

## ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti-Al-N-ПОКРЫТИЙ, ОСАЖДАЕМЫХ ИЗ СМЕШАННОГО ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ПОТОКА ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ

*Д.С. Аксёнов, И.И. Аксёнов, А.А. Лучанинов, Е.Н. Решетняк, В.Е. Стрельницкий, Г.Н. Толмачёва, С.А. Юрков*

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

*E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua*

Для получения Ti-Al-N-покрытий использовалась вакуумно-дуговая система с двухканальным T-образным магнитным фильтром. Покрытия осаждались путём смешивания потоков фильтрованной плазмы от двух источников с катодами из алюминия и титана в атмосфере азота. Методами рентгеноструктурного анализа и наноиндентирования исследовано влияние концентрации алюминия в покрытии и потенциала подложки на структуру, твёрдость и модуль упругости получаемых покрытий. Установлено, что в покрытиях с содержанием алюминия от 13 до 47 ат.% формируется кубический нитрид на базе TiN со структурой типа NaCl, увеличение концентрации Al до 71 ат.% приводит к формированию нитрида на базе гексагонального AlN со структурой типа вюрцит. Максимум твёрдости 35 ГПа наблюдается в покрытиях с содержанием алюминия 47 ат.%, полученных при потенциале подложки -100 В. Модуль упругости уменьшается по мере роста концентрации Al и отрицательного потенциала подложки.

### ВВЕДЕНИЕ

Вакуумно-дуговые TiN-покрытия широко используются в инструментальном производстве в качестве защитных износостойких поверхностных слоёв. К настоящему времени режимы обработки материалов значительно ужесточились. В частности, сильно возросли скорости обработки изделий резанием. Вместе с этим возросли и требования, предъявляемые к защитным покрытиям, так как при увеличении скорости обработки растёт и температурная нагрузка на инструмент и, в первую очередь, на защитные покрытия. Этот фактор особенно актуален в случае обработки материалов с низкой теплопроводностью, таких как нержавеющие стали, чугуны и штамповые стали. TiN-покрытия обладают сравнительно невысоким температурным порогом окисления (300...600 °C) [1–6] и поэтому во многих случаях уже не отвечают современным требованиям. В связи с изложенным всё большее внимание исследователей привлекают многокомпонентные покрытия, в том числе на основе TiN. Так, например, покрытия Ti-Al-N обладают повышенной стойкостью к окислению благодаря слою Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, который образуется на поверхности плёнки при повышении температуры. При этом Ti-Al-N-покрытия характеризуются высокими показателями твёрдости (30...35 ГПа), износостойкости и термической стабильности [6–10].

Осаждение композитных покрытий в большинстве случаев производят с использованием системы многокомпонентных катодов. Изготовление таких катодов является трудоёмким и дорогостоящим процессом, поэтому представляет интерес метод одновременного использования нескольких катодов, изготовленных из чистых металлов (например, из титана и алюминия). В этой методике потоки частиц от нескольких источников

смешиваются в один поток, из которого и производится конденсация покрытия. При вакуумно-дуговом осаждении применение фильтров макрочастиц (капельной фазы) позволяет получать более качественные покрытия. Однако не всегда удаётся достичь необходимой степени смешения плазменных потоков, что приводит к сильной неоднородности получаемых покрытий как по составу, так и по толщине (см., к примеру, работу [11]).

В предыдущих работах [12, 13] нами были определены условия, при которых в двухкатодной (Ti и Al) вакуумно-дуговой системе с T-образным фильтром могут быть получены Ti-Al-N-покрытия, характеризующиеся однородным распределением толщины и компонентов на подложках диаметром до 180 мм. Показана возможность осаждения Ti-Al-N-покрытий в широком диапазоне концентраций алюминия. Однако свойства получаемых покрытий оставались неизученными. В настоящей работе исследовались структура и механические характеристики (твёрдость, модуль упругости) Ti-Al-N-покрытий с разным содержанием алюминия. Изучалось также влияние величины отрицательного потенциала, подаваемого на подложку в процессе осаждения, на свойства получаемых покрытий.

