

О ПОВЫШЕНИИ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА С НАНОСЛОЙНЫМИ $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ ПОКРЫТИЯМИ В ПРОЦЕССЕ РЕЗАНИЯ

Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко, Г.Н. Картмазов

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Украина*

Поступила в редакцию 28.03.2007

Анализируются результаты сравнительных испытаний режущих инструментов с нанослойными $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытиями, получаемыми методом вакуумно-дугового осаждения на основе промышленных сплавов титана BT1-0 и хрома BX1-17 (легирован – 1,5 вес.%V), во взаимосвязи с изменениями их фазово-структурного состояния, микротвердости (H_v), обусловленными отжигом в вакууме и на воздухе в интервале температур $300 \div 750$ °С. Показано, что относительное увеличение стойкости режущего инструмента с нанослойными $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытиями, наблюдаемое в условиях повышенных нагрузок, температур, при обработке труднообрабатываемых материалов, обусловлено фазовым упрочнением при отжиге до 500 °С вследствие распада метастабильных (не идентифицированных) фаз, неравновесных твердых растворов на основе взаимно растворимых систем TiN-CrN-VN, которые образуются в условиях вакуумно-дугового осаждения при температурах $\sim 400 \div 450$ °С.

ВВЕДЕНИЕ

Износостойкость широко используемых макро- и микрослоистых $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытий, во многом превосходящих монослойные TiN и CrN, не в полной мере удовлетворяют требованиям эксплуатации их в условиях все возрастающих нагрузок, температур, агрессивных сред. Дальнейшее повышение эффективности таких покрытий может быть достигнуто путем создания монофазных, монослойных, нанокристаллических $n\text{-Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ и/или нанослойных $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ структур, обладающих более высокими механическими свойствами, термостойкостью, сопротивлением окислению и др. [1 – 16].

Получают $n\text{-Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ покрытия методами реактивного испарения, магнетронного распыления, вакуумно-дугового испарения сплавов Ti с заданным соотношением содержания Ti и Cr [9, 11] либо одновременным осаждением (смешиванием) Ti и Cr потоков [11, 12, 15]; слоистые структуры формируют последовательным осаждением заданной толщины слоев TiN и CrN [3, 5 – 14].

Закономерности формирования покрытий изучены главным образом для модификаций PVD методов, которые характеризуются относительно низкими уровнями возбуждения, ионизации компонентов осаждаемых потоков (реактивное испарение, магнетронное распыление и т.п.). Показано, что максимальные значения микротвердости, термоста-

бильности, износостойкости достигаются при определенных параметрах, условиях осаждения, соотношениях концентраций, как правило, высокочистых исходных Ti и Cr, при размерах кристаллитов (≤ 10 нм), и соотношениях толщин слоев ($\sim 2:1$) TiN_x и CrN_x [5, 7]. Однако, при этом отмечается недостаточно высокий уровень адгезионных характеристик покрытий, получаемых такими методами. Использование вакуумно-дуговых источников в качестве дополнительных в комбинированных методах осаждения покрытий и/или в качестве основы метода вакуумно-дугового осаждения [10, 14] обеспечивает повышение уровней возбуждения, ионизации компонентов осаждаемых потоков и, как следствие, эффективности их плазмохимического и физического взаимодействия в т.ч. с материалом подложки. Тем самым, улучшаются адгезионные и когезионные характеристики получаемых покрытий [6].

Анализ ранее опубликованных результатов испытаний режущих инструментов с такими покрытиями [17] и установленных нами [18] закономерностей формирования нанослойных $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ композитов на основе промышленных сплавов титана (BT1-0) и хрома (BX1-17), получаемых с использованием стандартных установок типа “Булат”, зависимостей их структурно-фазовых, механических характеристик от условий и параметров вакуумно-дугового осаждения, дает основа-

ние для следующего заключения. Наблюдаемое относительное повышение стойкости инструмента с такими покрытиями определяется не только прочностными свойствами и особенностями процессов деформации, разрушения наноструктурных, нанослойных материалов [19, 20], образованием окислов в зоне контактирующих поверхностей [17], но и структурно-фазовыми изменениями изначально неравновесных состояний соединений – составляющих покрытия [18] в процессе эксплуатации при повышенных температурах.

