



УДК 669.187.2

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ КОНДЕНСАТОВ НИТРИДОВ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

А. В. Демчишин¹, В. А. Аветисян¹, А. А. Демчишин²,
Л. Д. Кулак¹, В. В. Грабин³

¹Институт материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.
03142, г. Киев, ул. Крыжановского, 3. E-mail: demch@ipms.kiev.ua

²НТУУ «Киевский политехнический институт».
03056, г. Киев, пр. Победы, 37. E-mail: ademch@bk.ru

³Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изучены структура, элементный состав, микротвердость и модуль упругости многослойных вакуумно-дуговых конденсатов систем TiN/ZrN, TiN/Ti36AlN, TiN/Ti30CrN, полученных с высокими скоростями конденсации (0,3...0,5 мкм/мин) в результате уменьшения расстояния между катодами и подложками (125 вместо 250 мм), а также увеличения тока дугового разряда (до 130...140 А). Для сравнения исследовали аналогичные характеристики однослойных конденсатов TiN, ZrN, Ti36AlN и Ti30CrN, полученных в идентичных условиях. Толщина конденсатов составляла 10...15 мкм; материал подложек — нержавеющая сталь 12X17. Установлены зависимости исследуемых характеристик конденсатов от ускоряющего потенциала подложки ($U_{\text{п}} = 50...180$ В). Определены значения механических характеристик (твердость и модуль упругости нитридных одно- и многослойных конденсатов). На основании полученных данных вычислялось соотношение H^3/E^{*2} для этих покрытий, характеризующее уровень сопротивления покрытия пластической деформации. Показано, что микротвердость и соотношение H^3/E^{*2} многослойных нитридных конденсатов значительно выше, чем у однослойных. Микротвердость многослойных конденсатов увеличивается с уменьшением регулируемой толщины чередующихся субслоев. Библиогр. 11, табл. 2, ил. 7.

Ключевые слова: вакуумно-дуговое испарение; многослойные нитридные конденсаты; высокая скорость осаждения; сканирующая электронная микроскопия; микротвердость; модуль упругости

Одним из приоритетных направлений в развитии современного материаловедения является разработка и исследование наноструктурных конденсированных материалов для их использования в качестве износ- и эрозионностойких покрытий различного назначения. Наибольшие перспективы для получения наноструктурных покрытий фаз внедрения открывает ионно-плазменная технология с использованием катодного вакуумно-дугового испарения, поскольку она позволяет создавать высокоионизированные плазменные потоки в вакууме и в различных активных газовых средах, а также существенно влиять на реакции синтеза различных соединений и элементарные процессы роста металлических и керамических конденсатов на рабочих поверхностях подложек.

Внимание специалистов привлекают нитриды переходных металлов благодаря оптимальной ком-

бинации их механических и физических свойств — довольно высокой твердости, тугоплавкости, сравнительно низким коэффициентам теплопроводности и трения, высокой термической и химической стабильности. Это, в частности, позволило использовать их в качестве износостойких покрытий для режущего и прессового инструмента, ответственных деталей машин, например компрессорных лопаток газотурбинных двигателей и поршневых колец двигателей внутреннего сгорания.

Возможности улучшения физико-механических свойств покрытий, сформированных из однослойных простых нитридов, уже ограничены. Поэтому усилия многих исследователей направлены на изучение многокомпонентных и многослойных структур, получаемых с помощью вакуумных ионно-плазменных технологий [1–4]. Введение легирующих элементов в исходные испаряемые материалы



переходных металлов и формирование многослойных композиций с регулируемой толщиной субслоев дает возможность уменьшать размер зерна и увеличивать благодаря этому твердость получаемых покрытий.

Приводимые в литературе многочисленные данные о структуре и физико-механических свойствах конденсированных керамических слоев, полученных с помощью ионно-плазменных технологий, сильно различаются. Этот факт объясняется тем, что микроструктура, состав и свойства таких объектов зависят от целого ряда технологических параметров, включая давление реакционного газа в рабочей камере, состояние вакуумной среды, уровень тока катодного дугового разряда, расстояние между катодами и подложками, скорость осаждения плазменных потоков, материал и топографию поверхности подложек, значение отрицательного потенциала, подаваемого на подложки, способы получения расходных катодов.

Целью данной работы является получение дополнительной информации о структуре и механических свойствах легированных и многослойных конденсатов на основе нитрида титана, полученных путем вакуумно-дугового осаждения.

Методики экспериментов исследований. Для получения однослойных двойных TiN, ZrN и тройных TiAlN, TiCrN конденсатов, а также многослойных TiN/ZrN, TiN/TiAlN, TiN/TiCrN использовали модифицированную вакуумно-дуговую установку «Булат-3Т» (рис. 1). Вакуумная камера имеет систему автоматического поддержания давления рабочего газа и снабжена двумя испарителями, расположенными друг против друга. На механизме вращения подложек устанавливали подложкодержатель консольного типа, на котором одновременно крепили две подложки.