### УСЛОВИЯ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Покрытия Ti-Al-N осаждались вакуумно-дуговым методом на установке типа «Булат», укомплектованной двумя источниками плазмы с катодами из титана и алюминия. Смещение потоков плазмы и их фильтрация от макрочастиц производились при помощи двухканального T-образного магнитного фильтра [12–14]. Давление азота в рабочей камере во всех экспериментах оставалось неизменным – на уровне 3 мТорр. Покрытия осаждались на полированные образцы-

подложки из нержавеющей стали ( $H = 5,4$  ГПа,  $E = 200$  ГПа,  $W = \sim 10\%$ ). Толщина полученных покрытий составляла около 2 мкм.

Концентрация алюминия в покрытиях, получаемых при «плавающем» потенциале подложки (-18 В), регулировалась в диапазоне 13...71 ат. % по методике, описанной ранее [13]. Для изучения влияния отрицательного потенциала подложки на структуру и свойства покрытий была получена серия образцов с содержанием алюминия 47 ат. % при разных значениях потенциала: от -18 В («плавающий» потенциал) до -300 В.

Определение элементного состава производилось методом рентгенофлуоресцентного анализа при помощи спектрометра СПРУТ. Расчёт концентрации алюминия ( $C_{Al}$ ) в покрытиях производился по интенсивности характеристических линий Al-K $\alpha$  и Ti-K $\alpha$  без учёта содержания азота. Линии подложки, присутствующие на спектральных кривых, не рассматривались. Концентрация компонентов определялась с поправкой на толщину покрытия. Наличие лёгких элементов (N, C, O) определялось качественно. Примеси C и O в плёнках не были обнаружены.

Рентгеноструктурный анализ производился на дифрактометре ДРОН-3 в фильтрованном излучении Cu-K $\alpha$ . По положению дифракционных линий определялся период решётки выявленных фаз в направлении нормали к поверхности покрытия. Размер областей когерентного рассеяния оценивался по уширению дифракционных линий из соотношения Селякова-Шеррера [15].

Твёрдость ( $H$ ) и модуль упругости ( $E$ ) покрытий определялись методом непрерывного измерения жёсткости при помощи наноиндентора G200 с пирамидой Берковича. Глубина внедрения составляла не более 10 % толщины плёнки. Упругое восстановление ( $W$ ) плёнок рассчитывалось по нагрузочно-разгрузочным кривым.

Толщина покрытий измерялась оптическим интерферометром МИИ-4.

В каждом эксперименте получали три образца с близкими по составу и толщине покрытиями. Концентрация алюминия, толщина, твёрдость и модуль упругости измерялись для каждого из образцов не менее чем в 8 разных местах, после чего полученные данные усреднялись.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены дифракционные кривые Ti-Al-N-покрытий с разным содержанием алюминия, полученные при «плавающем» потенциале подложки. На всех дифрактограммах присутствуют линии кристаллических нитридов, формирующихся в плёнке, и слабые линии подложки. Общий вид кривых дифракции изменяется при изменении элементного состава покрытий. Анализ дифракционных кривых на рис. 1 свидетельствует, что в покрытиях с концентрацией алюминия 13 и 47 ат. % формируется кубический нитрид на базе TiN со структурой типа NaCl. Нитрид характеризуется преимущественной ориентацией кристаллитов плоскостями (100) параллельно

поверхности подложки, о чем свидетельствует очень интенсивное по сравнению с остальными отражение (200). Анализ кривых качания показывает, что в плёнках формируется текстура аксиального типа с осью [100] в направлении нормали к поверхности покрытия. При этом в покрытии с более низким содержанием алюминия текстура выражена сильнее – линия (200) значительно интенсивней, а ширина кривой качания не превышает 12 град.

