

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ КОНДЕНСАТАХ СИСТЕМЫ TiC-WC

О. А. Шовкопляс¹, О. В. Соболев²

¹*Сумский государственный университет*

Украина

²*Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт"*

Украина

Поступила в редакцию 24.11.2013

Методом рентгеновской дифрактометрии, включающим рентгенотензиометрию (" $a\text{-sin}^2\psi$ -метод), проанализировано фазово-структурное и напряженно-деформированное состояния ионно-плазменных покрытий квазибинарной системы TiC-WC в зависимости от соотношения TiC/WC составляющих и температуры осаждения. Выявлено расширение (по сравнению с равновесным) границ области существования кристаллического состояния с кубической решеткой структурного типа NaCl. Установлено, что TiC составляющая с сильной ковалентной связью между металлом и углеродом приводит к повышению величины остаточных напряжений сжатия в покрытии, которые при температуре осаждения 530 К и составе 25 мол.% WC – 75 мол.% TiC достигли – 7.7 ГПа. Определено, что в нанокристаллическом состоянии покрытий коэффициент Пуассона близок к 0.24, а коэффициент термического расширения – $2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

Ключевые слова: квазибинарная система, магнетронное распыление, покрытие, нанокристаллическое состояние, рентгеновская дифрактометрия

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ В ЙОННО-ПЛАЗМОВИХ КОНДЕНСАТАХ СИСТЕМИ TiC-WC

О. А. Шовкопляс, О. В. Соболев

Методом рентгенівської дифрактометрії, включно із рентгенотензиометрією (" $a\text{-sin}^2\psi$ "-метод), проаналізовано фазово-структурний й напружено-деформований стани йонно-плазмових покриттів квазібінарної системи TiC-WC у залежності від співвідношення TiC/WC складових і температури осадження. Виявлено розширення (в порівнянні з рівноважним) меж області існування кристалічного стану з кубічною решіткою структурного типу NaCl. Визначено, що TiC складова із міцним ковалентним зв'язком між металом та вуглецем приводить до збільшення величини залишкових напружень стиснення в покритті, що при температурі осадження 530 К і складі 25 мол.% WC – 75 мол.% TiC досягли – 7.7 ГПа. Встановлено, що в нанокристалічному стані покриттів коефіцієнт Пуассона складає близько 0.24, а коефіцієнт термічного розширення – $2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

Ключові слова: квазібінарна система, магнетронне розпилення, покриття, нанокристалічний стан, рентгенівська дифрактометрія.

REGULARITIES FORMATION OF STRESS-STRAIN STATE ION-PLASMA CONDENSATES OF TiC-WC SYSTEM

O. A. Shovkoplyas, O. V. Sobol'

By X-ray diffraction, including X-ray tensometry (" $a\text{-sin}^2\psi$ "-method) analyzed phase-structural and stress-strain state of the ion-plasma coatings quasi-binary system TiC-WC depending on the ratio of TiC/WC components and the deposition temperature. Extension installed (compared to the equilibrium) region of existence of the crystalline state with a cubic lattice structure type NaCl. Determined that the TiC component with a strong covalent bond between the metal and the carbon increases the magnitude of the residual compressive stresses in the coating which, when a deposition temperature 530 K and the composition of 25 mol.% WC – 75 mol.% TiC reached – 7.7 GPa. It was determined that the nanocrystalline coatings Poisson's ratio close to 0.24, and the coefficient of thermal expansion – $2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

Keywords: Quasi-binary system; Magnetron sputtering; Coating; Nanocrystalline state; X-ray diffraction.

ВВЕДЕНИЕ

Большой удельный объем границ с нарушением кристалличности и деформированным состоянием приграничных областей в наноструктурных материалах определяет структурную неравновесность и является основой их уникальных свойств.

Формируясь в большинстве случаев наноструктурными [1 – 5], покрытия, полученные ионно-плазменными методами, относятся к системам с сильно неравновесными структурными состояниями, для которых фазовые диаграммы существенно отличаются от равновесных. Изменения диаграмм состояния обуславливаются, прежде всего, увеличением взаимной растворимости элементов в наноструктурном состоянии, а значит, и существенным расширением границ области твердых растворов. При создании необходимых условий происходят процессы перехода такой системы из неравновесного метастабильного состояния в более равновесное. При этом необходимо отметить устойчивость в нанокристаллическом состоянии структуры с кристаллической решеткой типа NaCl. Эта устойчивость обусловлена возможностью удерживать такую систему упаковки, противодействуя напряжениям неравномерного сжатия, вызываемого прямыми обменными связями Me-Me [6] при образовании “пустых” октаэдров вокруг углеродных вакансий. Предельная концентрация углеродных вакансий, которую “выдерживает” упаковка, зависит от соотношения прочности связи Me-C и связи Me-Me (Me – переходной металл, C – углерод).

