

## Структурная инженерия многослойной системы TiN / CrN, полученной вакуумно-дуговым испарением

О.В. Соболев<sup>1,\*</sup>, А.А. Андреев<sup>2</sup>, В.Ф. Горбань<sup>3</sup>, В.А. Столбовой<sup>2</sup>, Н.В. Пинчук<sup>1</sup>, А.А. Мейлехов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НТУ «Харьковский политехнический институт», ул. Фрунзе, 21, 61002 Харьков, Украина

<sup>2</sup> ННЦ «Харьковский физико-технический институт», ул. Академическая, 1, 61108 Харьков, Украина

<sup>3</sup> Институт проблем материаловедения НАН Украины, ул. Кржижановского, 3, 03142 Киев, Украина

(Получено 21.11.2014; в отредактированной форме – 12.03.2015; опубликовано online 25.03.2015)

Методами рентгеновской дифрактометрии, электронной микроскопии и микроиндентирования исследованы фазовый состав, структура, субструктура и твердость вакуумно-дуговых многослойных покрытий системы TiN / CrN, полученных в интервале давления азота  $1 \cdot 10^{-5} \dots 5 \cdot 10^{-3}$  Торр при подаче постоянного и импульсного отрицательного потенциала смещения. Установлено формирование двухфазного состояния с преимущественной ориентацией роста кристаллитов. При высоком давлении  $(1 \dots 5) \cdot 10^{-3}$  Торр и подаче отрицательного постоянного потенциала смещения:  $U_{sm} = -20$  В – ось текстуры [100], при  $-230$  В – ось текстуры [111]. Основываясь на исследованиях субструктурного состояния, установлена связь перехода в сверхтвердое (до 57 ГПа) состояние с уменьшением микродеформации и размера кристаллитов в TiN слоях.

**Ключевые слова:** Вакуумно-дуговой метод, Давление, Потенциал смещения, CrN, TiN, Текстура, Субструктура, Микродеформация, Размер кристаллитов.

PACS numbers: 81.07.Bc, 61.05.cp,  
68.55.jm, 61.82.Rx

### 1. ВВЕДЕНИЕ

Изучение закономерностей формирования нанослойных TiN / CrN-покрытий, получаемых методом вакуумно-дугового испарения, представляет как научный, так и практический интерес. С точки зрения практического применения такая конструкция покрытия позволяет сочетать высокую износостойкость покрытия и низкую изнашиваемость контртела [1-3]. Покрытия TiN / CrN показали высокую эффективность в случае их использования на режущих инструментах при резании труднообрабатываемых материалов [4].

Научный интерес связан с углублением понимания малоизученных процессов формирования нанослойных структур на основе взаимно растворимых систем типа TiN / CrN в условиях осаждения высокоионизированных, возбужденных компонентов потоков вакуумно-дуговой плазмы [5, 6].

По этому в данной работе была поставлена цель провести комплексные исследования по влиянию основных физико-технологических параметров на структурное состояние многослойных покрытий, что может стать базой для развития основ структурной инженерии многослойных нитридных покрытий.

### 2. МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ

Многослойные двухфазные наноструктурные покрытия TiN / CrN осаждались в вакуумно-дуговой установке «Булат-6». В качестве материалов катодов использованы: титан ВТ 1-0; малолегированный сплав хрома ВХ1-17; активный газ – азот (99,95 %). Покрытия наносились на поверхность образцов  $20 \times 20 \times 2$  мм из стали 18Н10Т, подготовленную

стандартными методами шлифования и полирования. Процедура осаждения многослойных покрытий включала следующие операции. Вакуумную камеру откачивали до давления  $10^{-5}$  Торр. Затем на поворотное устройство с подложкодержателем подавали отрицательный потенциал 1 кВ, включали испаритель и производили очистку поверхности первой из двух подложек бомбардировкой ионами хрома в течение 3...5 мин. После этого подложкодержатель поворачивали на  $180^\circ$  и производилась такая же очистка второй подложки. Далее включали одновременно оба испарителя, подавался в камеру азот и осаждали первый слой с одной стороны CrN, а с противоположной – TiN.

Процесс осаждения осуществлялся при следующих технологических условиях. После осаждения первого слоя оба испарителя отключали, поворачивали подложкодержатель на  $180^\circ$  и снова одновременно включали оба испарителя. Ток дуги в процессе осаждения составлял 85...90 А, давление азота ( $P_N$ ) в камере варьировалось в интервале  $10^{-5} \dots 5 \cdot 10^{-3}$  Торр, расстояние от испарителя до подложки – 250 мм, температура подложки ( $T_n$ ) была в интервале 250...350 °С. Получали покрытия толщиной около 7 мкм. Одна пара из двух нанослоев TiN / CrN имела толщину около 40 нм, при этом толщина каждого из нанослоев составляла около 20 нм.