Расчитанные для этой фазы значения периода кристаллической решётки в направлении нормали к поверхности покрытий ( $a$ ) и средний размер областей когерентного рассеяния ( $L$ ) приведены в табл. 1. Видно, что с увеличением содержания алюминия размер областей когерентного рассеяния уменьшается от 35 до 25 нм. Для покрытия, содержащего 13 ат. % алюминия, период решётки близок к значению, характерному для массивного TiN стехиометрического состава (0,424 нм). С ростом концентрации алюминия в покрытии до 47 ат. % период решётки уменьшается до 0,4184 нм. Уменьшение периода обусловлено образованием твёрдого раствора замещения (Ti, Al)N, где атомы титана в структуре TiN замещаются меньшими по размеру атомами алюминия.

При дальнейшем увеличении концентрации алюминия в покрытии происходит изменение фазового состава. В плёнке с концентрацией алюминия 71 ат. % формируется нитрид на базе гексагонального AlN со структурой типа вюрцит (см. рис. 1). При этом наблюдается значительное ослабление и уширение линий нитрида, что наряду с уменьшением размера областей когерентного рассеяния до 16 нм может свидетельствовать об уменьшении размеров зерна [16].

В плёнке возможно существование и других аморфных или мелкокристаллических фаз, которые рентгенографически не выявляются. Наиболее сильными на дифрактограмме покрытия являются линии (0002) и (10 $\bar{1}$ 2).

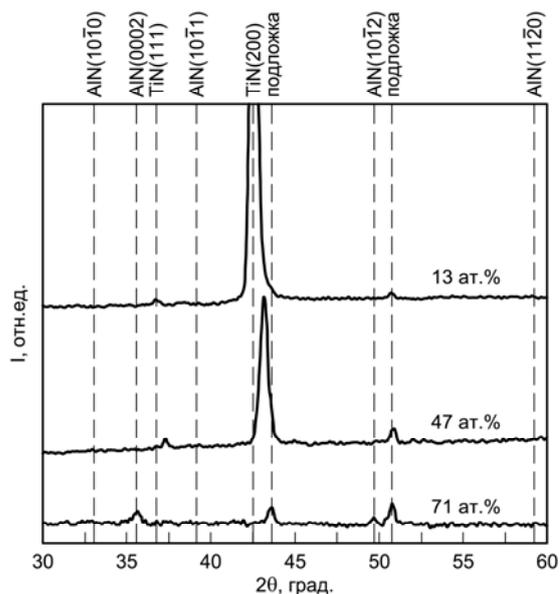


Рис. 1. Участки рентгеновских дифрактограмм Ti-Al-N-покрытий с разной концентрацией алюминия, полученных при «плавающем» потенциале подложки

Характеристики Ti-Al-N-покрытий с разной концентрацией алюминия, полученных при «плавающем» потенциале подложки

$C_{Al}$ , ат. %	Выявленные фазы	$a$ , нм	$c$ , нм	$L$ , нм	Преимущественная ориентация	$H$ , ГПа	$E$ , ГПа	$H^3/E^2$ , ГПа	$W$ , %
13	ГЦК-TiN	0,4248	–	35	(100)	30	458	0,126	43
47	ГЦК-TiN	0,4184	–	25	(100)	32	427	0,186	46
71	ГП-AlN	0,3100	0,5043	16	(0001) и (10 $\bar{1}2$ )	25	289	0,195	48

Отражения (10 $\bar{1}0$ ) и (10 $\bar{1}1$ ) не выявлены, хотя для AlN именно эти отражения должны иметь максимальную интенсивность. Это свидетельствует о наличии преимущественной ориентации кристаллитов AlN плоскостями типа (0001) и (10 $\bar{1}2$ ) параллельно поверхности плёнки. Параметры кристаллической решётки (см. табл. 1) близки к значениям, характерным для массивного AlN ( $a = 0,3111$  нм,  $c = 0,4979$  нм). Несколько завышенные значения параметра  $c$  могут быть связаны как с формированием сжимающих остаточных напряжений, так и с образованием твёрдого раствора атомов титана в решётке AlN.

