

## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХТВЁРДЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА

**Г.Н. Толмачёва, А.С. Куприн**

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”  
Украина*

Поступила в редакцию 25.05.2011

В данной работе исследованы механические свойства массивного нитрида титана и многокомпонентных покрытий (TiAl)N, (TiAlMg)N, (TiAlMo)N методом наноиндентирования. Показано, что нанотвёрдость массивного нитрида титана составляет 29,5 ГПа, покрытий (TiAl)N – 34 – 38 ГПа, (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N достигает 45 ГПа и (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N – 47-50 ГПа. Выдержка на воздухе в течение 70 дней приводит к незначительному снижению твердости покрытий. Данные покрытия обладают высокой термической стабильностью и сохраняют высокие значения твердости после вакуумного отжига в течение 3 часов при температурах 1000 °С для (TiAl)N, (TiAlMg)N и при 1200 °С для (TiAlMo)N.

**Ключевые слова:** вакуумная дуга, нитрид титана, многокомпонентные покрытия, метод наноиндентирования, нанотвёрдость, предел текучести, вакуумный отжиг.

В роботі були досліджені механічні властивості масивного нітриду титана та багатокомпонентних покриттів (TiAl)N, (TiAlMg)N, (TiAlMo)N методом наноіндентування. Показано, що нанотвердість масивного нітриду титана складає 29,5 ГПа, покриттів (TiAl)N – 34-38 ГПа, (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N дорівнює 45 ГПа та (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N – 47 – 50 ГПа. Витримка у повітрі на протязі 70 діб призводить до незначного зниження твердості покриттів. Ці покриття мають високу термічну стабільність та зберігають високі значення твердості після вакуумного відпалу на протязі 3 годин при температурах 1000 С для (TiAl)N, (TiAlMg)N та при 1200 °С для (TiAlMo)N.

**Ключові слова:** вакуумна дуга, нітрид титану, багатокомпонентні покриття, метод наноіндентування, нанотвердість, границя текучості, вакуумний відпал.

In the given work mechanical properties of bulk titanium nitride and multicomponent coatings (TiAl)N, (TiAlMg)N, (TiAlMo)N by a nanoindentation method are investigated. It is shown that nanohardness of bulk titanium nitride makes 29,5 GPa, coatings (TiAl)N – 34 – 38 GPa, (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N reaches 45 GPa and (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N – 47 – 50 GPa. The endurance on air within 70 days leads to insignificant decrease in hardness of coatings. The given coatings possess high thermal stability and keep high values of hardness after vacuum annealing within 3 hours at temperatures 1000 °C for (TiAl)N, (TiAlMg)N and at 1200 °C for (TiAlMo)N.

**Keywords:** vacuum arc, titanium nitride, multicomponent coatings, nanoindentation method, yield point, vacuum annealing.

### ВВЕДЕНИЕ

Для последних лет основным направлением в области разработки и получения новых материалов, характерно создание наноструктурных многокомпонентных покрытий, обладающих уникальным сочетанием свойств, принципиально отличающихся от свойств материалов, получаемых традиционными методами. Применение таких материалов в качестве защитных покрытий позволяет существенно повысить поверхностную прочность, износостойкость, жаростойкость, коррозионную стойкость и как следствие, экс-

плуатационный ресурс работы конструкционных материалов. Однако многие исследователи отмечают, что данные покрытия не всегда обладают высокой термической стабильностью, которая является важным фактором для долговечности изделий, работающих при высоких температурах [1]. Известно, что существует несколько путей увеличения твёрдости покрытий синтезируемых плазменными и лучевыми методами: интенсивная бомбардировка ускоренными ионами (от 100 эВ до нескольких десятков кэВ) растущей плёнки, которая создаёт высокие внутренние

сжимающие напряжения и синтез многокомпонентных систем с сильными внутренними связями [2]. В первом случае со временем или при воздействии высокой температуры происходит релаксация внутренних напряжений, что приводит к уменьшению твёрдости, а во втором сверхтвёрдое состояние зависит от концентрации элементов, структурно-фазового состава, размеров кристаллитов и т.д., но под влиянием температуры в них могут происходить фазовые превращения вызывающие изменение твёрдости. Поэтому вакуумный отжиг является удобным средством для выяснения природы сверхтвёрдости плёнок, получаемых различными ионно-плазменными технологиями.