Многослойные наноструктурные покрытия TiN / CrN с одновременной ионной имплантацией в процессе получения осаждались при подаче на подложкодержатель наряду с отрицательным постоянным потенциалом импульсный потенциал с длительностью импульсов 10 мкс, частотой следования 7 кГц и амплитудой до 800 В. Основное преимущество данного метода плазменной ионной импланта-

\* sool@kpi.kharkov.ua

ции и осаждения (РВП&D-метод) при синтезе двухфазных наноструктур TiN / CrN состоит в существенном снижении температуры разогрева подложки при осаждении (ниже 200 °С), что должно блокировать заметное диффузионное перемешивание компонентов системы.

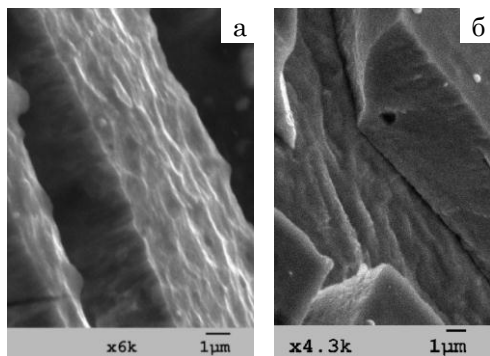
Фазовый состав, структура и субструктурные характеристики изучались методом рентгеновской дифрактометрии (ДРОН-3М) с использованием Cu-K $\alpha$  излучения. Для монохроматизации регистрируемого излучения применялся графитовый монохроматор, который устанавливался во вторичном пучке (перед детектором). Изучение фазового состава, структуры (текстуры, субструктуры) производили с помощью традиционных методик рентгеновской дифрактометрии путем анализа положения, интенсивности и формы профилей дифракционных рефлексов. Для расшифровки дифрактограмм использовались таблицы международного центра дифракционных данных Powder Diffraction File. Субструктурные характеристики определялись методом аппроксимации [7].

Микроиндентирование проводили на установке «Микрон-гамма» при нагрузке до  $F = 0,5$  Н алмазной пирамидой Берковича с углом заточки 65°, с автоматически выполняемыми нагружением и разгрузением на протяжении 30 секунд.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 приведены Микрофотографии излома покрытий TiN/CrN, полученных без (а) и с импульсной высоковольтной стимуляцией (б).

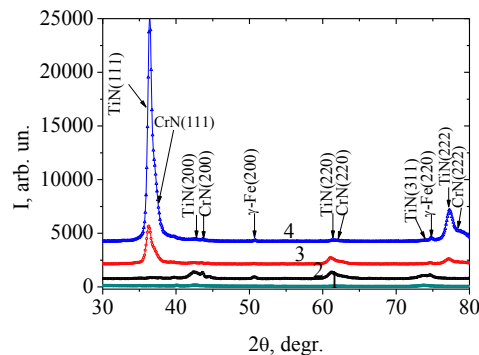
Видно, что в отсутствие ионной стимуляции роста покрытия, так и при ее наличии на поверхности формируется ячейкообразная структура (рис. 1), а структура излома покрытия показывает столбчатый вид растущих зерен-кристаллитов, однако подача высоковольтного импульсного потенциала приводит к некоторому выравниванию растущей поверхности (рис. 1б) из-за большей подвижности осаждаемых в этом случае пленкообразующих частиц, и к волокнистой структуре роста с меньшим размером зерен в плоскости сечения параллельной поверхности.



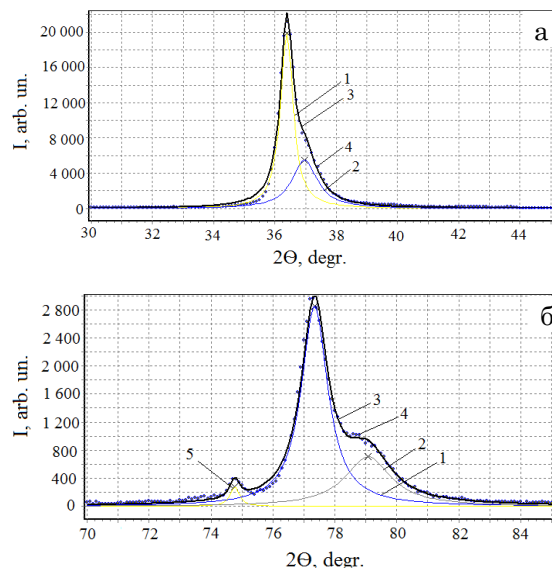
**Рис. 1** – Фрактограммы излома многослойных покрытий TiN / CrN, полученных при  $U_{nn} = -230$  В,  $P_N = 0,005$  Торр,  $T_n = 250$  °С: а – без импульсной стимуляции, б – с импульсной стимуляцией

