

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЙ НИТРИДОВ ТИТАНА И ХРОМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ

Глушкова Д.Б., д.т.н. проф., Воронков А.И., д.т.н. проф., Калинина Н.Е., д.т.н. проф., ДНУ им. О. Гончара, Калинин В.Т., д.т.н. проф., НМетАУ

*Аннотация.* Методом структуры анализа исследованы фазовый состав, текстура и напряженное состояние в покрытиях на основе систем Ti-N, Cr-N, Ti-Cr-N, полученных методом плазменного осаждения. В выявленных фазах (TiN, Cr<sub>2</sub>N) обнаружена текстура и значительные сжимающие напряжения, достигающие ~ 3 ГПа. Обсуждены факторы, влияющие на уровень остаточных напряжений, предложена модель формирования напряженного состояния в покрытиях нитрида титана и хрома.

*Ключевые слова:* нитриды титана, нитриды хрома, рентгеновская дифрактометрия, покрытия, остаточные напряжения, текстура, фаз. состав.

## ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ І ФАЗОВОГО СКЛАДУ ПОКРИТТІВ НІТРИДУ ТИТАНУ І ХРОМУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ІОННО-ПЛАЗМОВОГО ОСАДЖЕННЯ

Глушкова Д.Б., д.т.н. проф., Воронков О.І., д.т.н. проф., Калініна А.Є., д.т.н. проф., ДНУ ім. О. Гончара, Калінін В.Т., д.т.н. проф., НМетАУ

*Анотація.* Методом структури аналізу досліджено фазовий склад, текстуру і напружений стан в покриттях на основі систем Ti-N, Cr-N, Ti-Cr-N, отриманих методом плазмового осадження. У всіх виявлених фазах (TiN, Cr<sub>2</sub>N) виявлено текстуру і великі стискаючі напруження, що досягають значення ~ 3 ГПа. Обговорено чинники, що впливають на рівень залишкових напружень, і запропоновано модель формування напруженого стану.

*Ключові слова:* нітрид титану, нітрид хрому, рентгенівська дифрактометрия, покриття, залишкові напруги, текстура, фаз. склад.

## SPECIFIC FEATURES OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF COATINGS OF TITANIUM AND CHROMIUM NITRIDES OBTAINED BY ION-PLASMA DEPOSITION

Hlushkova D., Doctor of Technical Sciences, Prof., KhNAHU, Voronkov A., Doctor of Technical Sciences, Prof., KhNAHU, Kalinina N., Doctor of Technical Sciences, Prof., Oles Honchar DNU, Kalinin V., Doctor of Technical Sciences, Prof., NMetAU

*Abstract.* Phase composition, texture, and stress state in coatings based on Ti-N, Cr-N, and Ti-Cr-N systems obtained by ion-plasma sputtering method are studied using an X-ray diffractometry. Texture and high compressive stresses up to ~ 3 GPa are revealed in all observed phases (TiN, Cr<sub>2</sub>N). Factors governing the residual-stresses' level are discussed, and a model of stress-state formation is proposed.

*Key words:* titanium nitrides, chromium nitrides, X-ray diffractometry, coatings, residual stresses, texture, phases. composition.

### Введение

При знакопеременных нагрузках, трении и коррозионных процессах разрушение деталей начинается с поверхности. Одним из способов повышения долговечности изделий в узлах трения деталей машин, повышения износо- и термостойкости является управление структурой и свойствами поверхностных слоев. Широкое применение в машиностроении нашёл способ модифицирования поверхности с помощью высокоэффективных и технологичных методов ионно-плазменного осаждения упрочняющих покрытий [1]. Метод ионно-плазменного осаждения в вакууме или атмосфере реакционного вещества отличается высокой скоростью нанесения покры-

тий и хорошей адгезией с подложкой. Для покрытий характерно возникновение значительных остаточных напряжений, величина и знак которых зависят от технологических режимов получения [1]. Возникающие напряжения могут приводить к ухудшению эксплуатационных характеристик изделия: прочности, износостойкости, термостойкости и приводить к образованию трещин [2]. Перспективными покрытиями для штампового инструмента, а также в узлах трения являются покрытия на основе нитридов переходных металлов [3]. Однако систематические исследования напряжённого состояния для покрытий сложного химического состава, формирующихся в неравновесных условиях и связанных с самоорганизацией диссипативных структур, в настоящее время отсутствуют. Это усложняет оптимизацию технологии получения покрытий с заданными структурой и свойствами [4].