Для реализации процесса получения многослойных конденсатов использовали режим непрерывного испарения выбранных металлических материалов из двух катодов торцевого типа в сочетании с чередующимся циклическим вращением подложкодержателя на 180°. Для обеспечения осаждения плазменных потоков на подложки с контролируемой длительностью их пребывания напротив испаряемых катодов в электрическую схему привода вращения добавлено реле времени, позволяющее обеспечивать длительность осаждения чередующихся слоев в течение 10, 20, 30, 40, 50 с и более. Это дало возможность получать многослойные керамические конденсаты с толщиной субслоев в пределах 10...1000 нм и общей толщиной до 20 мкм. Цилиндрические катоды торцевого типа диаметром 64 мм из чистых металлов титана, циркония и сплавов Ti-30Zr, Ti-30Cr, Ti-36Al изготавливали с помощью электронно-лучевого (чистые металлы) и вакуумно-дугового переплавов чистых исходных металлов в аргоне (сплавы). В качестве материала подложек использовали листовую нержавеющую

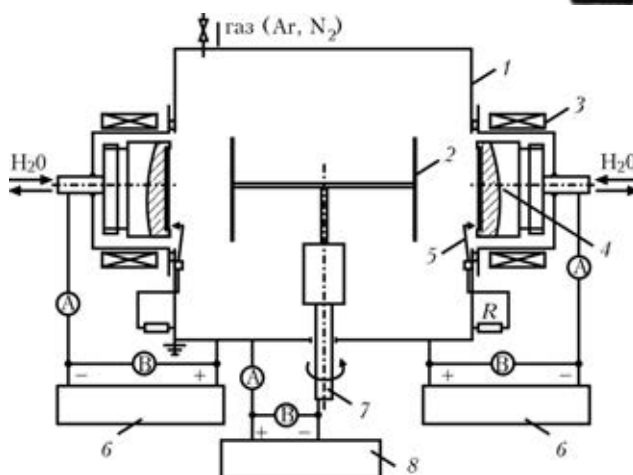


Рис. 1. Схема ионно-плазменной установки «Булат-3Т» для получения многослойных конденсатов: 1 — вакуумная камера; 2 — подложка; 3 — стабилизирующая катушка; 4 — катод торцевого типа; 5 — поджигатель дуги; 6 — источники питания дугового разряда; 7 — механизм вращения подложек; 8 — источники отрицательного потенциала, подаваемого на подложки

сталь марки 12X17 в виде карточек размером 100,0×100,0×0,3 мм. Перед загрузкой подложек в вакуумную камеру их подвергали ультразвуковой очистке в ацетоне, а затем дополнительно обрабатывали в этиловом спирте. Перед осаждением конденсатов на подложки в рабочей камере создавали вакуум на уровне $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Затем на подложки подавали отрицательный потенциал 1 кВ, включали испарители и осуществляли очистку рабочих поверхностей подложек с применением бомбардировки ионами испаряемых катодных материалов в течение 5 мин. Формирование конденсатов нитридов титана и его сплавов с цирконием, хромом и алюминием осуществляли в азотной газовой среде при давлении $4 \dots 6 \cdot 10^{-1}$ Па. Ток дуги в процессе осаждения составлял 90...140 А, а отрицательный потенциал смещения на подложках изменялся от -50 до -180 В. Расстояние между подложками и катодами составляло 125 мм. Температура подложек достигала 350...400 °С. Время осаждения субслоев τ равнялось 10, 20 и 30 с, общая длительность получения конденсатов — 30...40 мин; общая толщина полученных покрытий — 15...20 мкм при скорости осаждения до 0,5 мкм/мин. Твердость покрытий измеряли на приборах Микрон-Гамма с пирамидой Берковица при нагрузке 10, 20, 30 г и Fischer при нагрузке 10 г. Средние значения твердости определяли из 5...7 измерений для каждого конденсата. Фазовый состав и преобладающую ориентацию кристаллитов в осажденных слоях исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в фильтрованном $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Микроструктуру покрытий исследовали с использованием сканирующих электронных микроскопов JEOL JSM-840 и ZEISS EVO 50XVP. Последний укомплектован анализатором рентгеновских спектров INCA 450.

