

Таким образом, использование дымовых составов и смесей в качестве средств военно-инженерной маскировки позволяет оперировать широким спектром смесей для достижения поставленной боевой задачи.

УДК 621.793.18

Орлова Е.П., Иванов И.А.

АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ ПО ИЗУЧЕНИЮ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ

БНТУ, г. Минск

Анализ современного состояния вакуумно-плазменных методов формирования защитных и упрочняющих покрытий показывает, что область их использования постоянно расширяется [1]. Значительную роль в этом играют технологические возможности методов позволяющие получать многокомпонентные защитные покрытия на основе соединений, синтез которых при температуре подложки менее 500°C не возможен. В настоящее время экспериментально изучены вопросы формирования состава и структуры широкого класса вакуумно-плазменных покрытий (систем: Me- (N, C), Me- Si- (N, C), Me- Cr- Al- PЗМ, где Me = Ti, Zr, Al, Ni и т.д. PЗМ – редкоземельные материалы; углеродной алмазоподобной пленки; и на основе чистых металлов) и влияние их на экспериментальные свойства последних. Однако на практике надежность покрытий в значительной мере определяются не только их составом и структурой, но и морфологией поверхности, величиной общей и сквозной пористости, остаточных напряжений. В ряде случаев эти технологические параметры оказывают определяющие значения на эксплуатационные свойства покрытий.

Анализ имеющихся литературных источников показывает, что в форме тонких слоев материалы сохраняют качественные параметры, присущие объемному материалу, и в то же время имеют улучшенные свойства [2-5]. Например, сохраняются

такие свойства, как высокая твердость, высокая прочность при повышенной температуре, химическая стойкость. В то же время материалы получают новое качество благодаря появлению текстуры и увеличению плотности упаковки кристаллической решётки. Возможность применения покрытий со специальными свойствами позволяет преодолеть определенные ограничения в использовании объёмных материалов, не подвергая их опасности разрушения и улучшая их эксплуатационные характеристики.

Работы по получению и изучению покрытий проводятся в течение многих лет [6-8]. Однако закономерности формирования структуры остаются слабо изученными, что связано с чрезвычайно малыми нанометровыми размерами объекта исследования. Широкие возможности изучения структуры покрытий появились, с момента возникновения туннельной микроскопии, обеспечивающей нанометровое разрешение. При проведении исследований использовался туннельный микроскоп, принцип функционирования и технические возможности которого приведены в работе [9].

Изучение микроструктуры покрытия по ее объему вследствие малой толщины объекта обычными методами практически невозможно. Поэтому о структуре пленки и закономерности ее формирования судили по изменению рельефа ее поверхности при последовательном послойном напылении металла.

Изучение рельефа осуществлялось с помощью туннельного микроскопа, который помимо трехмерного изображения поверхности позволял получить ее профилограмму в любом произвольном сечении. В качестве примера на рисунке 1 представлены изображение рельефа поверхности медной плёнки и профилограмма по одному из сечений. Профилограммы позволяют количественно оценить характер рельефа поверхности. С использованием профилограмм был рассчитан средний размер кристаллитов в поверхностном слое пленки. Условно за размер кристаллита была принята его ширина

по средней линии профилограммы, т.е. в поперечном (параллельно поверхности плёнки) сечении.

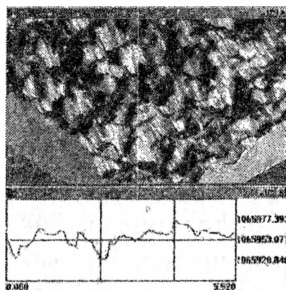


Рисунок 1 – Структура поверхности медной плёнки и её профилограмма

Установлено, что медная пленка толщиной приблизительно 5 нм состоит из кристаллитов, которые существуют в виде отдельных колоний и не образуют сплошного покрытия. Средний размер кристаллитов составляет 0,05 мкм. Наблюдается значительный разброс в размерах отдельных кристаллитов, достигающий 0,025 мкм. Медная пленка толщиной 13 нм является уже сплошной и состоит из крупных кристаллов со средним размером 0,24 мкм. Более толстая пленка (21 нм) имеет крупный размер кристаллитов – 0,81 мкм. Увеличение размера кристаллитов наблюдается с ростом толщины пленки до 60 нм. Далее размер кристаллитов остается практически постоянным (рисунок 2).