### Методика исследования

Покрытия нитридов титана и хрома толщиной 1,5-3,5 мкм наносили вакуумно-дуговым способом с использованием установки «Булат-3Т» на подложки из стали 20. Метод включает два основных этапа. На 1-м этапе происходила очистка и активизация поверхности подложки бомбардировкой ионами осаждаемого материала при потенциале смещения 1400 В. Радиационный нагрев подложки не превышал 500°C. На 2-м этапе производили осаждение покрытия.

Покрытия получались путем распыления катодов на основе титана и хрома высокой чистоты в среде очищенного азота при давлении, поддерживаемом равным 0,3 Па. Потенциал смещения и ионный ток составляли 200 В и 1,5 А при осаждении титана и 150 В и 0,8 А при осаждении хрома. Толщина покрытий изменялась путем увеличения времени осаждения от 5 до 15 мин. Покрытие системы Ti-Cr-N получалось путем одновременного распыления мишеней титана и хрома при потенциале смещения 150 В.

Объектами рентгеноструктурных исследований служили системы «пленка на подложке». Съёмки производились в излучении медного анода с монохроматизацией в дифрагированном пучке. Для идентификации структуры и выявления текстуры выполняли съёмки в интервале углов  $2\theta$  от 20° до 150°. Исследование остаточных деформаций в покрытиях выполняли с использованием  $\sin^2\psi$  - метода путем прецизионного измерения межплоскостных расстояний при проведении многократных наклонных съёмок. С увеличением угла наклона  $\psi$  толщина информативного слоя естественно уменьшается. Для изучения фазового состава и оценки напряжений в тонком поверхностном слое покрытия толщиной  $\leq 0,5$  мкм производилась съёмка в скользящей геометрии при угле скольжения  $\alpha \approx 3^\circ$ . При построении  $\sin^2\psi$  - графиков в скользящей схеме дифракции определяли для каждого  $i$ -го отражения угол наклона равный  $\psi_i = \alpha + \alpha_i$ .

### Результаты эксперимента Остаточные напряжения в покрытиях TiN

На рис. 1 представлено смещение дифракционных линий нитрида титана TiN при различных углах  $\psi$ , что указывает на наличие внутренних напряжений.

Анализ дифрактограмм покрытий системы TiN на подложке показал, что на них выявляются линии, соответствующие фазе TiN (структурный тип NaCl) и линии  $\alpha$ -фазы (феррита), соответствующие отражению от подложки. При этом отражения от  $\alpha$ -фазы присутствуют при всех значениях  $\psi$ . Отсюда следует, что в формировании дифракционной картины участвует вся толщина покрытия.

Дифракционные линии TiN типа ( $hhh$ ) оказываются намного интенсивнее остальных отражений по сравнению с табличными данными, что свидетельствует о текстурировании TiN. Выявляется текстура аксиального типа с осью (111) перпендикулярной плоскости подложки, и углом рассеяния текстуры  $\Delta\rho \geq 15^\circ$ .

Анализ напряжённого состояния проводился по отражениям (333) TiN и (222)  $\alpha$ -фазы (рис. 1). С увеличением угла  $\psi$  от 0 до 50° интенсивность линии (333) TiN увеличивается, а линия (222)  $\alpha$ -фазы ослабляется. Кроме того, линия (333) TiN заметно смещается в сторону больших углов, в то время как положение линии (222)  $\alpha$ -фазы практически не изменяется. Это означает, что в плоскости пленки действуют сжимающие напряжения, а в подложке напряжения рентгенографически не выявляются.

По данным рисунка определяли положения дифракционных линий и в соответствии с формулами находили период решетки.

Построенные по результатам обработки графики дифракционных профилей  $\alpha_\psi - \sin^2\psi$  - представлены на рис. 2.

