

## ВЛИЯНИЕ ПОТЕНЦИАЛА ПОДЛОЖКИ ПРИ ОСАЖДЕНИИ И РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА СТРУКТУРУ, НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОСЛОЙНЫХ TiN/Ti ПОКРЫТИЙ

О.В. Соболев<sup>1</sup>, А.А. Андреев<sup>2</sup>, В.Ф. Горбань<sup>3</sup>, В.А. Столбовой<sup>2</sup>, В.Е. Фильчиков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный технический университет "ХПИ" (Харьков)

Украина

<sup>2</sup>Национальный научный центр "ХФТИ" (Харьков)

Украина

<sup>3</sup>Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича (Киев)

Украина

Поступила в редакцию 21.07.2011

Установлено, что в слоях нитрида титана, толщиной 300 нм и более при подаче потенциала смещения развивается текстура [111]. Степень совершенства текстуры повышается с увеличением толщины слоя, что свидетельствует о ростовом характере зарождения такого типа текстуры, стимулированной ионной бомбардировкой при осаждении вакуумно-дуговых покрытий. При подаче потенциала смещения происходит рост макродеформации в TiN фазе. Причем выход на максимальное значение деформации происходит уже при относительно невысоком  $U_s = -40 \div -70$  В, а при большем  $U_s$  при сохранении практически постоянного значения макродеформации сжатия около 2%, происходит рост совершенства текстуры и обеднение по легким атомам. При толщине слоя титана в многослойной системе TiN/Ti менее 125 нм механические свойства сохраняются достаточно высокими (твердость  $34 \div 36$  ГПа при модуле упругости  $413 \div 434$  ГПа), что делает их перспективными для использования при высокой знакопеременной нагрузке.

**Ключевые слова:** вакуумная дуга, нитрид титана, твердость, многослойные покрытия, текстура, рентгеновская дифрактометрия, макродеформации.

Встановлено, що в шарах нітриду титану товщиною 300 нм і більше при подачі потенціалу зсуву розвивається текстура [111]. Ступінь досконалості текстури підвищується зі збільшенням товщини шару, що свідчить про ростовий характер зародження такого типу текстури, стимульованої іонним бомбардуванням при осадженні вакуумно-дугових покриттів. При подачі потенціалу зсуву відбувається ріст макродеформації в TiN фазі. Причому вихід на максимальне значення деформації відбувається вже при відносно невисокому  $U_s = -40 \div -70$  В, а при більшому  $U_s$  при збереженні практично постійного значення макродеформації стиску близько 2%, відбувається ріст досконалості текстури і збіднення по легких атомах. При товщині шару титану в багат шаровій системі TiN/Ti менш 125 нм механічні властивості зберігаються досить високими (твердість  $34 \div 36$  ГПа при модулі пружності  $413 \div 434$  ГПа), що робить їх перспективними для використання при високому знакозмінному навантаженні.

**Ключові слова:** вакуумна дуга, нітрид титану, твердість, багат шарові покриття, текстура, рентгенівська дифрактометрія, макродеформації

It is established that the layers of titanium nitride thickness of 300 nm or more when applying the bias potential developed texture [111]. The degree of perfection of texture increases with increasing thickness, indicating that the nature of growth nature of this type of texture, the stimulated ion bombardment in the deposition of vacuum-arc coatings. When applying the bias potential is increased in macrodeformation TiN phase. The yield on the maximum deformation occurs at a relatively low  $U_s = -40 \div -70$  V, and at higher while maintaining  $U_s$  virtually constant value macrodeformation compression of about 2%, there is a growing perfection of texture and the depletion of light atoms. When the thickness of the layer of titanium in a multilayer system TiN/Ti less than 125 nm, the mechanical properties remain high enough (hardness  $34 \div 36$  GPa modulus of elasticity  $413 \div 434$  GPa) makes them promising for use at high alternating load.

**Keywords:** vacuum arc, titanium nitride, hardness, multilayer coatings, texture, X-ray diffraction, macrodeformation.

## ВВЕДЕНИЕ

Теоретически, путем введения Ti в виде промежуточных слоев в нитрид титана, т.е. получения, таким образом, многослойной системы TiN/Ti, можно повысить уровень пластической деформации и, в связи с более низким модулем упругости Ti по сравнению с TiN, затормозить развитие трещин в плоскости такого слоистого покрытия. Следовательно, многослойные Ti/TiN покрытия должны проявить улучшенное сопротивление разрушению по сравнению с однослойными (однофазными) TiN покрытиями. Проведенные в этом направлении исследования показали, что в случае вакуумно-дуговых систем с относительно большими толщинами слоев в периоде многослойной системы наибольшую трещиностойкость при сохранении большой твердости можно ожидать при толщине слоев Ti около 120 – 130 нм [1, 2].