По данным рентгеновской дифрактометрии при подаче постоянного потенциала  $U_{nn} = -230$  В без импульсного воздействия в зависимости от давления в

интервале ( $10^{-4} \dots 5 \cdot 10^{-3}$ ) Торр происходит изменение структурного состояния от поликристаллического без преимущественной ориентации до текстурированного с осью [111] перпендикулярной плоскости роста (последнее проявляется в относительном увеличении интенсивности от пиков семейства плоскостей {111} – рис. 2, спектры 3 и 4, а также после обработки и выделения профилей на рис. 3а и б).



**Рис. 2** – Участки дифракционных спектров покрытий TiN / CrN, полученных при  $U_{nn} = -230$  В и  $P_N$ , Торр: 1 –  $1 \cdot 10^{-4}$ , 2 –  $1 \cdot 10^{-3}$ , 3 –  $3 \cdot 10^{-3}$ , 4 –  $5 \cdot 10^{-3}$



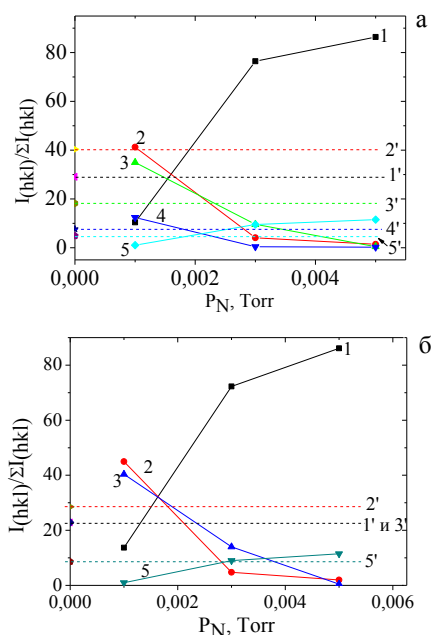
**Рис. 3** – Участки спектров с разделением на составляющие дифракционного профиля покрытия TiN / CrN, осажденного при  $U_{nn} = -230$  В и  $P_N = 5 \cdot 10^{-3}$  Торр: а) 1– профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (111) TiN, 2– профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (111) CrN, 3 – суммарная аппроксимирующая кривая, 4 – точки исходного массива данных; б) 1 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (222) TiN, 2- профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (222) CrN, 3 – суммарная аппроксимирующая кривая, 4 – точки исходного массива данных, 5 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (311) TiN

При относительно невысоком давлении  $1 \cdot 10^{-3}$  Торр формировалось битекстурное состояние с осями преимущественной ориентации [100] и [110], что связывается с высокой подвижностью пленкообразующих атомов, а при наименьшем давлении  $1 \cdot 10^{-4}$  Торр – текстура с осью [311]. Появление последней в нитридах переходных металлов с простой кубиче-

ской решеткой структурного типа NaCl, полученных вакуумно-дуговым испарением, связывается с радиационным действием ускоренных в поле отрицательного потенциала смещения частиц.

Таким образом, при понижении давления, когда увеличивается длина свободного пробега и уменьшаются потери энергии на столкновение, происходит переход от текстуры деформированного состояния [111], которая формируется при большом содержании атомов азота в решетке [8] и текстур [100] и [110] формируемых при высокой подвижности пленкообразующих атомом в условиях ионного воздействия при среднем давлении, до текстуры [311], определяемой радиационным действием при наименьшем давлении.

Данные об изменении интенсивности пиков, определяемые появлением преимущественной ориентации в интервале давлений  $(1...5) \cdot 10^{-3}$  Торр для составляющих слоев TiN и CrN фаз приведены на рис. 4.