Настоящая работа посвящена обоснованию этого заключения.

УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для получения покрытий использована установка “Булат-6” с тремя испарителями, работающими в оптимальных режимах [23] и параметрами осаждения, обеспечивающими синтез нитридов титана стехиометрического состава [24]. В качестве материалов катодов служили сплавы титана – ВТ1-0 и хрома – ВХ1-17 (основные легирующие добавки – $V \approx 1,5$ вес % и $Y = 0,32$ вес %), активного газа – азот (99,95 %). Покрытия наносились на рабочие поверхности режущих твердосплавных (ВК6, ВК8, Т15К6), быстрорежущих пластин (Р6М5) и образцы-свидетели из Х18Н10Т. Они размещались на подложкодержателе с радиусом вращения $r = 300$ мм вокруг оси камеры (аналогично работам [7, 10, 14]). В процессе нанесения покрытий плоскость конденсации, вращаясь, поочередно пересекает потоки плазмы, генерируемые двумя титановыми (I_1, I_3) и одним хромовым (I_2) испарителями (Рис. 1).

Условия и параметры осаждения (подробно см. [18]) выбраны на основе модели расчета скоростей (толщины) покрытий [21], при которых формируются слоистые структуры с толщиной ламелей ~ 20 нм и соотношением толщин слоев на основе нитридов Ti и Cr (~ 12 нм и ~ 5 нм – соответственно). Такое соотношение, по данным [5, 7, 16], обеспечивает максимально высокие физико-механические и служебные характеристики получаемых покрытий.

На рис. 2 представлена расчетная схема слоистой структуры покрытия, получа-

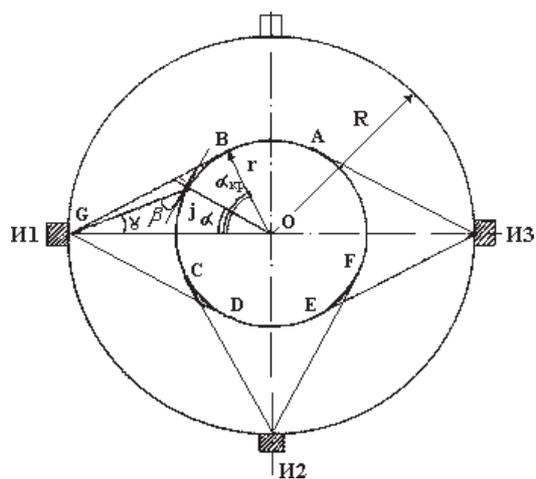


Рис. 1. Схема осаждения многослойных вакуумно-дуговых покрытий I_1, I_3 – испарители – Ti, I_2 – Cr [18].

емого в заданных условиях осаждения ($P_N = 0,41$ Па, $U_{II} = -200$ В, $T_K = 400 \div 450$ °С) за один оборот подложкодержателя. Из нее следует, что конденсаты представляют собой структуры с чередованием слоев на основе нитридов титана и хрома, а также их смеси [21].

Температура образцов (пластин) в процессе конденсации контролировалась пирометром “Гефест”, а при отжиге – хромель-алюмелевой термопарой. Микроструктура поперечного сечения покрытия образца-свидетеля изучена при помощи электронного микроскопа ЭМВ100Л методом двухступенчатых пла-

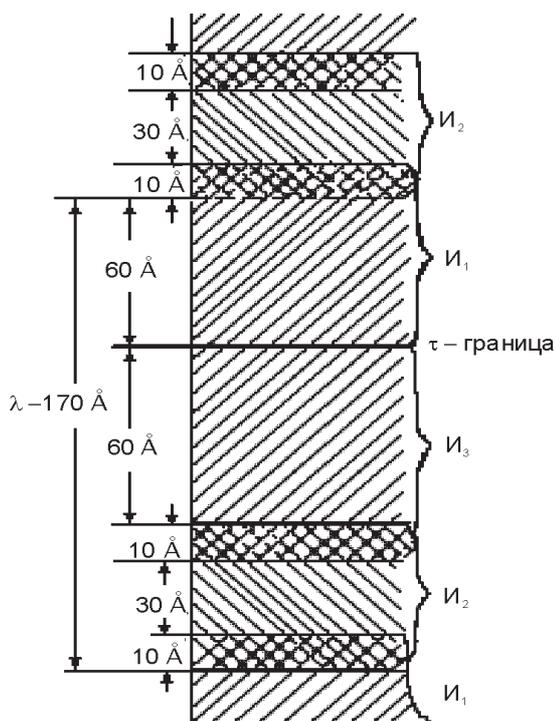


Рис. 2. Расчетная схема структуры получаемого слоистого покрытия TiN_x/CrN_x

Результаты производственных испытаний твердосплавного инструмента с покрытиями $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$

