



ПРИКЛАДНЫЕ НАУЧНЫЕ РАЗРАБОТКИ

УДК 621.793.14:543.442.3

DOI: 10.15587/1729-4061.2015.43668

**ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ
МЕТОДА СТРУКТУРНОЙ ИНЖЕНЕРИИ МНОГОСЛОЙНЫХ
ПЕРИОДИЧЕСКИХ СИСТЕМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В КАЧЕСТВЕ
ЗАЩИТНЫХ НА ДЕТАЛЯХ ПАРОТУРБИННЫХ АГРЕГАТОВ**

Соболь Олег Валентинович, доктор физико-математических наук, профессор
Заведующий кафедрой материаловедения*
E-mail: sool@kpi.kharkov.ua

Дмитрик Виталий Владимирович, доктор технических наук, профессор
Заведующий кафедрой сварки*
E-mail: svarka126@ukr.net

Погребной Николай Андреевич, кандидат технических наук, профессор
Декан МТ факультета, кафедра материаловедения*
E-mail: pogrebnoy.n@yandex.ua

Ищенко Григорий Иванович
Главный инженер ОАО «Турбоатом», пр. Московский, 199, г. Харьков, Украина, 61037
E-mail: office@turboatom.com.ua

Пинчук Наталия Владимировна
Аспирант, кафедра материаловедения*
E-mail: spiritnata@ya.ru

Мейлехов Андрей Александрович
Аспирант, кафедра материаловедения*
E-mail: meilekhov@mail.ru

* Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61002

Рассмотрены технологические условия и структурные состояния, необходимые для получения высоких механических характеристик вакуумно-плазменных многослойных защитных покрытий, построенных по принципу сочетания твердых (нитридных) и пластичных (металлических) слоев. Проанализированы преимущества использования такой композиции в качестве защитных поверхностных слоев на деталях паротурбинных агрегатов. Используя структурный подход, определены и обоснованы оптимальные толщины слоев Ti (30 нм) и TiN (300 нм), обеспечивающие сочетание большой твердости с высокой стойкостью к абразивному износу покрытий многослойной системы TiN/Ti.

Ключевые слова: паротурбинный агрегат, многослойное покрытие, нитрид, металл, текстура, твердость, абразивная стойкость.

Розглянуто технологічні умови та структурні стани, необхідні для отримання високих механічних характеристик вакуумно-плазмових багатослоєвих захисних покриттів, побудованих за принципом поєднання твердих (нітрідних) і пластичних (металевих) шарів. Проаналізовано переваги використання такої композиції в якості захисних поверхневих шарів на деталях паротурбінних агрегатів. Використовуючи структурний підхід, визначено й обґрунтовано оптимальні товщини шарів Ti (30 нм) і TiN (300 нм), які забезпечують поєднання великої твердості з високою стійкістю до абразивного зносу покриттів багатослоєвої системи TiN/Ti.

Ключові слова: паротурбінний агрегат, багатослоєве покриття, нітрід, метал, текстура, твердість, абразивна стійкість.

1. Введение

Возможности получения необходимых эксплуатационных характеристик элементов энергетического оборудова-

ния в настоящее время во многом основываются на современных достижениях в области инженерии поверхности. Наиболее широкий круг возможностей модификации свойств поверхностных слоев открывает получение на

поверхности специализированных покрытий. Использование современных материалов и современных методов осаждения позволяют получать покрытия, которые могут работать в условиях агрессивных сред и больших нагрузок.

Наибольшую эффективность практического использования показывают многослойные покрытия, в которых путем подбора материала слоев можно получить уникальное сочетание различных функциональных характеристик, не достигаемых в однослойных материалах [1]. При этом многослойные покрытия характеризуются относительно большой поверхностью границ, которые, позволяют предотвращать распространение трещин в покрытии, изменяя механизм разрушения от одно- (однослойные) к многоступенчатому (многослойные), что обеспечивает увеличение срока их службы.

Наличие многослойной структуры слоев с различными физико-механическими свойствами в определенном сочетании способствует, например, рассеянию ударных волн от воздействия капель влаги, что, в свою очередь, повышает стойкость к капельной эрозии и эрозионную стойкость изделия в целом.

Возросшая потребность использования покрытий определяется необходимостью увеличения ресурса эксплуатации оборудования паровых турбин, из-за чего необходимо увеличить эффективность традиционных способов защиты от износа рабочих лопаток последних ступеней цилиндров низкого давления (ЦНД). Это обстоятельство усугубляется и тем, что интенсивность эрозионного износа длинных рабочих лопаток последних ступеней существенно возрастает в процессе увеличения длительности их эксплуатации.