Отметим, что уменьшение статистического веса стабильных d^5 -электронных конфигураций при переходе от металлов VI-й к металлам IV-й группы приводит к значительному ослаблению взаимодействия Me-Me, что обуславливает большую стабильность структуры к описанному выше смещению атомов металла при появлении смежных углеродных вакансий. Сжатию пустых октаэдров препятствуют силы связи Me-C, стремящиеся удержать соседние атомы металла в своих положениях. Это неизбежно приводит к возникновению упругих напряжений, которые при достижении определенной величины вызывают нарушение упруго-механической устойчивости решетки.

Таким образом, объединение карбидов металлов IV-й (TiC) и VI-й (WC) групп в квазибинарную систему WC-TiC позволяет получить уникальное сочетание компонент с сильными Me-C (для TiC) и Me-Me (для WC) связями, что может быть положено в основу получения материалов с уникальным структурным состоянием и высокими функциональными, прежде всего механическими, свойствами.

Целью данной работы является анализ влияния состава на фазово-деформационное состояние ионно-плазменных покрытий квазибинарной системы TiC-WC.

МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ

Покрытия получались ионным распылением мишени – катода. Для распыления использовалась планарная магнетронная схема.

Мишени для распыления изготавливались методом горячего прессования при температуре $T_{hp} \approx 1900$ К [7]. Мишени для случая квазибинарных систем были двухфазные и содержали фазы TiC с кубической решеткой структурного типа NaCl и WC фазу с простой гексагональной решеткой. В работе использовались мишени составов 85 мол.% WC – 15 мол.% TiC, 80 мол.% WC – 20 мол.% TiC, 70 мол.% WC – 30 мол.% TiC, 25 мол.% WC – 75 мол.% TiC, 10 мол.% WC – 90 мол.% TiC, а также состоящие только из TiC или WC.

Распыление осуществлялось в среде инертного газа Ar при давлении $0.2 \div 0.3$ Па. Подаваемое распыляющее напряжение $320 \div 400$ В обеспечивало плотность потока осаждаемых металлических атомов $j_{Me} \approx (2 \div 9) \cdot 10^{15}$ см⁻²·с⁻¹. Температура осаждения (T_s) менялась в интервале $350 \div 1200$ К путем контролируемого нагрева специально сконструированного столика для образцов. Толщина покрытий составляла $1.0 \div 1.4$ мкм. В качестве подложек использовались алюминиевая фольга, бериллий, пластины из никеля, меди и ситалла, полированный монокристаллический кремний.

Рентгендифракционные исследования образцов осуществлялись на дифрактометре ДРОН-3 в излучении Cu-K $_{\alpha}$ при регистрации рассеяния в дискретном режиме съемки с ша-

гом сканирования, изменяющимся в интервале $\Delta(2\theta) = 0.01 \div 0.05$ град. в зависимости от полуширины и интенсивности дифракционных линий. Время экспозиции в точке составляло $20 \div 100$ с. Объемная доля фаз в пленке рассчитывалась по стандартной методике, учитывающей интегральную интенсивность и отражательную способность нескольких линий каждой из фаз. Анализ фазового состава покрытий проводился с использованием картотеки ASTM. Субструктурные характеристики определялись методом аппроксимации [8].

Определение остаточного макронапряженно-деформированного состояния в покрытиях с кубической (структурный тип NaCl) кристаллической решеткой осуществлялось методом рентгеновской тензометрии (“ $a\text{-sin}^2\psi$ ”-метод) и его модификацией в случае сильной текстуры аксиального типа [9, 10]. Модифицированный “ $a\text{-sin}^2\psi$ ”-метод основан на том, что измерение межплоскостных расстояний производится от различных плоскостей при определенных, кристалло-графически заданных углах наклона ψ образца [9, 10]. В качестве базисных для определения упругой макродеформации помимо плоскостей текстуры использовались отражения от плоскостей (420), (422) и (511) под соответствующими к плоскостям текстуры углами ψ [9, 10].

