

## О ФОРМИРОВАНИИ МИКРО,-НАНОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ

**Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко, Г.Н. Картмазов, И.М. Неклюдов**

*Национальный Научный Центр “Харьковский Физико-Технический Институт”*

*Украина*

Поступила в редакцию 05.02.2004

Микро, -нанослойный характер структуры формирующегося  $TiN_x$  покрытия устанавливается путем наблюдения относительного изменения интенсивности отраженного лазерного излучения от поверхности конденсации в процессе вакуумно-дугового осаждения титана. Приводятся электронномикроскопические, рентгенодифрактометрические, дюрOMETрические характеристики таких покрытий. Показывается микро-слоистый характер их разрушения под воздействием сосредоточенной нагрузки. Высказываются предположения о возможном механизме формирования слоистых покрытий в условиях вакуумно-дугового осаждения.

### ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия широко используются защитно-упрочняющие, износ-коррозионно-стойкие покрытия на основе как чистых металлов, так и их соединений (нитриды, карбиды, окислы и т.п.). Физико-механические, служебные свойства их во многом определяются характером микроструктуры. Микроструктура однофазных покрытий хорошо описывается зонной структурной моделью Мовчана-Демчишина [1] и Торнтонна [2]. Структурные зоны покрытий на основе металлов с примесями других элементов, легирующих добавок сильно отличаются от этой модели. Включения или добавки способствуют изменению условий зарождения, роста, рекристаллизации зерен, формированию глобулярной структуры [3]. При высоких концентрациях добавок, включений столбчатая структура, присущая зоне 1 структурной модели [1], полностью исчезает. Соответствующая этому модель получила развитие в работах Берна и Адамика [4]. Для многофазных покрытий формирующиеся структуры описываются этой моделью.

Большое внимание уделяется получению и изучению свойств нано, -микроструктурных материалов покрытий, в том числе, на основе нитридов, карбидов, боридов и пр., обладающих более высокими физико-механическими и служебными свойствами [5]. Установлено, что образование таких структур связано с сегрегацией одной фазы к границам другой. При этом твердые зерна не внедрены в матрицу другой фазы, а разделены друг от друга или покрыты очень тонким слоем сегрегированных атомов второй фазы [6]. Однако перечисленные структурные модели не в полной мере отражают возможные структурные формы (виды) покрытий на основе соединений металл-неметалл. В наших ранних работах сообщалось

о наблюдениях микро, -нанослойных структур покрытий, получаемых методом вакуумно-дугового осаждения [7, 8]. Данная работа посвящена изучению процесса получения таких покрытий и их свойств.

### МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЙ ПОКРЫТИЙ

Покрытия получены методом вакуумно-дугового осаждения на установках типа «Булат» [9]. В качестве испаряемых материалов использованы промышленные сплавы титана ВТ1-О, молибдена МЧВП, легированного 0,45% вес. Ti или 0,7% Zr, сплав титана с 6 вес.%Si, реакционного газа – азота (примесь – кислород 0,5%).

Покрытия наносились на механически полированные ( $R_a = 0,06 - 0,12$  мкм) поверхности образцов ( $6 \times 6 \times 20$ )мм из стали 12X18H10T и ( $10 \times 10 \times 10$ )мм и стали 40X. Температура приповерхностной зоны конденсации измерялась с погрешностью  $\pm 5^\circ$  С хромель-алюмелевой микро-термопарой, зачеканенной в образец – свидетель.

Средние значения энергии ионов осаждаемого потока ( $E_i$ ) определены с использованием выражения  $E_i = E_0 + eZU$ , где  $E_0$  – исходные значения энергии ионов, генерируемых вакуумно-дуговым разрядом,  $e$  – элементарный заряд,  $Z$  – средний заряд плазмы и  $U$  – ускоряющий потенциал подложки. По данным [10], для титана  $E_0 = 122$  эВ и  $Z = 2,03$ , для молибдена  $E_0 = 151$  эВ и  $Z = 3,06$ .

Изучение интенсивности отраженного лазерного излучения от поверхности конденсации в процессе осаждения Ti проведено с использованием газового лазера ЛГ52-2, регистрирующего комплекса на основе ФЭУ-85 и быстродействующего многоканального потенциометра Н-373. Схема эксперимента – на рис. 1.

