

А.Ш.Сыздыкова^{1,2}, Е.Н.Еремин², С.А.Гученко³

¹Политехнический колледж корпорации «Казахмыс»;

²Омский государственный технический университет, Россия;

³Карагандинский государственный университет им. Е.А.Букетова
(E-mail: guchen@mail.ru)

Структура и свойства стальных покрытий, легированных титаном

В работе приведены экспериментальные результаты по структуре и свойствам покрытий, полученных при одновременном распылении титанового катода и катода из стали 12Х18Н10Т. Покрытия наносились в среде аргона и азота на подложку из стали 45. Покрытие 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде азота содержит 73 % Тi, а покрытие 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде аргона имеет высокое содержание Fe — 64,96 %. Определено, что покрытия 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде азота и аргона имеют столбчатую структуру, характерную для однофазных пленок, покрытие 12Х18Н10Т+Тi в газовой среде азота имеет нанотвердость, равную 35,808 ГПа, а в среде аргона — 3,339 ГПа, в 10 раз меньшую. Полученные авторами экспериментальные результаты говорят о том, что нанотвердость покрытия 12Х18Н10Т+Тi в среде азота определяется наноструктурами нитрида титана, размеры которых лежат в диапазоне (5–10) нм.

Ключевые слова: многофазное покрытие, рентгеновский анализ, микроструктура, наноструктура, микротвердость, нанотвердость.

Введение

В настоящее время в условиях ограниченности материальных средств в промышленном комплексе особое значение приобретают технологии, увеличивающие долговечность (ресурс) деталей и узлов машин. 90 % деталей и машин выходит из строя из-за поверхностного износа. Особенно это актуально для металлургического и энергетического комплексов, где большинство механизмов работают в экстремальных условиях и, в частности, в условиях высокого абразивного износа.

Среди методов нанесения защитных покрытий, основанных на воздействии на поверхность детали потоков частиц и квантов с высокой энергией, большое внимание привлекают вакуумные ионно-плазменные методы. Характерной их чертой является прямое преобразование электрической энергии в энергию технологического воздействия, основанную на структурно-фазовых превращениях в осаж-

денном на поверхности конденсате или в самом поверхностном слое детали, помещенной в вакуумную камеру.

Основным достоинством данных методов является возможность создания весьма высокого уровня физико-механических свойств материалов в тонких поверхностных слоях, нанесение плотных покрытий из тугоплавких химических соединений, а также алмазоподобных, которые невозможно получить традиционными методами.

Наиболее перспективными для получения наноструктурированных покрытий являются вакуумные методы: магнетронного распыления, ионного и вакуумно-дугового осаждения. Это связано с тем, что кроме термического фактора появляются и другие — высокая степень ионизации, плотность потока и энергия частиц. Качество покрытия можно регулировать путем изменения температуры подложки, давления рабочего газа, потенциала подложки и других технологических параметров.

Получение нанокомпозитов с помощью ионно-плазменных методов требует осаждения на подложку многокомпонентных потоков. В большинстве случаев синтез покрытий сложного элементного состава реализуется путем послойного или одновременного осаждения на подложку в атмосфере реакционных газов потоков от ионных [1], магнетронных [2], вакуумно-дуговых [3] источников и их комбинаций [4].

В настоящей работе обсуждаются экспериментальные результаты по нанесению покрытий при распылении одновременно двух катодов.

Структура и свойства тонких пленок, содержащих титан

Первые режущие пластины с покрытием появились на зарубежном рынке в 1968 г., когда шведской фирмой «Сандвик Коромант» был разработан и внедрен в производство метод осаждения карбида титана на твердосплавный инструмент. В последующие годы покрытия на основе карбида титана исследовались интенсивно во многих странах. Обзор этих исследований проведен в работе [5]. Оказалось, что структура и свойства покрытий сильно зависят от технологических параметров их осаждения. На рисунке 1 показана структура покрытий TiC, осажденных на монокристалл MgO.

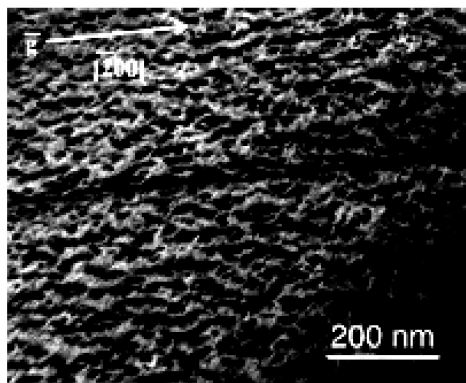


Рисунок 1. Микроструктура покрытий TiC, осажденных на монокристалл MgO [5]

Из рисунка 1 хорошо видна дислокационная структура покрытия (с преимущественным направлением вектора Бюргерса [200]), которая свидетельствует о значительных напряжениях, возникающих при эпитаксиальном росте. В этой же работе показано, что с увеличением толщины пленки напряжения релаксируют, что приводит в целом к повышению качества покрытий.