Следует отметить, что лопатки паровых турбин работают в сложных эксплуатационных условиях, подвергаются влиянию коррозионной среды и интенсивного эрозионного износа, а также действию знакопеременных динамических и вибрационных нагрузок.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Среди многослойных покрытий наивысшие функциональные свойства, придающие стойкость к приведенным

воздействиям присущи композиции: пластичные металлы и твердая керамика. В такой композиции пластичная фаза способна поглощать избыточную пластичную деформацию и препятствовать развитию трещин, в то время как твердая фаза обеспечивает устойчивость к износу (рис. 1, а).

Наиболее исследуемой из известных многослойных покрытий является система Cr/CrN. Это обусловлено тем, что нитрид хрома (CrN) проявляет стойкость к окислению, имеет высокую температурную стабильность и сравнительно низкий коэффициент трения. Сочетание слоев Cr и CrN обеспечивает высокий уровень адгезии покрытий к подложке, устойчивость к абразивному износу и к коррозии, а также высокую вязкость разрушения покрытий [2–5].

Как показали высокоразрешающие электронно-микроскопические исследования этой системы [6] наличие пластичной металлической прослойки из хрома препятствует распространению трещин при деформации покрытия (рис. 1, б) несмотря на то, что в слое металлического хрома формируется достаточно крупнозернистая структура (рис. 1, в).

Следует отметить, что большинство многослойных покрытий в настоящее время рассматриваются применительно к стальным основам. В частности покрытия на основе хрома предпочтительно использовать для высокохромистой основы, что позволяет путем его сродства, по хрому достигать достаточно высокого уровня адгезии покрытия к основе.

Для основы из титановых сплавов, как в случае применения таких материалов на компрессорных лопатках низкого давления газотурбинных агрегатов [7], наиболее эффективными с точки зрения повышения механических характеристик являются покрытия на основе титана.

Введение Ti слоев позволяет повысить уровень пластической деформации и, в связи с более низким модулем упругости по сравнению с TiN, затормозить развитие трещин в плоскости слоистого покрытия, как и в рассмотренном выше случае для системы Cr/CrN. При этом за счет более высокой твердости и химической стойкости TiN по сравнению с CrN, многослойные Ti/TiN покрытия должны проявить улучшенное сопротивление изнашиванию и разрушаемости по сравнению с Cr/CrN покрытиями.

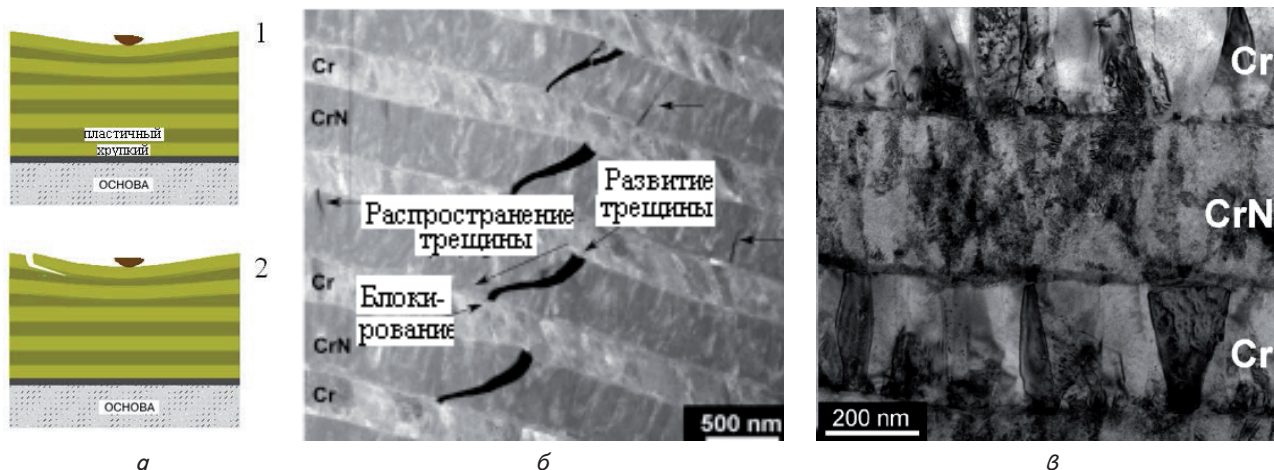


Рис. 1. Схема деформации поверхностных слоев многослойного покрытия: а — для хрупкого разрушения под воздействием нагрузок: 1 — докритической, 2 — закритической; б — просвечивающие высокоразрешающие электронно-микроскопические снимки деформированного под действием поверхностной нагрузки покрытия с образованием хрупких трещин в нитридных слоях; в — исходная микроструктура покрытия при большом увеличении

Проведенные для системы Ti/TiN исследования показали, что в случае вакуумно-дуговых методов получения с относительно большими толщинами периодов слоев наивысшую трещиностойкость при сохранении большой твердости можно получать при толщине слоев TiN 120–130 нм [8, 9].