Полученные результаты согласуются с литературными данными, где показано, что покрытия Ti-Al-N характеризуются кубической структурой TiN с уменьшенным периодом решётки, если концентрация алюминия не превосходит 60...70 ат. % [9, 17–19]. Если концентрация алюминия становится больше этого значения, то покрытия имеют вюрцитную структуру AlN [9, 17–19] с уменьшенным размером зёрен [6, 11, 17].

Влияние состава Ti-Al-N-покрытия на его твёрдость и модуль упругости показано на рис. 2 и в табл. 1. Можно видеть, что увеличение концентрации алюминия от 13 до 47 ат. % не приводит к значительным изменениям исследуемых величин.

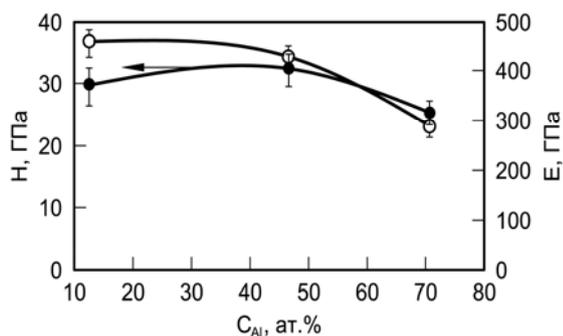


Рис. 2. Влияние концентрации алюминия в покрытиях, полученных при «плавающем» потенциале, на их твёрдость и модуль упругости

Твёрдость повышается от 30 до 32 ГПа, а модуль упругости изменяет своё значение от 458 до 427 ГПа, что может быть связано с уменьшением размеров кристаллитов получаемого покрытия. Дальнейшее увеличение концентрации алюминия в покрытии до 71 ат. % приводит к заметному уменьшению как твёрдости покрытия, так и его модуля до значений 25 и 289 ГПа соответственно. Снижение обусловлено изменением структуры от

кубического TiN к менее твёрдому гексагональному AlN [8].

Важным фактором, который влияет на структуру покрытий, является потенциал подложки. На рис. 3 приведены дифрактограммы покрытий, полученных при разных величинах отрицательного потенциала. Видно, что форма дифракционных кривых для «плавающего» и принудительного потенциалов сильно отличается, несмотря на равное содержание алюминия в покрытиях.

При подаче потенциала -100 и -300 В линии TiN сильно ослабляются, уширяются, смещаются и сильно изменяется соотношение их интенсивностей. Самой сильной линией на дифрактограммах является линия (220). Таким образом, преимущественная ориентация (100), которая характерна для покрытий, полученных при «плавающем» потенциале, изменяется на (110). Результаты определения параметров структуры приведены в табл. 2. Подача отрицательного потенциала приводит к сильному уменьшению размера областей когерентного рассеяния до 6 нм и росту параметра кристаллической решётки нитрида. Это обусловлено увеличением энергии осаждаемых ионов, бомбардирующих поверхность плёнки в процессе её роста.

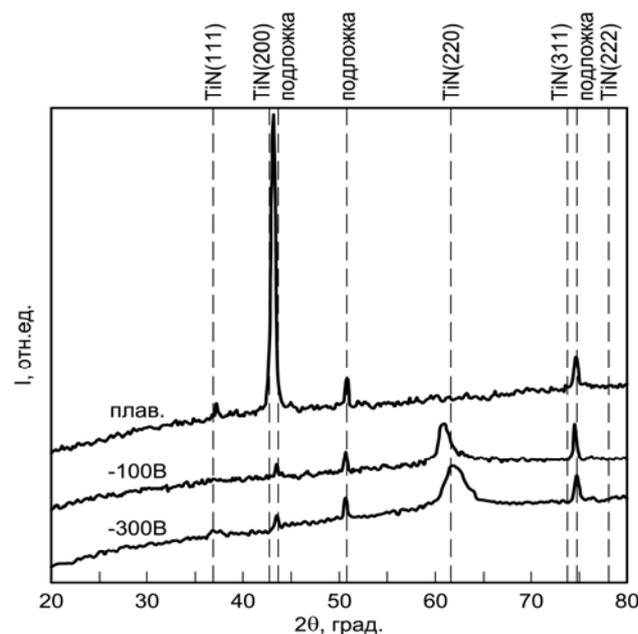


Рис. 3. Участки рентгеновских дифрактограмм Ti-Al-N-покрытий с концентрацией алюминия 47 ат. %, осаждённых при разных потенциалах подложки