Непосредственное влияние на структуру и физические свойства покрытий, полученных методом ионно-плазменного осаждения, оказывают следующие параметры: давление реакционного газа в рабочей камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки. обстоятельный обзор по напряженным состояниям в таких покрытиях проведен в работе [6].

В работе [7] было исследовано деформированное состояние пленок TiN/(Ti, Al) N (рис. 2).

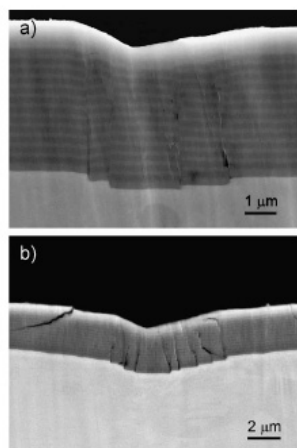


Рисунок 2. Поперечное сечение покрытия TiN/(Ti, Al) N на инструментальной стали (a) и на нержавеющей стали (b) [7]

Поперечное сечение получено путем вырезания части образца сфокусированным ионным пучком. Из рисунка 2 видно, что в случае осаждения покрытия на нержавеющую сталь происходит его растрескивание из-за возникновения больших внутренних напряжений.

В работе [8] проведено сравнение физико-механических свойств и структуры покрытий (Ti, Al) N и (Cr, Al) N. На рисунке 3 показана рентгенограмма обоих покрытий.

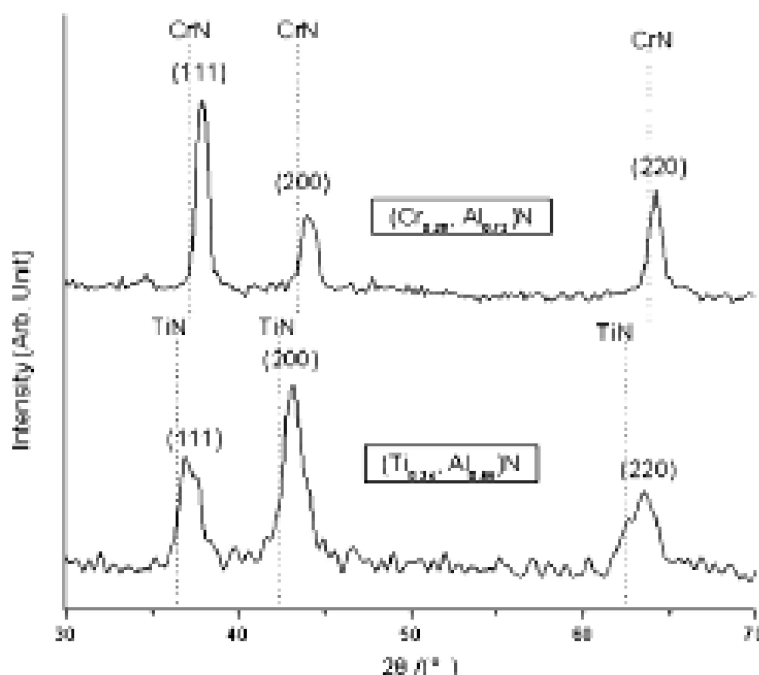


Рисунок 3. Рентгенограммы покрытий $(Ti_{0.34}, Al_{0.66})N$ и $(Cr_{0.28}, Al_{0.72})N$ [8]

В обоих случаях наблюдается ГЦК-структура типа NaCl. Физико-механические свойства тоже оказались близкими для обоих покрытий.

Термическая стабильность сверхтвердых Ti-B-N-покрытий исследовалась в работе [9]. На рисунке 4 показаны рентгенограммы покрытий Ti-B-N.

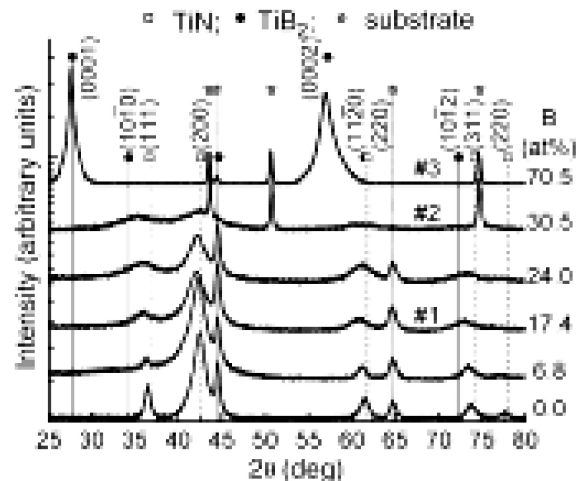


Рисунок 4. Рентгенограммы покрытий Ti-B-N с различным содержанием бора [9]

Оказалось, что покрытия Ti-B-N с содержанием бора выше 18 ат.% содержат две фазы: TiN и TiB₂. Эти структуры стабильны до 900 °С и имеют очень большую твердость — 48 ГПа.