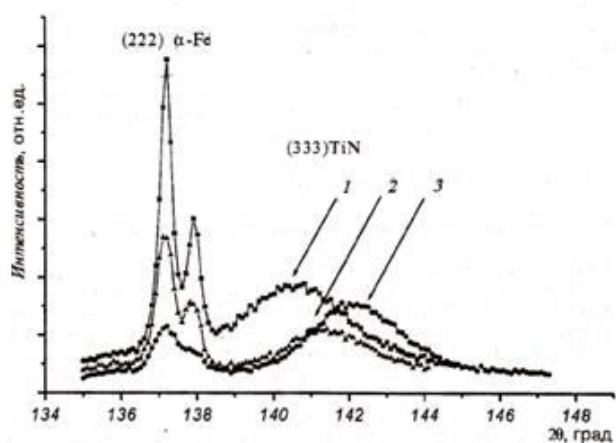


Рисунок 1 - Изменение вида участка дифрактограммы при наклонных съемках образца с покрытием TiN толщиной 1,9 мкм: 1 -  $\psi = 0^\circ$ , 2 -  $\psi = 30^\circ$ , 3 -  $\psi = 50^\circ$

Следует отметить, что графики являются симметричными относительно наклона образца в сторону  $\psi > 0$  и  $\psi < 0$ . Экспериментальные точки не описываются строго линейной зависимостью. Отклонение от линейной зависимости (кривая 1) превышает погрешность определения периода решетки, которая составляет  $\pm 3 \cdot 10^{-4}$  Å. Однако, аппроксимируя графики прямыми, можно оценить среднюю по толщине покрытия деформацию  $\varepsilon$  в соответствии с соотношениями:

$$\alpha_\psi = \alpha_0 \frac{1 + \nu}{E} \sigma_\varphi \sin^2 \psi + a_{\perp \psi}, \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{a_{\psi = 90^\circ} - a_{\psi = 0^\circ}}{a_0} = \frac{a_{\parallel} - a_{\perp}}{a_0}, \quad (2)$$

где  $a_{\perp}$  - значение периода решетки в направлении нормали к отражающим плоскостям ( $\psi = 0^\circ$ );  $a_{\parallel}$  - значение периода решетки в плоскости пленки ( $\psi = 90^\circ$ );  $a_0$  - значение периода решетки в ненапряженном состоянии;  $\sigma_\varphi$  - компонента нормальных напряжений в плоскости покрытия;  $\nu$  - коэффициент Пуассона;  $E$  - модуль Юнга.

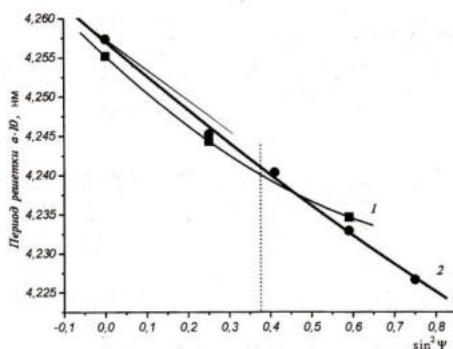


Рисунок 2 - График зависимости периода решетки от  $\sin^2\psi$  для (333) TiN: 1-толщина покрытия 1,9 мкм, 2 - толщина покрытия 3,2 мкм

Средние значения деформаций  $\varepsilon$  составляют -0,82 % для образца толщиной 1,9 мкм и -0,98% для образца толщиной 3,2 мкм.

Линия 2 на графике описывает однородные в пределах всего отражающего слоя сжима-

ющие напряжения. Для расчета макронапряжений необходимо знание коэффициента Пуассона  $\nu$  и модуля нормальной упругости  $E$ . Данные об этих параметрах для TiN в литературе противоречивы. При значениях  $\nu = 0,23$  и  $E = 429$  ГПа [5] были получены следующие значения макронапряжений в TiN-фазе:  $\sigma = -3,1$  ГПа для покрытия толщиной 1,9 мкм;  $\sigma = -3,4$  ГПа для покрытия толщиной 3,2 мкм.

Из  $\sin^2\psi$ -графиков в предположении изотропного симметричного плосконапряженного состояния можно определить период решетки  $a_0$ . Он определяется при значении  $\psi_0$ , соответствующем недеформированному сечению эллипсоида деформаций:

$$\sin^2 \psi_0 = \frac{2\nu}{1+\nu}. \quad (3)$$

Как видно из рис. 2, значение  $a_0$  в покрытиях разной толщины оказывается почти одинаковым для образцов, полученных в равноценных условиях, и равным  $a_0 = 4,2415$  Å. Значение  $a_0$  отличается от значения периода решетки TiN стехиометрического состава, равного 4,243 Å [6], но совпадает с данными работы [7]. Для TiN, как для фазы внедрения, характерна широкая область гомогенности. Как показывают оценки, полученное в данной работе значение  $a_0$  свидетельствует, что отклонение от стехиометрического состава в покрытиях TiN не превосходит  $\pm 10\%$  ат. азота.