Таблица 2

Влияние потенциала подложки ( $U_n$ ) на характеристики Ti-Al-N-покрытий, содержащих 47 ат. % алюминия

$U_n$ , В	Выявленные фазы	$a$ , нм	$L$ , нм	Преимущественная ориентация	$H$ , ГПа	$E$ , ГПа	$H^3/E^2$ , ГПа	$W$ , %
-18 (плав.)	ГЦК-TiN	0,4184	35	(100)	32	427	0,186	46
-100	ГЦК-TiN	0,4290	10	(110)	35	347	0,362	62
-160	–	–	–	–	25	260	0,234	56
-300	ГЦК-TiN	0,4227	6	(110)	12	169	0,056	38

На рис. 4 продемонстрировано влияние величины отрицательного потенциала подложки на твёрдость и модуль упругости осаждаемых покрытий (см. табл. 2). Из рисунка также видно, что при увеличении отрицательного потенциала подложки твёрдость покрытий изменяется немонотонно в интервале 35...12 ГПа, а модуль упругости линейно уменьшается от 427 до 169 ГПа. Известно, что увеличение твёрдости покрытий может быть обусловлено рядом факторов, снижающих подвижность дислокаций: уменьшением размеров кристаллитов, ростом плотности структурных дефектов и формированием высоких сжимающих напряжений, которые являются результатом ионной бомбардировки. Максимальное значение твёрдости в исследованных образцах зафиксировано при потенциале -100 В. В этих покрытиях выявлено максимальное значение периода кристаллической решётки, что может быть связано с максимальным уровнем напряжений. Действительно, в работах [7, 18] показано, что величина этих напряжений зависит от энергии ионов и имеет максимум при потенциале подложки (-75...100) В. Следует отметить, что изменение твёрдости осаждаемых покрытий может быть также связано с изменением размеров зерна. Согласно зависимости Холла-Петча уменьшение размеров зёрен до определённого (критического) значения приводит к снижению подвижности дислокаций, что связано с ростом энергии, необходимой для преодоления ими границы раздела зёрен. Дальнейшее уменьшение зерна приводит к снижению твёрдости покрытия как результат

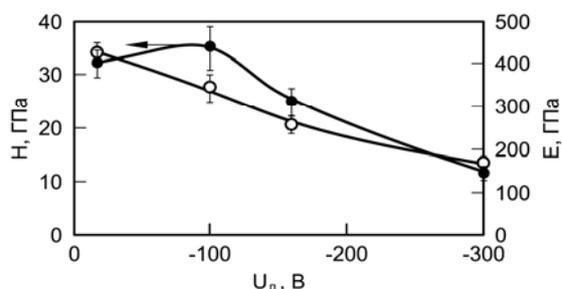


Рис. 4. Влияние потенциала подложки на твёрдость и модуль упругости Ti-Al-N-покрытий с концентрацией алюминия 47 ат. % зернограничного проскальзывания [20].

С точки зрения стойкости к разрушению твёрдость покрытий сама по себе не является

ключевым показателем, так как материалы с высокой твёрдостью и высоким модулем упругости являются хрупкими. Для высоких показателей стойкости к разрушению необходимо сочетание высокой твёрдости и низкого значения модуля упругости, что способствует распределению нагрузки на большую площадь, тем самым снижая вероятность возникновения пластической деформации [20–22] и разрушения. Более того, величины модуля упругости для покрытия и подложки должны быть близкими для уменьшения напряжений на границе их раздела. В рассматриваемой системе образец–подложка величину модуля упругости покрытия желательно понизить до  $\sim 200$  ГПа. Это особенно актуально при значительных колебаниях температуры, как, например, в случае прерывистого резания. Способность материала сопротивляться пластической деформации оценивается соотношением  $H^3/E^2$ , т. е. величина этого параметра характеризует трещиностойкость покрытия [23]. Показатель  $H^3/E^2$  зависит от предела текучести материала покрытия, поэтому увеличение этого параметра должно сопровождаться ростом величины упругого восстановления плёнки [21–23].