При этом необходимо отметить, что влияние многослойного состояния на релаксацию напряжений в слоях сказывается при очень малых периодах (с суммарной толщиной слоев в периоде менее 20 – 25 нм при отношении толщины слоев Ti к TiN не меньшем 1/4) [3]. Однако в случае приграничного перемешивания твердость таких многослойных систем относительно невысока. В этой связи следует отметить, что в случае вакуумно-дугового метода с относительно высокой энергией осаждаемых частиц (что достигается при подаче потенциала смещения) в отличие, например, от термического метода нанесения или магнетронного, при малых толщинах слоев перемешанные в результате имплантации зоны будут перекрываться и слои Ti будут обогащаться азотом, что приводит к потере преимуществ связанных с пластичностью титановых слоев в таких многослойных системах. Это определяло минимальную толщину Ti слоя используемого в работе для обеспечения не перемешанной титановой прослойки, которая составляла 30 нм. По максимальной толщине в работе ставилось ограничение – 250 нм титанового слоя, больше которой, по данным работ [1, 2], происходит резкая потеря твердости системой.

Исходя из этого в работе ставилась цель проанализировать влияние на структуру, упруго напряженно-деформированное состояние и механические свойства многослойной системы Ti/TiN толщины Ti подслоя (в интервале 30 – 250 нм) и величины потенциала смещения ( $U_s$ ) при относительно толстых, обеспечивающих высокую твердость, слоях TiN.

## МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ

Покрытия были нанесены в вакуумно-дуговой установке “Булат-6” с использованием в качестве испаряемого материала титана VT1-0. Подложки были расположены на расстоянии от испарителя 250 мм. В качестве базовых использовались полированные подложки из нержавеющей стали 12X18H9T с размерами 20×20×3 мм и медной фольги толщиной 0,2 мм, которые предварительно промывали щелочным раствором в ультразвуковой ванне и затем нефрасом С2-80/120. После откачивания вакуумной камеры до давления  $P = 2 \cdot 10^{-5}$  мм.рт.ст на подложки подавали отрицательный потенциал 1000 В и при токе дуги 90 А производили очистку и активацию их поверхности бомбардировкой ионами титана в течение 3 ÷ 4 мин. Затем производили осаждение слоев титана при давлении остаточных газов  $P = 2 \cdot 10^{-5}$  мм.рт.ст и слоев TiN при давлении азота  $5 \cdot 10^{-3}$  мм.рт.ст. Средняя скорость нанесения составляла 1 нм/с.

Число слоев при разной их толщине подбиралось таким образом, чтобы суммарная толщина покрытия составляла около 7 мкм.

Варьировалась величина отрицательного потенциала подложки: от “плавающего” потенциала (устанавливавшегося самосогласованно и составлявшего минус (3 ÷ 15) В), – 40, –70, –200 В. Режимы получения покрытий приведены в табл. 1.

Фазовый состав и структурное состояние исследовалось методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-3М в излучении Cu-K $_{\alpha}$  с использованием во вторичном пучке графитового монохроматора. Съемка дифракционного спектра для фазового анализа проводилась в схеме  $\theta$ -2 $\theta$  сканирования с фокусировкой по Брегу-Брентано

Таблица 1

Режимы получения вакуумно-дуговых многослойных покрытий системы Ti/TiN

№ образца	$I_{др}$ , А	$U_s$ , В	$P$ , мм.рт.ст. (время осаждения)	Число двухслойных периодов
1	90	200	30 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 300 сек $5 \cdot 10^{-3}$	20
2	90	70	30 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 300 сек $5 \cdot 10^{-3}$	20
3	90	40	30 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 300 сек $5 \cdot 10^{-3}$	20
4	90	0	30 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 300 сек $5 \cdot 10^{-3}$	20
5	85	200	120 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 780 сек $5 \cdot 10^{-3}$	8
6	85	200	240 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 780 сек $5 \cdot 10^{-3}$	7
7	85	200	120 сек $2 \cdot 10^{-5}$ 120 сек $5 \cdot 10^{-3}$	30

в интервале углов от  $25 \div 90^\circ$ . Съемка осуществлялась в поточечном режиме с шагом сканирования  $\Delta(2\theta) = 0,05 \div 0,2^\circ$  и длительностью накопления импульсов в каждой точке  $20 \div 40$  с (в зависимости от ширины и интенсивности дифракционных максимумов). Для расшифровки дифрактограмм использовалась база дифракционных данных JCPDS. Размер кристаллитов определялся по уширению первых дифракционных линий (для наименьшего влияния микродеформации) из соотношения Селякова-Шеррера [4].