Процентное содержание элементов определялось методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФА). В качестве первичного возбуждающего излучения использовалось излучение рентгеновской трубки прострельного типа с Ag анодом при возбуждающем напряжении 42 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты рентендифракционных исследований показали, что для всего интервала составов при температуре осаждения ниже 1000 К характерно образование наноструктурного (размер кристаллитов от 3 до 150 нм) однофазного состояния с решеткой кристаллитов структурного типа NaCl. Это определяется тем, что характерному диапазону энергий осаждаемых из ионно-плазменного потока частиц – от единиц до десятков электрон-вольт [2], соответствует высокая эквивалент-

ная температура, что приводит к уменьшению локализации d -электронов за счет d - s -возбуждения [6]. При этом появляется возможность стабилизации октаэдрических валентных конфигураций углерода с образованием карбида со структурой типа NaCl, хотя и с довольно высокой концентрацией углеродных вакансий.

При относительно невысокой температуре осаждения (менее 700 К) характерным для всего исследуемого концентрационного интервала по металлической составляющей для WC-TiC системы, является формирование однофазного твердого раствора (Ti, W)C в нанокристаллическом структурном состоянии с малым размером кристаллитов (3 – 15 нм). При этом происходит формирование похожего структурного состояния на всех типах подложек, используемых в работе. На рис. 1 приведены типичные дифракционные спектры покрытий, осажденных на разные типы подложек.

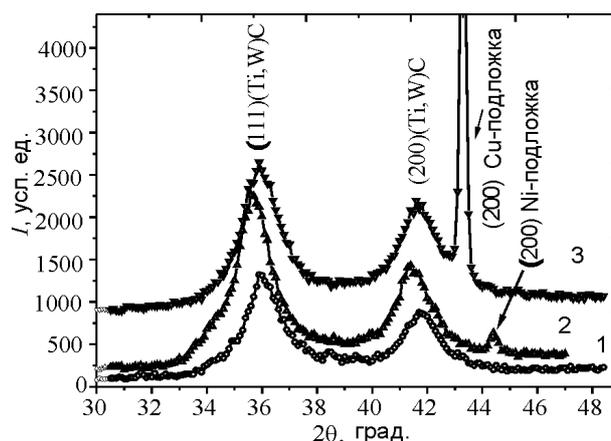


Рис. 1. Участки дифракционных спектров покрытий, полученных распылением мишени состава 20 мол.% TiC – 80 мол.% WC. Температура осаждения 550 К; подложки: 1 – полированный монокристаллический кремний, 2 – никель, 3 – медь.

С увеличением температуры до 800 К сохраняется как тенденция формирования преимущественной ориентации роста в направлении падения пучка [111], так и сохранение однофазного состояния (рис. 2).

При более высокой температуре осаждения ($T_s \geq 700$ К) и малом содержании TiC составляющей (менее 40 мол.%), на гладких шлифованных подложках из никеля и полированных подложках из ситалла и кремния наблюдается формирование преимущественно ори-

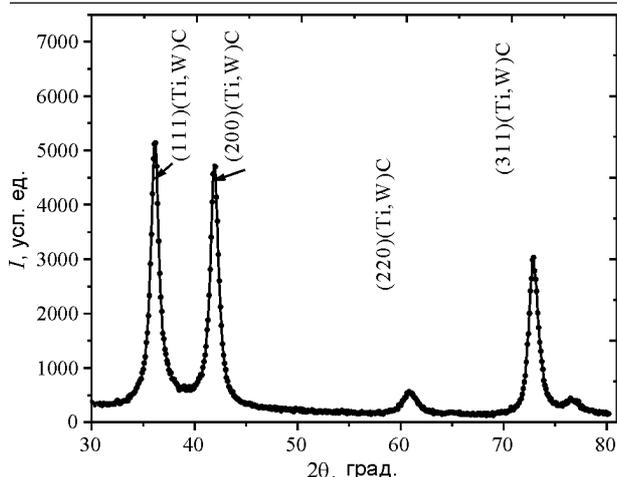


Рис. 2. Участки дифракционного спектра покрытия, полученного распылением мишени состава 20 мол.% TiC – 80 мол.% WC. Температура осаждения 840 К.

ентированных кристаллитов с осью [100], перпендикулярной плоскости роста. При температуре осаждения 800 ÷ 1000 К происходит резкое уменьшение полуширины дифракционных пиков при ψ -сканировании, что свидетельствует об уменьшении угловой разориентации кристаллитов относительно оси текстуры [100] (повышение степени совершенства текстуры). При этом в направлении падения пленкообразующих частиц повышается размер кристаллитов до 120 нм.