Результаты исследований и их обсуждение. Типичная топография поверхности нитрида титана

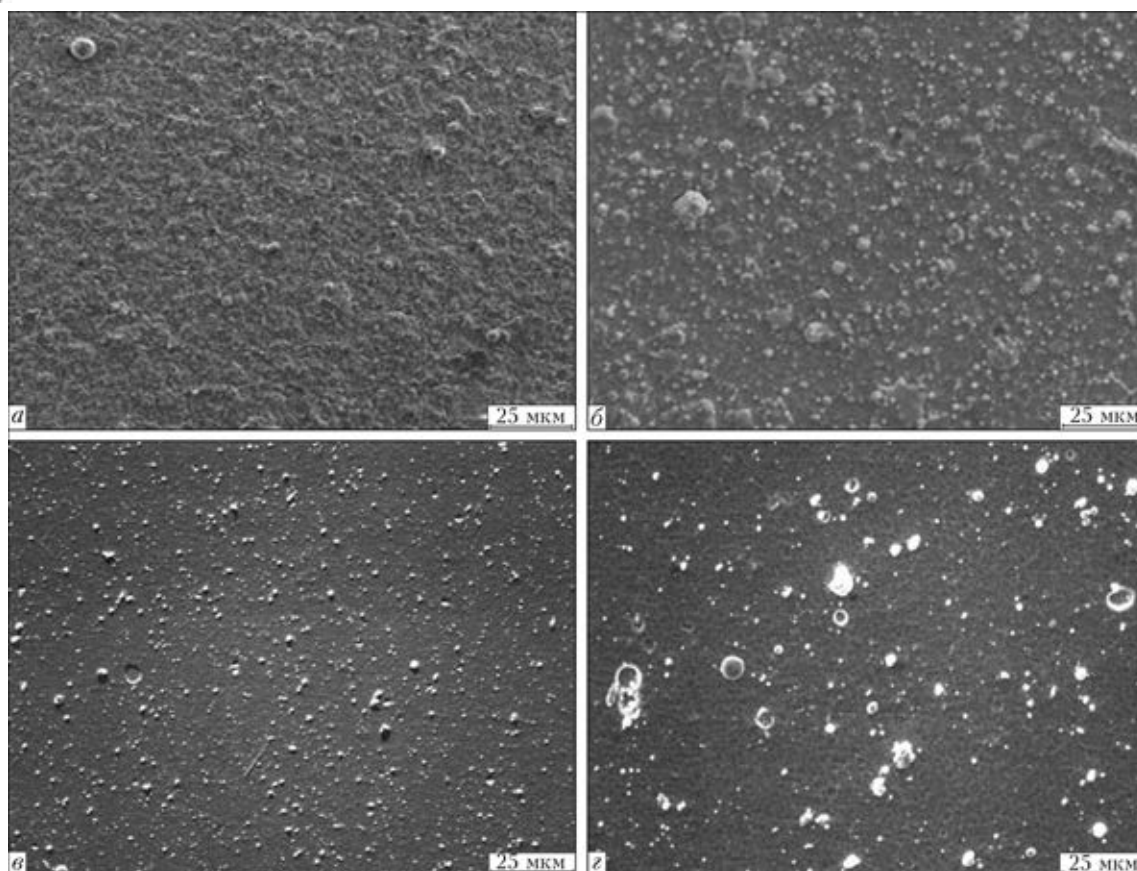


Рис. 2. Топография поверхности нитрида титана многослойного TiN/ZrN конденсата при значениях напряжения на подложке -50 (а, б), -180 В (в, г), а также токе дуги 90 А (а, в) и 140 А (б, г)

многослойных TiN/ZrN конденсатов, осажденных при разных напряжениях подложки и токах дуги, представлена на рис. 2, из которого следует, что повышение тока дугового разряда приводит к росту количества и размеров микрокапельной фазы в нитридных покрытиях. Вместе с тем более высокий электрический потенциал, прикладываемый к подложкам, способствует формированию повышенной плотности конденсатов. Спектрометрические исследования зарядного состава плазмы вакуумной дуги с титановым, циркониевым, алюминиевым и хромовым катодами [1] свидетельствуют о наличии одно-, двух- и трехзарядных ионов металлов наряду с нейтральными металлическими атомами в плазменном потоке. Соотношение этих составляющих зависит от значения тока дугового разряда, давления реакционного газа в рабочей камере и химического состава катодов. Увеличение ускоряющего потенциала подложек повышает энергию позитивных ионов, осаждаемых на поверхности подложек, их температуру и, таким образом, способствует увеличению плотности получаемых покрытий.

Исследование структуры изломов конденсатов однослойных нитридов свидетельствует о том, что в поперечном сечении конденсированные слои состоят из столбчатых кристаллитов, расположенных по нормали к поверхности подложки, ширина которых увеличивается с ростом потенциала подложки. Например, ширина столбчатых кристаллитов TiN конденсата возрастает от 500 до 1000 нм при

повышении напряжения смещения на подложке от -50 до -180 В. Данный результат объясняется увеличением энергии ионов в плазменном потоке в зависимости от повышения значения электрического потенциала, подаваемого на подложки, что вызывает повышение локальной температуры на поверхности подложки. В этих условиях увеличивается поверхностная диффузия и становится доминирующим фактором при прочих одинаковых параметрах осаждения, обуславливает конечную структуру покрытия.