№	Обрабатываемый	Режим обработки			Инструм.	Коэф. повыш.	Вид
		V , м/мин.	S , мм/об.	T , мм			
1	ХН70МВЮ ВД	31,5	0,075	0,5	ВК-8	5	получистовое по корке
2	ХН70МВЮ ВД	35	0,075	0,5	ВК-8	3,5	
3	ХН70МВЮ ВД	37,6	0,15	0,3–0,5	ВК-8	7	получистовое
4	12Х13	140	0,35	5	ВК-8	2	черновое
5	18Х2Н4МА	100	0,43	3–6	Т15К6	2	черновое
6	12ХНЗА	120	0,3	2–7	Т15К6	2–3	черновое
7	ЭИ437Б	50	0,15	1,0	ВК-6	3	получистовое
8	Ст. 45	75–190	0,15	1,0	ВК-6	1,5–3,0	получистовое

тиноуглеродных реплик. Фазовый состав, макронапряжения определены рентгендифрактометрическими методами (ДРОН-3.0) с использованием $\lambda\text{-CuK}_\alpha$ -излучения и $\sin^2\psi$ метода. Микротвердость измерена на ПМТ-3 с нагрузками на индентор 0,05 Н и 0,1 Н. Содержание Cr в покрытиях определялось при помощи микроанализатора “Сamebax” и рентгеновского спектрального анализатора “Спрут”.

Испытания режущих инструментов проведены в процессе продольного точения различных видов сталей, сплавов (табл. 1) и фрезерования сталей 45 и Н18К9М5Т.

РЕЗУЛЬТАТЫ, ОБСУЖДЕНИЕ

Из электронно-микроскопического изучения (рис. 3) и дифрактограмм покрытий (рис. 4) следует, что в данных условиях осаждения формируются многофазные нанослойные структуры, в состав которых входят фазы: в – $(\text{CrTi})_2\text{N}$ с гексагональной и $\text{Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ – с ГЦК решетками и преимущественной ориентацией (002) плоскостей в плоскости осаждения.

Обнаруживаются дифракционные максимумы не идентифицированной фазы. Сильно размытые, перекрывающиеся дифракционные максимумы, а так же уменьшенные (по сравнению с монофазными) значения параметра (а) ГЦК решетки TiN_x и увеличенные соединения в Cr_2N свидетельствуют о высоком уровне микроискажений, образовании взаимных твердых растворов ($\text{Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ и $(\text{CrTi})_2\text{N}$), наноструктурном состоянии. Со-

держание Cr в покрытиях составляет $12 \div 14$ ат %. Микротвердость таких покрытий $H_V = 26 \div 28$ ГПа, сжимающие макронапряжения $\sigma = -4,5 \div -5,0$ ГПа.

Как следует из [18], в результате отжига через каждые 100°C в вакууме в интервале $300 \div 750^\circ\text{C}$ в течение 20 мин. при каждой температуре – микротвердость возрастает, до-



Рис. 3. Микрофотография поперечного сечения $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытия.

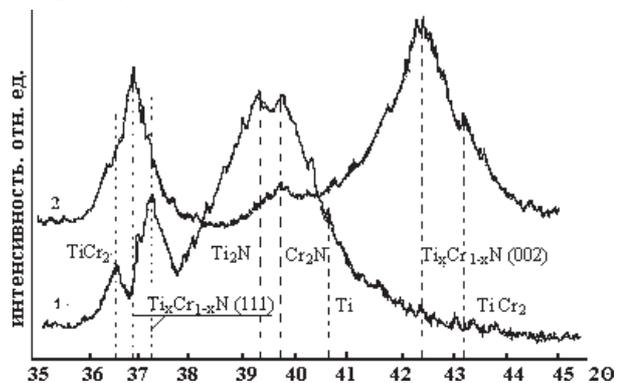


Рис. 4. Фрагмент дифрактограммы $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытия, полученного при $P_N = 0,007$ Па – (1) и $0,41$ Па – (2).