Анализ механических свойств тонких покрытий требует применения современных методик и оборудования, позволяющих работать на субмикронном и нанометровом уровне. Для этих целей широко используется метод наноиндентирования с автоматической записью диаграммы нагружения индентора [3]. Анализ таких диаграмм в рамках соответствующей модели (общепризнанной является модель Оливера и Фара [4]) дает всю необходимую информацию о поведении материала под индентором. Следует отметить, что это единственный на сегодня метод, позволяющий с достаточно высокой точностью определить твердость и модуль упругости пленки, исключив влияние подложки на получаемые результаты [5].

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В данной работе был использован вакуумно-дуговой метод нанесения покрытий на установке “Булат” с системой формирования радиальных потоков фильтрованной плазмы [6, 7]. Установка включает систему двух направленных навстречу друг другу эрозионных дуговых источников плазмы с цилиндрическими анодами-плазмододами и размещёнными на них фокусирующими соленоидами. Прямое попадание макрочастиц исключается взаимным расположением катодов, анодов и подложкодержателя, обеспечивающим отсутствие прямой видимости катод-подложка. Транспортировка плазменных потоков от катодов к подложке осуществляется в скрещен-

ных электрических и магнитных полях путём преобразования аксиальных потоков в радиальные. Образцы из полированной нержавеющей стали и меди располагались ниже оси системы ( $R = 175$  мм), вдоль зазора между торцами источников плазмы. Для нанесения покрытий были использованы катоды из Mg, Mo,  $Ti_{90}Al_{10}$  и  $Ti_{64}Al_{36}$ . Токи дугового разряда для каждого из катодов поддерживались на уровне 60, 105 и 90 А, соответственно. Покрытия системы (TiAl)N получали из сплавных катодов  $Ti_{90}Al_{10}$  и  $Ti_{64}Al_{36}$ , а для покрытий легированных Mg или Mo в одном из экспериментов использовались Mg и  $Ti_{90}Al_{10}$  катоды, а в другом – Mo и  $Ti_{90}Al_{10}$ . При осаждении плёнок (TiAl)N, (TiAlMg)N и (TiAlMo)N рабочее давление азота  $P = 9,3 \cdot 10^{-2}$  Па, потенциал смещения на подложке  $U = -200$  В. Скорость осаждения покрытий составляла  $v \approx 2$  мкм/ч. Концентрацию элементов в покрытии измеряли рентгенофлуоресцентным методом с помощью прибора “Спрут”. Измерение нанотвёрдости проводили с помощью наноиндентера Nanoindenter G200 производства США, с использованием алмазной трехгранной пирамидки Берковича. Измерения образцов проводили до глубины 200 нм. Отпечатки наносились на расстоянии 15 мкм друг от друга. На каждом образце проводилось по 10 измерений, затем результаты усредняли. Наиболее распространенным методом анализа данных при наноиндентировании является метод Оливера и Фара, позволяющий находить твердость и модуль упругости образца без измерения его размеров прямыми методами. Однако существенным недостатком классического метода Оливера и Фара является то, что по результатам испытаний находится твердость  $H$  и модуль упругости  $E$  образца только при максимальной нагрузке на индентор, что не всегда удобно и часто требует длительных и продолжительных испытаний. Мы проводили испытания, используя модуль непрерывного контроля жесткости CSM (continuous stiffness measurement), с непрерывной записью кривой нагружения и разгрузки [8]. Он заключается в наложении на медленно меняющуюся испытательную нагрузку гармонического возмущения  $F = F_0 \sin \omega_0 t$  малой амплитуды и измерении с

помощью синхродетектора амплитуды и фазы смещения индентора на частоте  $\omega_0$  (обычно от единиц до десятков  $H_2$ ). Следствием такой модуляции на кривой внедрения индентора периодически появляются участки кратковременного снижения нагрузки (рис. 1). В результате получается непрерывная зависимость твердости и модуля упругости образца от глубины внедрения индентора по результатам одного испытания. При этом скорость деформации в контакте остается постоянной.