На рис. 5 приведены кривые зависимостей параметра сопротивления пластической деформации и упругого восстановления от содержания алюминия в покрытии и от величины отрицательного потенциала подложки в процессе осаждения. Из рисунка видно, что максимальные значения упругого восстановления  $W$  и параметра

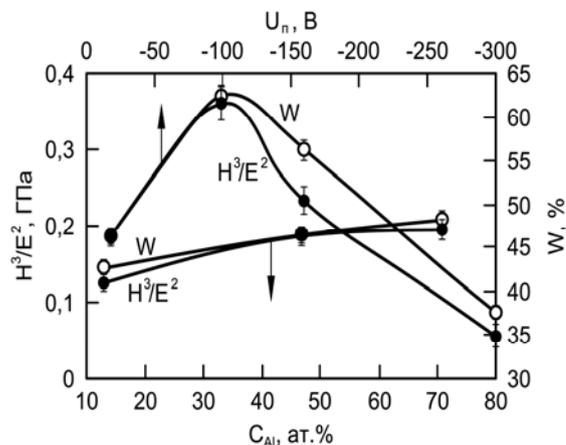


Рис. 5. Зависимости параметра  $H^3/E^2$  от содержания алюминия в покрытиях и от величины потенциала подложки при их осаждении

$H^3/E^2$  достигаются при концентрации алюминия в покрытии 47 ат. % и потенциале подложки -100 В.

Коэффициент корреляции  $R$  для величин  $W$  и  $H^3/E^2$  имеет значение, очень близкое к единице: для случая, рассматриваемого в данной работе и рассчитанного по данным работы [23], он равен 0,99. Это свидетельствует о линейной зависимости между этими величинами. Поэтому оценку стойкости покрытий к разрушению в данном случае можно производить как по величине  $W$ , так и с помощью параметра  $H^3/E^2$ .

Однако следует отметить, что в случае линейной зависимости между этими величинами параметр  $H^3/E^2$  должен иметь некое максимально возможное значение при величине упругого восстановления, равной 100 % (для рассматриваемого случая это ~ 0,77 ГПа). Возможно также, что такая корреляция величин  $W$  и  $H^3/E^2$  справедлива только для исследованного диапазона, а за его пределами может наблюдаться отклонение от линейности.

### ВЫВОДЫ

Путём смещения потоков титановой и алюминиевой плазмы в атмосфере азота с использованием двухкатодной вакуумно-дуговой системы с Т-образным магнитным фильтром получены твёрдые Ti-Al-N-покрытия. Установлено, что в покрытиях с содержанием алюминия до 47 ат. % формируется твёрдый раствор алюминия в кубической решётке TiN (структурный тип NaCl). Покрытия характеризуются текстурой аксиального типа с осью [100] в направлении нормали к поверхности, средним размером областей когерентного рассеяния 25...35 нм и твёрдостью 29 ГПа. Увеличение содержания алюминия в покрытии до 71 ат. % приводит к формированию нитрида на базе гексагонального AlN (структурный тип – вюрцит), что вызывает снижение твёрдости до 25 ГПа.

Показано, что структура и свойства покрытий, содержащих 47 ат. % алюминия, зависят от величины отрицательного потенциала на подложке. При повышении потенциала в интервале от -18 до -300 В наблюдается изменение преимущественной ориентации кристаллитов, значительное уменьшение размера областей когерентного рассеяния (до 6 нм) и немонотонное изменение твёрдости. Максимальные значение твёрдости 35 ГПа и параметра  $H^3/E^2 \approx 0,36$  ГПа, характеризующего способность покрытия сопротивляться пластической деформации, достигаются при потенциале подложки, равном -100 В.