стигая максимума ~37 ГПа при температуре 450 ÷ 500 °С. Это является следствием фазового упрочнения, обусловленного распадом неравновесных твердых растворов, в т.ч. на основе нитридов V – легирующего элемента в сплаве ВХ1-17, [4], метастабильных взаимно растворимых фаз системы TiN-CrN-VN [22]. Окисление таких покрытий при отжиге на воздухе отмечается рентген-дифрактометрически при температурах выше 700 ÷ 750 °С, что совпадает с данными [5] для аналогичных соединений.

Испытания при продольном точении проведены в условиях, при которых зависимости “износ-время” находятся в зоне нормального износа, чем исключается влияние случайных факторов на стадии приработки [17]. При обработке стали 45 на скоростях резания $V = 75 \div 190$ м/мин. стойкость пластин ВК6 (12,5×12,5×4,75мм) с покрытиями $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ толщиной 6 мкм в 1,5 ÷ 3,5 раза превышает стойкость пластин без покрытий. При этом во всем выбранном диапазоне скоростей их стойкость оказывается выше, чем с покрытиями TiN монослойными, полученными в аналогичных условиях осаждения.

Превосходство нанослойных покрытий проявляется в большей мере при резании труднообрабатываемых материалов (ЭИ437Б). В диапазоне скоростей $V = 30 \div 60$ м/мин при $S = 0,15$ мм/об., $t = 1$ мм среднее значение коэффициента относительной стойкости их составляет $K = 3$, в то время, как для покрытий TiN – $K = 2 \div 2,3$.

Этот же вывод следует из результатов испытаний (табл. 1), а также полученных при торцевом фрезеровании (рис. 5 а, б, в).

Фрезерование проведено по трем схемам с различной динамикой нагружения зубьев. Использована однозубая фреза с механическим креплением пластин из быстрорежущей стали Р6М5 без покрытий, с монослойными TiN покрытиями толщиной $h = 8$ мкм; CrN, $h = 6$ мкм и многослойными $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ суммарной толщиной $h = 6$ мкм при толщине составляющих слоев на основе $\text{TiN}_x \approx 12$ нм и $\text{CrN}_x \approx 5 \div 6$ нм.

Скорости резания предварительно подобраны таким образом, чтобы стойкость (T) пластин составляла не менее 10 мин.



Рис.5. Влияние режимов торцевого фрезерования на стойкость (T) и относительный коэффициент увеличения стойкости (K) пластин из Р6М5 с монослойными TiN_x , CrN_x и нанослойными $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытиями при обработке стали Н18К9М5Т и ст. 45. Виды фрезерования: а) – встречное, б) – попутное и в) – симметричное

С целью оценки эффективности покрытий при различном соотношении износа по передней и задней поверхности, фрезерование выполнено с подачами $S = 0,15$ мм/зуб и $S = 0,3$ мм/зуб. Критерий затупления – полный износ по задней поверхности.

На рис. 5а, б, в представлены результаты стойкостных испытаний (стойкость – T , коэффициент относительной стойкости – K) для различных видов фрезерования: встречное – (а), попутное – (б) и симметричное – (в) при обработке сталей 45 и Н18К9М5Т. Считается, что увеличение стойкости инструмента с покрытием определяется повышением его прочности, твердости, сопротивления износу, а также изменением контактных явлений, приводящих к снижению сил трения, схватывания материала инструмента с обрабатываемым материалом. Эти явления во многом зависят от температуры в зоне резания, которая определяется условиями резания и средой обработки. При обработке на воздухе существенное влияние на стойкость инструмента оказывают окислы контактирующих материалов, образующиеся при достижении определенных температур и приводящие к снижению адгезионной составляющей сил трения [17]. Проведенный на воздухе отжиг испытываемых покрытий TiN, CrN и $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ приводит к заметному окислению при температурах $\sim 550^\circ\text{C}$, 600°C и $\geq 750^\circ\text{C}$ – соответственно. Стойкость же режущих пластин ВК6 с $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытиями, отожженных предварительно в течение 40 мин. на воздухе в интервале температур от 300°C до 750°C , возрастает до максимальных значений при температуре отжига $T \approx 500^\circ\text{C}$ (рис. 6, кр. 2). Наблюдаемые несовпадения максимальных значений стойкости (T) с температурой окисления материала покрытия свидетельствует об иной причине повышения стойкости, не связанной с окислением.