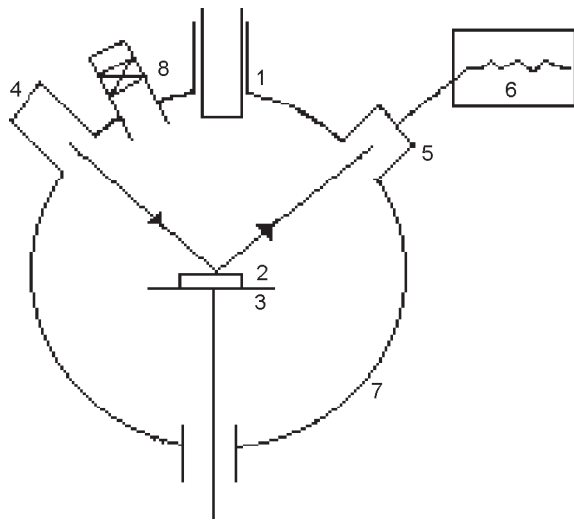


Рис. 1. Схема эксперимента: 1 – испаряемый металл; 2 – образец; 3 – подложкодержатель; 4 – лазер, ЛГ52-2; 5 – ФЭУ-85; 6 – потенциометр; 7 – вакуумная камера; 8 – газонагреватель.

Микроструктура поверхности образцов изучена при помощи оптических микроскопов ММР-4, вакуумного высокотемпературного – ВАКУТЕРМ (in-situ), электронных микроскопов – ЭМВЛ-100Л, Stereoscan, JEOL-JSM-840. Фазовый состав, структурное состояние покрытий изучены рентгendifрактометрическими методами (ДРОН-3.0) с использованием  $\text{CuK}\alpha$ -излучения.

## РЕЗУЛЬТАТЫ, ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе конденсации Ti, Mo в разреженной атмосфере азота с целью получения высокотвердых, износостойких, упрочняющих покрытий на плоских неподвижных образцах визуально наблюдаются периодические изменения отражательной способности (яркости отражения) поверхности напыления, освещаемой вакуумно-дуговым разрядом.

Такие наблюдения легли в основу экспериментов по изучению этого эффекта путем автоматической регистрации интенсивности отраженного от поверхности конденсации лазерного потока в процессе осаждения покрытия. На рис. 2 представлена диаграмма, соответствующая полному циклу осаждения покрытия.

Из диаграммы следует, что изменения интенсивности отраженного излучения носят немонотонный характер. На первом этапе (дуговой разряд не включен) не наблюдается существенных колебаний  $\Delta I$ . На втором этапе, который соответствует 3-х минутной очистке поверхности образца в вакууме  $P = 10^{-4}$  Па путем распыления ускоренными ионами титана со средней энергией  $E_i = 2,35$  кэВ ( $U_3 = -1,1$  кВ),  $J = 5$  мА/см<sup>2</sup> и  $T = 350^\circ\text{C}$ , отмечаются нерегулярные, малой

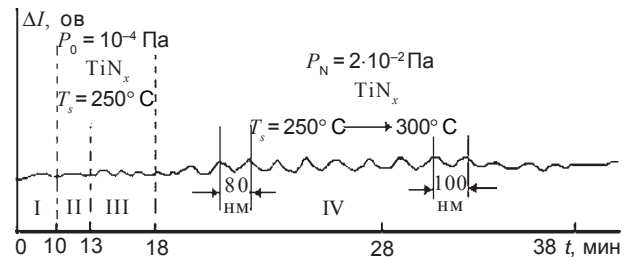


Рис. 2. Диаграмма изменения интенсивности ( $\Delta I$ ) отраженного от поверхности конденсации лазерного светового потока в процессе формирования  $\text{TiN}_x$  покрытия.

амплитуды  $\Delta I$ . Они могут быть обусловлены как изменениями отражательной способности распыляемой поверхности образца, так и флуктуациями свечения плазмы вакуумно-дугового разряда. На третьем этапе – конденсации подслоя титана при  $E_i = 528$  эВ ( $U = -200$  В) в течение 10 минут – наблюдаются колебания малой амплитуды. В результате создания подслоя Ti толщиной  $h = 0,3$  мкм чистота обработки исходной поверхности изменяется незначительно (рис. 3а), ее шероховатость составляет  $R_a = 0,3$  мкм. Ей соответствует приращивающая полированной поверхности картина рассеяния лазерного излучения (рис. 3б).

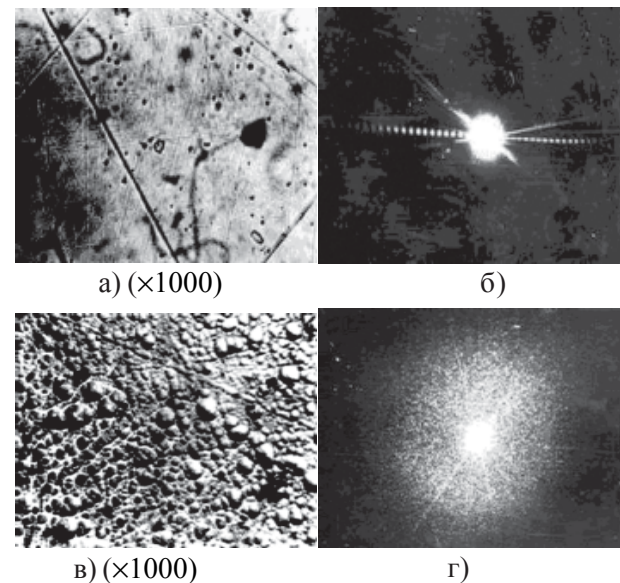


Рис. 3. Микрофотографии поверхности образцов (а, в) с покрытиями и соответствующие им картины рассеяния отраженного лазерного света – (б, г)