В работах [10–16] и целом ряде других исследовались различные композиции титана с другими элементами. Вывод, который следует из анализа перечисленных выше работ, сводится к следующему: высокая твердость покрытий возникает при образовании мелкозернистой структуры с размерами зерен порядка 5 нм и состоящей из нитридов, карбидов и боридов титана.

Объекты и методика эксперимента

Для нанесения покрытий использовались титановые катоды марки ВТ-1–00 по ГОСТу 1908 и катоды из стали марки 12Х18Н10Т. С помощью этих катодов наносились покрытия на установке ННВ — 6.6.И1 на стальную подложку Ст 45 в газовой среде аргона и азота в течение 40 мин при токе дуги $I_n = 80$ А, опорном напряжении $U_{оп} = 200$ В и давлении газа в камере $P = 5 \times 10^{-3}$ мм рт. ст.

Микроструктура покрытий исследовалась на металлографическом микроскопе «Эпиквант» и электронном микроскопе JEOL JSM-5910. Для измерения микротвердости использовался микротвердомер HVS-1000А, а для трибологических исследований — созданная в лаборатории КарГУ установка для определения износостойкости и трения скольжения [17].

Часть экспериментальных данных, обсуждаемых в настоящей работе, получена в Материаловедческом центре коллективного пользования при Томском государственном университете (г.Томск, Россия). Толщина покрытий и их элементный состав измерялись с помощью электронного микроскопа Quanta 200 3D, который представляет собой систему с электронным и сфокусированным ионным пучками. Исследование фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре XRD-6000 на CuK_α -излучении. Анализ фазового состава, размеров областей когерентного рассеяния, внутренних упругих напряжений ($\Delta d/d$) проведен с использованием баз данных PCPDFWIN и PDF4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Для образцов была определена нанотвердость покрытий с помощью системы наноиdentирования по методу Оливера и Фара с использованием индентора Берковича при нагрузке 1 г и времени выдержки 15 с.

Результаты эксперимента

На рисунке 5 показана микроструктура стального покрытия, легированного титаном. Здесь, как и в случае карбида титана (рис. 1), наблюдается дислокационная структура. О значительных напряжениях, возникающих при осаждении покрытий, свидетельствуют измерения микротвердости в различных точках покрытия (рис. 6 и 7).

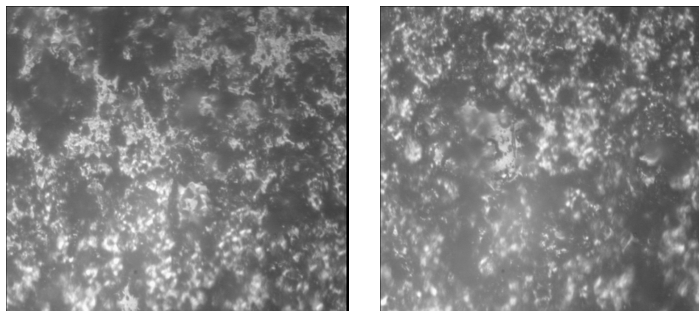


Рисунок 5. Микроструктура покрытий 12X18N10T+Ti в газовой среде азота в двух разных точках образца (увеличение x 400)

На рисунке 8 представлены рентгенограммы покрытий, а в таблице 1 — их фазовый состав.

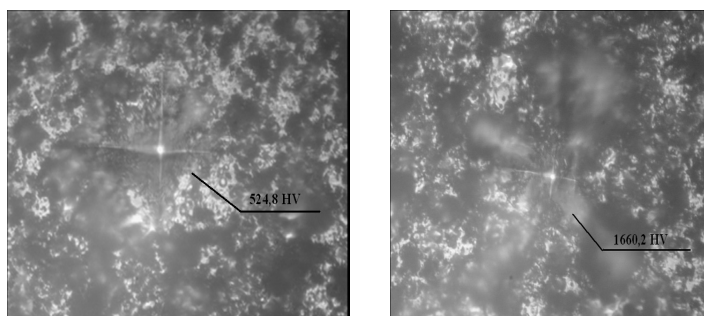


Рисунок 6. Снимки покрытия 12X18N10T+Ti в газовой среде азота с отпечатком индентора, равным 524,8 HV и 1660.2 HV

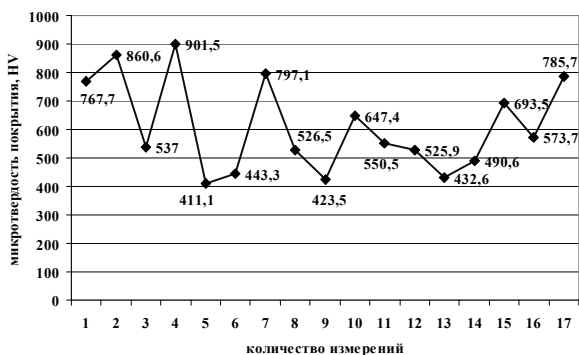


Рисунок 7. График изменения микротвердости по площади поверхности образца 12X18N10T+Ti в газовой среде азота