Для слоев Ti наличие оптимальной толщины определяется необходимостью уменьшить структурные напряжения, формирующиеся в процессе конденсации. В этой связи для уменьшения разупрочняющего воздействия покрытия на подложку (т. е. для снижения сжимающих напряжений в покрытии) и увеличения усталостной прочности изделий с покрытиями толщина мягких титановых промежуточных слоев не должна превышать 0,2 мкм (при толщине нитридных в 2...3 раза больше). Такие многослойные конструкции увеличивают сопротивление коррозии покрытия, так как препятствуют росту в нем сквозных столбчатых зерен, облегчающих создание сквозных пор. При этом существует и минимальный предел толщины титановых слоев (около 30 нм). Появление этого предела связано с тем, что в случае энергии осаждаемых частиц, достаточной для существенного каскадообразования (это характерно для вакуумно-дуговых методов) при меньших толщинах происходит межслоевое перемешивание и снижение их свойств [10].

3. Цель и задачи исследования

Целью данной работы было исследование влияния толщины слоев и величины подаваемого на образец в процессе осаждения покрытия отрицательного потенциала смещения на возможности структурной инженерии (включая управление напряженно-деформированным состоянием) слоев для повышения функциональных свойств покрытий (твердость и стойкость к абразивному износу) при их использовании в качестве износостойких на элементах паротурбинных агрегатов.

Для достижения поставленной цели были поставлены следующие задачи:

1. Изучить влияние толщины составляющих слоев из Ti и TiN на структурно-напряженное состояние и механические характеристики многослойных покрытий.
2. Определить возможности структурной инженерии покрытий путем подачи на подложку в процессе осаждения отрицательного потенциала смещения.
3. Сопоставить предельно достижимую упругую деформацию сжатия в слоях с разной толщиной.
4. Используя в качестве элемента структурной инженерии — толщину слоев, получить покрытия с варьированной в интервале 30...600 нм толщиной слоев Ti и TiN и провести их сравнительные испытания на абразивный износ.

4. Методика получения многослойных покрытий и их исследования

Для получения многослойного покрытия использовалась технология осаждения, которая состояла из поочередного нанесения слоев титана (при давлении остаточных газов $P = 2,7 \cdot 10^{-3}$ Па) и слоев TiN (при давлении азота $6,7 \cdot 10^{-1}$ Па). Средняя скорость нанесения составляла 1 нм/с. Толщина слоев варьировалась временем нанесения.

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

В качестве базовых использовались полированные подложки из нержавеющей стали 12X18H9T с размерами $20 \times 20 \times 3$ мм. После достижения в вакуумной камере давления $P = 10^{-3}$ Па на подложки подавали отрицательный потенциал 1000 В и при токе дуги 100 А производили очистку и активацию их поверхности бомбардировкой ионами молибдена в течение 3...4 мин.

Варьировали величину отрицательного потенциала подложки: от «плавающего» потенциала, устанавливавшегося самосогласованно и составлявшего $-(3...15)$ В, до потенциала постоянной величины: $U_s = -40$ В, -70 В и -200 В.

Фазовый состав и структурное состояние исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометрах ДРОН-3М и ДРОН-4 в Cu-K α -излучении с использованием графитового монохроматора во вторичном пучке. Съемку дифракционного спектра для фазового анализа проводили по схеме θ - 2θ сканирования с фокусировкой по Брегу-Брентано в интервале углов от 25 – 90° . Съемка осуществлялась в поточечном режиме с шагом сканирования $\Delta(2\theta) = 0,05$ – $0,2$ угловых градуса и длительностью накопления импульсов в каждой точке 20 – 40 с (в зависимости от ширины и интенсивности дифракционных максимумов). Для расшифровки дифрактограмм использовали базу дифракционных данных JCPDS. Размер кристаллитов определяли по уширению первых дифракционных линий (для наименьшего влияния микродеформации) из соотношения Селякова-Шеррера [11].

Определение остаточных макронапряжений в покрытиях TiN с кубической (структурный тип NaCl) кристаллической решеткой осуществлялось методом рентгеновской тензометрии (« $a \cdot \sin^2 \psi$ »-метод) и его модификацией в случае сильной текстуры аксиального типа. В последнем случае измерение межплоскостных расстояний производилось от различных плоскостей при определенных, кристаллографически заданных углах наклона ψ образца [12–14]. 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 .

Твердость многослойных покрытий изучалась методом микроинтентирования [15].

Проведения тестов на изнашивание (методом сферической выемки) осуществлялся на приборе «CSM Instrument Calowear». Метод сферической выемки — процесс формирования выемки посредством истирания материала образца с использованием алмазного абразива при вращении шара определенного диаметра, покрытого абразивной средой. В процессе вращения, шар вырабатывает сферический выемку износа на поверхности образца. Размер получаемой выемки определялся при помощи оптического микроскопа, а величина износа рассчитывалась по модели абразивного износа [16].