Определение остаточных макронапряжений в покрытиях TiN с кубической (структурный тип NaCl) кристаллической решеткой осуществлялось методом рентгеновской тензометрии (“ $a \cdot \sin^2 \psi$ ”-метод) и его модификацией в случае сильной текстуры аксиального типа. В последнем случае измерение межплоскостных расстояний производилось от различных плоскостей при определенных, кристаллографически заданных углах наклона  $\psi$  образца [5 – 7]. В качестве базисных для определения упругой макродеформации помимо плоскостей текстуры, использовались отражения от плоскостей (420), (422) и (511) под соответствующими к плоскостям текстуры углами  $\psi$ .

Микрофрактография покрытий, подвергнутых разрушению изгибом, исследовалась на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-840. Для их получения осаждение проводилось на медную подложку толщиной 0,2 мм.

Наноиндентирование проводили с помощью индентора “Микрон-Гамма” с пирамидой Берковича при нагрузке в пределах 50 Г

с автоматически выполняемыми нагружением и разгрузением на протяжении 30 сек, а также записью диаграмм нагружения и разгрузения в координатах  $F-h$  ( $F$  – нагрузка,  $h$  – перемещение индентора). Значения характеристик  $F$ ,  $h_{max}$ ,  $h_p$ ,  $h_c$ ,  $H_{IT}$ ,  $E_{IT}$ ,  $E_{IT}^*$  определялись и вычислялись автоматически по стандарту ISO 14577-1:2002.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1а, б приведены типичные растровые электронно-микроскопические снимки многослойных покрытий для относительно тонкого (125 нм) и толстого (600 нм) TiN слоя и

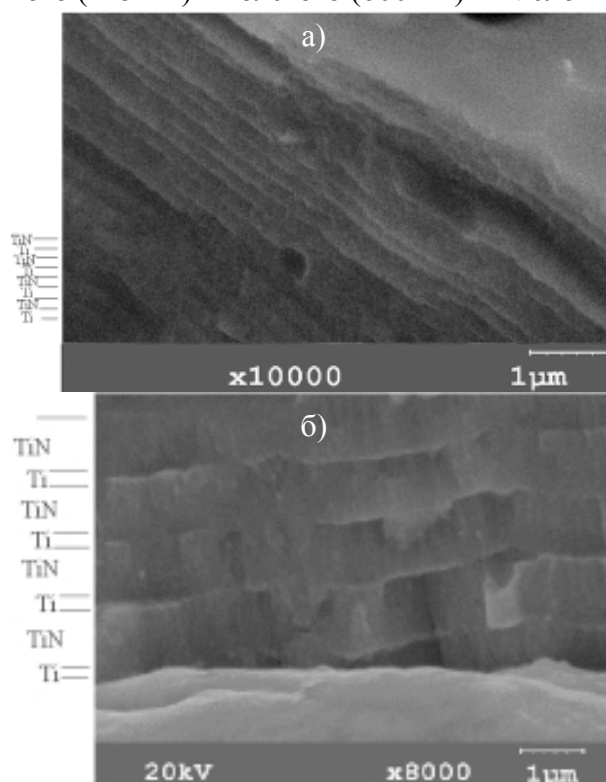


Рис. 1. Морфология излома покрытий на медной подложке для систем Ti/TiN, полученных при  $U_s = -200$  В: а) – образец № 7, б) – образец № 6.

для сравнения снимок однослойного TiN покрытия с толщиной близкой к суммарной для многослойного конденсата –  $7 \div 8$  мкм (рис. 2).

