібіторами реакцій хімічної взаємодії в зоні обробки; зниження коефіцієнту тертя і контактної навантаження на ділянку контакту за рахунок твердого змащування і припрацювальних шарів покриття; забезпечення потрібного структурного стану покриття.*

**Ключові слова:** зносостійкі покриття, ПКНБ, нанесення покриттів, точіння, зношування інструменту.

*In the article the tendencies of development of new, including nanostructural types of wear-resistant coatings with reference to tools from PCBN are considered. The above basic approaches to the creation of nanostructured coatings of high hardness, practiced at the present time. Based on the patterns of wear and tear from PCBN, new approaches to the creation of promising systems of wear-resistant coatings are highlighted: selection of structural components of the coating, playing the role of solid lubricant, which effectively reduces the wear rate of the tool; the introduction of coating compounds that are inhibitors of chemical reactions in the cutting zone; reduction of the coefficient of friction and contact loads on the contact areas due to solid lubricants and running-in layers of the coating; ensuring the required structural state of the coating.*

**Keywords:** wear-resistant coatings, PCBN, infliction coating, turning, tool wear.

1. <http://www.iscar.com/Products.aspx/CountryID/1/ProductId/63>
2. <https://www.secotools.com/#article/67973>
3. <https://sumicarbide.com/product/bnc2010-bnc2020>
4. Fatih T., Çolak O, Kayacan M. Investigation of TiN coated CBN and CBN Cutting tool performance in hard milling application // Strojniški vestnik – J. Mechan. Eng. – 2011. – 57, N 5. – P. 417–424.
5. de Siqueira Galoppi G., Stipkovic Filho M., Ferreira Batalha G. Hard turning of tempered DIN 100Cr6 steel with coated and no-coated CBN inserts // J. Mater. Proc. Technol. – 2006. – 179. – P. 146–153.
6. Coelho R. T., Ng E. G., Elbestawi M. A. Tool wear when turning hardened AISI 4340 with coated PCBN tools using finishing cutting conditions // Int. J. Machine Tools Manufact. – 2007. – 47. – P. 263–272.
7. M'Saoubi R., Johansson M. P., Andersson J. M. Wear mechanisms of PVD-coated PCBN cutting tools // Wear. – 2013. – 302, N 1–2. – P. 1219–1229

8. Wada T., Hanyu H. Tool wear of (Ti, Al) N-coated polycrystalline cubic boron nitride compact in cutting of hardened steel // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2017. – 264. – P. 1–8.
9. Veprek S., Veprek-Heijman M., Karvankova P., Prochazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites // Thin Solid Films. – 2005. – 476. – P. 1–29.
10. Veprek S., Argon A. S. Towards the understanding of mechanical properties of super- and ultrahard nanocomposites // J. Vac. Sci. Technol. B. – 2002. – 20, N 2. – P. 650–664.
11. Береснев В. М., Соболев О. В., Погребняк А. Д. и др. Структура и механические свойства вакуумно-дуговых покрытий системы TiAlSiY, осажденных в азотной атмосфере // Физика и химия обработки материалов. – 2017. – № 2. – С. 34–43.
12. Musil J. Physical and mechanical properties of hard nanocomposite films prepared by reactive magnetron sputtering // Nanostructured Coatings. Nanostructure Science and Technology / Eds A. Cavaleiro, J. T. M. de Hosson. – New York, NY: Springer, 2006.
13. Азаренков Н. А., Береснев В. М., Погребняк А. Д., Колесников Д. А. Наноструктурные покрытия и наноматериалы. Основы получения. Свойства. Области применения. Особенности современного наноструктурного направления в нанотехнологии. – М.: Книжный дом “ЛИБРОКОМ”, 2012. – 368 с.
14. Münz W. D., Smitho I. J., Schönjahn C., Deeming A. P., Clapham S. PVD superlattice structured hard coatings designed for dry high speed machining // II Int. Seminar on Improving Maching Tool Performance. – 2000. – <http://imtp.free.fr/imtp2/B2/Munz.pdf> (27.10.2016).
15. Гранкин С. С. Фазовий склад та фізико-механічні властивості композиційних наноструктурних покриттів на основі нітридів тугоплавких металів: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Харків, 2016. – 18 с.
16. <http://www.platit.com/en/nanolayer-coating>
17. <https://www.platit.com/en/nanocomposites-coating>
18. Patscheider J. Nanocomposite hard coatings for wear protection // MRS Bulletin. – 2003. – 28. – P. 180–183.
19. Chim Y. C., Ding X.Z., Zeng X.T., Zhang S. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating cathode arc // Thin Solid Films. – 2009. – 517. – P. 4845–4849.
20. Решетняк О. М., Стрельницький В. Є. Синтез упрочняючих наноструктурних покриттів // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 2. – С. 119–130.
21. Veprek S., Maritz G., Veprek-Heijman J. Concept for the design of superhard nanocomposites with high thermal stability: their preparation, properties, and industrial applications // Nanostructured Coatings. Nanostructure Science and Technology / Eds. A. Cavaleiro, J.T.M. de Hosson. – New York, NY: Springer, 2007. – P. 347–406.
22. Береснев В. М., Погребняк А. Д., Азаренков Н. А., Фареник В. И., Кирик Г. В. Нанокристаллические и нанокompозитные покрытия, структура, свойства // Физическая инженерия поверхности. – 2007. – 5, № 1–2. – С. 4–27.
23. Zeman P., Musil J., Daniel R. High-temperature oxidation resistance of Ta–Si–N films with a high Si content // Surf. Coat. Technol. – 2006. – 200. – P. 4091–4096.
24. Podchernyaeva I. A., Klimenko S. A., Beresnev V. M., Panashenko V. M., Toryanik I. N., Klimenko S. An., Kopeikina M. Yu. Formation of a tribofilm in the surface layer of Al–Ti–Cr–N–B magnetron coating on boron nitride during turning of hardened steel // Powder Metall. Metal Ceram. – 2015. – 54, N 3/4. – P. 140–150.
25. Клименко С. А., Клименко С. Ан., Манохин А. С., Береснев В. М. Особенности применения режущих инструментов из поликристаллического кубического нитрида бора с защитным покрытием // Сверхтв. материалы. – 2017. – № 4. – С. 88–100.
26. Копейкина М. Ю., Клименко С. А., Мельничук Ю. А., Береснев В. М. Работоспособность режущего инструмента, оснащенного ПСТМ на основе КНБ с вакуумно-плазменным покрытием // Сверхтв. материалы. – 2018. – № 5. – С. 87–97.
27. Turkevich V. Z., Klimenko S. A., Kulik O. G. Thermodynamics of the interaction in the CBN-based tool material-Fe(Ni) system // Transactions FMI. – 1999. – XXVIII, N 2. – P. 8–11.

Поступила 13.11.17

После доработки 26.12.18

Принята к публикации 26.12.18