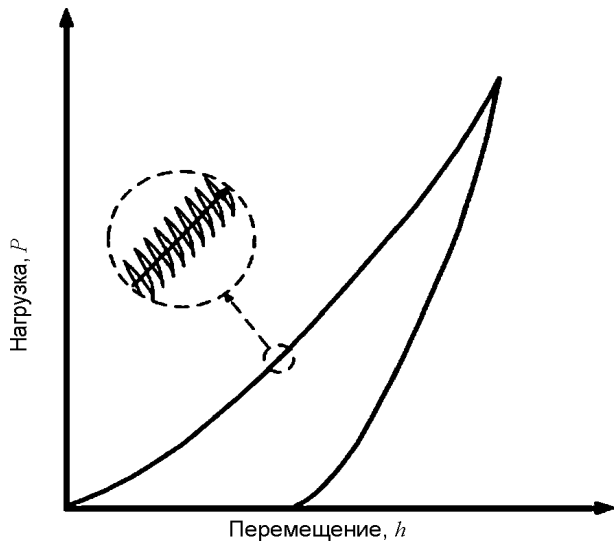


Рис. 1. Схематическое изображение диаграммы внедрения индентора, получаемое при наноиндентировании [8].

Измерение нанотвёрдости покрытий проводили непосредственно после осаждения, после выдержки на воздухе в течение 70 дней, а также после вакуумного отжига при температуре 1000 °С и при 1200 °С в течение 3 часов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

### СОСТАВ ОБРАЗЦОВ

Образец массивного TiN получали горячим спеканием микронного (3 – 6 мкм) порошка нитрида титана производства Донецкого завода Химреактивов при температуре 1900 °С в течение 1 часа. При спекании размер зерна увеличился. (до 30 мкм). Рентгенофлуоресцентный анализ показал, что TiN имеет стехиометрический состав. Результаты анализа тонких пленок приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состав исследуемых тонких пленок определенный рентгенофлуоресцентным методом

Покрытие	Концентрация элементов, вес. %			
	Ti	Al	Mo	Mg
TiAlN	0,9	0,1	–	–
	0,45	0,55	–	–
TiAlMgN	0,88	0,06	–	0,06
TiAlMoN	0,92	0,07	0,01	–

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛА TiN НА НАНОУРОВНЕ

Чтобы выявить особенности механических свойств покрытий сначала были исследованы механическое поведение и механические свойства массивного монокристалла TiN стехиометрического состава. Диаграмма внедрения индентора для монокристалла TiN приведена на рис. 2а. В результате проведенных испытаний было получено, что твердость монокристалла TiN равна 25,9 ГПа (рис. 2б), что хорошо совпадает с литературными данными [9], а модуль упругости 468 ГПа, что немного выше указанных в литературе данных (440 ГПа).