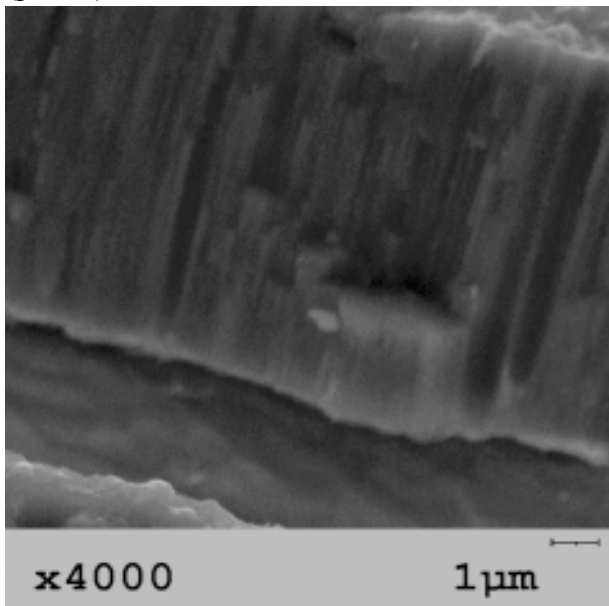


Рис. 2. Морфология излома TiN-Ti монослойного покрытия, толщиной 8 мкм на медной подложке.

Видно, что в случае однослойного покрытия формируется столбчатая (волокнистая) структура роста вакуумно-дугового конденсата. Причем явно выраженная однонаправленная столбчатость проявляется, начиная с толщины 100 – 200 нм от подложки, меньше которой строгая ориентировка нарушается (светлая область вблизи подложки на рис. 2). Подобная столбчатость проявляется и в относительно толстых слоях TiN многослойного покрытия (рис. 1б). При этом обращает на себя внимание явно выраженное расслоение, как в многослойных покрытиях с относительно толстыми (около 600 нм, рис. 1б), так и тонкими (около 125 нм, рис. 1а) TiN слоями. Причиной такого расслоения могут являться высокие напряжения в слоях, приводящие к частичному пластическому течению на их границе.

Кроме того, к такому эффекту может приводить разное структурное состояние для нижней и верхней частей слоя в периоде многослойной системы.

Анализ структурного состояния проводился в работе методом рентгенодифракционного анализа. Ниже (рис. 3) приведены дифракционные спектры и результаты их обработки

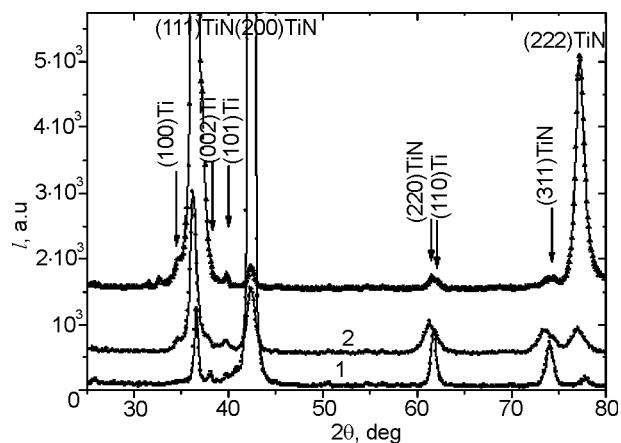


Рис. 3. Участки дифракционных спектров от многослойной системы TiN(300 нм)/Ti(30 нм), полученной при  $U_s = -5$  В (“плавающий” потенциал, образец 3, спектр 1);  $-70$  В (образец 2, спектр 2) и  $-200$  В (образец 1, спектр 3).

для многослойной (20 слоев) системы TiN (300 нм)/Ti(30 нм) при различных потенциалах подложки  $U_s$ .

Видно, что основу дифракционного спектра составляют рефлексы от TiN фазы. Подача потенциала смещения приводит к изменению оси преимущественной ориентации кристаллитов от [100] при низком потенциале смещения до [111] при высоком  $U_s$ . Таким образом, наблюдаемое изменение структуры в слоях TiN, толщиной 300 нм, при увеличении  $U_s$  аналогично наблюдаемым структурным изменениям в однослойных TiN покрытиях, толщиной  $7 \div 8$  мкм (рис. 4).

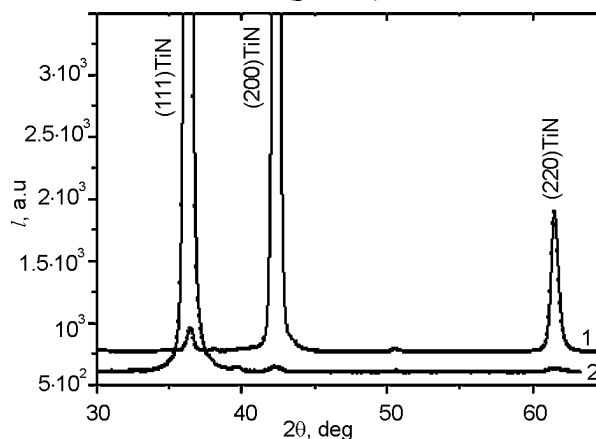


Рис. 4. Участки дифракционных спектров от покрытий нитрида титана при  $U_s = -5$  В (1) и  $-230$  В (2).