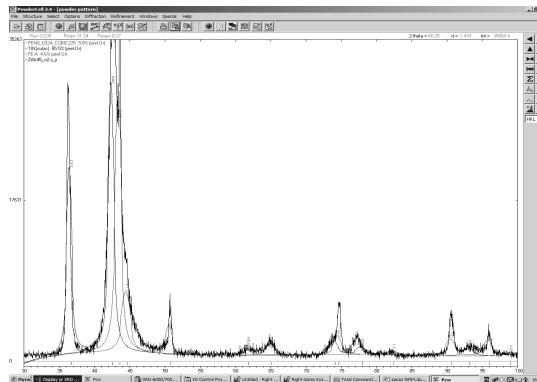


Рисунок 8. Наложение рентгенограммы образца 12X18N10T+ Ti в газовой среде азота на библиотечные карточки FeN_{0,0324} и TiN и Fe-α

Т а б л и ц а 1

Структурно-фазовый состав покрытия 12X18N10T + Ti в газовой среде азота

Образец	Обнаруженные фазы	Содержание фаз, об. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
12X18N10T+ Ti в газовой среде азота	FeN _{0,0324}	9.8	a=3.592	10.35	2.18
	TiN	85.5	a=4,240	14.71	5.873
	Fe-α	4.6	a=2.864	7.29	4.843

В газовой среде аргона структура покрытия значительно изменяется. На рисунке 9 показана микроструктура покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона, а на рисунке 10 — его поперечное сечение. Как и в случае покрытий TiN/(Ti, Al) N (рис. 2), наблюдается столбчатая структура.

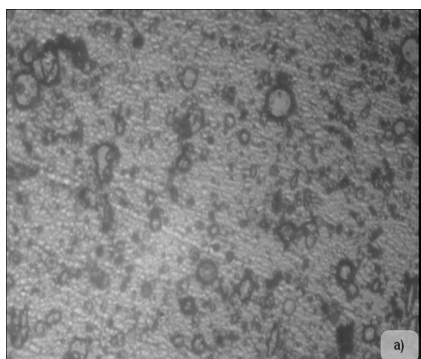


Рисунок 9. Микроструктура покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона

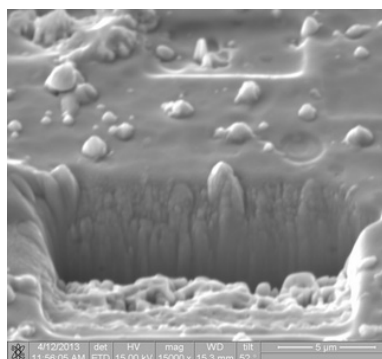


Рисунок 10. Поперечное сечение покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона

На рисунке 11 показана рентгенограмма покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона, а в таблице 2 — его элементный состав.

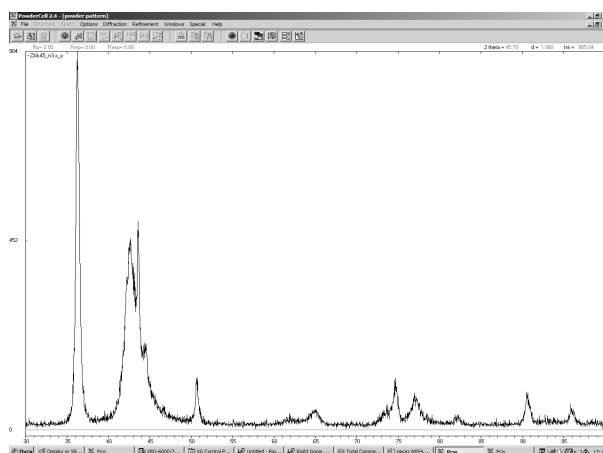


Рисунок 11. Рентгенограмма образца № 3 12X18H10T с Ti в газовой среде аргона

Т а б л и ц а 2

Элементный состав покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона

Element	Wt %	At %	K- Ratio	Z	A	F
N K	10.26	11.68	0.1089	1.0015	0.9839	1.0765
Cr K	16.05	16.83	0.1750	0.9981	0.9836	1.1103
Fe K	64.96	63.40	0.6408	0.9980	0.9798	1.0089
Ni K	8.73	8.10	0.0840	1.0127	0.9502	1.0000
Total	100.00	100.00				

Была определена нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота с помощью настольной системы наноидентирования по методу Оливера и Фара, с использованием индентора Берковича при нагрузке 1 гр. и времени выдержки 15 сек, которая равна 35,808 ГПа, что соответствует 3316, 2 единицы твердости по методу Виккерса. Кроме того, были определены модуль текучести покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота, который равен 378,56 ГПа, текучесть, которая составляет -0,15 %, и релаксация покрытия, которая равна 0,05 %. Для определения всех перечисленных выше параметров было определено число Пуассона для покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде азота, равное приблизительно 0,27.