На следующем четвертом этапе, в результате напуска в камеру азота до давления  $P = 2 \cdot 10^{-2}$  Па при  $U = -200$  В ( $E_i = 528$  эВ),  $J = 4$  мА/см<sup>2</sup> и  $T = 300^\circ\text{C}$  формируется покрытие на основе нитридов титана ( $\text{Ti}_2\text{N}$ ,  $\text{TiN}_{x+1}$ ), (рис. 4), а на диаграмме рассеяния лазерного луча возникают при этом периодические колебания  $\Delta I$  (рис. 2). Они являются следствием соответствующих измене-

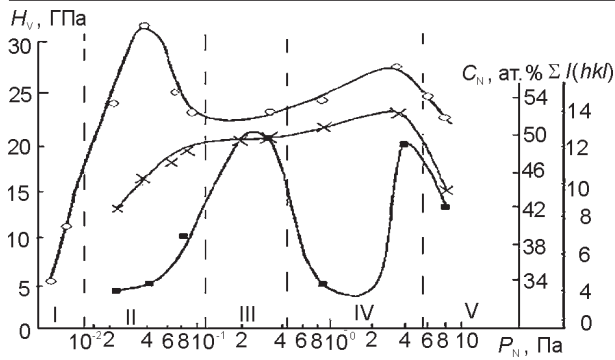


Рис. 4. Фазовый состав (I ÷ IV), концентрация азота ( $C_N$ ), микротвердость ( $H_v$ ) покрытий, суммарная интенсивность когерентного рассеяния –  $\Sigma I(hkl)$  рентгеновских лучей в зависимости от давления азота при конденсации: I – твердые растворы N в Ti,  $TiN_{x<1}$ ; II –  $TiN_{x<1} + Ti_2N$ ; III – TiN; IV –  $TiN_{x<1} + Ti_2N$ .

ний коэффициента отражения лазерного излучения поверхностью конденсации. Это свидетельствует об образовании отличающихся свойствами слоев формирующегося покрытия (рис. 5а).

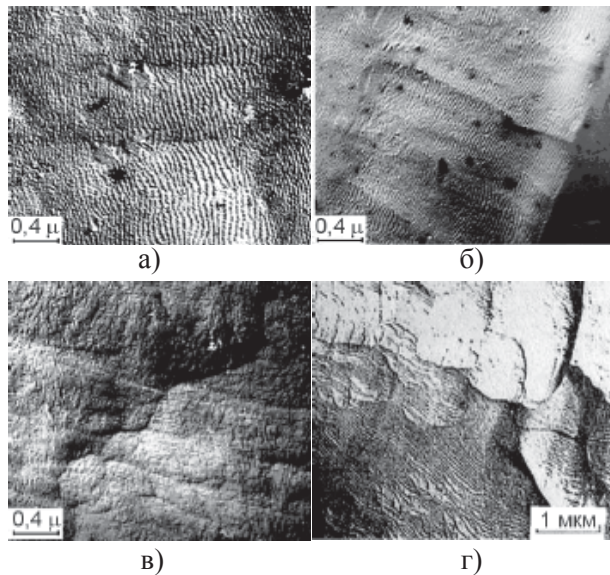
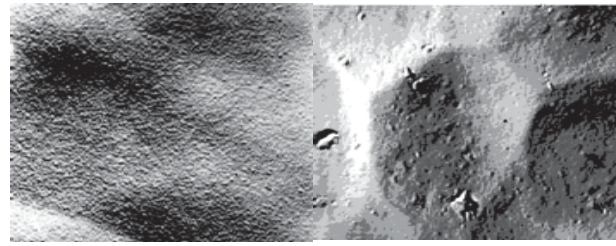


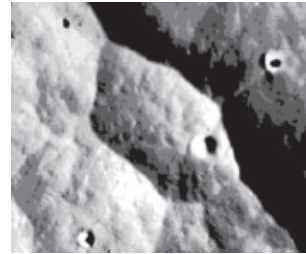
Рис. 5. Микроструктура поперечных сечений покрытий, полученных при давлениях азота: а) –  $2 \cdot 10^{-4}$  Па; б) –  $2 \cdot 10^{-1}$  Па; в) – 2 Па; г) – 8 Па.

Колебания  $\Delta I$  со временем осаждения таких покрытий затухают, практически полностью исчезая к концу четвертого периода. К этому времени формируется характерная для таких покрытий ячеистая морфология поверхности (рис. 3в, бв). Средний размер ячеек, зависящий от основных параметров осаждения ( $P_N, U_n, T_n, J$ ) – меняется в широких пределах от долей до единиц микрометров, и по глубине ячеек – до 0,3 мкм (рис. 3, 6, 7).