Рефлексы от титановой составляющей четко проявляются от первых трех плоскостей с наибольшей интенсивностью рассеяния (рис. 3). Близкое к табличным (карточка JCPDS 01-1197) соотношение интенсивнос-

тей для этих рефлексов свидетельствует об отсутствии преимущественной ориентации в слоях титана, толщиной 30 нм.

Проведенное методом рентгеновской тензометрии (“ $a\text{-sin}^2\psi$ ”-метод) исследование упруго напряженно-деформированного состояния многослойных покрытий показало (рис. 5), что повышение потенциала смещения от “плавающего” до  $-70$  В приводит к росту деформации сжатия TiN, составляющей от  $-0,96\%$  при  $U_s = -5$  В (“плавающий” потенциал) до  $-2,04\%$  при  $U_s = -70$  В. При этом развитие высокой деформации в решетке приводит к уменьшению среднего размера кристаллитов от 19 нм до 11,8 нм. По-видимому, деформация решетки  $-2,04 \div 2,10\%$  является предельной для получаемой в нашем случае TiN фазы, т.к. дальнейшее увеличение  $U_s$  до  $-200$  В не приводит к существенному увеличению упруго деформированного состояния, а под высокоэнергетическим воздействием происходит совершенствование текстуры (111) при одновременном увеличении среднего размера кристаллитов в направлении падения пленкообразующих частиц (от 11,8 до 17 нм) при уменьшении величины периода решетки. Последнее можно связать с относительным обеднением покрытия по атомам азота в результате их распыления при большом ( $-200$  В) потенциале смещения.

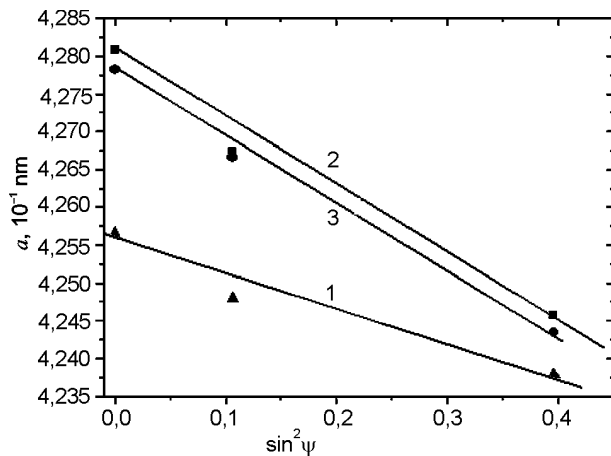


Рис. 5. Зависимость “ $a\text{-sin}^2\psi$ ” для покрытий нитрида титана TiN: 1 –  $U_s = -5$  В (образец 3); 2 –  $U_s = -70$  В (образец 2); 3 –  $U_s = -200$  В (образец 1).

В тоже время увеличение периода решетки в ненапряженном сечении при повышении потенциала смещения от близкого к нулевому (плавающему) до  $-70$  В можно объяснить имплантационными эффектами ускоренных ионов, внедряющихся в подповерхностную область и определяющих при подаче потен-

циала смещения высокую деформацию сжатия решетки.

Отмеченное изменение напряженно-деформированного состояния коррелирует с характером изменения величины периода решетки в ненапряженном сечении. В слоях TiN толщиной 300 нм период решетки увеличивается от 0,4239 нм при плавающем потенциале до 0,42470 нм при  $U_s = -70$  В и 0,42454 нм при  $U_s = -200$  В.

Это свидетельствует, что основной причиной формирования упруго напряженно-деформированного состояния начиная с малых толщин слоев являются в нашем случае имплантационные процессы, сопровождающиеся как в толстых покрытиях, так и в относительно тонких слоях (300 нм) увеличением периода кристаллической решетки в результате подповерхностной имплантации.

В следующей части работы было проведено сравнение структуры и напряженного состояния системы TiN/Ti при разной толщине (размерный фактор) слоя Ti (рис. 6).