### Исследование с покрытиями на основе системы Cr-N

На дифрактограммах от покрытий на основе Cr-N выявлены интенсивные линии фазы Cr<sub>2</sub>N с гексагональной решеткой, слабые линии хрома с (ОЦК-решеткой) и линии  $\alpha$ -фазы (от подложки). Значительная интенсивность линий типа (h00) фазы Cr<sub>2</sub>N свидетельствует о наличии текстуры аксиального типа с плоскостями (h00), расположенными преимущественно параллельно поверхности покрытия. Угол рассеяния текстуры составляет  $\Delta \rho \sim 20^\circ$ .

Наличие указанной текстуры подтверждается результатами съемки в скользящей геометрии, когда эти плоскости оказываются приблизительно перпендикулярными плоскости поверхности и выходят из отражающего положения.

В результате съемок установлено, что на стальной подложке первоначально формируется тонкий подслоя хрома, а на нем образуется покрытие Cr<sub>2</sub>N.

Для измерения макродеформаций и определения периодов решетки в фазе Cr<sub>2</sub>N были выбраны отражения (411) и (223), расположенные в интервале углов дифракции  $2\theta$  110-125°. Для указанных отражений построены зависимости  $d_{\psi} - \sin^2\psi$ , которые представлены на рис. 3. Из рис. 3 следует, что все значения межплоскостных расстояний Cr<sub>2</sub>N в более тонком образце выше. Аналогичный вид имеют  $\sin^2\psi$ -графики для дифракционной линии (223).

Средний уровень сжимающих макродеформаций в образцах находится в пределах от -1,3% до -1,0%. В тонком поверхностном слое величина остаточных деформаций по результатам съемок в скользящей геометрии совпадает с приведенными значениями. Периоды кристаллической решетки Cr<sub>2</sub>N, рассчитанные по значениям межплоскостных расстояний  $d_{(411)}$  и  $d_{(223)}$  в недеформированном сечении, образца толщиной 3,0 мкм составляют  $a_0 = 2,776$  Å и  $c_0 = 4,447$  Å. При оценке полагали, что  $\nu = 0,23$ , как и для CrN [10]. Значения периода решетки для тонкого образца оказываются выше:  $a_0 = 2,783$  Å и  $c_0 = 4,471$  Å. Все полученные значения периодов решетки находятся в пределах области гомогенности фазы Cr<sub>2</sub>N [8, 9].

В образце Ti-Cr-N толщиной 1,6 мкм в пределах отражающего слоя выявляется сложный фазовый состав. На дифрактограмме присутствуют линии, принадлежащие фазам TiN и Cr<sub>2</sub>N, линии прослойки хрома, а также подложки. Анализ соотношения интенсивности дифракционных линий свидетельствует о том, что в покрытии Ti-Cr-N текстура проявляется слабее, чем в однофазных пленках.

Линии выявляемых фаз, как и в случае однофазных пленок, смещены в сторону меньших углов, что давало основания предполагать о наличии в покрытии сжимающих остаточных напряжений. Оценка макродеформаций и напряжений в нитриде титана выполнена  $\sin^2\psi$ -способом по линии (422) с наибольшим углом  $2\theta$  из выявляемых отражений.