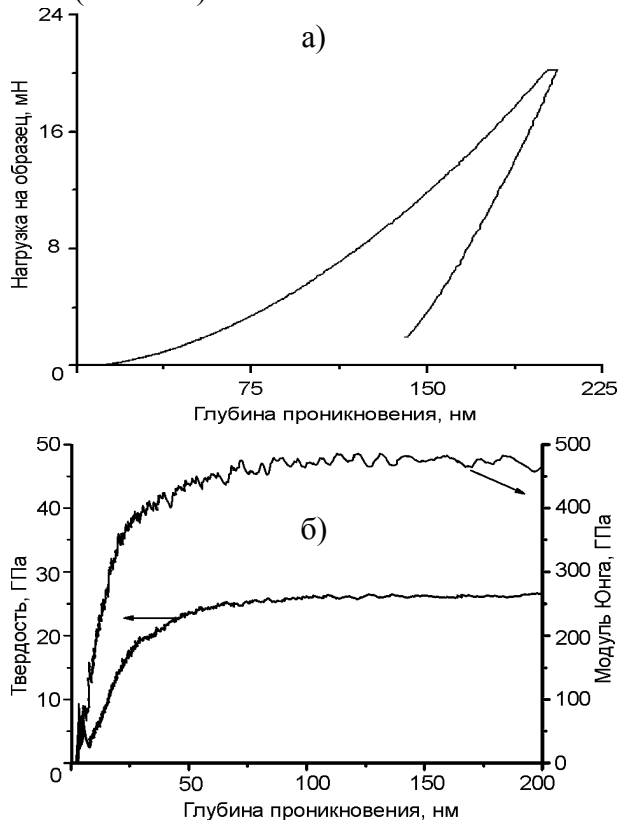


Рис. 2. Диаграмма внедрения индентора Берковича (а) и зависимость твердости и модуля от глубины проникновения (б) для монокристалла TiN.

На полученной зависимости нанотвердости от глубины четко выделяются несколько участков. На первом участке от 0 до 30 нм наблюдается быстрый рост давления в отпечатке до 20 ГПа. Рост давления на этом участке вызван тем обстоятельством, что индентор Берковича не является идеально острым. При вершине индентора есть притупление в форме сферы (в нашем случае с радиусом ~230 нм по данным атомно-силовой микроскопии). Сферическое притупление и вызывает образование начального упругого участка. На втором участке от 30 до 60 нм наблюдается четкий упруго-пластический переход, связанный с тем, что постепенно при росте глубины проникновения индентора доля сферической вершины в контакте уменьшается и начинает переход к пирамидальному индентору. Такой плавный упругопластический переход наблюдается при гетерогенном зарождении дислокаций в контакте (размножение уже существующих дислокаций) [10]. Пластическое течение в образце начинается только с глубины около 60 нм, когда индентирование проводится уже однозначно пирамидой. С этой глубины становится возможным контроль твердости. Таким образом, перегиб на кривой зависимости твердости от перемещения соответствует переходу от упругой к упруго-пластической деформации в отпечатке. Следовательно, максимальные сдвиговые напряжения в точке перегиба характеризуют предел текучести TiN при локализации деформации на наноуровне. Как уже отмечалось, форма вершины индентора в диапазоне глубин от 0 до 30 нм близка к сферической с радиусом около 230 нм. Поэтому мы применяли решение задачи об упругом контакте сферы с полупространством (задача Герца) для анализа упругого участка на рис. 2б. Для сферического индентора максимальное контактное давление  $p_{max}$  и среднее контактное давление  $p_{mean}$  (твердость по Мейеру) равны, соответственно [11]:

$$p_{max} = \left( \frac{6PE_r}{\pi^3 R^2} \right); \quad p_{mean} = \frac{2}{3} p_{max}, \quad (1)$$

где:  $E_r$  – приведенный модуль упругости,  $R$  – радиус сферического затупления в вершине индентора Берковича. Максимальные сдвиговые напряжения в контакте равны [12]:

$$\tau_{max} = \frac{1}{2} |\sigma_1 - \sigma_3|, \quad (2)$$

где:  $\sigma_1$  и  $\sigma_3$  – главные напряжения. Величина  $\tau_{max}$  достигает наибольшего значения ( $\tau_{crit}$ ) прямо под центром контакта ( $r = 0$ ) на расстоянии равном 0,48 радиуса контакта  $a$  под поверхностью образца [11]:

$$\tau_{crit} = [0,61 - 0,23(1 + S)] p_{max} \approx 0,31 p_{max} \approx 0,47 p_{mean}. \quad (3)$$

Для сферического индентора глубина упругого контакта  $h_c$  равна половине перемещения  $h$ . Упруго-пластический переход в нитриде титана начинается при глубине отпечатка около 15 нм (перемещение равно 30 нм) при среднем контактном давлении в отпечатке равном ~13 ГПа (рис. 2б). Отсюда максимальные сдвиговые напряжения в момент начала упругопластического перехода равны 6,5 ГПа. Это соответствует пределу текучести TiN на наноуровне.

### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ TiAlN НА НАНОУРОВНЕ

Для выявления влияния легирования другими элементами нитрида титана нами были исследованы покрытия системы (TiAl)N с двумя различными концентрациями алюминия.

На рис. 3 показана нанотвёрдость покрытий до и после вакуумного отжига при температуре 1000 °С в течение 3 часов.

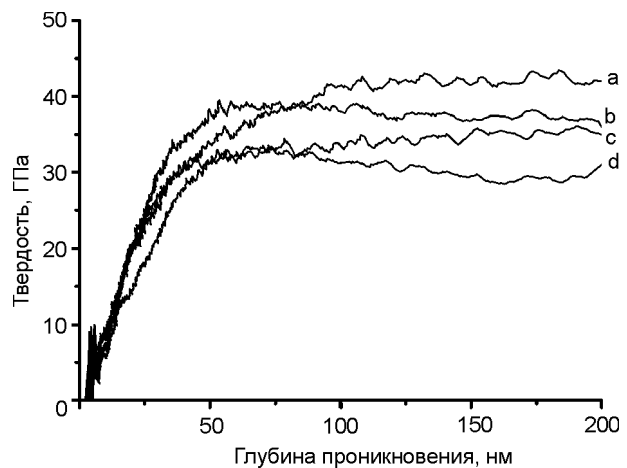


Рис. 3. Нанотвёрдость покрытия (Ti<sub>0,90</sub>Al<sub>0,1</sub>)N (а, б) и (Ti<sub>0,45</sub>Al<sub>0,55</sub>)N (в, г) в зависимости от глубины внедрения индентора: а, в после осаждения; б, г после вакуумного отжига соответственно.

Из рис. 3 видно, что покрытие с меньшей концентрацией алюминия ~10 вес.% обладает более высокой твёрдостью как до, так и

после вакуумного отжига, чем покрытие с концентрацией Al  $\approx$  55 вес.%, что обусловлено их различным структурным состоянием [13].

Предел текучести данных покрытий совпадает и соответствует 9,4 ГПа.

### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$ И $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$ НА НАНОУРОВНЕ

На рис. 4 и рис. 5 приведены результаты полученных значений твердости с глубиной внедрения индентора в материал для покрытия  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  и  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$  соответственно.

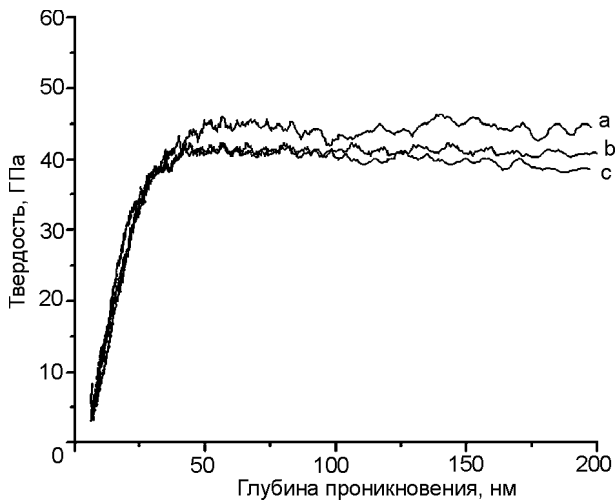


Рис. 4 Нанотвёрдость покрытия  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  в зависимости от глубины внедрения индентора: а) — после осаждения; б) — после выдержки на воздухе в течение 70 дней; в) — после вакуумного отжига при температуре  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 часов.