Типичные структуры многослойных конденсатов TiN/ZrN в поперечном сечении, полученные с применением сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), представлены на рис. 3. Напряжение смещения на подложках составляло -100 (рис. 3, а) и -180 В (рис. 3, б). Как видно из приведенных микроструктур, конденсированные композиции имеют слоистую структуру со средней толщиной субслоев $150...180$ нм. Однако границы между слоями не имеют четких контуров, что свидетельствует о наличии взаимного растворения компонентов композиций на межслойных поверхностях раздела при их осаждении. Действительно, согласно данным работы [5], гранецентрированные кубические нитриды переходных металлов IV–VI групп в большинстве случаев образуют непрерывные твердые растворы.

Как видно из приведенных микроструктур, изменение отрицательного напряжения смещения на

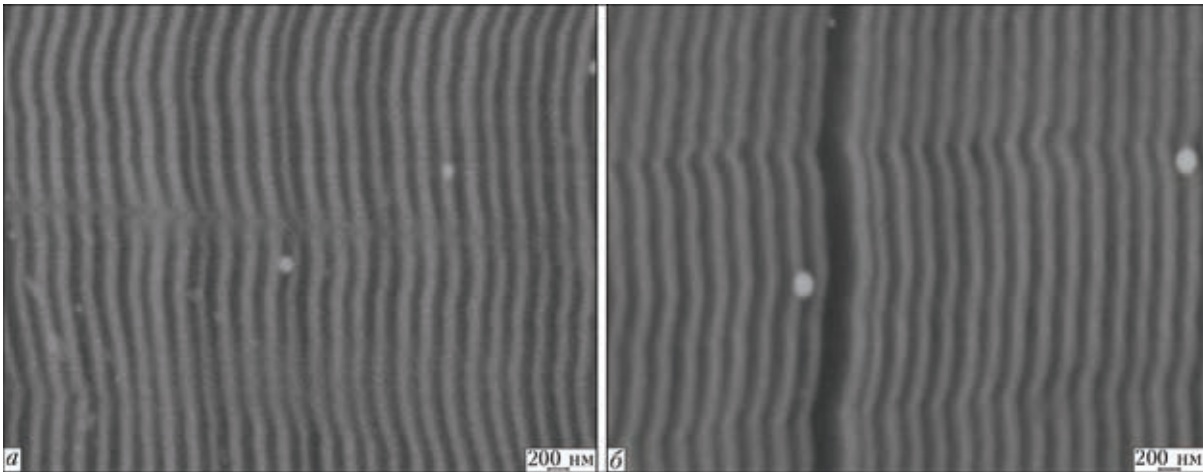


Рис. 3. СЭМ структуры конденсатов TiN/ZrN в поперечном сечении; потенциал подложки -100 (а); -180 В (б); $\tau = 30$ с; ток дуги для титановых и циркониевых катодов 130 А

подложке в диапазоне $-100...180$ В практически не влияет на характер структуры. Однако микротвердость конденсированного композита отображает влияние показателя электрического потенциала. Большие значения напряжения способствуют формированию многослойных конденсатов тугоплавких соединений с меньшей твердостью. Например, микротвердость TiN/ZrN конденсатов, которые сформированы при напряжениях на подложке -180 и -100 В, составляет 42 и 45 ГПа, что связано с наличием большого количества дефектов в конденсатах, полученных при более низких температурах осаждения.

На рис. 4 показано распределение элементов покрытия TiN/ZrN по толщине конденсата.

Как видно из приведенных данных, толщина чередующихся субслоев при $\tau = 30$ с составляет $150...180$ нм, а кривые распределения химических элементов имеют острые пики, что указывает на взаимодействие между субслоями при данных условиях осаждения. Наличие железа в конденсате на глубине более 2 мкм со стороны стальной подложки

свидетельствует о том, что выбранные в работе режимы очистки, нагрева и значения отрицательного потенциала подложки обеспечивают надежное сцепление покрытия с основой.

Рентгеноструктурные исследования фазового состава покрытий показали, что многослойные конденсаты системы TiN/ZrN с толщиной субслоев $150...180$ нм ($\tau = 30$ с) состоят из нитридов титана и циркония с кубической решеткой (рис. 5, в), конденсаты TiN и ZrN (рис. 5, а, б) имеют кубическую решетку и преобладающую (111) ориентацию. Пиковые характеристики рентгеновской дифракции для этих многослойных TiN/ZrN конденсатов ука-