Была определена нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона при нагрузке 1 гр. и времени выдержки 15 сек, которая оказалась равной 3,339 ГПа, что соответствует 309,27 единицы твердости по методу Виккерса. Кроме того, были определены модуль текучести покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона, который равен 111,03 ГПа, текучесть, которая составляет 1,07 %, и релаксация покрытия, которая равна 0,08 %. Для определения всех перечисленных выше параметров было определено число Пуассона для покрытия 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона, равное приблизительно 0,27.

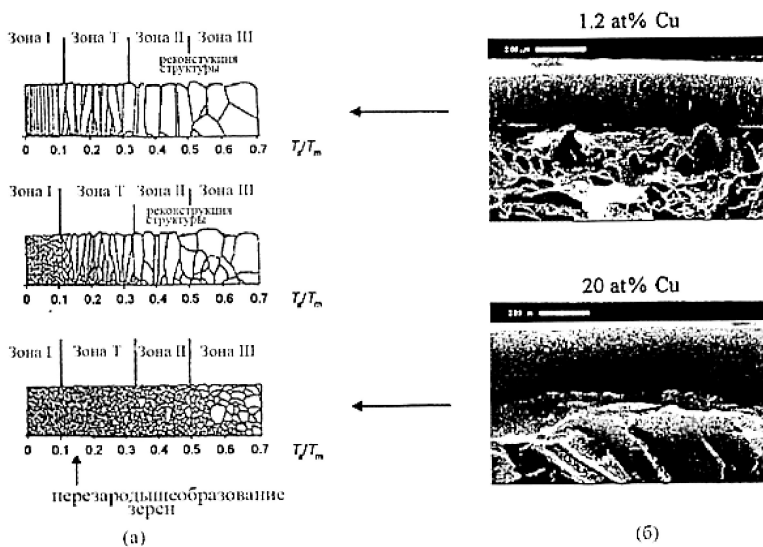
Обсуждение результатов эксперимента

Хотя способы получения наноструктурных материалов и покрытий довольно разнообразны [18], все они основаны на механизме интенсивной диссипации энергии, обобщенной в трех стадиях формирования. На первой стадии идет процесс зародышеобразования, который из-за отсутствия соответствующих термодинамических условий не переходит в массовую кристаллизацию. Вторая стадия представляет собой формирование вокруг нанокристаллических зародышей аморфных кластеров, которые на третьей стадии объединяются в межкристаллитную фазу, с образованием диссипативной структуры. И хотя наличие такого термодинамически метастабильного состояния сильно затрудняет моделирование структурно-фазового состояния конденсатов, однако открывает совершенно новые возможности по получению материалов с уникальными функциональными свойствами. Микроструктуру однофазных пленок качественно хорошо можно описать с помощью моделей, предложенных Б.А.Мовчаном и А.В.Демчишиным, Торнтоном [19, 20]. Однако эти модели сильно изменяются, если в пленку добавить легирующую примесь. Примеси останавливают рост зерна и стимулируют перезародышеобразование. Это явление приводит, как правило, к формированию глобулярной структуры. Для среднего и высокого содержания примесей полностью исчезает столбчатая микроструктура, которая типична главным образом для зоны I однофазных пленок. Этот факт описывает модель, которая была развита Барна и Адамиком [21] (рис. 12).

В наших экспериментах покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота содержит 73 % Ti, а покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде аргона имеет высокое содержание Fe — 64,96 %.

Покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота и аргона имеет столбчатую структуру, характерную для однофазных пленок, как и в моделях [19, 20]. Однофазная структура наблюдалась и в многоэлементной системе Ti-V-Zr-Nb-Hf, описанной в работе [16]. Однако результаты рентгенографических исследований показывают наличие трех фаз в покрытиях 12X18H10T+Ti в газовой среде азота и аргона. Объяснением наличия столбчатой структуры в обоих случаях может служить большое содержание фазы нитрида титана, которая «подавляет» наличие других фаз.

Обратим теперь внимание на следующее обстоятельство: покрытие 12X18H10T+Ti в газовой среде азота имеет нанотвердость, равную 35,808 ГПа, а в среде аргона — 3,339 ГПа. Получается 10-кратное различие.



а — модель для двухфазных пленок; б — поперечное сечение Zr-Cu-N с низким (1,2 ат.%) и высоким (20 ат.%) содержанием меди [21]

Рисунок 12. Сравнение модели Барна и Адамика с экспериментом

Представляет интерес сравнение полученных результатов с известными данными по наноиндентированию других материалов. Такие данные представлены в таблице 3.