Образование ячеистой структуры, увеличение количества “замурованных” со временем конденсации макрочастиц (капель металла [11]) в покрытие приводит к повышению шероховатости



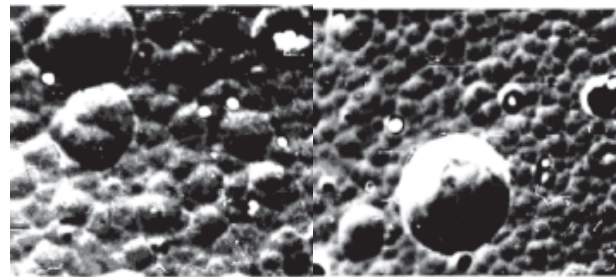
а) ( $\times 14000$ ) б) ( $\times 14000$ )



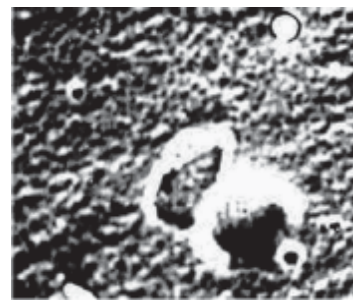
в) ( $\times 14000$ )

Рис. 6. Последовательность изменения морфологии поверхности TiN покрытий в зависимости от времени конденсации: а) – 3 мин, б) – 10 мин, в) – более 20 минут.

поверхности до  $R_a = 0,25$  мкм, к искажению слоев и, как следствие, к изменению характера рассеяния лазерного излучения (рис. 3в, г), к исчезновению периодических колебаний  $\Delta I$  (рис. 2 – IV).



а) ( $\times 1700$ ) б) ( $\times 1700$ )



в) ( $\times 1700$ )

Рис. 7. Зависимость морфологии поверхности покрытий на основе молибдена от давления азота: а) – 0,08 Па; б) – 0,1 Па; в) – 0,5 Па.

Учет значений периода колебаний, равного  $t = 1,1 \div 1,5$  мин при скорости конденсации  $v = 0,08$  мкм/мин, позволяет оценить толщины слоев, которые в данном случае составляют  $h = 80 \div 100$  нм. Этот интервал значений обуслов-

лен соответствующим изменением температуры подложки в процессе конденсации от 250 °С до 300 °С. Оценка величины областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (о.к.р.) для покрытий, полученных в аналогичных условиях, дает величину  $L = 30 \div 40$  нм (рис. 8).

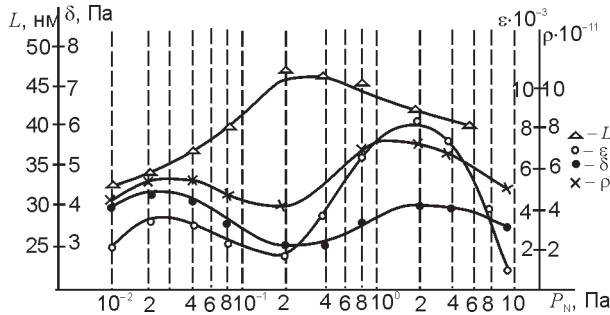


Рис. 8. Зависимости от давления азота при конденсации величин о.к.р. ( $L$ ), микроискажений кристаллической решетки  $\text{TiN}$  ( $\epsilon$ ), плотности дислокаций ( $\rho$ ) и макронапряжений ( $\sigma$ ).

Меньшие значения о.к.р. по сравнению с толщиной слоев ( $h$ ) могут быть следствием их блочной структуры, выявляемой рентгенографически.

Повышенный уровень рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами отражения и минимальные значения  $\Sigma I(hkl)$  (рис. 4) свидетельствуют о наличии аморфной фазы в гетерофазных покрытиях.

Уровень микроискажений кристаллической решетки  $\text{TiN}_x$  составляет  $\epsilon = 6 \cdot 10^{-3}$ , плотность дислокаций, определяемая рентгенографически [12],  $\rho = 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ , а сжимающих в плоскости конденсации макронапряжений  $\sigma = -2,8$  ГПа.

В плоскости конденсации преимущественно ориентированы плоскости (111)  $\text{TiN}_x$ .

Для монофазных покрытий, полученных при  $P = 2 \div 5 \cdot 10^{-1}$  Па,  $U = -200$  В,  $T = 450$  °С, величина  $L = 40 \div 50$  нм,  $\sigma = -2,5$  ГПа,  $\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ , толщина слоев  $h \approx 50 \div 60$  нм практически совпадает с размером о.к.р. в плоскости конденсации наблюдается текстура (111)  $\text{TiN}$ .