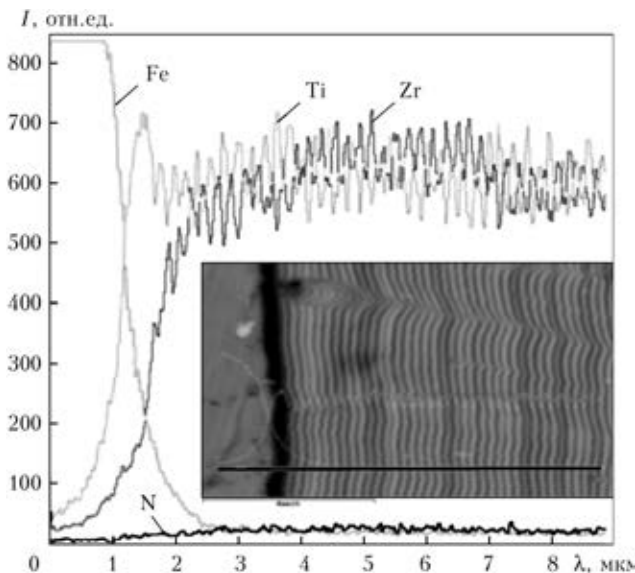


Рис. 4. Распределение элементов по толщине TiN/ZrN покрытия; I – интенсивность; λ – толщина субслоя

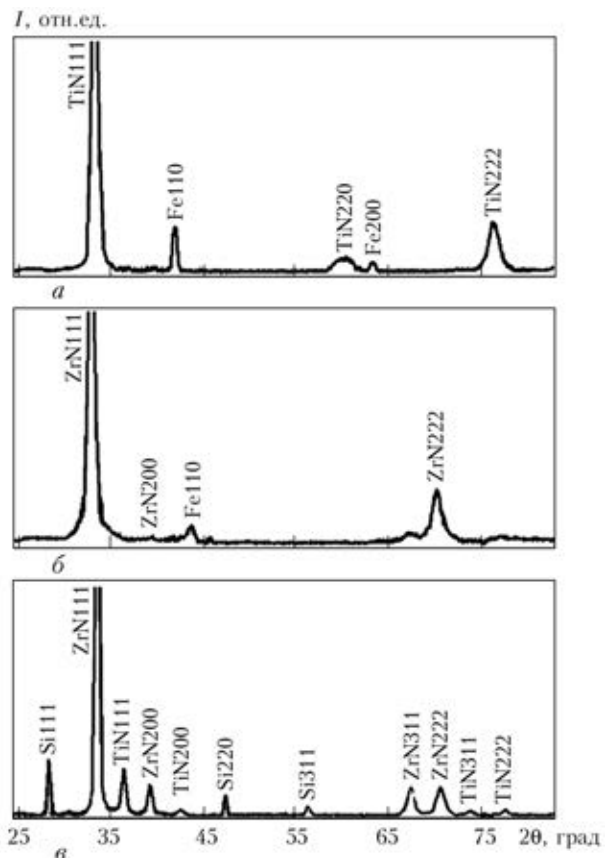


Рис. 5. Рентгеновская дифракция образцов: а – TiN; б – ZrN; в – TiN/ZrN; $\tau = 30$ с



Таблица 1. Рентгеноспектральный анализ многослойного конденсата TiN/ZrN (эталон: C-SiC, N-BN, Ti-Ti, Zr-Zr, Fe-Fe)

Элемент	Условная концентрация	Интенсивность поправочная	Содержание элементов	
			Мас. %	Ат. %
C	10,1	1,8628	5,09	14,51
	5,0			
N	18,0	0,8879	18,96	46,31
	0			
Ti	29,3	0,8793	31,25	22,32
	9,0			
Fe	0,39	0,9019	0,41	0,25
Zr	42,5	0,8973	44,30	16,62
	2,0			
Итого			100,0	

зывают на наличие плотной нанокристаллической структуры в субслоях со средним размером кристаллитов 55...70 нм. Уменьшение толщины чередующихся субслоев до 50...60 нм ($\tau = 10$ с) приводит к появлению слабого пика твердого раствора (TiZr)N, что свидетельствует о наличии большей доли межслойных переходных зон в объеме конденсата.

Рентгеноспектральный анализ многослойных TiN/ZrN композиций показал, что, помимо титана, циркония и азота, в конденсатах содержится и достаточное количество углерода (5 мас. %) (табл. 1), что объясняется влиянием газовой атмосферы масляного вакуума в рабочей камере установки. Из приведенных данных следует также, что в покрытии зафиксирован дефицит азота, который компенсируется наличием углерода, что указывает на формирование в конденсате, помимо TiN, Ti₂N, ZrN, соединений и определенного количества фаз внедрения TiCN и ZrCN. В работе [6] отмечено, что влияние атомов азота и углерода на твердость таких конденсатов примерно аддитивное.