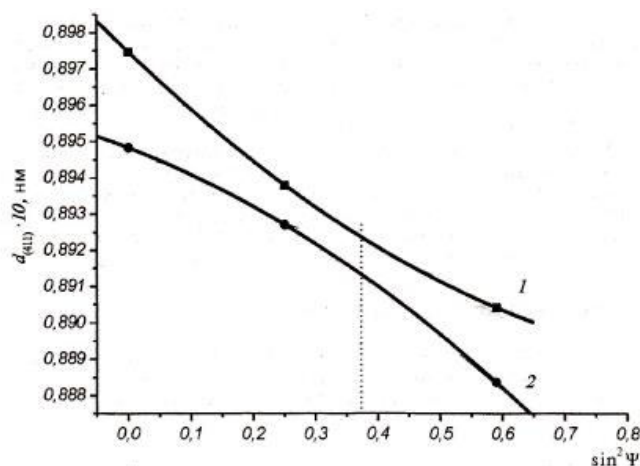


Рисунок 3 -  $d_{\psi} - \sin^2 \psi$  - график для (411)  $\text{Cr}_2\text{N}$ : 1 - толщина покрытия 1,3 мкм, 2 - толщина покрытия 3,0 мкм

### Обсуждение результатов

Фазовый состав исследованных образцов характеризуется присутствием фаз  $\text{TiN}$  или  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Фазы  $\text{Ti}_2\text{N}$  и  $\text{CrN}$  не выявляются. Это можно объяснить следующим образом. Согласно диаграммам фазового равновесия систем  $\text{Ti-N}$  и  $\text{Cr-N}$  [12, 13], фазы  $\text{Cr}_2\text{N}$  и  $\text{TiN}$  формируются по перитектической реакции. В квазиравновесных условиях вакуумной конденсации по механизму «пар-кристалл» [10] они могут образовываться в результате газоперитектической реакции вблизи поверхности подложки. Фазы  $\text{CrN}$  и  $\text{Ti}_2\text{N}$  могут получаться при соответствующих температурах и временах осаждения по перитектоидным реакциям в твердом состоянии с участием уже сформировавшихся ранее твердых нитридов  $\text{Cr}_2\text{N}$  и  $\text{TiN}$ . При использованных нами условиях получения покрытий образование  $\text{CrN}$  и  $\text{Ti}_2\text{N}$  подавлено кинетическим фактором.

При одновременном испарении титана и хрома в атмосфере азота основной фазой в покрытии является  $\text{TiN}$ . Титан взаимодействует с азотом из-за его более высокого сродства с азотом, чем у хрома. Так, свободная энергия реакции образования  $\text{TiN}$  ( $-\Delta G$ ) в 2,6 раза выше, чем у  $\text{Cr}_2\text{N}$ , а константа скорости реакции выше примерно в 1,5 раза [11].

Особенностью структурного состояния рентгенографически исследованных покрытий является наличие значительных сжимающих напряжений и текстуры, закономерно связанных с режимами осаждения. Подобные результаты, наблюдавшиеся ранее при исследовании пленок, осажденных из потоков энергетических частиц, широко описывались различными авторами [3-5]. При этом анализировалось влияние отдельных факторов организации структуры покрытий, таких, как «атомная поковка» (пининг) [3, 4], «уплотнение» [12], «столкновение кристаллитов» [13]. Однако к настоящему времени не существует обоснованного объяснения причин формирования аномально высоких деформаций, которые зачастую превышают 1%, что существенно выше привычного предела упругости образцов металлургического происхождения.

Полученные в работе сведения о фазовом составе, структуре, субструктуре, текстуре и напряженном состоянии покрытий различной толщины дают основания рассматривать процесс формирования пленок с позиций эволюции структуры и её самоорганизации в рамках необратимого многопараметрического термодинамического процесса. Основная идея такого подхода заключается в том, что если в ходе формирования покрытия система «растущая пленка на подложке» испытывает спектр энергетических воздействий, то в ней развивается ряд направлений диссипации энергии и откликов самой системы, таких, чтобы суммарная энергия Гиббса системы «пленка-подложка» была минимальной. При этом «пленка» может быть гетерофазной и неоднородной изначально или становится такой в ходе развития системы. В многоуровневой по структуре системе (макро-, микро- и субмикро-структурный уровни) диссипация подводимой и локально накапливаемой энергии также должна происходить многоуровнево и не-однородно по объему. С позиций теории упругости это вызывает формирование остаточных деформаций, локализованных на уровне макро-, микро- и субмикро-структуры. Знак величина и распределение напряжений при этом должны находиться во взаимосвязи со структурным и текстурированным состоянием.

Микронапряжения в плавках уравниваются в пределах отдельных зерен, но имеют об-

щую ориентировку главных направлений в каждом зерне, обусловленную, например, ориентированным влиянием дальнедействующей части полей смещений вокруг дефектов.