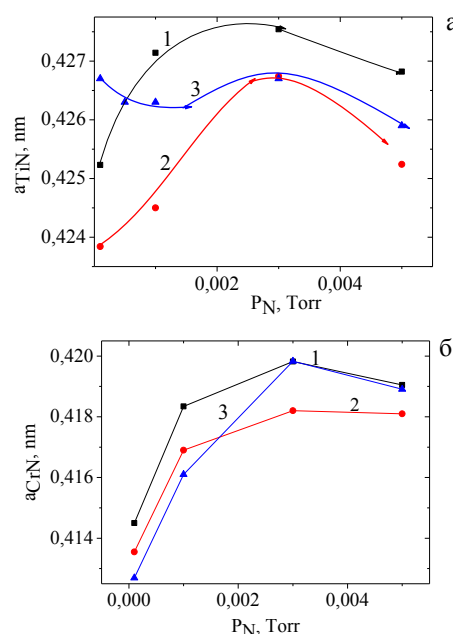
**Рис. 4** – Распределение интенсивностей дифракционных пиков при разном давлении осаждения для TiN (а) и CrN (б), покрытий системы TiN / CrN, полученных при  $U_{nn} = -230$  В: 1 – (111), 2 – (200), 3 – (220), 4 – (311), 5 – (222), табличные значения (PDF № 870629 и PDF №770047): 1' – (111), 2' – (200), 3' – (220), 4' – (311), 5' – (222)

При этом период решетки для фаз изменялся синхронно, но не монотонно (рис. 5). Видно, что с увеличением давления происходит рост периода в направлении нормали к поверхности, что может быть обусловлено, как увеличением содержания азота в покрытии, так и повышением уровня сжимающих напряжений. В случае нитрида титана увеличение периода кристаллической решетки до 0,4279 нм может быть связано с тем, что фаза CrN в силу меньшей термодинамической устойчивости под воздействием ионной бомбардировки и локального разогрева растворяется в нитриде титана с образованием твердого раствора (Ti, Cr)N и увеличением при этом периода решетки. Это согласуется с данными эксперимента, описанного в [1] когда для

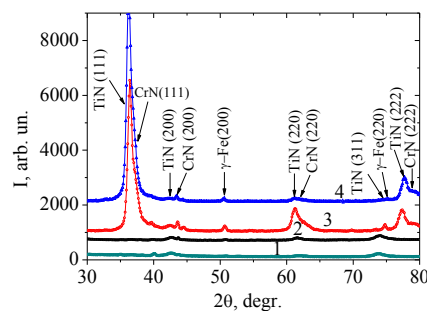
тонких пленок толщиной 50 нм, полученных последовательным осаждением нанослойной пары TiN / CrN с периодом не превышающим 10 нм по данным электронного дифракционного анализа какая-либо двухфазность не выявлялась. Из электронограмм следовало, что при такой толщине нанослоев в процессе осаждения образовывалась кубическая фаза твердого раствора (Ti, Cr)N со структурным типом кристаллической решетки NaCl, как и в случае мононитрида титана.

Из анализа полученных зависимостей также следует отметить более низкое значение периода для обеих фаз при их формировании в условиях действия высоковольтного импульсного воздействия. Причиной этого, по видимому, является уменьшение напряженного состояния, что характерно для воздействия такого типа [9].

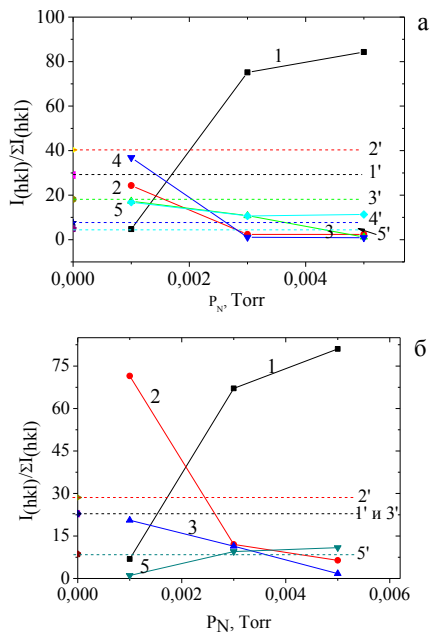
Подача высоковольтных импульсов в процессе осаждения в сочетании с постоянным отрицательным потенциалом  $-230$  В принципиально не изменяет характер формируемого фазово-структурного состояния покрытий (рис. 6).