Типичные структуры многослойных конденсатов TiN/TiAlN и TiN/TiCrN в поперечном сечении представлены на рис. 6. Напряжение смещения на подложках составляло -180 В. Как видно из приве-

денных СЭМ микроструктур, конденсированные композиции имеют слоистую структуру со средней толщиной чередующихся субслоев 80...100 нм при $\tau = 30$ с. Границы между слоями также не имеют четких контуров, как и в случае конденсатов TiN/ZrN, что свидетельствует о наличии взаимного растворения компонентов композиций на межслойных поверхностях раздела в процессе вакуумно-дугового осаждения.

Дифрактограммы этих многослойных конденсатов, сформированных при напряжениях смещения на подложках -50 и -100 В, показывают наличие дифракционных пиков (111) и (200), соотношение которых зависит от уровня электрического потенциала, прикладываемого к подложке.

Исследования распределения компонентов данных конденсатов по толщине покрытия свидетельствуют о том, что химические элементы этих композиций распределяются довольно равномерно по сечению конденсата, однако содержание легирующих добавок в них отличается от химического состава материала катода. Например, массовая доля алюминия и хрома в покрытиях в 1,3...1,5 раза меньше, чем количество этих элементов в испаряемых катодах в зависимости от потенциала подложки. Увеличение электрического смещения приводит к уменьшению содержания легирующих элементов в покрытии вследствие разной степени их ионизации при испарении катодных материалов.

Значения механических характеристик, таких как твердость H и модуль упругости E нитридных одно- и многослойных конденсатов, определяли с помощью измерений микротвердости. Качественной сравнительной характеристикой сопротивления материала деформированию является соотношение H^3/E^{*2} [7], которое также устанавливали для исследуемых конденсатов. Здесь E^* — приведенный модуль Юнга, равный $E/(1 - \nu^2)$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона. Из этого соотношения следует, что для увеличения сопротивления пластической деформации нужно при высокой твердости стремиться к минимально возможному модулю упругости. Полученные результаты представлены в табл. 2.

Напряжение смещения для конденсатов в данном случае составляло -100 В, длительность осаж-

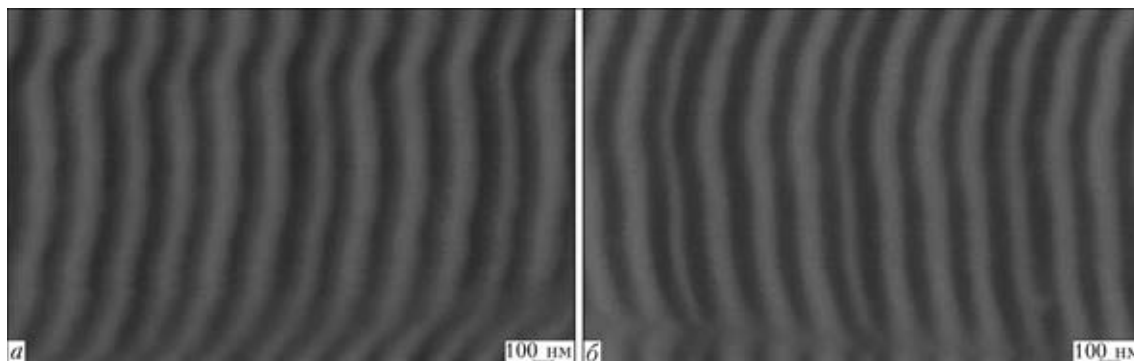


Рис. 6. СЭМ структуры многослойных конденсатов TiN/TiAlN (а) и TiN/TiCrN (б) в поперечном сечении; потенциал подложки -180 В; $\tau = 30$ с



Таблица 2. Механические характеристики нитридных конденсатов, сформированных при напряжении смещения на подложках -100 В и длительности осаждения субслоев 10 с (общее время конденсации плазменных потоков 30 мин)

Тип конденсата	H , ГПа	E , ГПа	H^3/E^{*2}
TiN	23	350	0,076
ZrN	21	295	0,082
Ti36AlN	28	270	0,232
Ti30CrN	25	290	0,143
TiN/ZrN	45	320	0,685
TiN/Ti36AlN	42	365	0,428
TiN/Ti30CrN	40	340	0,426

дения субслоев — 10 с. В этих условиях толщина формируемых субслоев в многослойных TiN/ZrN конденсатах равнялась $50...60$ нм, а в легированных хромом и алюминием — $25...30$ нм.

Как видно из приведенных в табл. 2 данных, значения твердости и соотношения H^3/E^{*2} легированных однослойных конденсатов на основе нитрида титана превышают аналогичные показатели однослойных нитридов двойных систем за счет образования твердых растворов, дополнительных фаз и измельчения зерна. В свою очередь, значения твердости и соотношения H^3/E^{*2} многослойных конденсатов значительно превышают таковые однослойных покрытий.

Причина существенного повышения твердости наноструктурных многослойных композиций заключается в наличии большого количества поверхностей раздела между нанослоями, блокировании с их помощью движения линейных дефектов при деформации таких конденсатов и образовании твердых растворов разнородных элементов на межслойных границах.