С повышением давления азота при конденсации до  $P = 2 \div 4$  Па формируются гетерофазные покрытия на основе  $\text{TiN}_{x-1}$ ,  $\text{Ti}_2\text{N}$  вследствие процессов перезарядки и нейтрализации компонентов плазменного потока, обуславливающих снижение эффективности плазмохимического взаимодействия атомов титана и азота и, как следствие, изменение характера текстуры – (110) (311) [13].

Дальнейшее увеличение давления азота при повышенных значениях энергии ионов  $E = 730$  эВ, ( $U = -300$  В) и  $T_{\text{п}} = 350$  °С приводит к синтезу, в основном, моонитрида титана достехиометри-

ческого состава  $\text{TiN}_{x-1}$  с текстурой (111) в плоскости конденсации. Избыточное содержание азота в покрытиях ( $C_N = 52$  ат.%, рис. 4) является причиной повышения их микропористости (рис. 9) и снижения микротвердости (рис. 4), макронапряжений (рис. 7).

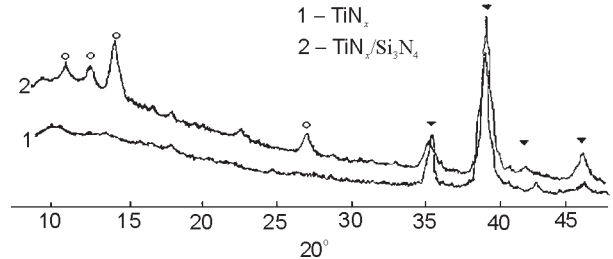


Рис. 9. Фрагменты дифрактограмм: 1 –  $\text{TiN}_x$ ; 2 – nc- $\text{TiN}_x/\text{a-Si}_3\text{N}_4$  покрытий, полученных при давлении азота: 1 – 0,13 Па, 2 – 0,08 Па, соответственно.

Можно полагать, что микропоры являются составляющей границ микро- и нанослоев (рис. 5), а также микрокристаллитов, выявляемых в результате травления высокоэнергетичными ионами ( $U = -300$  В) в процессе конденсации (рис. 10). Аналогичный характер изменения субструктурных характеристик наблюдается и для покрытий, получаемых при осаждении  $\text{Ti}$  в атмосфере газов  $\text{N}_2 - \text{C}_2\text{H}_2$ .

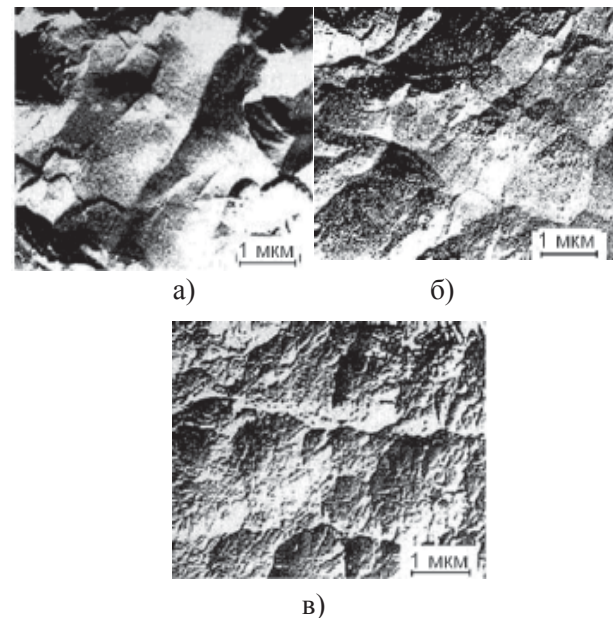


Рис. 10. Микроструктура поверхности покрытий  $\text{TiN}_x$ , полученных при: а)  $P = 0,67$  Па; б)  $P = 4$  Па; в)  $P = 11$  Па.

К особенностям субструктуры покрытий на основе  $\text{TiN}_x^1$ , выявляемых, в частности, в результате облучения сгустками водородной плазмы с энергией  $\approx 4,5$  кДж и длительностью импульсов 2 мкс, относятся различия в форме и размерах

ячеек (рис. 11), обусловленные отличием фазового состава, структурного состояния и текстуры.