При формировании покрытий из потоков низкоэнергетичных частиц наблюдалось образование радиационных дефектов типа дислокационных петель внедрения [14]. Петли должны располагаться в плотноупакованных плоскостях, ориентировка которых по отношению к поверхности образца связана с преимущественной ориентацией кристаллитов. Дефекты такого типа приводят к смещению дифракционных линий [15]. Таким образом, значения напряжений, определяемые по смещению дифракционных линий из  $\sin^2\psi$  - графиков, являются суммой усредненных по отражающему объёму напряжений первого и второго рода:

$$\sigma_{\text{ост}}^{\sin^2\psi} = \sigma_I + \sigma_{II}^{\text{оп}} \quad (4)$$

Приводимые в работах [16] различия в уровне напряжений по рентгенографическим данным и по прогибу подложки можно объяснить действием суммы напряжений, не только  $\sigma_I$ , измеряемого по прогибу. Деформация достигает своего максимального предела и имеет одинаковый знак, при этом вычисляемые напряжения будут аномально высокими.

В свою очередь, остаточные макронапряжения, выявляемые в покрытиях, можно представить как сумму термических напряжений  $\sigma_I^{\text{терм}}$ , обусловленных различием коэффициентов термического расширения пленки и подложки, и структурных  $\sigma_I^{\text{стр}}$ , обусловленных неоднородным изменением удельного объема. Такое изменение может происходить в результате кристаллизации аморфной фазы, атомного пиннинга или отжига структурных дефектов. Таким образом:

$$\sigma_{\text{ост}}^{\sin^2\psi} = \sigma_I^{\text{терм}} + \sigma_I^{\text{стр}} + \sigma_{II}^{\text{оп}}. \quad (5)$$

При оценке остаточных напряжений термического происхождения в пленках TiN, осажденных на стальные подложки при температуре  $\leq 500^\circ\text{C}$ , получены значения сжимающих напряжений, не превышающих 1 ГПа, что существенно ниже измеренных в данной работе  $\sigma_{\text{ост}}^{\sin^2\psi} = 3$  ГПа. Очевидно, что решающий вклад в величину измеренных остаточных напряжений в покрытиях вносят структурные напряжения  $\sigma_I^{\text{стр}}$ , обусловленные структурными изменениями.

Как видно из рис. 2-4, в отличие от классического  $\sin^2\psi$ - способа, наблюдается нелинейный характер  $\sin^2\psi$  - графиков. Отклонение от линейной зависимости, как отмечалось выше, заметно превышает погрешность измерений. Линейная зависимость наблюдается только для образца TiN толщиной 3,2 мкм (линия 2 на рис. 2), что свидетельствует об однородности напряжений и состава по глубине информативного слоя. Как известно, искривление  $\sin^2\psi$  - графиков может быть вызвано рядом причин: наклоном главных осей напряжений к поверхности образца, неоднородностью по глубине пленки уровня напряжений или состава, влиянием текстурированности образца. Всесторонний анализ экспериментальных результатов свидетельствует, что в данном случае нелинейный характер  $\sin^2\psi$  - графиков обусловлен, в первую очередь, неоднородным по толщине напряженным состоянием.

Различный ход зависимостей возможен, если вклад  $\sigma_I$  и  $\sigma_{II}^{\text{оп}}$  в  $\sigma_{\text{ост}}$  изменяется в зависимости от толщины покрытия, его структурного состояния и степени совершенства текстуры. Так, увеличение толщины покрытия TiN от 1,9 до 3,2 мкм, сопровождающееся уменьшением угла рассеяния текстуры на 25%, вызывает повышение суммарных  $\sigma_{\text{ост}}$  и усиление выпуклости кривых. При этом оцененная по уширению дифракционных линий с кратными индексами плотность дислокаций в стенках увеличивается от  $9 \cdot 10^{10}$  до  $25 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , а плотность хаотично распределенных дислокаций уменьшается от  $2,8 \cdot 10^{12}$  до  $1,6 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Это, по-видимому, связано с радиационным отжигом дефектов структуры, сформированной на начальных стадиях роста покрытия. Накопление в текстурированных пленках таких вторичных дефектов, как дислокационные петли внедрения малого диаметра, создающих дальнедействующие поля искажений [16], должно приводить к формированию  $\sigma_{II}^{\text{оп}}$ .