5. Результаты исследования структуры, напряженно-деформированного состояния и механических свойств многослойных покрытий

Упругость слоев и их твердость определяет физико-механические характеристики покрытий в целом. Для

оптимизации упруго-деформированного состояния покрытий многослойной системы Ti/TiN можно изменять как толщину металлических Ti слоев, так и нитридных TiN слоев.

Титановые слои составляют пластичную часть композиции Ti/TiN, а потому важным является величина выдерживаемой этими слоями упругой деформации (без пластического течения).

Ранее было установлено, что значение твердости, определенное методом наноиндентирования, для многослойной системы Ti/TiN, полученной магнетронным распылением, в зависимости от числа периодов, а соответственно и толщины бислоя, при общей толщине покрытия 3 мкм имеет вид приведенный на рис. 2, а [17].

Видно, что при увеличении числа периодов до 20, что соответствует уменьшению периода бислоя до 150 нм (слой Ti в этом случае составляет 75 нм), происходит рост твердости и соответственно увеличение критической нагрузки разрушения покрытия при скретч-тестировании (рис. 2, б) [17].

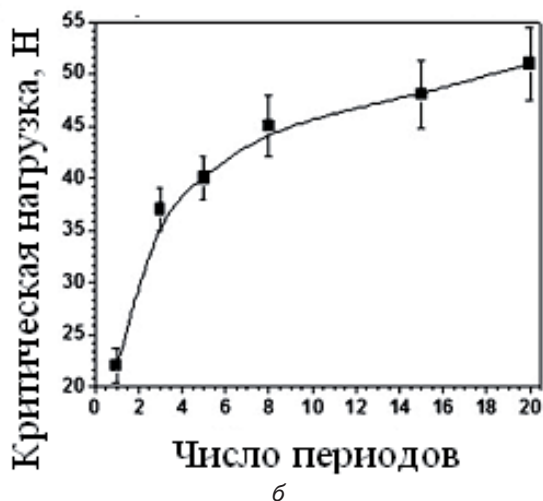
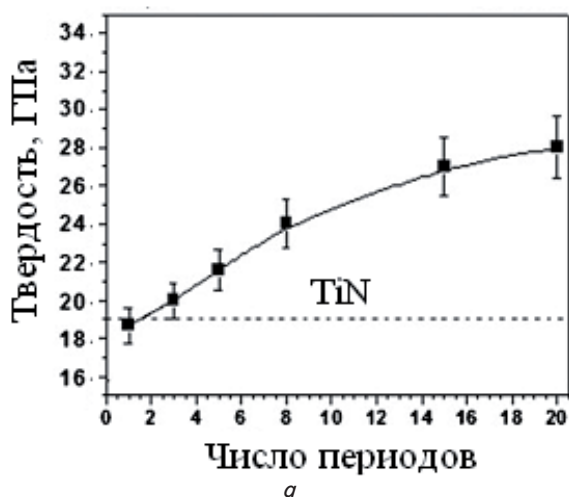


Рис. 2. Изменение твердости и критической нагрузки разрушения покрытия в зависимости от числа периодов (бислоев) многослойного Ti/TiN покрытия: а — твердость; б — критическая нагрузка разрушения

Таким образом, при уменьшении толщины титанового слоя и увеличении при этом числа границ в многослойной

композиции, его упрочнение на границе с нитридным слоем становится более эффективным, что определяет рост прочности и твердости многослойной композиции в целом. Структурным критерием роста прочности является величина структурной деформации кристаллической решетки выдерживаемая упруго.

С целью оценки предельной величины деформации вначале определяли наибольшую величину деформации сжатия в нитридном слое, упруго выдерживаемую Ti слоями. Для этого при толщине TiN слоя 300 нм, используя многослойную систему со слоями Ti малой толщины, 30 нм, что обеспечивает им наибольшую прочность, проанализировали влияние «atomic peening»-эффекта [18] путем подачи разного по величине отрицательного потенциала смещения на подложку в процессе осаждения.

На рис. 3 представлена зависимость упругой деформации сжатия в TiN слоях (ϵ) от потенциала смещения U_s для двух случаев: без использования высоковольтной импульсной (ВИ) стимуляции процесса упорядочения (1) и при подаче высоковольтного смещения (-700 В) в импульсной форме с длительностью импульса 10 мкс при частоте 7 кГц (2).