**Рис. 5** – Изменение периодов решетки TiN (а) и CrN (б) составляющих многослойной системы в зависимости от давления. 1 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nu} = 0$ ; 2 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nu} = -700$  В; 3 –  $U_{nn} = -20$  В,  $U_{nu} = -700$  В



**Рис. 6** – Участки дифракционных спектров покрытий TiN/CrN, полученных при  $U_{nn} = -230$  В и импульсным воздействием  $U_{nu} = -700$  В и  $P_N$ , Торр: 1 –  $1 \cdot 10^{-4}$ , 2 –  $1 \cdot 10^{-3}$ , 3 –  $3 \cdot 10^{-3}$ , 4 –  $5 \cdot 10^{-3}$



**Рис. 7** – Распределение интенсивностей дифракционных пиков при разном давлении осаждения для TiN (а) и CrN (б), покрытий системы TiN/CrN, полученных при  $U_{nn} = -230$  В и  $U_{nn} = -700$  В: 1 – (111), 2 – (200), 3 – (220), 4 – (311), 5 – (222), табличные значения (PDF № 870629 и PDF № 770047): 1' – (111), 2' – (200), 3' – (220), 4' – (311), 5' – (222)

Также можно отметить формирование преимущественной ориентации с осью [111] совершенство которой (при давлениях  $(3...5) \cdot 10^{-3}$  Торр) повышается с увеличением давления (см. рис. 4 и 7).

Основные отличия проявляются на субструктурном уровне в виде значительно меньшего размера кристаллитов и микродеформации TiN составляющих слоев при больших давлениях осаждения (рис. 8а, в). В то время как в CrN слоях подача при их формировании высоковольтных импульсов приводит к более высокому среднему значению размера кристаллитов при более низкой микродеформации (рис. 8 б, г).

При этом следует отметить, что в отличие от нитрида титана в нитриде хрома микродеформация с увеличением давления для всех режимов – возрастает, однако в случае импульсного воздействия, по видимому, в следствии возможности упорядочения, такой рост проявляется в наименьшей степени.

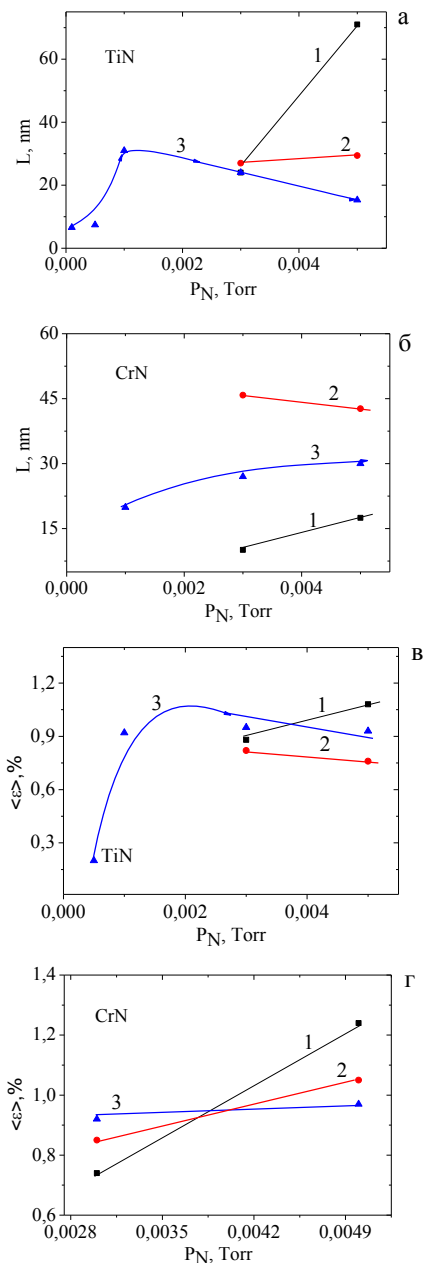
Понижение постоянного отрицательного потенциала смещения до  $-20$  В при импульсном высоковольтном воздействии приводит к качественному изменению формируемого структурного состояния, что проявляется на дифракционных спектрах (рис. 9).

Видно, что при повышении давления в этом случае происходит формирование другого типа преимущественной ориентации кристаллитов – с осью [100] перпендикулярной плоскости поверхности роста, что проявляется в увеличении относительной интенсивности пиков от плоскости (200) в угловом диапазоне  $2\theta = 40...45^\circ$ , как для TiN, так и CrN фаз (рис. 10).

Как видно из приведенных на рисунке 11 зависимостей интенсивности дифракционных пиков от давления азотной атмосферы при осаждении в TiN фазе текстура с осью [100] является преобладающей начиная с самых низких давлений при осаждении

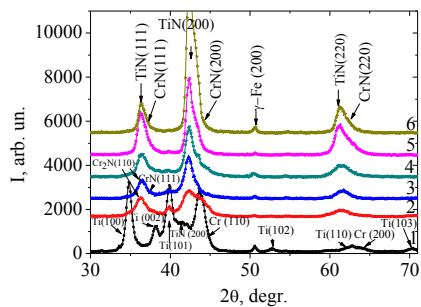
(рис. 11а) в то время, как в CrN фазе в интервале средних давлений наблюдается образование битекстурного состояния с осями [100] и [111] (рис. 11б).