Т а б л и ц а 3

Свойства материалов, рассчитанные по данным наноиндентирования [22]

Материал	H, ГПа	E, ГПа	R, %
Медь	2,1	121	14
Титан (ОТ4-1)	4,1	130	19
Многослойная пленка Ti/ α -C: H	8,0	128	34
Аморфная лента Zr-Cu-Ti-Ni	11,5	117	42
Кремний (100)	11,8	174	62
Тонкая пленка Ti-Si-N	28,4	295	62

Результат сравнения показывает, что нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота превосходит все представленные в таблице 3 материалы, среди которых последние три используются как упрочняющие и абразивные покрытия. Нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в среде аргона близка к нанотвердости чистого титана, который используется для обшивки кораблей, подводных лодок и т.д.

Экспериментальные исследования механических свойств наноматериалов показали, что предел прочности, твердость многих металлов (Pd, Cu, Ag, Ni и др.) значительно выше, чем в соответствующих массивных аналогах [23, 24]. Увеличение твердости и прочности с уменьшением размера зерна до некоторого критического размера практически характерно для всех кристаллов. Это вытекает из известного уравнения Холла-Петча, что предел текучести σ_T зависит обратно пропорционально от среднего размера зерна d [24]:

$$\sigma_T = \sigma_M + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_M — предел прочности монокристалла; k — некоторый размерный коэффициент.

Соотношение (1) достаточно хорошо выполняется в широком диапазоне значений d , вплоть до 1 мкм. Значения σ_T , полученные экстраполяцией в область размера $d < 100$ нм, в 2–3 раза превышают таковые для традиционных материалов [23, 24]. Можно констатировать, что твердость металлов и керамических материалов возрастает по мере того, как размер зерна переходит в нанофазную область. Однако величина размера зерна, до которой происходит упрочнение, зависит от ряда факторов, и природа этого явления не совсем ясна. Обычно соотношение Холла-Петча (1) выполняется для значительной части исследованных наноматериалов лишь до определенного размера зерна, а при более низких его значениях наблюдаются обратные эффекты: твердость (прочность) падает по мере уменьшения размера зерна.

Несмотря на большое количество работ по исследованию влияния размерного фактора на механические свойства наноструктур, физические механизмы этого влияния остаются предметом продолжающихся дискуссий. обстоятельный обзор этой проблемы приведен в работе [25].

В работе [26] получено уравнение, связывающее предел текучести кристалла с его пределом упругости. Уравнение является аналогом известного уравнения Холла-Петча. Показано, что начиная с критического размера нанокристалла повышение его твердости сменяется на обратный эффект, причем критический радиус чистых металлов не превышает 10 нм.

Для соединений металлов критический радиус изменяется в большую сторону. Полученные нами экспериментальные результаты говорят о том, что нанотвердость покрытия 12X18H10T+Ti в среде азота определяется наноструктурами нитрида титана, размеры которых лежат в диапазоне (5–10) нм.

З а к л ю ч е н и е

Наноструктурные покрытия находятся в состоянии начального исследования. Пока нет какой-либо количественной теории, объясняющей механические свойства многоэлементных наноконструктивов. Тем не менее переход в нанобласть показывает существенные изменения по сравнению с массивными образцами.

Авторы выражают благодарность С.В.Овчиникову (ТПУ, г. Томск) за помощь в проведении экспериментов и доценту В.М.Юрову за обсуждение работы.