### ЛИТЕРАТУРА

1. A. Flink, T. Larsson, J. Sjölen, L. Karlsson, L. Hultman. Influence of Si on the microstructure of arc evaporated (Ti, Si)N thin films; evidence for cubic solid solutions and their thermal stability // *Thin Solid Films*. 2005, v.200, p.1535–1542.
2. J.G. Han, J.S. Yoon, H.J. Kim, K. Song. High temperature wear resistance of (TiAl)N films synthesized by cathodic arc plasma deposition // *Surf. Coat. Technol.* 1996, v. 86–87, p.82–87.
3. M. Wittmer, J. Noser, H. Melchior. Oxidation kinetics of TiN thin films // *J. Appl. Phys.* 1981, v.52(11), p.6659–6664.
4. Y.C. Chim, X.Z. Ding, X.T. Zeng, S. Zhang. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating cathode arc // *Thin Solid Films*. 2009, v.517, p.4845–4849.
5. L. Soriano, M. Abbate, H. Pen, M.T. Szyzyk, J.C. Fuggle. The interaction of N with Ti and the oxidation of TiN studied by soft X-ray absorption spectroscopy // *J. Electron Spectrosc. Relat. Phenom.* 1993, v.62, p.197–206.
6. S. PalDey, S.C. Deevi. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti, Al)N: a review. // *Mater. Sci. Eng.* 2003, v. A342, p.58–79.
7. A. Anders. *Cathodic Arcs: From Fractal Spots to Energetic Condensation*. New York, Springer, 2008, 542 p.
8. A. Hörling, L. Hultman, M. Odén, J. Sjölen, L. Karlsson. Mechanical properties and machining performance of Ti<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>N-coated cutting tools // *Surf. Coat. Technol.* 2005, v.191, p.384–392.
9. E.K. Tentardini, C. Aguzzoli, M. Castro, A.O. Kunrath, J.J. Moore, C. Kwietniewski, I.J.R. Baumvol. Reactivity between aluminum and (Ti,Al)N coatings for casting dies // *Thin Solid Films*. 2008, v. 516, p.3062–3069.
10. M. Hagarová, O. Bláhová, J. Savková. Structure and properties of PVD coatings deposited by ARC and LARC technology // *Acta Metallurgica Slovaca*. 2009, v.15, N 4, p.221–227.
11. T. Mashiki, H. Hikosaka, H. Tanoue, H. Takikawa, et al. TiAlN film preparation by Y-shape filtered-arc-deposition system // *Thin Solid Films*. 2008, v.516, p.6650–6654.
12. D.S. Aksyonov, I.I. Aksenov, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nikij. Deposition of Ti-Al-N Coatings Using Two-Channel T-Shaped Magnetic Filter // *Proc. of XXIVth ISDEIV, Braunschweig, Germany, 2010*, p.494–496.
13. Д.С. Аксёнов, И.И. Аксёнов, А.А. Лучанинов, Е.Н. Решетняк, В.Е. Стрельницкий. Регулировка состава Ti-Al-N-покрытий, осаждаемых с применением двухканального вакуумно-дугового источника фильтрованной плазмы // *Физическая инженерия поверхности*. 2010, т.8, №4, с.307–313.
14. I.I. Aksenov, D.S. Aksyonov, V.V. Vasilyev, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nikij. Two-Cathode Filtered Vacuum Arc Plasma Source // *IEEE Trans. Plasma Sci.* 2009, v.37, iss.8, p.1511–1516.
15. С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ*. М.: МИСИС, 1994, 328 с.
16. K. Bobzin, E. Lugscheider, M. Maes, P. Immich, S. Bolz. Grain size evaluation of pulsed TiAlN nanocomposite coatings for cutting tools // *Thin Solid Films*. 2007, v.515, p. 3681–3684.
17. H. Hasegawa, T. Suzuki. Effects of second metal contents on microstructure and micro-hardness of