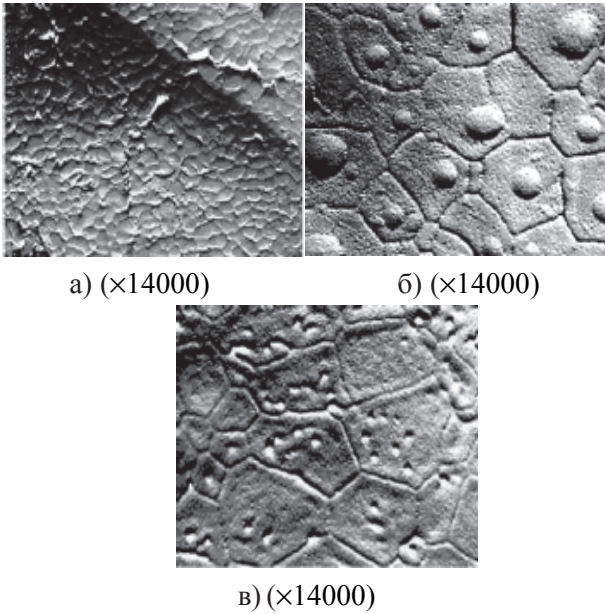


Рис. 11. Микроструктура  $TiN_x$  покрытий, выявляемая вследствие облучения ионами водорода с энергосвободением за один импульс –  $4,5 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$  и дозой  $1,5\cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> за имп., суммарная доза –  $3,6\cdot 10^{17}$  см<sup>2</sup>; а), в) – гетерофазные и, б) – монофазные  $TiN$  – покрытия

Мелкоячеистая субструктура гетерофазных конденсатов характеризуется наличием зон у границ кристаллитов (рис. 11а, в), что может быть проявлением ламельной структуры [14] двухфазного состава ( $Ti_2N + TiN_x$ ) покрытия. Монофазные конденсаты имеют не однородную, более крупнокристаллическую структуру (рис. 11б). В отличие от гетерофазных покрытий образующиеся при облучении блистеры локализуются в центре кристаллитов.

Известно, что уменьшение толщины слоев до наноразмерных величин обуславливает повышение механических характеристик покрытий вследствие увеличения прочностных и упругих свойств материалов. Кроме того, границы раздела между слоями служат барьерами распространению микротрещин, возникающих, в частности, под воздействием сосредоточенной нагрузки [17–19]. В связи с этим разрушение локализуется в пределах отдельных слоев (рис. 12).

На рис. 12а представлен фрагмент очага эрозионного разрушения гетерофазного покрытия  $Ti_2N + TiN_{x<1}$ , полученного при давлении азота  $0,02 \text{ Па}$ , после воздействия воздушно-пылевого потока. На рис. 12б – характер разрушения в зоне отпечатка алмазного индентора в покрытии  $nc - TiN/a - Si_3N_4$ , полученном при давлении азота  $0,08 \text{ Па}$  на основе сплава  $Ti - 6\% Si$  и отличающимся наличием квазиаморфной фазы  $Si_3N_4$  и

размером кристаллитов  $\approx 10 \text{ нм}$ . Об этом свидетельствует более высокий уровень некогерентного рассеяния рентгеновских лучей по сравнению с  $TiN_x$  покрытием (рис. 9).

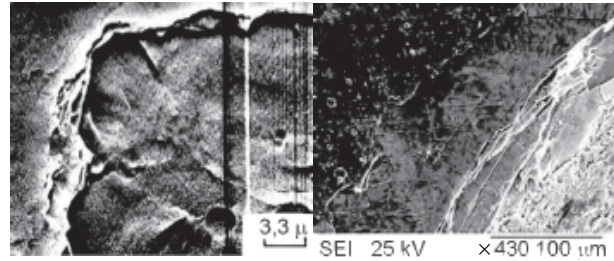


Рис. 12. Эрозионное разрушение  $TiN_x$  покрытия под воздействием воздушно-пылевого потока – а) и  $nc - TiN_x/a - SiN_y$  покрытие – в зоне отпечатка алмазного индентора – б).

Аналогичный слоистый характер покрытий проявляется в послойном разрушении в процессе испытаний трением образцов с покрытиями на основе нитридов сплавов молибдена с  $0,7 \text{ масс.}\% Zr$  или с  $0,45 \text{ масс.}\% Ti$ , полученных осаждением при  $P_N = 0,05 \text{ Па}$ ,  $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $U_{\text{п}} = -35 \text{ В}$  (при среднем заряде ионов  $Mo Z = 3,06$ , начальной энергии ионов  $E_0 = 151 \text{ эВ}$  [10] средняя энергия ионов осаждаемого потока составляет  $E_i = 258 \text{ эВ}$ ).

В результате отжига таких покрытий в вакуумном микроскопе (in-situ) при  $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 часа покрытие расслаивается (рис. 13).

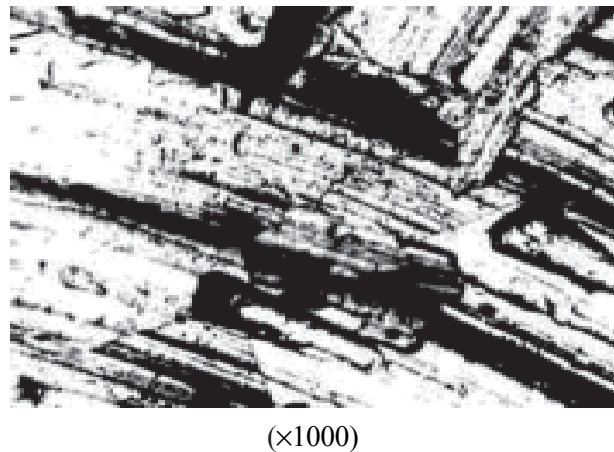


Рис. 13. Микрофотография (in-situ) нитридосодержащего покрытия на основе молибдена при отжиге в вакууме ( $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ , 1 час).