Микротвердость нанослойных $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытий ($H_v \approx 26$ ГПа) изначально выше, чем микротвердость монослойных TiN_x и CrN_x ($H_v \approx 20 \div 22$ ГПа). Это и особенности механизмов деформации наноструктурных материалов [19, 20] являются основными факторами, определяющими более высокие стойкости инструментов с такими покрытиями. От-

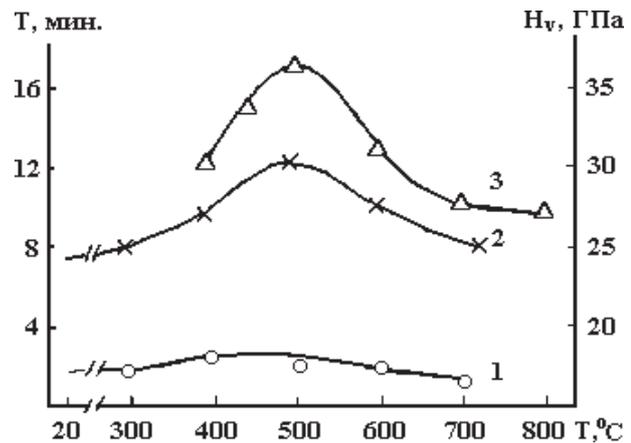


Рис. 6. Зависимости от температуры отжига на воздухе стойкости (T) пластин ВК6 без покрытий – (1), с нанослойными $\text{TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытиями – (2) и микротвердости (H_v) таких покрытий от температуры отжига в вакууме – (3)

носительное увеличение стойкости их в режимах более интенсивного нагружения, обусловливающего повышение температуры покрытия (сравни рис. 5а, б, в), объясняется фазово-структурными превращениями в процессе обработки, приводящими к фазовому упрочнению, к повышению микротвердости до $\sim 37 \div 38$ ГПа [18] и, в конечном итоге, – к повышению стойкости. Отжиг при более высоких температурах ($T_o \geq 600^\circ\text{C}$), так же, как и формирование $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытий при $T_k \geq 550^\circ\text{C}$ приводят к более фазово-однородным составам ($n\text{-Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ и $(\text{CrTi})_2\text{N}$) и равновесным состояниям покрытий и их микротвердости на уровне $\sim 26 \div 28$ ГПа [18, рис. 12]. Получаемые в таких условиях $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покрытия должны обладать более однородными и стабильными характеристиками по стойкости при обработке различных материалов в различных режимах.

ВЫВОДЫ

1. Исследованные TiN – CrN покрытия, полученные в стандартных режимах вакуумно-дугового осаждения с применением установок типа “Булат”, оснащенных двумя титановыми и одним хромовым испарителями, представляют собой наноструктурные, нанослойные композиты $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$, состоящие из слоев толщиной ~ 14 нм на основе $\text{Ti}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ и ~ 5 нм – на основе – в- $(\text{CrTi})_2\text{N}$, а также неиндентифицированной фазы (фаз).
2. Превосходство стойкостных характеристик режущих инструментов с такими покрытиями

ми над монослойными TiN и CrN покрытиями, микротвердость (H_V) которых $\sim 20 \div 22$ ГПа, обусловлено более высокими прочностными свойствами ($H_V \sim 26 \div 28$ ГПа) и термостойкостью.

3. Относительное увеличение стойкости инструмента с нанослойными n-TiN_x/CrN_x покрытиями в условиях повышенных нагрузок, температур в процессе точения (обработки) трудно обрабатываемых материалов обусловлено фазовым упрочнением материала покрытия, увеличением H_V до $\sim 37 \div 38$ ГПа вследствие структурно-фазовых превращений при нагреве (отжиге) до ~ 500 °С изначально неравновесных состояний его компонентов (распад метастабильных фаз, неравновесных твердых растворов на основе взаимно растворимых TiN-CrN-VN).