Как следует из приведенного выше обзора, с увеличением сложности системы, для которой рассматривается неравновесное нанокристаллическое состояние понимание конечного равновесного состояния приобретает все более необходимый характер. Поэтому при рассмотрении структурно-фазового состояния многокомпонентных систем, к которым относятся и квазибинарные, в нанокристаллическом состоянии ионно-плазменных конденсатов необходимым является построение тройной (из трех составляющих компонент квазибинарной системы – Ti, W и C) равновесной диаграммы. Особое значение это построение приобретает в случае формирования высокого уровня напряженно-деформированного состояния, т.к. такое состояние создает дополнительную, к концентрационной и структурной, еще и деформационную неравновесность [1, 5, 11].

На рис. 3 приведен концентрационный треугольник Ti-W-C с тремя составляющими бинарными системами. Видно, что для би-

нарной Ti-W составляющей при низких температурах формируется область твердых растворов на основе α -Ti или β -Ti с расслоением на составы β_1 и β_2 . Для бинарных Me-C диаграмм характерно образование карбидных фаз. Если для системы Ti-C такой фазой является δ -TiC с кубической решеткой структурного типа NaCl и сравнительно большой областью гомогенности по углероду, то для системы W-C в концентрационном интервале по углероду 0 – 50% обнаружено образование 3-й фаз: β -W₂C (в варианте более ранних обозначений [12]: на диаграммах обозначалась, как α -W₂C-фаза) с гексагональной кристаллической решеткой 3-х модификаций (β , β' , β''), γ -WC (с решеткой структурного типа NaCl, в варианте более ранних обозначений [12]: на диаграммах обозначалась, как β -WC-фаза) и δ -WC с гексагональной решеткой структурного типа WC и отношением периодов $c/a < 1$ (в варианте более ранних обозначений [12]: на диаграммах обозначалась как α -WC-фаза).

На рис. 3б приведена имеющаяся на сегодня равновесная диаграмма состояния для квазибинарного сечения TiC-WC [13]. Видно, что при температурах ниже 2800 К и содержании WC менее 45 мол.% устойчивым состоянием является однофазный твердый раствор (Ti,W)C, в котором атомы W замещают атомы Ti в решетке δ -TiC.

При большем содержании WC устойчивым состоянием является смесь двух фаз (Ti, W)C и δ -WC (с гексагональной кристаллической решеткой).

Таким образом, как свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа, приведенные выше, вместо характерного для высокого содержания WC составляющей двухфазного состояния (рис. 3б) наблюдается однофазное на основе кубической кристаллической решетки.

В нанокристаллических материалах с неравновесным фазовым состоянием особое значение для структурно-фазовой устойчивости и работоспособности приобретает макроупруго-деформированное состояние [1, 2].