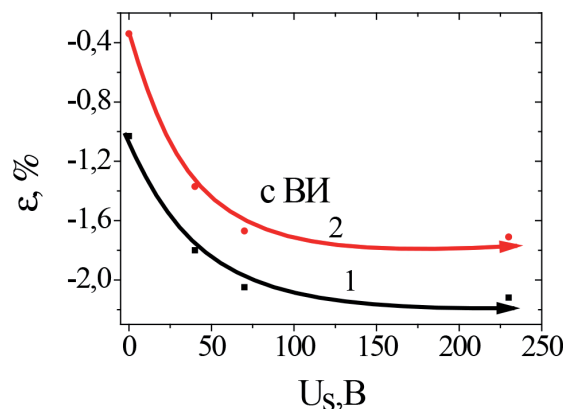


Рис. 3. Влияние упругой деформации покрытия, определенная рентгеновским « $\sin^2\psi$ -методом», от величины отрицательного потенциала смещения на подложке U_s : 1 — без подачи ВИ; 2 — с подачей ВИ

Из рис. 3 видно, что как при подаче импульсного потенциала, так и без этой подачи наблюдается подобное изменение зависимости деформации от U_s . Однако по абсолютным значениям, использование импульсно-высоковольтного каскадообразующего [19] потенциала смещения позволяет понизить величину деформации (сравним зависимости 1 и 2 на рис. 3). В наибольшей степени такое снижение проявляется при подаче малых постоянных $U_s = 0...-70$ В и достигает в этих случаях 50 %. При больших U_s уменьшение деформации при импульсном воздействии составляет около 20 %.

Следует отметить, что именно при больших U_s (превышающих по абсолютной величине -150 В) достигается наибольшее значение упруго-выдерживаемой деформации (-2,2 %, рис. 3, зависимость 1). При этом твердость покрытий увеличивается с 26 ГПа при $U_s = -70$ В до 36 ГПа при $U_s = -230$ В.

При сравнении структурно-фазовых рентгенодифракционных спектров, полученных при разном U_s (рис. 4) видно, что с повышением потенциала смещения в TiN слоях наблюдается переход от текстуры с осью [100]

к текстуре с осью [111] перпендикулярной поверхности роста (рис. 4). В слоях Ti с гексагональной решеткой наибольшая интенсивность приходится на плоскость (101). При этом периоды a и c гексагональной решетки в этом случае являются увеличенными ($a = 0,29601$ нм, $c = 0,48344$ нм) по сравнению с табличными значениями, что свидетельствует о высоком содержании в таком титановом слое примесных (азотных) атомов.

В отличие от относительно тонкой Ti прослойки при ее большей толщине (125...250 нм) период решетки в Ti слоях a — близок к табличному, а c — незначительно превышает табличный, что свидетельствует о сравнительно небольшом растворении примесных азотных атомов в объеме Ti слоя.

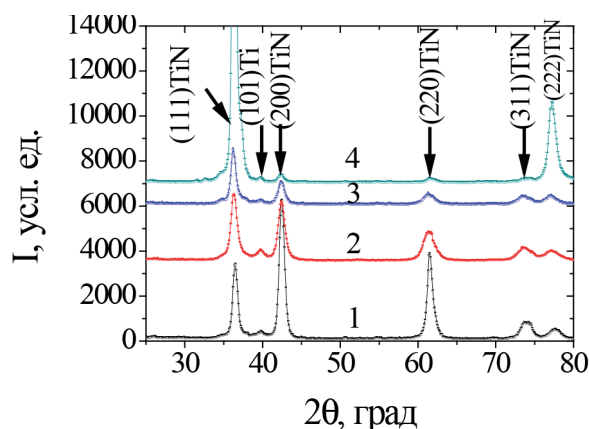


Рис. 4. Участки рентгendifракционных спектров многослойных Ti (30 нм)/TiN (300 нм) покрытий, полученных при разном потенциале смещения U_s : 1 — «плавающий» около -5 В, 2 — -40 В, 3 — -70 В, 4 — -230 В

Таким образом, наибольшей деформации вследствие «atomic peening»-эффекта подвержены покрытия, осажденные при наибольшем $U_s = -230$ В. По этому именно для данного значения U_s целесообразно определять критическую толщину слоев выдерживающую без сброса деформирующее воздействие.

Как показали « $a\text{-sin}^2\psi$ »-исследования напряженно-деформированного состояния в TiN слоях высокие значения макродеформации при $U_s = -230$ В выдерживаются упруго не только при толщине титановых слоев $t_{Ti} = 30$ нм, но и при больших толщинах 70 нм и 125 нм. В этих случаях величина макродеформации сохранялась близкой к максимально достижимой $-2,07$ %. Значительное уменьшение величины упруго-выдерживаемой деформации (до $-1,5$ %) наблюдается только при толщине Ti слоев более 200 нм.

В TiN слоях от толщины слоев зависит как величина упругой структурной деформации, так и развитие преимущественной ориентации кристаллитов. На рис. 5 представлены участки дифракционных спектров для разных толщин TiN слоев.

Установили, что при малых толщинах до 30 нм наблюдается практически разориентированный рост кристаллитов нитрида титана. В отличие при толщинах превышающих 125 нм проявляется формирование преимущественной ориентации кристаллитов с осью [111]. Степень совершенства текстуры с увеличением толщины слоев повышается.