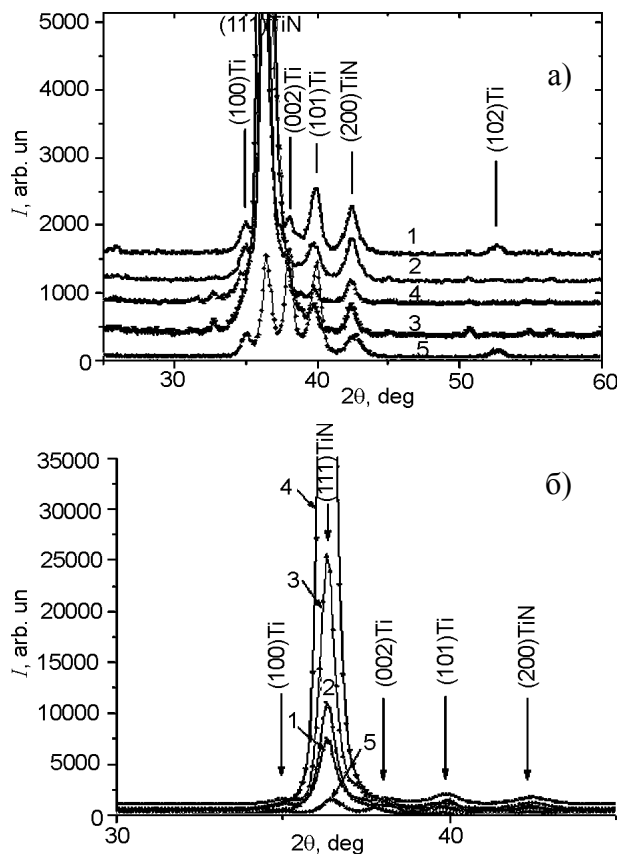


Рис. 6. Участки дифракционных спектров от многослойной системы TiN/Ti с разными толщинами слоев, полученной при  $U_s = -200$  В: 1 – образец № 6; 2 – образец № 5; 3 – образец № 1; 4 – однослойный TiN; 5 – образец № 7. а) – общий вид участка спектра, б) – область наиболее интенсивных рефлексов.



Анализ влияния условий получения на размер кристаллитов в слоях показал, что в слоях TiN размер кристаллитов хотя и несколько меньший, чем в монослойном покрытии (около 25 нм), но составляет в слоях толщиной 300 ÷ 600 нм – 16 ÷ 17 нм, уменьшаясь до 14 нм при наименьшей толщине TiN слоя (около 125 нм). Следует отметить, что значения размера текстурированных кристаллитов приведены в направлении оси текстуры, а для нетекстурированных кристаллитов размеры значительно меньший и составляют 7–8 нм. В слоях титана размер кристаллитов меньше и изменяются от 8 нм для слоя толщиной 125 нм до 10 нм для слоя толщиной 250 нм и только при появлении текстуры (001) титана в многослойном покрытии № 7 средний размер кристаллитов в направлении оси текстуры увеличивается до 14,5 нм.

Видно, что при наименьшей толщине TiN слоя (125 нм, обр. 7) уже происходит формирование текстуры (111) однако степень ее совершенства невысока, при этом в слоях титана с гексагональной решеткой формируется текстура (001). Формирование такой текстуры может задаваться в кристаллической решетке титана гексагонального типа положением титановых атомов в плоскости (111) гранцентрированной кубической решетки TiN.

При этом период гексагональной решетки титана  $a = 0,29586$  нм, что близко к табличному значению, а период решетки титана  $c = 0,47249$  нм, что несколько превышает табличные значения. Увеличенный период решетки  $c$  по данным [8] свидетельствует о наличии в междоузлиях внедренных атомов, таких, как азот. При более тонком слое титана 30 нм увеличенными являются как период решетки  $a = 0,29601$  нм, так и период  $c = 0,48344$  нм, что свидетельствует об очень высоком содержании в таком титановом слое примесных (азотных) атомов и развитии напряжений сжатия.

Если для относительно большого объемного содержания Ti (около 50 об.%) для многослойного покрытия № 7, мы имеем сравнительно невысокую степень текстурированности TiN кристаллитов с плоскостью (111), параллельной поверхности роста, то при увели-

чении толщины слоя до 300 нм и большом объемном содержании 90% или при большей толщине 600 нм, но меньшем объемном содержании 80 и 70% текстура (111) TiN – усиливается. Степень текстурированности, показателем которой выступает отношение интенсивностей пиков от плоскостей (111) и (200) увеличивается от 4,1 для многослойной системы № 7 до 10,7 для системы № 6, 18,7 для системы № 5 и до 59 для системы № 1.