В работе для изучения макроупруго-деформированного состояния использовался

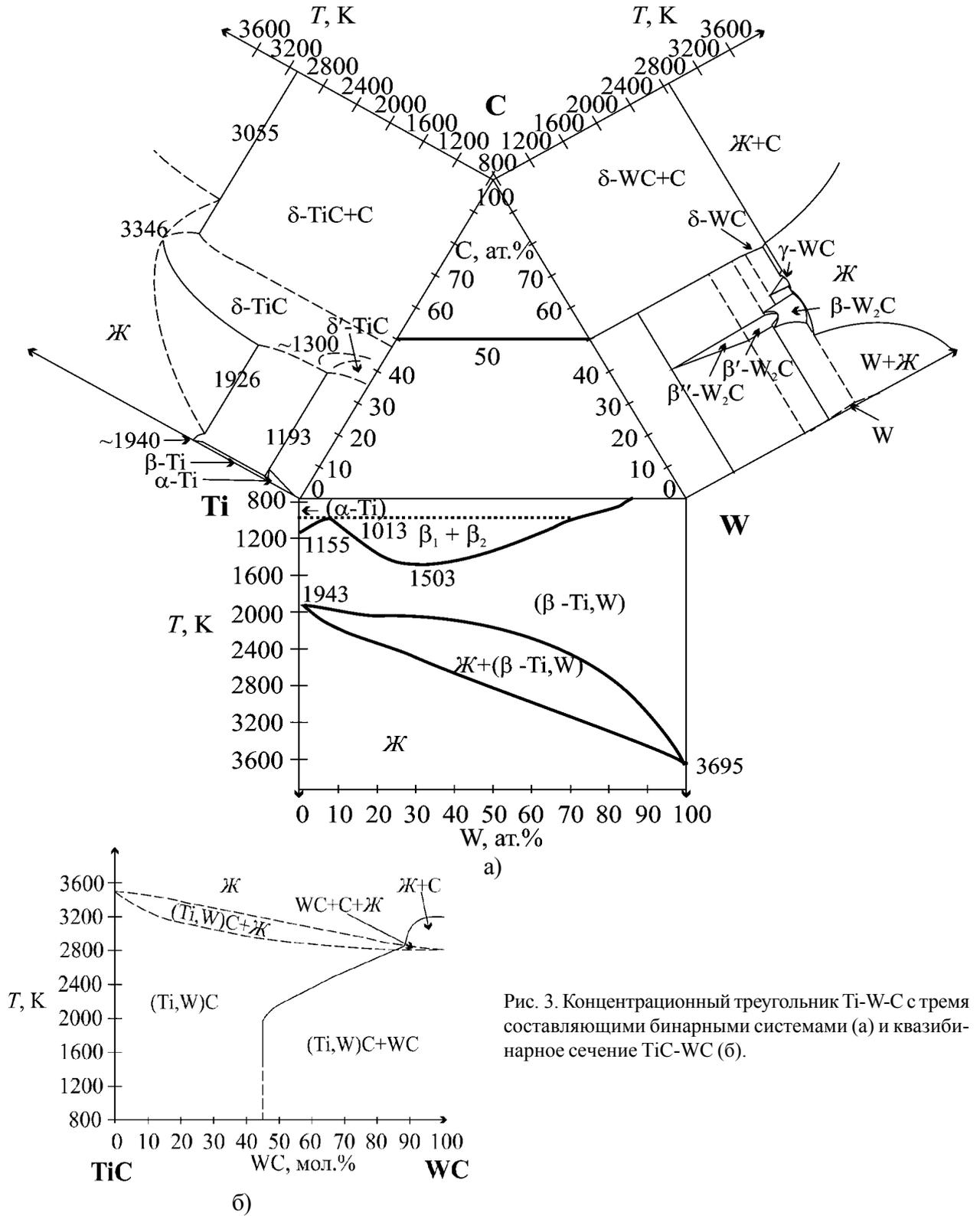


Рис. 3. Концентрационный треугольник Ti-W-C с тремя составляющими бинарными системами (а) и квазибинарное сечение TiC-WC (б).

Таблица 1
Макродеформация и макронапряжения в покрытиях разного состава системы WC-TiC, осажденных на полированную кремниевую подложку

T_s, K	WC		80 мол.% WC - 20 мол.% TiC		870 мол.% WC - 30 мол.% TiC		25 мол.% WC - 75 мол.% TiC		210 мол.% WC - 90 мол.% TiC	
	$\epsilon, \%$	$\sigma, ГПа$	$\epsilon, \%$	$\sigma, ГПа$	$\epsilon, \%$	$\sigma, ГПа$	$\epsilon, \%$	$\sigma, ГПа$	$\epsilon, \%$	$\sigma, ГПа$
530	-1,3	-3,22	-1,6	-4,1	-1,8	-4,7	-2,9	-7,7	-2,1	-5,4
850 ÷ 1050	-0,15	-0,45	-0,1	-0,34	-0,3	-0,87	-0,37	-1,1	-	-

метод многократных наклонных съемок ($\sin^2\psi$ -метод).

На рис. 4 показан типичный для покрытий, полученных при низкой температуре, вид “ a - $\sin^2\psi$ ”-графика. Уменьшение периода с увеличением угла ψ свидетельствует о развитии в покрытии напряжений сжатия, приводящих к уменьшению периода решетки в плоскости роста покрытия. Определенные из тангенсов углов наклона величины макродеформации для разных составов покрытий и температур осаждения обобщены в табл. 1.