- ternary nitride films synthesized by cathodic arc method // *Surf. Coat. Technol.* 2004, v.188–189, p. 234–240.
18. P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, L. Hultman, H. Clemens. Microstructural design of hard coatings // *Prog. Mater. Sci.* 2006, v.51, p.1032–1114.
  19. C.H. Hsu, C.C. Lee, W.Yu. Ho. Filter effects on the wear and corrosion behaviors of arc deposited (Ti, Al)N coatings for application on cold-work tool steel // *Thin Solid Films.* 2008, v. 516, p.4826–4832.
  20. J. Musil. Hard nanostructured and nanocomposite thin films // *Proc. of the 3rd MIICS.* Mikkeli, Finland, 2006.
  21. T.Y. Tsui, G.M. Pharr, W.C. Oliver, C.S. Bhatia, R.L. White, S. Anders, A. Anders, I.G. Brown. Nanoindentation and nanoscratching of hard carbon coatings for magnetic disks // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 1995, v.383, p.447–452.
  22. D. Galvan, Y.T. Pei, J.Th.M. De Hosson. Deformation and failure mechanism of nano-composite coatings under nanoindentation // *Surf. Coat. Technol.* 2006, v.200, p.6718–6726.
  23. J. Musil, M. Jirout. Toughness of hard nanostructured ceramic thin films // *Surf. Coat. Technol.* 2007, v.201, p.5148–5152.

*Статья поступила в редакцию 18.05.2011 г.*

## **ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ Ti-Al-N-ПОКРИТТІВ, ЯКІ ОСАДЖУВАЛИСЬ ІЗ ЗМІШАНОГО ДВОКОМПОНЕНТНОГО ПОТОКУ ВАКУУМНО-ДУГОВОЇ ПЛАЗМИ**

*Д.С. Аксьонов, І.І. Аксьонов, О.А. Лучанінов, О.М. Решетняк, В.Є. Стрельницький,  
Г.М. Толмачьова, С.О. Юрков*

Для отримання Ti-Al-N-покриттів було використано вакуумно-дугову систему з двоканальним T-подібним магнітним фільтром. Покриття осаджувались в атмосфері азоту шляхом змішування потоків фільтрованої плазми від двох джерел із катодами, які було виготовлено з алюмінію та титану. Методами рентгеноструктурного аналізу та наноіндентування було встановлено вплив концентрації алюмінію в покритті та потенціалу підкладки на структуру, твердість та модуль пружності отриманих покриттів. Встановлено, що в покриттях із вмістом алюмінію від 13 до 47 ат. % формується кубічний нітрид на базі TiN зі структурою типу NaCl, збільшення концентрації Al до 71 ат. % призводить до формування нітриду на базі гексагонального AlN із структурою типу вюрцит. Максимум твердості 35 ГПа спостерігається в покриттях із вмістом алюмінію 47 ат. %, які отримано при потенціалі підкладки -100 В. Модуль пружності зменшується одночасно із зростанням концентрації Al та негативного потенціалу підкладки.

## **PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF Ti-Al-N FILMS, DEPOSITED FROM MIXED TWO-COMPONENT VACUUM ARC PLASMA STREAM**

*D.S. Aksyonov, I.I. Aksenov, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nitskij,  
G.N. Tolmachyova, S.A. Yurkov*

Ti-Al-N films were obtained by vacuum arc system equipped with two-channel T-shaped magnetic filter. The films were deposited by mixing of filtered plasma streams from two sources with cathodes made of aluminium and titanium in nitrogen environment. An influence of aluminium concentration and substrate bias on structure, hardness and elastic modulus of deposited films was studied by X-ray diffraction analysis and nanoindentation techniques. It was found that coatings with aluminium content in range from 13 to 47 at. % are characterized by cubic nitride based on TiN with NaCl structure. An increase of Al content to 71 at. % leads to the formation of hexagonal AlN-based nitride with wurtzite-like structure. Maximum hardness of 35 GPa is observed in films with 47 at. % aluminium concentration and -100 V substrate bias. Elastic modulus falls off along with increase of Al content and negative substrate bias.