Сравнение напряженно-деформированного состояния по данным « $a\text{-sin}^2\psi$ »-исследований при постоянной толщине титановых слоев 125 нм и разной толщине TiN слоев показало, что макродеформация выходит на свой максимальные значения, около -2 %, при толщине превышающей 250 нм (рис. 6). При этом, как следует из рентгendifракционных спектров (рис. 5) происходит формирование сильной текстуры с осью [111], что характерно и для однослойных толстых покрытий TiN (рис. 5, спектр 4).

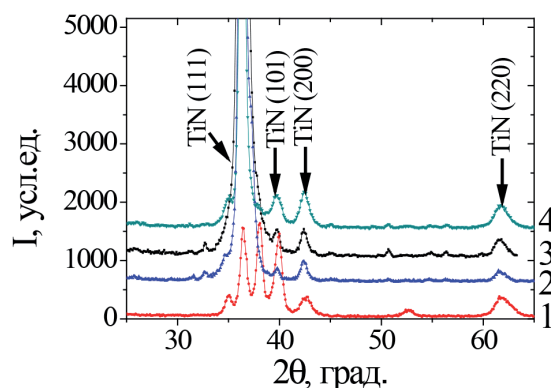


Рис. 5. Участки рентгendifракционных спектров от многослойных покрытий с различной толщиной TiN слоев: 1 — 30 нм, 2 — 125 нм, 3 — 600 нм, 4 — 7 мкм

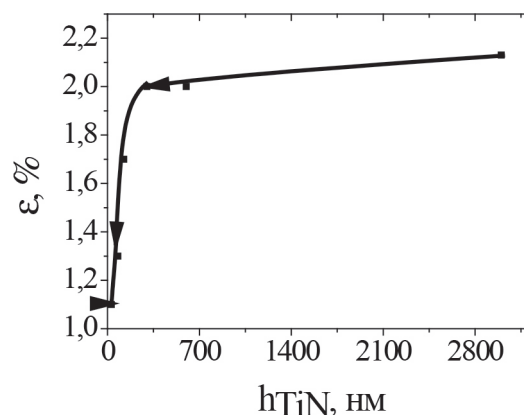


Рис. 6. Зависимость макродеформации сжатия в TiN слоях от их толщины h_{TiN}

Также близко по величине к состоянию толстого покрытия TiN и напряженно-деформированное состояние многослойной структуры для толщин слоев нитрида титана в ней — 300 и 600 нм (рис. 6), что свидетельствует о выходе на стационарное структурное состояние при толщине TiN слоя, начиная от 300 нм.

Сходным образом ведет себя и твердость покрытия, изменяясь от 24 ГПа до 41 ГПа с увеличением толщины слоев от 125 нм до 5000 нм (рис. 7, а).

Увеличение же толщины титанового слоя ведет к обратной зависимости твердости: с увеличением толщины твердость многослойного покрытия TiN/Ti падает (рис. 7, б). Такой ход зависимости во многом определяется упрочнением приграничных с нитридными слоями областей вследствие диффузии атомов азота.

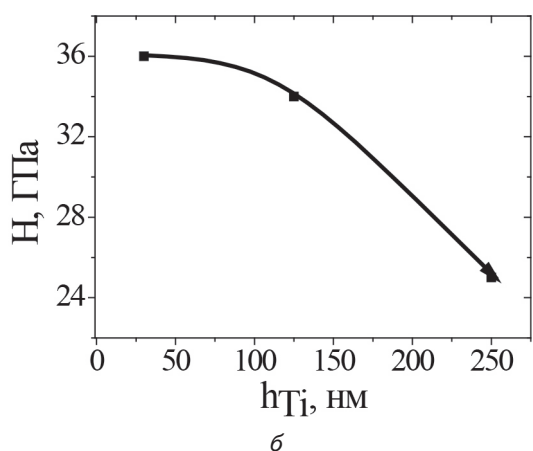
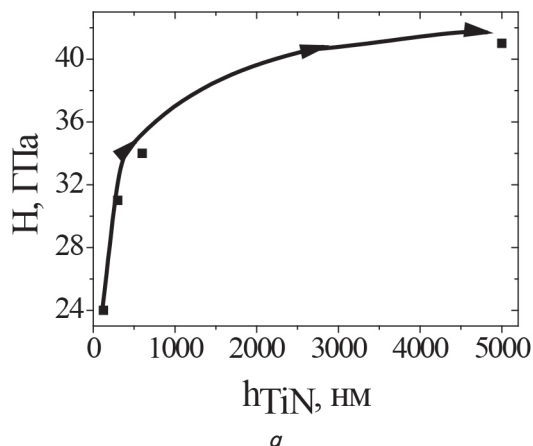


Рис. 7. Зависимость твердости покрытия от толщины слоев TiN и слоев Ti при $U_s = -230$ В: а — h_{Ti} ; б — h_{TiN}

Испытания на стойкость к абразивному износу показали, что твердость, определяемая толщиной титанового слоя, является наиболее ответственным параметром, отвечающим за повышения стойкости к абразивному износу покрытия. На рис. 8 приведены результаты испытаний на стойкость к абразивному износу покрытий TiN/Ti системы в зависимости от толщины слоев.