## Выводы

Полученные в настоящей работе результаты исследования структуры и напряжённого состояния дают основания для построения модели формирования ионно-плазменных конденсатов, учитывающей конкретные параметры осаждения и косвенные данные. В основе модели лежит предположение о том, что структура слоев сформированных на начальных стадиях роста покрытия эволюциони-

рует в процессе осаждения более существенно, чем в условиях термического осаждения.

Напряжения, образующиеся в результате уплотнения (сжатия) и кристаллизации (растяжения), уравниваются между покрытием и подложкой и являются напряжениями первого рода  $\sigma_1$ . После кристаллизации наблюдается текстура, поскольку процесс роста кристаллографически ориентированных зерен является энергетически более выгодным, чем рост высокодисперсного поликристалла с хаотичной ориентировкой кристаллитов. Кристаллизация и образование текстуры в покрытиях частично снимают остаточные макронапряжения, но не полностью, так как верхние слои покрытия непрерывно уплотняются в результате бомбардировки. При толщине покрытий более 1,5-2,0 мкм внутренние слои плёнки испытывают радиационно стимулированный отжиг.

Дальнейший рост покрытия может приводить к изменению вклада этих составляющих в общий уровень остаточных напряжений, что должно проявляться в изменении вида  $\sin^2\psi$ -графика и соотношения между деформацией в плоскости плёнки и по нормали к ней.

Таким образом развитие структуры плёнок, субструктуры зёрен и их преимущественной ориентировки, а также напряжённого состояния взаимосвязаны и определяются конкретными технологическими параметрами нанесения покрытия.

### Литература

1. Погадаев Л.И. Исследование плазменнонапыленных покрытий. Проблемы машиностроения и надёжности машин. – 2003. - №3. – С. 29-31.
2. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
3. C.B. Carter, D.B. Williams. Transmission Electron Microscopy: Diffraction, Imaging, and Spectrometry. Springer, IP, 2016.
4. M. Lee. X-Ray Diffraction for Materials Research: From Fundamentals to Applications, CRC Press, Hardback, 2016.
5. Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D., Kostina L.L., Cholodov A.P. The choice of material for strengthening of leading edges of working blades of steam turbines, Problems of Atomic Science and Tehnology, 2018, 113(1), p.181-188.
6. А.П. Шпак, О.В. Соболев, Ю.А. Куницкий. Закономерности формирования фазово-структурного состояния конденсатов, полученных ионным. Успехи физики металлов. — 2008. — Т. 9, № 3. — С. 357-370.
7. В.В. Кудинов Плазменные покрытия. М.: Наука, 2007. – 184 с.
8. А.П. Шпак, Ю.А. Куницкий, З.А. Самойленко, *Самоорганизация структуры в материалах различной природы* (Киев: Академперіодика: 2002).
9. Д.С. Крикун Production and restoration of Heavy-Duty Machine bearing inserts by the ion-plasma method. Сб. праць мьжн. Наук-практ. Конф. Студентів, аспірантів та молодих вчених «Молодь та науково-технічний прогрес», Київ, 2013, с. 38-41.
10. J.M. ZuoJohn, C.H. Spence. Advanced Transmission Electron Microscopy. Springer, NY, 2017.
11. Миркин Л.И. *Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник* (Москва: Машиностроение: 1999).
12. J.I. Goldstein, D.E. Newbury, J.R. Michael, N.W.M. Ritchie, J. Henry J. Scott, D.C. Joy. Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, Springer, NY, 2017.
13. Kalinina N.E., Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D., Nosova T.V., Reznikov A.A. Hardening of leading edges of turbine blades by electrospark alloying, Problems of Atomic Science and Tehnology, 2019, 120(2), p.151-154.
14. D. Su. Advanced electron microscopy characterization of nanomaterials for catalysis, V. 2 (2), 2017, P. 70-83.
15. Кривоглаз М. А. *Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами* (Москва: Наука: 2000).
16. Hlushkova D.B., Ryzhkov Y.V., Kostina L.L., Demchenko S.V. Increase of wear resistance of the critical parts of hydraulic hammer by means of ion-plasma treatment, Problems of Atomic Science and Tehnology, 2018, 113(1), p.208-211.