Кроме того, это может быть результатом различия модулей упругости чередующихся субслоев, образующих конденсированные композиции, а также наличием значительных сжимающих макронапряжений в формируемых конденсатах. Дополнительным фактором повышения твердости является присутствие в конденсатах углерода, поступающего из газовой атмосферы рабочей камеры, который способствует образованию карбонитридов на основе титана. Представленные данные показывают преимущество многослойных конденсатов над однослойными легированными и нелегированными.

Повышение потенциала подложки до -180 В приводит к уменьшению твердости всех конденсатов на $10...15$ %, что связано с уменьшением количества дефектов в конденсатах, полученных при более высоких температурах осаждения, снижением количества легирующих элементов в титане. Так, например, вакуумно-дуговое испарение Ti-36 % Al катода в азоте с последующим осаждением его плазменного потока на подложки из нержавеющей стали

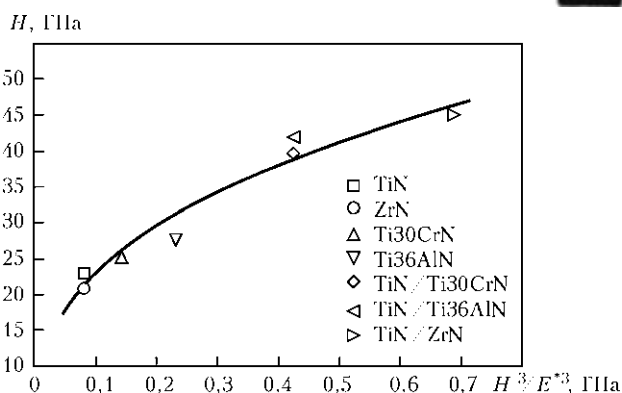


Рис. 7. Взаимосвязь соотношения H^3/E^{*2} и H для одно- и многослойных конденсатов нитридов на основе титана и его сплавов, полученных вакуумно-дуговым способом на подложках из нержавеющей стали

с потенциалами смещения -100 и -180 В приводит к уменьшению содержания алюминия в конденсате соответственно до 28 и 23 %. Аналогичная картина зафиксирована в случае вакуумно-дугового испарения Ti-30 % Cr катода. В этом случае конденсат, полученный при напряжении смещения -100 В, содержал 23 % хрома. Снижение количества алюминия и хрома в покрытии при вакуумно-дуговом осаждении отмечено в работах [8, 9].

Согласно работе [7] зависимость $H^3/E^{*2} = f(H)$ характеризует связь между механическими свойствами осажденных слоев. Аналогичная зависимость, построенная на основе наших экспериментальных данных, представлена на рис. 7. Данная зависимость хорошо изображается параболической кривой, проведенной через экспериментальные точки. В работе [10] отмечено, что соотношение H^3/E^{*2} может быть использовано для оценки ударной вязкости наноструктурных керамических покрытий.

Следует отметить, что вакуумно-дуговые нитридные покрытия, полученные с высокими скоростями конденсации, являются довольно неравновесными. Поэтому в результате релаксационных процессов их твердость со временем снижается. Проведенные измерения микротвердости многослойных нитридных конденсатов после хранения при комнатной температуре в течение 10 мес показали, что их твердость уменьшилась на $30...40$ %. Наличие релаксационных эффектов в нитридных покрытиях отмечено также в работах [6, 11].

Полученные в данной работе результаты свидетельствуют о влиянии многих технологических параметров на структуру, фазовый состав и механические свойства нитридных конденсатов, для чего требуется постоянный контроль условий формирования таких композиций с целью обеспечения воспроизводимости их характеристик.

Выводы

1. Изучена структура вакуумно-дуговых одно- и многослойных конденсатов нитридов на основе титана и его сплавов с алюминием и хромом, полученных с высокими скоростями осаждения ($0,3...0,5$ мкм/мин), в зависимости от значения уско-



ряющего потенциала подложки ($-50...-180$ В). Многослойные конденсаты имеют слоистую структуру со средней толщиной чередующихся субслоев от $150...180$ нм до $50...60$ нм для системы TiN/ZrN и от $80...100$ нм до $25...35$ нм для систем TiN/TiAlN и TiN/TiCrN.

2. Определено, что многослойные конденсаты системы TiN/ZrN имеют преобладающую ориентацию кристаллитов (111), как и в случае однослойных конденсатов TiN и ZrN, тогда как композиции TiN/TiAlN и TiN/TiCrN показывают наличие текстур (111) и (200), соотношение которых зависит от уровня электрического потенциала подложки.

3. Установлено, что содержание алюминия и хрома в конденсатах TiN/TiAlN и TiN/TiCrN зависит от потенциала подложки. Увеличение его ведет к уменьшению содержания легирующих элементов в покрытии.