Как свидетельствуют результаты испытаний на абразивный износ, приведенные на рис. 8, в случае большой толщины TiN слоев, повышающих твердость покрытия до 37 ГПа стойкость к абразивному износу многослойной системы несколько понижается, что определяется в этом случае хрупким разрушением твердых слоев из-за большого различия упругих характеристик на границе TiN-Ti.

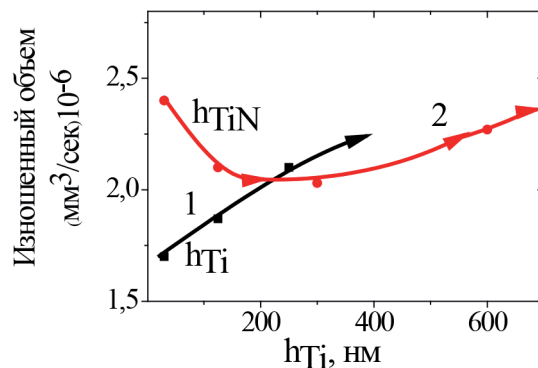


Рис. 8. Зависимости стойкости к абразивному износу покрытий TiN/Ti от толщины слоев: 1 — изменение толщины слоев титана при $h_{TiN} = \text{const} = 300$ нм; 2 — изменение толщины слоев TiN при $h_{Ti} = \text{const} = 125$ нм

6. Выводы

1. Слой Ti, толщиной около 30 нм является оптимальным для повышения трещиностойкости при сохранении высокой твердости. Выявили, что легирование такого слоя с образованием переходного межслойного объема позволяет упруго стабилизировать развитие высокой деформации сжатия в TiN слоях (до -2,1 %).

2. Подача отрицательного потенциала смещения при формировании покрытия приводит к увеличению деформации сжатия в результате «atomic reeplings»-эффекта. При этом с увеличением U_s происходит формирование в TiN слоях преимущественной ориентации кристаллитов с осью [111], а твердость многослойной композиции TiN (300 нм)/Ti (30 нм) увеличивается от 26 ГПа при $U_s = -70$ В до 36 ГПа при $U_s = -230$ В.

3. Ростовая деформация сжатия в TiN слоях достигает близкого к стационарному уровня -2,1 % при толщине слоев более 300 нм.

4. При увеличении толщины TiN слоев стойкость к абразивному износу имеет немонотонный характер. Стойкость к абразивному износу понижается с увеличением толщины слоев Ti. Наибольшая износостойкость (наименьший изношенный объем $1,65 \cdot 10^{-6}$ мм³/сек) достигается в многослойном покрытии TiN (300 нм)/Ti (30 нм).

7. Благодарности

Авторы выражают благодарность д. т. н. Андрееву А. А. за предоставленные образцы и д. т. н. Горбаню В. Ф. за проведение сравнительных испытаний покрытий на твердость.

Литература

1. Ducros, C. Multilayered and nanolayered hard nitride thin films deposited by cathodic arc evaporation. Part 2: Mechanical properties and cutting performances [Text] / C. Ducros, F. Sanchette // Surf. Coat. Technol. — 2006. — Vol. 201, Issues 3–4. — P. 1045–1052. doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.01.029
2. Zeng, X. T. Nan metric-layered CrN/TiN thin films: mechanical strength and thermal stability [Text] / X. T. Zeng, S. Zhang, C. Q. Sun, Y. C. Liu // Thin Solid Films. — 2003. — Vol. 424. — P. 99–102. doi: 10.1016/s0040-6090(02)00921-5
3. Martinez, E. Wear behavior of nanometric CrN/Cr multilayers [Text] / E. Martinez, J. Romero, A. Lousa, J. Esteve // Surf. Coat. Technol. — 2003. — Vol. 163–164. — P. 571–577. doi: 10.1016/s0257-8972(02)00664-3
4. Chim, Y. C. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating cathode arc [Text] / Y. C. Chim, X. Z. Ding, X. T. Zeng, S. Zhang // Thin Solid Films. — 2009. — Vol. 517, Issue 17. — P. 4845–4849. doi: 10.1016/j.tsf.2009.03.038