Отношение объемного содержания фазы нитрида титана к нитриду хрома составляет около 1,5/1. Следует отметить, что при переходе от наиболее низкого давления при осаждении  $1 \cdot 10^{-5}$  Торр к более высокому  $1,2 \cdot 10^{-4}$  Торр (рис. 9, спектры 1 и 2) фазовый состав изменяется от металлического Ti и Cr к нитриду титана при сохранении хрома в металлическом состоянии. И только при давлении  $5 \cdot 10^{-4}$  Торр происходит формирование нитрида хрома изоморфной монослойной фазе нитрида титана модификации (рис. 9, спектр 3).

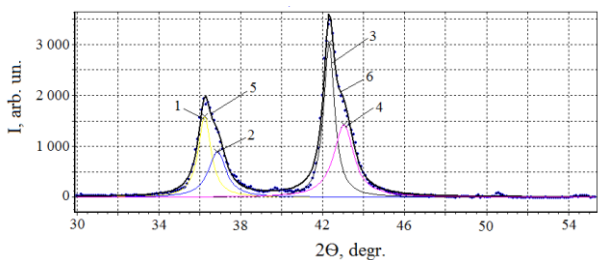


**Рис. 8** – Зависимости изменения субструктурных характеристик (средний размер кристаллитов,  $L$  (а, б) и микродеформация,  $\langle \epsilon \rangle$  (в, г)) в кристаллических фазах TiN (а, в) и CrN (б, г) многослойной системы от давления азотной атмосферы при осаждении  $P_N$ : 1 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nn} = 0$ ; 2 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nn} = -700$  В; 3 –  $U_{nn} = -20$  В,  $U_{nn} = -700$  В

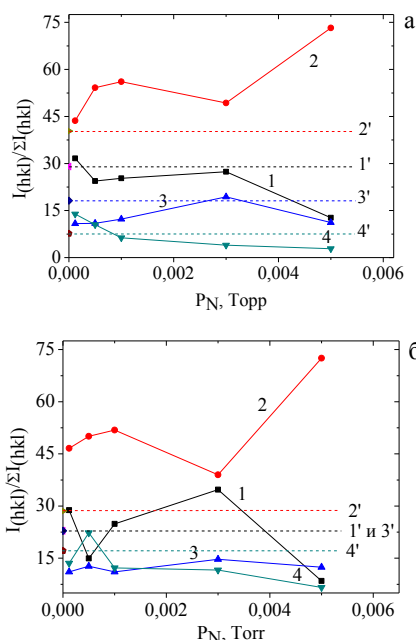




**Рис. 9** – Участки дифракционных спектров покрытий TiN/CrN, полученных при  $U_{nn} = -20$  В, импульсном воздействии  $U_{nu} = -700$  В и  $P_N$ , Торр: 1 –  $1 \cdot 10^{-5}$ , 2 –  $1,2 \cdot 10^{-4}$ , 3 –  $5 \cdot 10^{-4}$ , 4 –  $1 \cdot 10^{-3}$ , 5 –  $3 \cdot 10^{-3}$ , 6 –  $5 \cdot 10^{-3}$



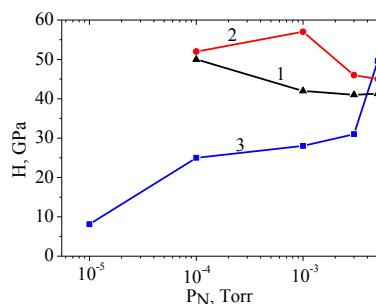
**Рис. 10** – Участок спектра с разделением на составляющие дифракционного профиля покрытия TiN / CrN, осажденно-го при  $U_{nn} = -20$  В,  $U_{nu} = -700$  В и  $P_N = 5 \cdot 10^{-3}$  Торр: 1 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (111) TiN, 2 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (111) CrN, 3 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (200) TiN, 4 – профиль выделения дифракционной кривой от плоскости (200) CrN, 5 – суммарная аппроксимирующая кривая, 6 – точки исходного массива



**Рис. 11** – Распределение интенсивностей дифракционных пиков при разном давлении осаждения для TiN (а) и CrN (б), покрытий системы TiN / CrN, полученных при  $U_{nn} = -20$  В и  $U_{nu} = -700$  В: 1 – (111), 2 – (200), 3 – (220), 4 – (311), табличные значения (PDF № 870629 и PDF №770047): 1' – (111), 2' – (200), 3' – (220), 4' – (311)

Образование нитрида хрома при более высоком давлении, чем нитрида титана можно объяснить результатом преимущественного синтеза нитрида титана по сравнению с нитридом хрома вследствие более высокого сродства с азотом в системе Ti-N, чем в системе Cr-N. Свободная энергия образования TiN почти в два раза больше, чем CrN [10], а константа скорости реакции синтеза – выше в 1,5 раза.