Если сопоставить полученные из анализа данных рентгеновской тензометрии (“ $a\text{-sin}^2\psi$ ”-метод) результаты (рис. 7) с условиями формирования многослойного покрытия, то видно, что при наименьшей толщине TiN слоя 125 нм (удельный объем в многослойном покрытии около 50%, что эквивалентно толщине TiN слоя 3,5 мкм) деформация сжатия несколько снижена и составляет величину – 1,7%. С увеличением толщины TiN слоя от 125 нм до 300 нм и ростом совершенства текстуры с плоскостью (111) параллельной поверхности роста макродеформация (т.е. скореллированное в макрообъеме изменение межплоскостного расстояния в кристаллических решетках) несколько увеличивается и достигает, по-видимому, предельной для упругого деформирования сжатием кристаллической решетки TiN в слоях вакуумно-дуговых TiN/Ti покрытий, величины около 2%.

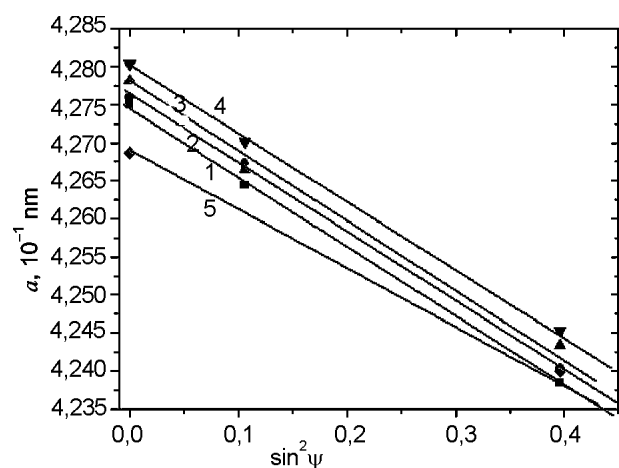


Рис. 7. Зависимость “ $a\text{-sin}^2\psi$ ” для покрытий многослойной системы Ti/TiN с разными толщинами слоев, полученной при  $U_s = -200$  В: 1 – система № 6; 2 – система № 5; 3 – система № 1; 4 – чистый TiN; 5 – система № 7.

С дальнейшим увеличением толщины слоя TiN величина макродеформации при росте совершенства текстуры изменяется мало и достигает при толщине монослойного покрытия нитрида титана 7 мкм величины сжатия  $-2,13\%$ .

Исследование твердости многослойной системы в зависимости от толщины прослоек из титана показало (рис. 8), что твердость таких покрытий при толщине слоя меньшем 125 нм хотя и ниже, чем монослойного TiN покрытия (41 ГПа), однако составляет достаточно большую величину 34 – 36 ГПа. Таким образом, при толщине слоя титана менее 125 нм механические свойства сохраняются достаточно высокими, что при известном из литературе росте трещиностойкости [1, 2] таких покрытий делает перспективным их использование при высокой знакопеременной нагрузке.

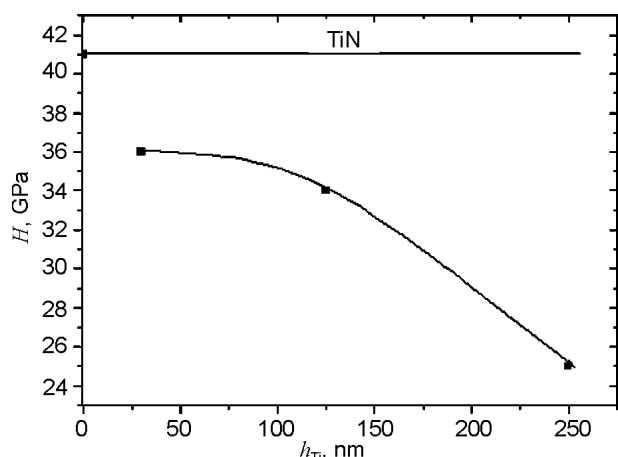


Рис. 8. Зависимость твердости покрытий, полученных при  $U_s = -200$  В, от толщины слоя титана в многослойной Ti/TiN системе.

При этом следует отметить, что модуль упругости TiN/Ti многослойной системы несколько ниже, чем в однослойном TiN покрытии, однако характерное для монопровитий небольшое увеличение модуля упругости от 438 ГПа (при “плавающем” потенциале) до 444 ГПа (при отрицательном потенциале смещения  $-230$  В), когда формируется сильная текстура (111), сохраняется, как тенденция, и для многослойной Ti/TiN системы. В этом случае для системы Ti (30 нм) – TiN (300 нм) модуль упругости изменяется от 425 ГПа до 434 ГПа при увеличении потенциала смещения от плавающего до  $-200$  В. При увеличе-

нии толщины слоя Ti твердость многослойного покрытия падает (для потенциала смещения  $-200$  В) до 413 ГПа (для слоя толщиной 125 нм) и 401 ГПа (для толщины слоя 250 нм).

## ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в слоях нитрида титана, толщиной 300 нм и более при подаче потенциала смещения развивается текстура [111]. Степень совершенства текстуры повышается с увеличением толщины слоя, что свидетельствует о ростовом характере зарождения такого типа текстуры, стимулированной радиационной бомбардировкой при осаждении вакуумно-дуговых покрытий.
2. Толщины слоев Ti более 30 нм оказывается достаточной, чтобы развитие напряженно-деформированного состояния в слоях TiN проходило без их существенной релаксации. Тоже проявляется и при более толстых титановых слоях: 125 нм и 250 нм.
3. При увеличении потенциала смещения происходит рост макродеформации в TiN фазе. Причем выход на максимальное значение деформации происходит уже при относительно невысоком  $U_s = -40 \div -70$  В, а при большем  $U_s$  при сохранении практически постоянного значения макродеформации сжатия около 2%, происходит рост совершенства текстуры (приводит к повышению относительной интенсивности рефлексов) и обеднение по легким атомам (приводит к уменьшению периода в ненапряженном сечении). Таким образом, максимальная упругая деформация, выдерживаемая в TiN вакуумных конденсатах, составляет около 2%. Такая деформация достигается уже при подаче относительно невысокого потенциала смещения  $-70$  В на подложку, что подтверждает модель развития такой деформации при непрерывном деформировании субповерхностных слоев при имплантации *in situ* во время роста.
4. Начиная с относительно малых толщин слоев нитрида титана 300 нм формируется деформированное состояние, свойствен-

ное и для больших толщин монопкрытий, толщиной 3,5 – 7,0 мкм.

5. При толщине слоя титана в многослойной системе TiN/Ti менее 125 нм механические свойства сохраняются достаточно высокими (твердость  $34 \div 36$  ГПа при модуле упругости  $413 \div 434$  ГПа), что при известном из литературе росте трещиностойкости таких покрытий делает их перспективными для использования при высокой знакопеременной нагрузке.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Yu. Xiang, Meng Hua, Wang Cheng-biao, Fu Zhi-qiang, Liu Yang//Applied Surf. Science. – 2007. – Vol. 253. – P. 3705-3711.
2. Juergen M. Lackner//Journal of Physics: Conference Series. – 2007. – Vol. 59. – P. 16-21.
3. Lin G., Zhao Y., Dong C., Wen L.//Plasma Process Polym. – 2007. – Vol. 4. – P. 5120-5123.
4. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 320 с.
5. Noyan I.C. Cohen J.B. Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation, Springer-Verlag. – New York, 1987. – 350 p.
6. Genzel C., Reinmers W. A Study of X-ray Residual-Stress Gradient Analysis in Thin-Layers with Strong Filer Texture//Phys. Stat. Solidi: A-Applied Research. – 1998. – Vol. 166, № 2. – P. 751-762,
7. Gargaud P., Labat S., Thomas O. Limits of validity of the crystallite group method in stress determination of thin film structures//Thin Solid Films. – 1998. – Vol. 319. – P. 9-15.
8. Фромм Е., Гебхард Е. Газы и углерод в металлах. – М.: Metallurgija, 1980. – 593 с.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Yu. Xiang, Meng Hua, Wang Cheng-biao, Fu Zhi-qiang, Liu Yang//Applied Surf. Science. – 2007. – Vol. 253. – P. 3705-3711.
2. Juergen M. Lackner//Journal of Physics: Conference Series. – 2007. – Vol. 59. – P. 16-21.
3. Lin G., Zhao Y., Dong C., Wen L.//Plasma Process Polym. – 2007. – Vol. 4. – P. 5120-5123.
4. Palatnik L.S., Fuks M.Ja., Kosevich V.M. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 320 с.
5. Noyan I.C. Cohen J.B. Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation, Springer-Verlag. – New York, 1987. – 350 r.
6. Genzel C., Reinmers W. A Study of X-ray Residual-Stress Gradient Analysis in Thin-Layers with Strong Filer Texture//Phys. Stat. Solidi: A-Applied Research. – 1998. – Vol. 166, № 2. – P. 751-762,
7. Gargaud P., Labat S., Thomas O. Limits of validity of the crystallite group method in stress determination of thin film structures//Thin Solid Films. – 1998. – Vol. 319. – P. 9-15.
8. Fromm E., Gebhard E. Gazy i uglerod v metalah. – М.: Metallurgija, 1980. – 593 с.