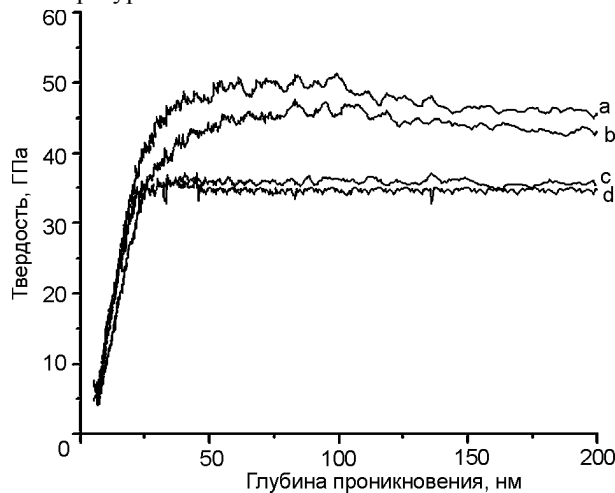


Рис. 5. Нанотвёрдость покрытия  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$  в зависимости от глубины внедрения индентора: а) — после осаждения; б) — после выдержки на воздухе в течение 70 дней; в) — после вакуумного отжига при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 часов; д) — после вакуумного отжига при  $1200\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 часов.

Из графиков видно (кривые а на рис. 4 и 5), что непосредственно после осаждения покрытию  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  соответствует твердость 45 ГПа, а  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$  — 47 – 50 ГПа, причем твердость практически не зависит от глубины проникновения, что свидетельствует о том, что глубина для оценки механических свойств пленок выбрана верно, и подложка не влияет на получаемые характеристики пленки. Высокие значения нанотвёрдости могут быть обусловлены как наноразмерной структурой, так и высокими внутренними напряжениями в покрытии или обоими факторами. Для определения стабильности покрытий во времени они выдерживались на воздухе при комнатной температуре в течение 70 дней, и проводились повторные испытания (кривые б на рис. 4 и 5). Некоторое уменьшение нанотвёрдости покрытий до 42 ГПа для  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  и до 45 ГПа для  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$ , может свидетельствовать о релаксации со временем высоких внутренних напряжений, вызванных интенсивной ионной бомбардировкой во время роста плёнки.

Для определения термической стабильности покрытий были проведены измерения нанотвёрдости после вакуумного отжига при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 часов (кривые в на рис. 4 и 5). Для покрытия  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  характерно минимальное снижение твёрдости с 42 ГПа до 40 ГПа, а покрытие  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$  до 35 ГПа, т.е. сохранились показатели сверхтвёрдости, что может быть связано с сохранением наноструктурного состояния многокомпонентных покрытий. Нанотвёрдость покрытия  $(\text{Ti}_{0,92}\text{Al}_{0,07}\text{Mo}_{0,01})\text{N}$  после вакуумного отжига ( $P = 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па) при  $T = 1200\text{ }^\circ\text{C}$  в течение трёх часов (кривая д рис. 5) практически не снизилась и осталась на уровне 34 ГПа, а покрытие  $(\text{Ti}_{0,88}\text{Al}_{0,06}\text{Mg}_{0,06})\text{N}$  растрескалось и частично отслоилось.

Часто для характеристики механических свойств пленки используют отношение  $H/E$  — упругая деформация разрушения, характеризует способность материала сопротивляться изменению размеров и формы в процессе деформации [14]. По высоким значениям этого параметра можно судить о повышенной износостойкости. Эта закономер-

ность была подтверждена теоретически и экспериментально на примере многих материалов. Другой параметр  $H^3/E^2$  – характеризует сопротивление материала пластической деформации [15].

В табл. 2 приведены основные механические характеристики исследуемых образцов, полученные из анализа соответствующих диаграмм нагружения.

водит к улучшению механических характеристик и увеличению термической стабильности. Для покрытия с добавками магния и алюминия сверхвысокая твёрдость (>40 ГПа) сохранилась до температуры 1000 °С, но при 1200 °С наблюдалось его разрушение, а для покрытия с добавками алюминия и молибдена высокая твёрдость осталась до 1200 °С.