5. Major, L. Crystallographic aspects related to advanced tribological multilayers of Cr/CrN and Ti/TiN types produced by pulsed laser deposition (PLD) [Text] / L. Major, J. Morgiel, J. M. Lackner, W. Waldhauser, R. Ebner, G. van Tendeloo // Surf. Coat. Technol. – 2006. – Vol. 200, Issues 22–23. – P. 6190–6195. doi: 10.1016/j.surfcoat.2005.11.021
6. Wieceński, P. Failure and deformation mechanisms during indentation in nanostructured Cr/CrN multilayer coatings [Text] / P. Wieceński, J. Smolik, H. Garbacz, K. J. Kurzydowski // Surface & Coatings Technology. – 2014. – Vol. 240. – P. 23–31. doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.12.006
7. Гецов, Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В двух книгах [Текст] / Л. Б. Гецов. – Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. – Кн. 1. – 612 с.
8. Xiang, Yu. Investigation of Ti/TiN multilayered films in a reactive mid-frequency dual-magnetron sputtering [Text] / Yu. Xiang, Meng Hua, Wang Cheng-biao, Fu Zhi-qiang, Liu Yang // Applied Surf. Science. – 2007. – Vol. 253, Issue 7. – P. 3705–3711. doi: 10.1016/j.apsusc.2006.08.002
9. Juergen M. Lackner. Industrially-scaled room-temperature pulsed laser deposition of Ti-TiN multilayer coatings [Text] / Juergen M. Lackner // Journal of Physics: Conference Series 59. – 2007. – P. 16–21. doi:10.1088/1742-6596/59/1/004
10. Азаренков, Н. А. Материаловедение неравновесного состояния модифицированной поверхности [Текст] / Н. А. Азаренков, О. В. Соболев, В. М. Береснев, А. Д. Погребняк, С. В. Литовченко, О. Н. Иванов // Сумы: Сумской государственной университет, 2012. – 683 с.
11. Палатник, Л. С. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок [Текст] / Л. С. Палатник, М. Я. Фукс, В. М. Косевич. – М.: Наука, 1972. – 320 с.
12. Noyan, I. C. Residual stress measurement by diffraction and interpretation [Text] / I. C. Noyan, J. B. Cohen. – New York: Springer-Verlag, 1987. – 350 p.
13. Genzel, C. A study of x-ray residual-stress gradient analysis in thin-layers with strong fiber texture [Text] / C. Genzel, W. Reinmers // Phys. Stat. Solidi: A-Applied Research. – 1998. – Vol. 166, № 2. – P. 751–762. doi: 10.1002/(sici)1521-396x(199804)166:2<751::aid-pssa751>3.0.co;2-l
14. Gargaud, P. Limits of validity of the crystallite group method in stress determination of thin film structures [Text] / P. Gargaud, S. Labat, O. Thomas // Thin Solid Films. – 1998. – Vol. 319. – P. 9–15. doi: 10.1016/s0040-6090(97)01100-0
15. Игнатович, С. Р. Универсальный микро-наноиндентер «Микрон-гамма» [Текст] / С. Р. Игнатович, И. М. Закиев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2011. – Т. 77, № 1. – С. 61–67.
16. Rutherford, K. L. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems [Text] / K. L. Rutherford, I. M. Hutchings // Surface & Coatings Technology. – 1996. – Vol. 79. – P. 231–239. doi: 10.1016/0257-8972(95)02461-1
17. Caicedo, J. C. Hard coating performance enhancement by using [Ti/TiN]_n, [Zr/ZrN]_n and [TiN/ZrN]_n multilayer system [Text] / J. C. Caicedo, C. Amaya, L. Yate, O. Nos, M. E. Gomez, P. Prieto // Materials Science and Engineering. – 2010. – Vol. 171. – P. 56–61. doi: 10.1016/j.mseb.2010.03.069
18. Sobol', O. V. Control of the structure and stress state of thin films and coatings in the process of their preparation by ion-plasma methods [Text] / O. V. Sobol' // Physics of the Solid State. – 2011. – Vol. 53, Issue 7. – P. 1464–1473. doi: 10.1134/s1063783411070274
19. Sobol', O. V. Effect of high-voltage pulse on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings [Text] / O. V. Sobol', A. A. Andreev, S. N. Grigoriev, V. F. Gorban', M. A. Volosova, S. V. Aleshin, V. A. Stolbovoi // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – Vol. 54, № 3–4. – P. 195–203. doi: 10.1007/s11041-012-9481-8

Abstract. The technological conditions and structural condition necessary to obtain high mechanical properties of plasma-vacuum multilayer coatings built on a combination of solid (nitride) and plastic (metal) layers were considered. The advantages of using such a composition as a surface protective layer on parts of steam turbine units were analyzed. It is established that a negative bias potential applied to the substrate during deposition process leads to increased compressive stresses and the formation of preferential orientation of the crystallites in the layers of TiN with [111] axis. As a result there is an increase of hardness from 26 GPa ($U_s = -70$ V) to 36 GPa ($U_s = -230$ V). Using a structured approach, defined and justified optimal layer thickness Ti (30 nm) and TiN (300 nm), providing a combination of high hardness and high abrasion resistance of coatings of the multilayer TiN/Ti.

Keywords: a steam turbine aggregate, a multilayer coating, nitride, metal, texture, hardness, abrasion resistance.