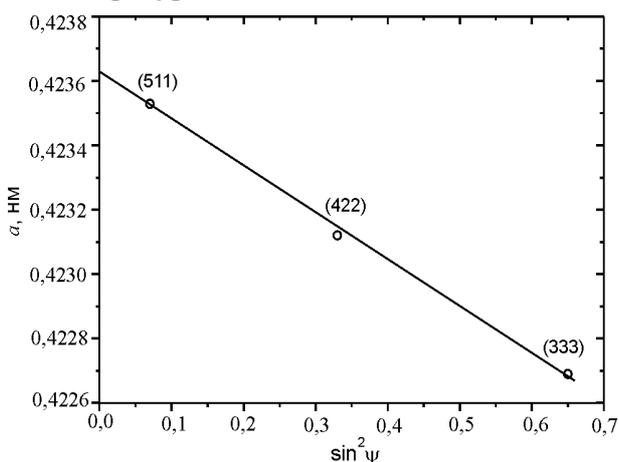


Рис. 4. “ a - $\sin^2\psi$ ”-график 80 мол.% WC – 20 мол.% TiC. Температура 530 К.

Видно, что при низкой температуре осаждения покрытия находятся под действием сжимающих напряжений (обозначаются знаком “-”), что сопровождается развитием деформации сжатия кристаллической решетки.

Полученное по пересечению “ a - $\sin^2\psi$ ”-графиков для покрытий, осажденных на разные подложки (бериллий, кремний, никель), значение $\sin^2\psi_0 = 0.39$ для кубической решетки из соотношения $\sin^2\psi_0 = 2\nu/(1 + \nu)$ определяет величину коэффициента Пуассона (Ti, W)С твердого раствора в конденсированном состоянии $\nu \approx 0.24$. Поэтому для расчета из экспериментальной макродеформации напряженного состояния использовались упругие характеристики: определенный из данных рентгеноструктурных исследований коэффициента Пуассона $\nu \approx 0.24$ и модуль упругости $E \approx 400$ ГПа, определенный из данных по наноиндентированию.

Как видно из табл. 1, величина напряженно-деформированного состояния покрытий, осажденных при 530 К значительно превы-

шает соответствующие значения при более высокой температуре осаждения 850 ÷ 1050 К. Такая разница в уровне напряжений при низкой и высокой температурах осаждения объясняется частичной релаксацией сжимающих напряжений при высокой температуре осаждения покрытий из-за разницы коэффициентов термического расширения покрытия α_c и подложки α_s [5].

Зная значение α_s , можно оценить величину α_c для разных составов квазибинарной системы из соотношения [8]:

$$\sigma_{\text{терм}} = \frac{E}{1 - \nu} (\alpha_c - \alpha_s) \Delta T.$$

Проведенная оценка величины КТР покрытия дает величину около $2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, что близко к соответствующей величине для металлов IV-й группы, к которым относится Ti.

Отметим, что получаемый в этом случае разброс значений определяется не только различием по составу, но и разным размером кристаллитов.

Влияние TiC составляющей на макродеформированное состояние покрытия, как следует из полученных данных (табл. 1), проявляется в увеличении значения упругой остаточной макродеформации выдерживаемой покрытием при повышении содержания TiC. Как при низкой температуре нанесения покрытия 530 К, так и при высокой 1070 К, максимальная упругая макродеформация выдерживаемая покрытием соответствует составу 75 мол.% TiC-25 мол.% WC и при осаждении на хрупкую кремниевую подложку составляет -7.7 ГПа и -1.1 ГПа соответственно.

Следует отметить, что определенный для сечения $\sin^2\psi_0 = 0.39$ период решетки в ненапряженном сечении для систем одного состава оставался практически неизменным при температурах конденсации в интервале 530 ÷ 1070 К. Так для состава 75 мол.%TiC-25 мол.%WC он составил 0.43320 нм при температуре осаждения 530 К и изменялся только в 5-м знаке до 0.43317 нм при температуре подложки при осаждении - 1070 К, что свидетельствует о достаточно высокой устойчивости конденсатов к потере углерода, которая должна была сказаться на резком уменьшении периода решетки (на рис. 5 на базе данных [6] приведены результаты