Полученные результаты измерений нанотвёрдости свидетельствуют о высокой терми-

Таблица 2

Механические свойства образцов, полученные методом наноиндентирования

Материал	$E$ , ГПа	$H$ , ГПа	$H/E$	$H^3/E^2$ , ГПа	Упругое восстановление, %
TiN-массив	468	25,9	0,05	0,08	37
Ti <sub>45</sub> Al <sub>55</sub> N	423	34	0,08	0,21	46
Ti <sub>90</sub> Al <sub>10</sub> N	453	38	0,08	0,26	50
TiAlMoN	483	48	0,1	0,47	55
TiAlMgN	550	45	0,08	0,3	50

Как видно из табл. 2 все покрытия имеют значения  $H/E$  и  $H^3/E^2$  выше, чем у массивного нитрида титана. Покрытия тройных систем TiAlMoN и TiAlMgN превосходят по величине данных соотношений двойные системы TiAlN. Предел текучести на наноуровне для покрытия (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N как для исходного, так и для отожженного совпадает и соответствует 11,7 ГПа. Для исходного покрытия (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N предел текучести равен 14,1 ГПа, что немного выше предела текучести для (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N. Но после выдержки на воздухе его значение снизилось до 11,7 ГПа, а после отжига, значение предела текучести покрытия (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N приблизилось к значениям соответствующего параметра для TiN (6,5 ГПа).

## ВЫВОДЫ

Используя метод наноиндентирования, были определены механические свойства массивного нитрида титана, плёночных двойных систем Ti<sub>45</sub>Al<sub>55</sub>N и Ti<sub>90</sub>Al<sub>10</sub>N, а также тройных систем (Ti<sub>0,88</sub>Al<sub>0,06</sub>Mg<sub>0,06</sub>)N, (Ti<sub>0,92</sub>Al<sub>0,07</sub>Mo<sub>0,01</sub>)N. Показано, что все покрытия по механическим характеристикам превосходят массивный нитрид титана. Дополнительное легирование системы (TiAl)N магнием и молибденом при-

ческой стабильности многокомпонентных покрытий и являются косвенным подтверждением наноразмерной структуры покрытий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Mayrhofer P., Mitterer C., Hultman L., Clemens H. Microstructural design of hard coatings//Progress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51. – P. 1032-1114.
2. Veprek S., Veprek-Heijman M.G.J., Karvankova P., Prochazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites a review //Thin Solid Films.– 2005. – Vol. 476. – P. 1-29.
3. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. – М.: Машиностроение, 2009.
4. Oliver W.C., Pharr G.M., An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments//J. Mater. Res. – 1992.– Vol. 7, No. 6. – P. 1564-1583.
5. Дуб С.Н. Испытания тонких плёнок на нанотвёрдость//Харьковская научная ассамблея ISTFE-15. Методы описания свойств. – С. 343-349.
6. Аксёнов И.И. Формирование радиальных потоков сепарированной эрозивной плазмы вакуумной дуги//ВАНТ. Сер.: ФПП и РМ. – 2001. – № 4 (80). – С. 90-96.
7. Аксёнов И.И., Заднепровский Ю.А., Куприн А.С., Ломино Н.С., Овчаренко В.Д.,