Из полученных зависимостей твердости покрытий от давления при осаждении, представленных на рисунке 12 видно, что при сравнительно низком постоянном отрицательном потенциале смещения – 20 В (рис. 12, зависимость 3) покрытия с высокой твердостью формируются при наибольшем давлении  $5 \cdot 10^{-3}$  Торр. Значительный прирост твердости наблюдается при увеличении постоянного отрицательного потенциала до – 230 В (рис. 12, зависимости 2 и 3).



**Рис. 12** – Зависимость микротвердости многослойных покрытий TiN / CrN от давления азотной атмосферы при осаждении ( $P_N$ ): 1 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nu} = 0$ ; 2 –  $U_{nn} = -230$  В,  $U_{nu} = -700$  В; 3 –  $U_{nn} = -20$  В,  $U_{nu} = -700$  В

При этом импульсное воздействие, приводящее к уменьшению микродеформации и меньшему размеру кристаллитов в слоях TiN (рис. 8) обуславливает существенный прирост твердости покрытий (до 57 ГПа).

Таким образом, в случае осаждения покрытий при режиме, сочетающем постоянный отрицательный потенциал подложки (– 230 В) и имплантацию ионов из газо-металлической плазмы (титана, хрома и азота), при сопоставимых давлениях азота имеет место существенный прирост твердости по отношению к покрытиям, полученным без имплантации.

Причиной такого прироста, как можно судить из полученных структурных результатов, может служить как уменьшение среднего размера кристаллитов в TiN слоях, так и меньшая величина микродеформации. Последние результаты свидетельствуют о большей равномерности в распределении атомов, стимулированной импульсной имплантацией ускоренных до высокой энергии ионов, обладающих в результате этого повышенной подвижностью.

### ВЫВОДЫ

1. Выявлено формирование двухфазного состояния с более эффективным нитридообразованием в слоях с титаном. Подача постоянного потенциала смещения величиной – 20 В приводит к появлению текстуры с осью [100], а при подаче большого потенциала – 230 В – с осью [111].

2. Импульсное воздействие при – 230 В приводит к появлению преимущественной ориентации [311] при

$P_N = 1 \cdot 10^{-3}$  Торр. При более высоком давлении развивается текстура [111], однако менее совершенная, чем в случае безимпульсного воздействия.

3. Увеличение давления рабочей азотной атмосферы при осаждении приводит к росту периода, что связано с насыщением кристаллической решетки атомами азота.

4. Подача высоковольтных импульсов за счет повышения средней энергии осаждаемых частиц при-

водит к уменьшению внутрикристаллических несовершенств и связанной с ними микродеформации.

5. Установлена возможность получения покрытий высокой твердости до 57 ГПа при подаче потенциала смещения – 230 В и импульсном высоковольтном воздействии, что связано с уменьшением при этом среднего размера кристаллитов и снижении уровня внутрикристаллической микродеформации, как в TiN, так в CrN слоях.

## Structural Engineering of Multilayer TiN / CrN System Obtained by the Vacuum Arc Evaporation

O.V. Sobol<sup>1</sup>, A.A. Andreev<sup>2</sup>, V.A. Stolbovoy<sup>2</sup>, V.F. Gorban<sup>3</sup>, N.V. Pinchuk<sup>1</sup>, A.A. Meylekhov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 21, Frunze Str., 61002 Kharkiv, Ukraine

<sup>2</sup> National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, 1, Akademicheskaya Str., 61108 Kharkiv, Ukraine

<sup>3</sup> Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, 3, Krzhizhanovskiy Str., 03680 Kyiv-142, Ukraine

By the X-ray diffraction, electron microscopy, and microindentation methods we have investigated the phase composition, structure, substructure and hardness of vacuum arc multilayer coatings of TiN / CrN system obtained in the range of nitrogen pressure of  $1 \cdot 10^{-5} \dots 5 \cdot 10^{-3}$  Torr when applying continuous and pulsed negative bias potential. Formation of two-phase state with a preferred orientation of the crystallite growth was established at high pressure of  $(1 \dots 5) \cdot 10^{-3}$  Torr and feeding of negative DC bias potential:  $U_b = -20$  V – texture axis [100], at – 230 V – texture axis [111]. Based on the studies of substructural state, connection of the transition to the superhard (57 GPa) state with decrease in the crystallite size and microstrain in TiN layers was established.