4. Определены твердость, модуль упругости и соотношение H^3/E^{*2} для всех исследованных нитридов. Установлено, что значения твердости и соотношения H^3/E^{*2} легированных однослойных конденсатов на основе нитрида титана превышают аналогичные показатели однослойных нитридов двойных систем. В свою очередь, твердость и соотношение H^3/E^{*2} многослойных конденсатов значительно превышают таковые однослойных нитридных покрытий.

1. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия / А. А. Андреев, Л. П. Саблев, В. М. Шулаев, С. Н. Григорьев. —

Харьков: НИЦ «Харьковский физико-технический институт», 2005. — 236 с.

2. Ducros C., Benevent V., Sanchette F. Deposition, characterization and machining performance of multilayer PVD coatings on cemented carbide cutting tools // J. surface and coatings technology. — 2003. — **163, 164**. — P. 681–688.
3. Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. Синтез наноструктурных пленок: достижения и перспективы // Сб. докл. 2-го Междунар. науч.-техн. симп. «Наноструктурные функциональные покрытия и материалы для промышленности». Том 1: «Наноструктурные материалы». — Харьков, 2007. — С. 6–15.
4. Нанокристаллические вакуумно-дуговые многослойные покрытия на основе нитридов титана и хрома // В. М. Шулаев, А. А. Андреев, И. М. Неклюдов и др. // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. Том II. — Харьков, 2008. — С. 6–9.
5. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справочник: — М.: Металлургия, 1988. — 319 с.
6. Андриевский Р. А. Синтез и свойства пленок фаз внедрения // Успехи химии. — 1997. — Т. 66. — С. 57–76.
7. Relationships between hardness, Youngs modulus and elastic recovery in hard nanocomposite coatings / J. Musil, F. Kunc, H. Zeman, H. Polakova // J. surface and coatings technology. — 2002. — **154**. — P. 304–315.
8. Deposition of high (TiAl)N hard coatings by vacuum arc evaporation process / Da-Yung Wang, Yen-Way Li, Chi-Long Chang, Wei-Yu Ho // Ibid. — 1999. — **114**. — P. 109–113.
9. Vetter J., Scholl H.J., Knotek O. (TiCr)N coatings deposited by cathodic vacuum arc evaporation // Ibid. — 1995. — **74, 75**. — P. 286–291.
10. Musil J., Jirout M. Toughness of hard nanostructured ceramic thin films // Ibid. — 2007. — **201**. — P. 5148–5152.
11. Вакуумно-дуговое осаждение наноструктурных TiN-покрытий из прямого плазменного потока с ионной имплантацией / В. М. Шулаев, А. А. Андреев, И. М. Неклюдов и др. // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. Том II. — Харьков, 2008. — С. 11–15.

Studied are the structure, element composition, microhardness and modulus of elasticity of multilayer vacuum-arc condensates of TiN/ZrN, TiN/Ti36AlN, TiN/Ti30CrN systems produced at high rates of condensation ($0.3...0.5$ $\mu\text{m}/\text{min}$) as a result of decrease in distance between the cathodes and substrates (up to $130...140$ A). For comparison, similar characteristics of single-layer condensates TiN, ZrN, Ti36AlN and Ti30CrN, produced under similar conditions, were investigated. Thickness of condensates was $10...15$ μm ; material of substrates was stainless steel 12Kh17. Dependencies of studied characteristics of condensates on accelerated potential of substrate ($U_s = 50...180$ V) were found. Values of mechanical characteristics (hardness and modulus of elasticity of nitride single- and multilayer condensates) were determined. Basing on the obtained results, the ratio H^3/E^{*2} was calculated for these coatings, characterizing the level of coating resistance against the plastic deformation. It is shown that the microhardness and ratio H^3/E^{*2} of multilayer nitride condensates are much higher than that in single-layer ones. Microhardness of multilayer condensates is increased with decrease of adjustable thickness of alternating sublayers. Ref. 11, Tables 2, Figures 7.

Key words: vacuum-arc evaporation; multilayer nitride condensates; high rate of deposition; scanning electron microscopy; microhardness; modulus of elasticity

Поступила 14.03.2014

ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ ДЛЯ КОМПАНИИ «von Schaewen AG»



ПАО «Энергомашспецсталь» изготовило крупную партию полигональных слитков для компании «von Schaewen AG» (Германия).

Общая масса заказа составила 881,1 т. Заготовки будут использоваться как сырье для дальнейшего производства поковок различных видов.

Сотрудничество ЭМСС с компанией «von Schaewen AG» продолжается 15 лет.

Общая масса товарных слитков, которые ПАО «Энергомашспецсталь» планирует изготовить в 2014 г. для предприятий Европы, Азии и Украины, составит 20 тыс. т.

<http://www.krampravda.dn.ua>