Список литературы

- 1 Watanabe H., Sato Y., Nie C. et al. The mechanical properties and microstructure of Ti-Si-N nanocomposite films by ion plating // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 169–170. — P. 452–455.
- 2 Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L. et al. Effect of morphology and structure on the elastic behavior of (Ti, Si, Al) N nanocomposites // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 174–175. — P. 984–991.
- 3 Flink A., Larson T., Sjolen J. et al. Influence of Si on the microstructure of arc evaporated (Ti, Si) N thin films; evidence for cubic solid solutions and their thermal stability // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 200. — P. 1535–1542.
- 4 Li Z.G., Mori M., Miyake S. et al. Structure and properties of Ti-Si-N films prepared by ISP assisted magnetron sputtering // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 193. — P. 345–349.
- 5 Hogberg H., Birch J., Johansson M.P. Strain relaxation of low-temperature deposited epitaxial titanium-carbide films // Journal of Crystal Growth, 2000. — Vol. 219. — P. 237–244.
- 6 Барвинок В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. — М.: Машиностроение, 1990. — 384 с.
- 7 Carvalho N.J.M., De Hosson J.Th.M. Deformation mechanisms in TiN/(Ti, Al) N multilayers under depth-sensing indentation // Acta Materialia. — 2006. — Vol. 54. — P. 1857–1862.
- 8 Li Chen, Yong Du, Wang S.Q., Jia Li. A comparative research on physical and mechanical properties of (Ti, Al) N and (Cr, Al) N PVD coatings with high Al content // International Journal of Refractory Metals. — 2007. — Vol. 25. — P. 400–404.
- 9 Mayrhofer P.H., Stoiber M. Thermal stability of superhard Ti-B-N coatings // Surface, 2007. — Vol. 201. — P. 6148–6153.
- 10 Koutsokeras L. E., Abadias G., Lekka Ch. E. et al. Conducting transition metal nitride thin films with tailored cell sizes: The case of δ -Ti_xTa_{1-x}N // Applid Phys. Letters. — 2008. — Vol. 93. — P. 1–3.
- 11 Park J.K., Baik Y.J. Increase of hardness and thermal stability of TiAlN coating by nanoscale multi-layered structurization with a BN phase // Thin Solid Films. — 2008. — Vol. 516 — P. 3661–3664.
- 12 Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е. Синтез упрочняющих наноструктурных покрытий // Вопросы атомной науки и техники. — 2008. — № 2. — С. 119–130
- 13 Marques L., Carvalho S., Vaz F., Ramos M.M.D., Rebouta L. ab-initio Study of the properties of Ti_{1-x}Si_xAl_yN solid solution // Vacuum. — 2009. — Vol. 83. — P. 1240–1243.
- 14 Pinakidou F., Paloura E.C., Matenoglou G.M., Patsalas P. Nanostructural characterization of TiN-Cu films using EXAFS spectroscopy // Surface. — 2010. — Vol. 204. — P. 1933–1936.
- 15 Verma N., Cadambi S., Jayarama V., Biswas S.K. Micromechanisms of damage nucleation during contact deformation of columnar multilayer nitride coatings // Acta Materialia. — 2012. — Vol. 60. — P. 3063–3073.
- 16 Соболев О.В., Андреев А.А., Горбань В.Ф. и др. О воспроизводимости однофазного структурного состояния многоэлементной высокоэнтропийной системы Ti-V-Zr-Nb-Hf и высокотвердых нитридов на ее основе при их формировании вакуумно-дуговым методом // Письма в ЖТФ. — 2012. — Т. 38, вып. 13. — С. 40–47.
- 17 Колесников В.А., Байсагов Я.Ж., Юров В.М. Информационно-измерительный прибор для определения коэффициента трения скольжения // Фундаментальные исследования. — 2011. — № 12. — Ч. 1. — С. 121–124.
- 18 Псахье С.Г., Зольников К.П., Коноваленко И.С. Синтез и свойства нанокристаллических и субструктурных материалов. — Томск: Изд-во Томского ун-та. — 2007. — 264 с.
- 19 Мовчан Б.А., Демчишин А.В. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония // ФММ. — 1969. — Т. 28. — № 4. — С. 23–30.
- 20 Thornton J.A. Structure and topography of sputtering coatings // Ann. Rev. Material Sci. — 1977. — Vol. 7. — P. 239–260
- 21 Barna P.B., Adamik M. Formation and Characterization of the structure of surface coating // In Protective Coatings and Thin Films. Edited Pfeau Y., Barna P.B. — 1977. Kluwer Academic, Dordrecht, The Netherlands. — P. 279 — 297.
- 22 Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства материалов в наномасштабе (обзор) // ФТТ. — 2008. — Т. 50. — № 12. — С. 2113–2142.
- 23 Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства // ФММ. — 2000. — Т. 89. — № 1. — С. 91–112.
- 24 Андриевский Р.Л., Глезер А.М. Прочность наноструктур // УФН. — 2009. — Т. 179. — № 4. — С. 337–358.
- 25 Малыгин Г.А. Прочность и пластичность нанокристаллических материалов и наноразмерных кристаллов // УФН. — 2011. — Т. 181. — № 11. — С. 1129–1156.
- 26 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А. Некоторые вопросы физики прочности металлических наноструктур // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: Межвуз. сб. науч. тр. — Тверь: ТГУ, 2013. Вып. 5. — С. 408–413

А.Ш.Сыздықова, Е.Н.Еремин, С.А.Гученко

Титанмен легирленген болат жабындысының құрылымы және қасиеттері

Мақалада 12X18H10T және титан катодтары бір уақытта ыдырату кезінде алынған жабындылардың қасиеттері мен құрылымдары бойынша эксперимент нәтижелері келтірілген. 45 болаттың астында азот пен аргон ортасында жабындылар жағылған. 12X18H10T+Ti жабындысы газдар ортасында азот 73 % Ti құрайды, ал 12X18H10T+Ti жабындысы газдар ортасында аргон Fe — 64,96 % жоғары құрамға ие. Бірфазалық қабық үшін сипатталған 12X18H10T+Ti жабынды газды ортада азот және аргон бағаналы құрылымға ие. 35,808 ГПа тең, ал аргон ортасында 3,339 ГПа, 12X18H10T+Ti жабындысы газды ортада азот наноқаттылыққа ие, өзгешелік 10 реткіші еседе алынған. 5–10 нм өлшемдері диапазонында жататын, біз алған нәтижелер 12X18H10T+Ti наноқаттылық жабындысы азот ортасында титан нитридің наноқұрылымымен анықталатындығын байқатты.