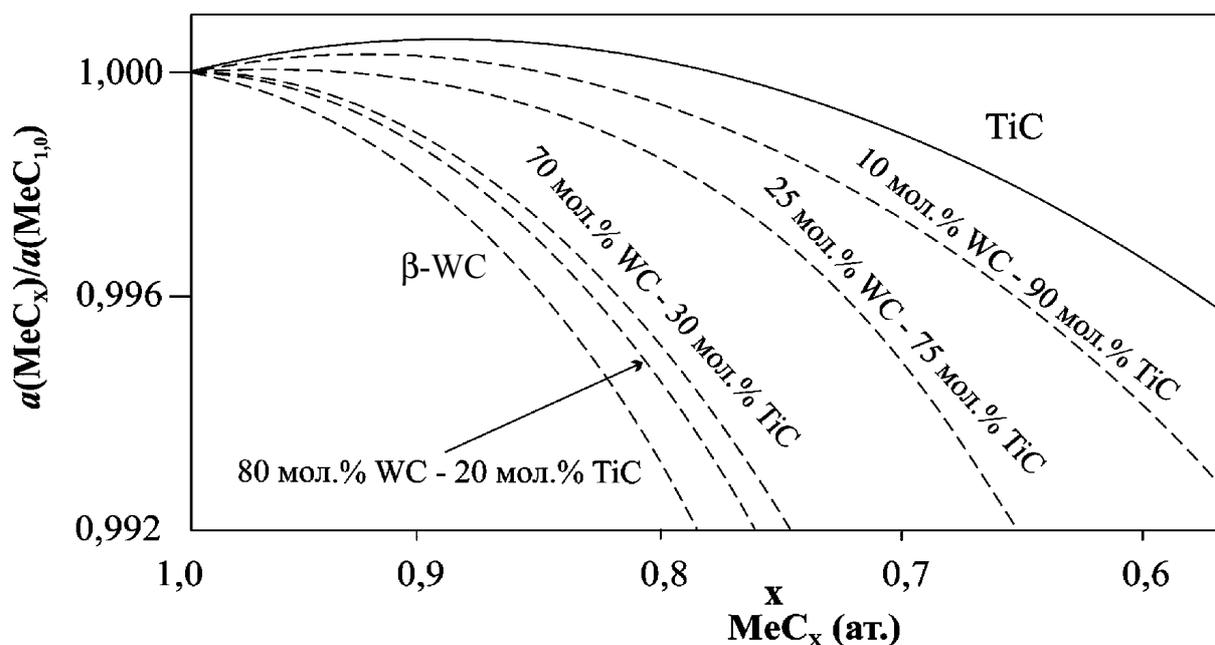


Рис. 5. Относительное изменение периода решетки $a(\text{MeC}_x)/a(\text{MeC}_{1,0})$ от содержания углерода (X) для карбидов различного состава MeC_x .

расчета по правилу аддитивности изменения периода решетки $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ твердого раствора для составов использованных в данной работе).

ВЫВОДЫ

1. Установлено значительное увеличение концентрационной области существования в конденсированном состоянии $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ твердого раствора с кубической кристаллической решеткой структурного типа NaCl .
2. Размер кристаллитов в полученных конденсатах $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ твердого раствора находится в нанометровом диапазоне.
3. При формировании покрытий в условиях относительно невысокой температуры осаждения 570 К, в них развиваются сжимающие напряжения, величиной до -7.7 ГПа. Влияние TiC составляющей на макродеформированное состояние покрытия проявляется в увеличении значения упругой остаточной макродеформации, выдерживаемой покрытием.
4. Различие в напряженно-деформированном состоянии покрытий при температурах 550 К и $850 \div 1050$ К определяется вкладом термических напряжений из-за разности коэффициентов термического расширения покрытия и подложки. Проведенная оценка величины КТР $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ покрытия дает среднее значение $2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.
5. Определенная из данных рентгеновской тензометрии величина коэффициента Пуассона ионно-плазменных наноструктурных покрытий $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$ твердого раствора составила $\nu \approx 0.24$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Наноструктурные покрытия/Под ред. А. Кавалейро и Д. де Хоссона. – М.: Техносфера, 2011. – 792 с.
2. Берлин Е.В., Сейдман Л.А. Ионно-плазменные процессы в тонкопленочной технологии. – М.: Техносфера, 2010. – 528 с.
3. Sobol' O.V., Pogrebnyak A.D., Beresnev V.M. Effect of the Preparation Conditions on the Phase Composition, Structure, and Mechanical Characteristics of Vacuum-Arc Zr-Ti-Si-N Coatings// Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 112 (2). – P. 188-195.
4. Sobol' O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N., Gorbun' V.F., Volosova M.A., Aleshin S.V., Stolbovoi V.A. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings//Metal Science and Heat Treatment. – 2012. –Vol. 54 (3-4). – P. 195-205.
5. Азаренков Н.А., Соболев О.В., Погребняк А.Д., Литовченко С.В., Иванов О.Н. Материаловедение неравновесного состояния модифицированной поверхности. – Сумы: Сумской гос. универ., 2012. – 683 с.