Это свидетельствует о структурно-фазовой неоднородности его и является следствием диссоциации менее термостойких компонентов слоистой структуры. Ими могут быть нитриды молибдена, а отслоившиеся, оставшиеся после отжига – более термостойкие нитриды легирующих элементов исходного сплава молибдена ( $Ti, Zr$ ). Возможен иной вариант объяснения расслоения, который заключается в коагуляции вакансий и избыточного  $N_2$  на границах раздела слоев в ре-

зультате высокотемпературного вакуумного отжига.

Микро, -нанослойный фасеточный характер структуры покрытий дает основание для заключения о том, что их формирование в условиях непрерывной ионной бомбардировки поверхности конденсации, происходит путем неравновесных фазовых превращений, которые реализуются «в колебательном» режиме [15]. Причиной, обуславливающей возможность колебаний, может служить зависимость тормозной способности первичных бомбардирующих поверхность конденсации частиц от изменяющейся концентрации радиационных нарушений в получаемом материале, образования отличающихся коэффициентами распыления (энергиями связи атомов) структурных фаз, отдельных аморфных зон, прослоек, образующихся в приповерхностной области радиационного воздействия. Аморфная фаза возникает, если доля смещенных (неупорядоченных) атомов превышает пороговые значения, которые, по данным [16], составляют  $\approx 10\%$ . Кроме того, этому способствуют и крайне неравновесные условия формирования материала конденсата, особенно при наличии примесных элементов. Рентгенодифрактометрические данные подтверждают наличие такой фазы. Следует полагать, что в процессе конденсации (наращивания слоя) происходит перераспределение атомов – компонентов осаждаемого потока, а также образующихся дефектов, как по глубине, так и по поверхности конденсации. При этом значительные различия коэффициентов радиационностимулированной поверхностной и объемной диффузии объясняют различные масштабы наблюдаемых периодических изменений структуры по глубине (слоистость, нм) и в плоскости конденсации (кристаллиты, мкм).

Развитие фасеточной структуры в процессе конденсации может свидетельствовать о появлении локального максимума коэффициента распыления [15]. Из этого следует, что в процессе формирования кристаллитов происходит радиационно-стимулированное перераспределение элементов осаждаемого потока, имеющих и образующихся дефектов структуры от центра ячейки (кристаллита) к ее границам с образованием структур, в том числе аморфных, обладающих меньшими коэффициентами распыления. Они, по видимому, и образуют и/или входят в границы кристаллитов и слоев.

## ВЫВОДЫ

1. Методом регистрации изменений интенсивности лазерного излучения, отражающегося

от поверхности конденсации в процессе вакуумно-дугового осаждения покрытия устанавливается микро, -нанослойный характер их формирования.

2. Электронномикроскопическое изучение торцевых сечений покрытий и характер их разрушения под действием сосредоточенной нагрузки подтверждают их микро, -нанослойную структуру.
3. На основании анализа полученных результатов предложен возможный механизм формирования микро, -наноструктурных слоистых конденсатов в условиях непрерывного воздействия бомбардирующих поверхность конденсации ускоренных частиц осаждаемого потока. В основе механизма – радиационно-стимулированные процессы перераспределения элементов осаждаемого потока и дефектов структуры формирующегося материала покрытия.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Мовчан. Б.А., Демчишин А.В. Исследование структуры и свойств конденсатов Ni, Ta, V // Физика металлов. – 1969. – № 28. – С. 653.
2. Thornton J. A.. Influence of substrate temperature and deposition rate on structure.
3. Musil J. Vlcek J. Physical and Mechanical Properties of hard Nanocomposite Films Prepared by Magnetron Sputtering // 5<sup>th</sup> conference on modification of materials with particle beams and plasma flows. Proc. - Tomsk, -Russia. – 2000. – P. 393-398.
4. Barna P., Adamik M. Formation and characterization of the structure of surface coatings in protective coatings and thin films // Y. Paleau and B. Barna (Eds.) – Kluwer Academic Publisher, 1997.
5. Veprek S., Nesladek P., Niederhofer A., Mannling H. Superhard Nanocrystalline composites presentations of the research and possible industrial applications. / Surface Engineering: science and technology 1. Edited by A. Kumar, Y-W. Chang, J.J. Moore and J. E. Siningeresky // The Minerals, Metals and Materials Society. – 1999. – P. 219-230.
6. Niederhofer A., Nesladek P., Menning H.D., Moto R., Vtprtk S., Jilek M Structure, Properties, Internal stress and thermal stability of nc-TiN/ a-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> and nc – (Ti, Al, Si)N superhard nanocomposite coating reaching the hardness of diamond // Surface and coat Technol. – 1999. – № 120-121. – P. 173 – 178.
7. Брень В.Г., Кунченко В.В., Локошко В.В., Маштакова Г.С., Падалка В.Г., Сопрыкин Л.И. Износостойкие нитридсодержащие покрытия на основе сплавов молибдена, полученные методом КИБ // Защита металлов. – 1981. – Т. 17, № 3. – С. 284 – 289.
8. Аксенов И.И., Кунченко В.В., Брень В.Г., Локошко В.В. Покрытия на основе компонентов стали X18H10T, полученные способом КИБ // Физика