A.Sh.Syzdykova, E.N.Eremin, S.A.Guchenko

Structure and properties of steel coating ligated titanium

The paper presents experimental results on the structure and properties of coatings obtained while spraying a titanium cathode and cathode steel 12X18H10T. Coatings were deposited in argon and nitrogen on a substrate 45. The coating of steel 12X18H10T + Ti in a nitrogen gas atmosphere containing 73 % Ti, and the coating 12X18H10T + Ti in an argon gas atmosphere has a high content of Fe — 64.96 %. 12X18H10T + Ti coating in an atmosphere of nitrogen gas and argon have a columnar structure characteristic of single-phase films. Covering 12X18H10T + Ti in a gaseous environment of nitrogen has nanohardness equal to 35.808 GPa and argon — 3.339 GPa. The difference obtained by 10 times. Our experimental results indicate that the nanohardness 12X18H10T + Ti coating in an atmosphere of nitrogen determined nanoscale titanium nitride whose dimensions lie in the range (5–10) nm.

References

- 1 Watanabe H., Sato Y., Nie C. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2003, 169–170, p. 452–455.
- 2 Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2003, 174–175, p. 984–991.
- 3 Flink A., Larson T., Sjolen J. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, 200, p. 1535–1542.
- 4 Li Z.G., Mori M., Miyake S. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, 193, p. 345–349.
- 5 Hogberg H., Birch J., Johansson M.P. *Journal of Crystal Growth*, 2000, 219, p. 237–244.
- 6 Barvinok V.A. *Managing stress state and properties of plasma coatings*, Moscow: Engineering, 1990, 384 p.
- 7 Carvalho N.J.M., De Hosson J.Th.M. *Acta Materialia*, 2006, 54, p. 1857–1862.
- 8 Li Chen, Yong Du, Wang S.Q., Jia Li. *International Journal of Refractory Metals*, 2007, 25, p. 400–404.
- 9 Mayrhofer P.H., Stoiber M. *Surface*, 2007, 201, p. 6148–6153.
- 10 Koutsokeras L.E., Abadias G., Lekka Ch.E. et al. *Applied Phys. Letters*, 2008, 93, p. 1–3.
- 11 Park J.K., Baik Y.J. *Thin Solid Films*, 2008, 516, p. 3661–3664.
- 12 Reshetnyak Ye.N., Strel'nitskiy V.Ye. *Problems of Atomic Science and Technology*, 2008, 2, p. 119–130.
- 13 Marques L., Carvalho S., Vaz F., Ramos M.M.D., Rebouta L. *Vacuum*, 2009, 83, p. 1240–1243.
- 14 Pinakidou F., Paloura E.C., Matenoglou G.M., Patsalas P. *Surface*, 2010, 204, p. 1933–1936.
- 15 Verma N., Cadambi S., Jayarama V., Biswas S.K. *Acta Materialia*, 2012, 60, p. 3063–3073.
- 16 Sabol O.V., Andreev A.A., Gorban V.F. and others. *Technical Physics Letters*, 2012, 38, 3, p. 40–47.
- 17 Kolesnikov V.A., Baysagov Ya.Zh., Yurov V.M. *Basic Research*, 2011, № 12, p. 1, p. 121–124.
- 18 Psakhie S.G., Zolnikov K.P., Konovalenko I.S. *Synthesis and properties of nanocrystalline materials and substructure*, Tomsk: Publishing House of Tomsk University, 2007, 264 p.
- 19 Movchan B.A., Demchishin A.V. *FMM*, 1969, 28, 4, p. 23–30.
- 20 Thornton J.A. *Ann. Rev. Material Sci.*, 1977, 7, p. 239–260.
- 21 Barna P.B., Adamik M. *In Protective Coatings and Thin Films*, edit. By Pfleau Y., Barna P.B., 1977. Kluwer Academic, Dordrecht, The Netherlands, p. 279–297.
- 22 Golovin J.I. *Physics status solidi*, 2008, 50, 12, p. 2113–2142.
- 23 Andrievskiy R.A., Glaser A.M. *FMM*, 2000, 89, 1, p. 91–112.
- 24 Andrievskii R.A., *UFN*, 2009, 179, 4, p. 337–358.
- 25 Malign G.A. *UFN*, 2011, 181, 11, p. 1129–1156.
- 26 Yurov V.M., Laurynas V.Ch., Guchenko S.A. *Intercollege. Sat. scientific papers «Physical and chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials»*, Tver': TSU, 2013, 5, p. 408–413.