6. Самсонов Г.В., Упадхая Г.Ш. Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наукова думка, 1974. – 455 с.
7. Михайлов И.Ф., Григор'ев О.М., Гогоці Ю.Г., Пугачов А., Соболев О., Колупаева З. Розробка фізичних основ створення керамічних композитів із високою контактною міцністю (Фундаментальні орієнтири науки (ФОН))//Хімія та наукові основи перспективних технологій. – К.: Академперіодика. – 2005. – С. 327-343.
8. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 320 с.
9. Genzel C., Reinmers W. A Study of X-ray Residual-Stress Gradient Analysis in Thin-Layers with Strong Filer Texture//Phys. Stat. Solidi: A Appl. Res.–1998. – Vol. 166 (2). – P. 751-762.
10. 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.
11. Detor A.J., Hodge A.M., Chason E., Wanga Y., Xu H., Conyers M., Nikroo A., Hamz A. Stress and microstructure evolution in thick sputtered ыlms//Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57. – P. 2055-2065.
12. Самсонов Г.В., Витрянюк В.К., Чаплыгин Ф. Карбиды вольфрама.– К.: Наукова думка, 1974. – 176 с.
13. Mas-Guindala M., Contrerasa L., Turrillasb X., Vaughanc G.B.M., Kvick A., Rodrręuez M.A. Self-propagating high-temperature synthesis of TiC-WC composite materials//J. of Alloys and Compounds.– 2006.– Vol. 419. – P. 227-233.
4. Sobol' O.V, Andreev A.A., Grigoriev S.N., Gorbani V.F, Volosova M.A., Aleshin S.V., Stolbovoi V.A. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings//Metal Science and Heat Treatment. – 2012. –Vol. 54 (3-4). – P. 195-205.
5. Azarenkov N.A., Sobol' O.V., Pogrebnyak A.D., Litovchenko S.V., Ivanov O.N. Materialovedenie neravnovesnogo sostoyaniya modifitsirovannoj poverhnosti. – Sumy: Sumskoj gos. univer., 2012. – 683 s.
6. Samsonov G.V., Upadhaya G.Sh. Neshpor V.S. Fizicheskoe materialovedenie karbidov. – K.: Naukova dumka, 1974. – 455 s.
7. Mihajlov I.F., Grigor'ev O.M., Gogoci Yu.G., Pugachov A.T., Sobol' O.V., Kolupaeva Z.I. Rozrobka fizichnih osnov stvorenniya keramichnih kompozitiv iz visokoyu kontaktoyu micnistyu (Fundamental'ni orientiri nauki (FON))//Himiya ta naukovi osnovi perspektivnih tehnologij. – K.: Akademperiodika. – 2005. – S. 327-343
8. Palatnik L.C., Fuks M.Ya., Kosevich V.M. Mehanizm obrazovaniya i substruktura kondensirovaniyh plenok. – M.: Nauka, 1972. – 320 s.
9. 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.
10. 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.
11. Detor A.J., Hodge A.M., Chason E., Wanga Y., Xu H., Conyers M., Nikroo A., Hamz A. Stress and microstructure evolution in thick sputtered ыlms//Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57. – P. 2055-2065.
12. Samsonov G.V., Vitryanyuk V.K., Chaplygin F.I. Karbidy vol'frama. – K.: Naukova dumka, 1974. – 176 s.
13. Mas-Guindala M.J., Contrerasa L., Turrillasb X., Vaughanc G.B.M., Kvick A., Rodrręuez M.A. Self-propagating high-temperature synthesis of TiC-WC composite materials//J. of Alloys and Compounds. – 2006. – Vol. 419. – P. 227-233.

LITERATURA

1. Nanostrukturnye pokrytiya/Pod red. A. Kavalejro i D. de Hossona.– М.: Tehnosfera, 2011.– 792s.
2. Berlin E.V., Sejdman L.A. Ionno-plazmennye processy v tonkoplenochnoj tehnologii. – М.: Tehnosfera, 2010. – 528 s.
3. Sobol' O.V., Pogrebnyak A.D., Beresnev V.M. Effect of the Preparation Conditions on the Phase Composition, Structure, and Mechanical Characteristics of Vacuum-Arc Zr-Ti-Si-N Coatings//Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 112 (2). – P. 188-195.