- Соболь О.В. Осаждение наноструктурных покрытий из двухкомпонентных потоков фильтрованной вакуумно-дуговой плазмы//В сб. мат. Харьковская наноструктурная Ассамблея. – 2006. – С. 197-199.
8. Oliver W., Pharr G. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology//J. Mater. Res. – 2004. – Vol. 19, № 1. – P. 3-20.
  9. Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. – К.: Наукова думка, 1982.
  10. Дуб С.Н., Бражкин В.В., Новиков Н.В., Толмачева Г.Н., Литвин П.М., Литягина Л.М., Дюжева Т.И. Сравнительные исследования механических свойств монокристаллов стishовита и сапфира методом наноиндентирования//Сверхтвердые материалы. – 2010. – № 6, – С. 55-67.
  11. Дуб С.Н., Шмегера С.В., Толмачева Г.Н. Измерение предела текучести материалов при наноиндентировании//Мат. 51<sup>я</sup> междунар. конф. “Актуальные проблемы прочности” (Харьков). – 2011. – С. 155.
  12. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. — М.: Мир, 1989. – 510 с.
  13. PalDey S., Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N:areview// Mat. Scien. and Engineering A342. – 2003. – P. 58-79.
  14. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П., Мамека Н.А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования//Методы анализа и испытаний материалов. Материаловедение. – 2007. – С. 26-31.
  15. Veprek S. The search for novel superhard material//J. Vac. Sci. Tech. – 1999. – Vol. 17, No. 5. – P. 2401-2420.
  4. Oliver W.C., Pharr G.M., An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments//J. Mater. Res. – 1992.– Vol. 7, No. 6. – P. 1564-1583.
  5. Dub S.N. Ispytaniya tonkikh plenok na nanotverdost//Kharkovskaya nauch. assamb. ISTFE-15. Metody opisaniya svoystv. – S. 343-349.
  6. Aksenov I.I. Formirovaniye radialnykh potokov separirovannoy erozionnoy plazmy vakuumnoy dugi//VANT. Ser.: FRP i RM. – 2001. – № 4 (80). – S. 90-96.
  7. Aksenov I.I., Zadneprovskiy Yu.A., Kuprin A.S., Lomino N.S., Ovcharenko V.D., Sobol O.V. Osazhdeniye nanostrukturnykh pokrytiy iz dvukhkomponentnykh potokov filtrovannoy vakuumno-dugovoy plazmy//V sb. mat. Kharkovskaya nanostrukturnaya Assambleya. – 2006. – S. 197-199.
  8. Oliver W., Pharr G. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology//J. Mater. Res. – 2004. – Vol. 19, № 1. – P. 3-20.
  9. Frantsevich I.N., Voronov F.F., Bakuta S.A. Uprugiye postoyannyye i moduli uprugosti metallov i nemetallov. – К.: Naukova dumka, 1982.
  10. Dub S.N., Brazhkin V.V., Novikov N.V., Tolmacheva G.N., Litvin P.M., Lityagina L.M., Dyuzheva T.I. Sravnitelnyye issledovaniya mekhanicheskikh svoystv monokristallov stishovita i sapfira metodom nanoindentirovaniya//Sverkh-tverdyye materialy. – 2010. – № 6, – S. 55-67.
  11. Dub S.N., Shmegera S.V., Tolmacheva G.N. Izmereniye predela tekuchesti materialov pri nanoindentirovanii//Mat. 51 mezhdun. konf. “Aktualnyye problemy prochnosti” (Kharkov). – 2011. – S. 155.
  12. Dzhonson K. Mekhanika kontaktnogo vzaimodeystviya. — М.: Mir, 1989. – 510 s.
  13. PalDey S., Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N:areview// Mat. Scien. and Engineering A342. – 2003. – P. 58-79.
  14. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovskiy E.P., Mameka N.A. Svyaz prochnostnykh kharakteristik materialov s pokazatelyami avtomaticheskogo indentirovaniya//Metody analiza i ispytaniy materialov. Materialovedeniye. – 2007. – S. 26-31.
  15. Veprek S. The search for novel superhard material//J. Vac. Sci. Tech. – 1999. – Vol. 17, No. 5. – P. 2401-2420.

## LITERATURA

1. Mayrhofer P., Mitterer C., Hultman L., Clemens H. Microstructural design of hard coatings//Prog-ress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51. – P. 1032-1114.
2. Veprek S., Veprek-Heijman M.G.J., Karvankova P., Prochazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites a review //Thin Solid Films.– 2005. – Vol. 476. – P. 1-29.
3. Golovin Yu.I. Nanoindentirovaniye i yego vozmozhnosti. – М.: Mashinostroyeniye, 2009.