**Keywords:** Vacuum-arc method, Pressure, Bias potential, CrN, TiN, Texture, Substructure, Microstrain, Size of crystallites.

## Структурна інженерія багатопшарової системи TiN / CrN, отриманої вакуумно-дуговим випаровуванням

О.В. Соболев<sup>1</sup>, А.О. Андреев<sup>2</sup>, В.А. Столбовий<sup>2</sup>, В.Ф. Горбань<sup>3</sup>, Н.В. Пінчук<sup>1</sup>, А.О. Мейлехов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НТУ «Харківський політехнічний інститут», вул. Фрунзе, 21, 61002 Харків, Україна

<sup>2</sup> ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут», вул. Академічна, 1, 61108 Харків, Україна

<sup>3</sup> Інститут проблем матеріалознавства НАН України, вул. Кржижанівського, 3, 03142 Київ, Україна

Методами рентгенівської дифрактометрії, електронної мікроскопії та мікроіндентування досліджені фазовий склад, структура, субструктура і твердість вакуумно-дугових багатопшарових покриттів системи TiN / CrN, отриманих в інтервалі тиску азоту  $1 \cdot 10^{-5} \dots 5 \cdot 10^{-3}$  Торр з подачею постійного та імпульсного негативного потенціалу зсуву. Встановлено формування двофазного стану з переважним орієнтуванням зростання кристалітів при високому тиску  $(1 \dots 5) \cdot 10^{-3}$  Торр та подачі негативного постійного потенціалу зсуву  $U_{nn} = -20$  В – вісь текстури [100], при – 230 В – вісь текстури [111]. Ґрунтуючись на дослідженнях субструктурного стану, встановлен зв'язок переходу в надтвердий (до 57 ГПа) стан зі зменшенням мікродеформації та розміру кристалітів у TiN шарах.

**Ключові слова:** Вакуумно-дуговий метод, Тиск, Потенціал зсуву, CrN, TiN, Текстура, Субструктура, Мікродеформація, Розмір кристалітів.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев, *Вакуумно-дуговые покрытия* (Харьков: ННЦ ХФТИ: 2010) (A.A. Andreyev, L.P. Sablev, S.N. Grigor'yev, *Vakuumno-dugovyye pokrytiya* (Kharkov: NNTS KhFTI: 2010)).
2. Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко, И.М. Неклюдов, Г.Н. Картмазов, А.А. Андреев, *Вопросы атомной науки и техники* № 2(90), 203 (2007) (Yu.V. Kunchenko, V.V. Kunchenko, I.M. Neklyudov, G.N. Kartmazov, A.A. Andreyev, *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki* No 2(90), 203 (2007)).
3. M. Oden, J. Almer, G. Hakansson, M. Olsson, *Thin Solid Films* **377-378**, 407 (2000).
4. А.А. Андреев, I.V. Gavrillo, A.G. Gavrillo, A.S. Vereschaka, V.P. Zhed, V.G. Padalka, A.K. Sinelschikov, Pat. № 4 436 830 USA, MKI S04V 35/3. *Coating for metal-cutting tools* (1984).
5. A.D. Pogrebnjak, A.P. Shpak, N.A. Azarenkov, V.M. Beresnev, *Phys.-Usp.* **52** No 1, 29 (2009).
6. Albano Cavaleiro, De Hosson, Th.M. Jeff, *Nanostructured coatings* (Springer: Verlag: 2006).
7. O.V. Sobol', *Phys. Solid State* **53** No 7, 1464 (2011).
8. N.A. Azarenkov, O.V. Sobol, A.D. Pogrebnjak, V.M. Beresnev, S.V. Lytovchenko, O.N. Ivanov, *The materials science of non-equilibrium states of modified surface* (Sumy: Sumy State University: 2012).
9. O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, et al., *Metal Sci. Heat Treat.* **54** No 3-4, 195 (2012).  
Г.В. Самсонов, *Нитриды* (Київ: Наукова думка, 1969) (G.V. Samsonov, *Nitridy* (Kyev: Naukova dumka, 1969)).