ЛИТЕРАТУРА

- Gorban V.f., Andreev, A.A. Sychov V.V., Kartmazov G.N., Nesowibat'ko Y.N., Taran V.S. Tribological Characteristics of Multy-Layer Ion-Plasma Coatings Based on Cr and Ti Nitrides// Proc. 1th Int. Congress on Rad. Phys. High Current Electronics and Modif. Materials. Tomsk. – 2000. – Vol. 3. – С. 494-496.
- Андреевский Р.А., Анисимова И.А., Анисимов В.Г. Формирование структуры, микротвердости многослойных дуговых конденсатов на основе нитридов//ФиХОМ. – 1992. – № 2. – С. 99-102.
- Андреев А.А., Кунченко В.В., Шулаев В.М., Китаевский К.М., Челомбитько А.Н. Исследование многослойных вакуумно-дуговых износостойких покрытий, подвергнутых термообработке//Сб. докл. Международной научно-технической конференции “Пленки-2002”. МИРЭА, Москва. – С. 206-209.
- Кунченко В.В., Андреев А.А., Кунченко Ю.В., Картмазов Г.Н. CrN_x покрытия, получаемые вакуумно-дуговым методом на основе малолегированных сплавов хрома//Вопросы атомной науки и техники (ВАНТ) Сер.: физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (ФРП и РМ). –2004. – № 3, (85). – С. 87-95.
- Varshilia Harish C., Iain Anjana, Rajam K.S. Structure, hardness and thermal stability of nanolayered TiN/CrN multilayer coatings//Vacuum. – 2004. – Vol. 72. – С. 241-248.
- Nardin Maria, Larsson Mats, Hogmark Sture. Mechanical and Tribological properties of multilayered PVD TiN/CrN//Wear. –1999. –Vol. 232. – С. 221-225.
- Nardin Maria, Larsson Mats. Deposition and characterization of multilayered PVD TiN/CrN coatings on cemented carbide//Surf. And Coat. Technol. –1999. –Vol. 116-119. – С. 108-115.
- Leoni M., Scardi P., Rossi S., Fedrizzi L., Masiani Y. (TiCr)N and Ti/TiN PVD coatings on 304 stainless steel substrates: Texture and residual stress // Thin. Sol. Films. – 1999. – Vol. 345. – С. 263-269.
- Iehn H.A., Thiergarden F., Ebersbach E., Fabian D. Characterization of PVD (TiCr)N_x hard coatings // Surf. and Coat. Technol. – 1991. – Vol. 50. – С. 45-52.
- Han Jeon G., Myung Hyun S., Lee Hyuk M., Shaginyan Leonid R. Microstructure and mechanical properties of Ti-Ag-N and Ti-Cr-N superhard nanostructured coatings//Surf. and Coat. Technol. –2003. –Vol. 174-175. – С. 738-743.
- Vetter J., School H.J., Knotek O. (TiCr)N coatings deposited by cathodic vacuum arc evaporation//Surf. and Coat. Technol. –1995. –Vol. 74-75. – С. 286-291.
- Anischik V.M., Uglov V.V., Zlotski S.V., Konarski P., Swil M., Ukhov V.A. SIMS investigation of nitride coatings//Vacuum. – 2005. –Vol. 78. – С. 545-550.
- Genzel Cristoph, Reimers Walter. Depthresolved X-ray residual stress analysis in PVD (TiCr)N hard coatings//Z. Metallkd –2003. –Vol. 94. – С. 655-661.
- Ebersbach G., Fabian D. Preparation and performance of (CrTi)N coatings deposited by a combined hollow cathode and cathode arc technique //Surf. and Coat. Technol. – 1993. – Vol. 59. – С. 160-165.
- Гладких Л.И., Малыхин С.В. Пугачев А.Т., Решетняк Е.Н., Глушкова Д.Б., Дьяченко С.С., Ковтун Т.П. Остаточные напряжения и структура покрытий нитридов титана и хрома, полученных методом ионно-плазменного осаждения//Металлофизика. Новейшие технологии – 2003. – Т. 25. – № 6. – С. 763-776.
- Knotek O., Luft F. and Krdmer G. Multicomponent and multilayer physically vapor deposited coatings for cutting tools//Surf. and Coat. Technol. – 1992. – Vol. 54/55. – С. 241-248.
- Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями.– М.: “Машиностроение”, 1993. – 336 с.
- Кунченко Ю.В., Кунченко В.В., Неклюдов И.М., Картмазов Г.Н., Андреев А.А. Слоистые Ti-Cr-N покрытия, получаемые методом вакуумно-дугового осаждения//ВАНТ, Сер.: Физ.рад. поврежд. и рад. материаловед. – 2007. – № 2 (90). – С. 203-214.