- и химия обработки металлов. – 1981. – № 5. – С. 100-104.
9. Аксенов И.И., Антупьев Ю.П., Брень В.Г., Дикий Н.П., Кудрявцева Е.Е., Кунченко В.В., Осипов В.А. Влияние давления газа в реакционном объеме на процесс синтеза нитридов при конденсации плазмы металлов//Химия высоких энергий. – 1986. – Т. 20, № 1. – С. 82-86.
  10. Месяц Г.А., Беренгольц С.А. Механизм генерации аномальных ионов вакуумной дуги//Успехи физических наук. – 2002. – Т. 172, № 10. – С.1113-1130.
  11. Аксенов И.И., Коновалов И.И., Кудрявцева Е.Е., Кунченко В.В., Падалка В.Г., Хороших В.М. Исследование капельной фазы эрозии катода стационарной вакуумной дуги//Журнал технической физики. – 1984. – Т. 54, вып. 8. – С.1530 – 1533.
  12. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и структура конденсированных пленок. – М.: «Наука», 1972. – 320 с.
  13. Демиденко И.И., Ломино Н.С., Овчаренко В.Д., Падалка В.Г., Полякова Г.Н. Исследование состояния азота в плазме вакуумной дуги//Химия высоких энергий. – 1986. – Т. 20, № 15. – С. 462-467.
  14. Sandgren J.-E. Structure and properties of TiN coatings//Thin Solid Films. – 1985. –Vol. 128 – P. 21-44.
  15. Евдокимов И.Н. Влияние неравновесных фазовых переходов в твердых телах на процессы, вызываемые ионной бомбардировкой//Поверхность. Физика, химия, механика. –1989. – Vol.10. – С. 5-18.
  16. Gibbons J.F., Christel L.A. Ion implantation and beam processing//Acad. Press. Australia –1984. - P. 59.
  17. Кунченко В.В., Андреев А.А., Картмазов Г.Н. Структура и свойства эрозионно-стойких вакуумно-дуговых покрытий на основе нитридов титана//Научные ведомости (Бел. Гос. университет) Сер. Физика. – 2001. – №2(15). – С. 21-25.
  18. Кунченко В.В., Аксенов И.И. Формирование TiN покрытий конденсацией плазмы дуги с положительным анодным падением потенциала//Вопросы атомной науки и техники, сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2000. – Вып.4(78). – С.165-172.
  19. Толоч В.Т., Романов А.А., Фареник В.И., Завалев В.А., Неклюдов И.М., Кунченко В.В., Кунченко Ю.В. Эрозионностойкие покрытия на основе нитридов титана, получаемые модифицированным методом вакуумно-дугового осаждения//Вестник Харьковского университета. Серия физическая “Ядра, частицы, поля”. – 2003. – № 585, вып.1(21). – С.103-108.

**ПРО ФОРМУВАННЯ МИКРО-,  
НАНОШАРУВАТИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ  
ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАДЖЕННЯ**

**Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко,  
Г.М. Карпмазов, І.М. Неклюдов**

Мікро-, нанощаруватий характер структури  $TiN_x$  покриттів, які формуються, встановлено шляхом спостереження за відносною зміною інтенсивності відбитого лазерного випромінювання поверхнею конденсації під час вакуумно-дугового осадження титану. Наведено електронномікроскопічні, рентгендіфрактометричні, дюретричні характеристики таких покриттів. Показано мікро шаруватий характер їх руйнування під дією засередженого навантаження. Висловлено припущення про можливий механізм формування шаруватих покриттів в умовах вакуумно-дугового осадження.

**ON THE FORMATION OF MICRO-,  
NANOLAYER COATINGS BY THE VACUUM-ARC  
DEPOSITION METHOD**

**Yu.V. Kunchenko, V.V. Kunchenko,  
G.N. Kartmazov, I.M. Neklyudov**

The micro-, nanolayer character of  $TiN_x$  coating structure is established by observing relative variations in the intensity of laser radiation reflected from the condensation surface during vacuum-arc deposition of titanium. Electron microscopy, X-ray diffractometry and durometry characteristics of the coatings are presented. The micro-layered character of their failure under the action of concentrated load is demonstrated. Suggestions are made about a possible mechanism of layered coating formation under vacuum-arc deposition conditions.