19. Veprek Stan, Veprek-Heijman Maritza G.J., Karvankova Pavla, Prochazka Ian. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. //Thin Solid Films. – 2005. –Vol. 476. – С.1-29.
20. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure//Acta Mater. – 2000. – Vol. 48. – P. 1-29.
21. Кунченко Ю.В., Кунченко В.В. Модель формирования слоистых покрытий методом вакуумно-дугового осаждения//Физическая инженерия поверхности. – 2005. – Т. 3, № 3-4. – С. 203-211.
22. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов. Справочник. – М.: “Металлургия”, 1998. – 319с.
23. Аксенов И.И. Вакуумная дуга в эрозионных источниках плазмы. – Харьков.: ННЦ ХФТИ, 2005. – 212 с.
24. Кунченко В.В., Аксенов И.И. Формирование TiN_x покрытий конденсацией плазмы низкого давления с положительным анодным падением потенциала//ВАНТ, Сер.: Физ.рад. поврежд. и рад. материаловед. (78) – 2000. – № 4. – С. 165-172.

**ПРО ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ
ІНСТРУМЕНТУ З НАНОШАРОВИМИ
 $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ ПОКРИТТЯМИ В ПРОЦЕСІ
РІЗАННЯ**

**Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко,
Г.М. Карتماзов**

Аналізуються результати порівняльних випробувань різального інструменту із нанощаровими $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покриттями, які здобуті методом вакуумно-дугового осадження на основі промислових сплавів титану VT1-0 і хрому VX1-17 (легований – 1,5 ваг. % V), у взаємозв'язку зі змінами їхнього фазово-структурного стану, мікротвердості (H_v), обумовлених відпалом у вакуумі й на повітрі в інтервалі температур $300 \div 750$ °C. Встановлено, що відносно збільшення стійкості різального інструменту з нанощаровими $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ покриттями, яке спостерігається в умовах підвищених навантажень, температур, при обробці важкооброблюваних матеріалів, обумовлено фазовим зміцненням при відпалюванні до 500 °C внаслідок розпаду метастабільних (не ідентифікованих) фаз, не рівноважних твердих розчинів на основі взаємно розчинних систем TiN-CrN-VN, які утворюються в умовах вакуумно-дугового осадження при температурах $\sim 400 \div 450$ °C.

**ABOUT INCREASE OF RESISTANCE OF
THE TOOL WITH NANOLAYER
 $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ COVERINGS DURING
CUTTING**

**Yu.V. Kunchenko, V.V. Kunchenko,
G.N. Kartmazov**

Results of comparative test of the cutting instruments with nanolayered $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ coatings deposited by cathode-arc technique on the base of commercial alloys of titanium VT1-0 and chromium VX1-17 (with – 1,5 %V), in intercoupling with change of their phase-structured condition, microhardness (H_v), stipulated annealing in the vacuum and on air in the interval of temperatures $300 \div 750$ °C are analyzed. It is shown that relative increasing stability of cutting instrument with nanolayered $n\text{-TiN}_x/\text{CrN}_x$ coatings observed in conditions of increased loads, temperatures, when processing hard-cutting materials is caused by phase hardening under annealing before 500 °C in consequence of the disintegration metastable (non identification) phases, non equilibrium hard solutions on the base of mutually soluble systems TiN-CrN-N, which are formed in conditions vacuum-arc deposition at temperatures $\sim 400 \div 450$ °C.