Результаты исследований и анализ работ [5, 7] позволяют представить механизм формирования структуры металлических пленок на аморфной подложке, проходящим в три стадии. В начальный момент на подложке зарождаются отдельные кристаллиты (1-я стадия) (рисунок 3а), происходит их рост до соприкосновения и образования сначала отдельных колоний, а затем и сплошной пленки (2-я стадия) (рисунок 3б).

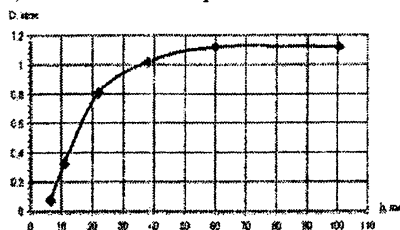


Рисунок 2 – Зависимость среднего размера кристаллитов (D) от толщины плёнки (h)

Рост кристаллитов происходит как вдоль, так и перпендикулярно поверхности подложки. Далее, на 3-ей стадии, наблюдается наращивание слоев с сохранением постоянного поперечного размера кристаллитов.

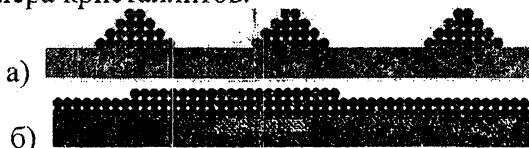


Рисунок 3 – Механизм формирования структуры

Двухмерное кинетическое моделирование по методу Монте-Карло применили для исследования микроструктуры покрытия Ni-Cr, полученной методом физического осаждения из паровой фазы для различных углов падения. Результаты показали, что существует критический угол падения для покрытия (350). Когда угол падения меньше 350, он мало влияет на коэффициент шероховатости поверхности и плотность упаковки. При этом получили плотные покрытия с гладкой поверхностью, их коэффициент шероховатости поверхности $< 1,12$, а плотность упаковки более 99,6%. Однако когда угол падения > 350 , коэффициент шероховатости поверхности увеличивается быстро, а плотность упаковки снижается с увеличением угла падения: коэффициент шероховатости поверхности увеличивается до 1,5 и 2,3 для угла падения 450 и 600 соответственно, плотность упаковки соответственно $< 99\%$ и 96%. Установили, что эффект самозатенения

приобретает особое значения с увеличением угла падения, когда он больше 350 [10].

Из основных физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий, зависящих от толщины, рассмотрим твердость, электрическую проводимость и плотность упаковки кристаллической решётки.

Твердость тонкого покрытия значительно выше твёрдости изделия, целиком изготовленного из того же материала, что и покрытие. Это определяется формированием сильно дефектной структуры и внутренних напряжений в покрытиях при их формировании в условиях ионной бомбардировки.

Если твердость как наименьшее структурно-чувствительная характеристика закономерно увеличивается с уменьшением размера зерна, то прочность и особенно пластичность существенно снижаются.

При анализе электросопротивления покрытий следует учитывать возможность рассеяния электронов внешними поверхностями, а также топографию. Покрытия в зависимости от толщины без учета нанокристалличности принято условно подразделять на три группы: 1. толстые, проводимость которых сопоставима с проводимостью крупнокристаллических объектов (минимальная толщина таких покрытий примерно больше 100 нм); 2. тонкие (толщина 10 нм), проводимость которых значительно меньше чем толстых, а температурный коэффициент электросопротивления (ТКЭ) близок к нулю; 3. островковые (толщина 1 нм), проводимость которых отличается от компактного материала на несколько порядков, а ТКЭ принимает отрицательное значение [11].

Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии выполнено исследование особенностей субструктуры и величины локальных внутренних напряжений в нано- и нанокompозитных покрытиях TiN, N-TiN/Cu, n-AlN/Cu вблизи поверхности их сопряжения с подложкой и на расстоянии 2-3 мкм. Показано, что в покрытиях n-AlN/Cu по всей толщине

обнаруживается нанозеренная ($d < 20-25$ нм) структура, а в покрытиях нитрида титана наблюдается двухуровневая зеренная структура, высокая кривизна-кручение решетки и высокий уровень локальных внутренних напряжений [12].

Свойства PVD-покрытия определяется их структурой. Диапазон изменений структуры покрытий может быть шире, чем в массивном образце, потому что условия формирования покрытия могут меняться в более широких пределах, чем условия образования массивного образца. Так при разных температурах подложки можно получить различную структуру: монокристаллическую (800°C), поликристаллическую (320°C), аморфную (25°C). По классификации Г. Глейтера [13, 14], по химическому составу и распределению фаз можно выделить четыре типа структуры: однофазные, статистические многофазные с идентичными и неидентичными поверхностями раздела и матричные многофазные. Также выделяют три типа структуры по форме: конусообразная, столбчатая и равноосная. Однако реальное разнообразие структурных типов может быть и более широким за счет смешанных вариантов, наличия пористости, трубчатых и луковичных структур, полимерных составляющих и т.д.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мрочек, Ж.А. Современное состояние исследований в области вакуумно-плазменных жаростойких и упрочняющих покрытий / Ж.А. Мрочек // Весці НАНБ. Сер. фіз.-техн. навук, 2002. – № 3. – С. 121.
2. Ильичев, Л.Л. Упрочнение инструментальных сталей плазменными покрытиями / Л.Л. Ильичев, В.И. Рудаков // Машиностроитель. – 1999. – № 11. – С. 58–71.
3. Бякова, А.В. Структурные аспекты прочности и пути повышения работоспособности карбидных покрытий / А.В. Бякова // Порошковая металлургия. – 2000. – № 1-2. – С. 97-106.

4. Плазменно-вакуумные покрытия // Под общ. ред. Ж.А. Мрочека. – Минск: УП «Технопринт», 2004. – 369 с.
5. Андриевский, Р.А. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. I. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления / Р.А. Андриевский // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 88 – № 1. – С. 50-73.
6. Палатник, Л.С. Структура и свойства конденсированных плёнок / Л.С. Палатник // Сб.: Структура и свойства металлических плёнок. Киев: Наукова думка, 1966. – С. 4-9.
7. Находкин, Н.Г. Электропроводность тонких плёнок золота разной толщины / Н.Г. Находкин // Сб.: Физика металлических плёнок. – Киев: Наукова думка, 1968. – С. 161-167.
8. Борзяк, П.Г. Электронные процессы в островковых металлических плёнках / П.Г. Борзяк. – Киев: Наукова думка, 1980. – 240 с.
9. Карпухин, С.Д. Сканирующая туннельная микроскопия. Аппаратура, принцип работы, применение / С.Д. Карпухин. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 25 с.
10. Yingchun Shan, JiuJun Xu, Xiaodong He, Mingwei Li. Mater 2008, №373-374 p.184-187[5 international Conference on surface engineering Dalian. 2007]
11. Высоцкий, В.В. Структура и перколяционные свойства проводящих пленочных композиций / В.В. Высоцкий // Коллоидный журнал. – 1999. – Т. 60. – № 6. – С. 729-745.
12. Коротаев, А.Д. Сверхтвердые нанокристаллические покрытия/ А.Д. Коротаев // Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов, Томск, 23-28 авг., 2004.
13. Gleiter, H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure / P. Gleiter // Acta Materialia. – 2000. – V. 48 – № 1. – P. 1-29.
14. Petrov, I. Microstructure Modification of TiN by Ion Bombardment during Reactive Sputter Deposition/ I. Petrov, L. Hultman,

УДК 621.762

Петюшик Е.Е., Романенков В.Е.,
Евтухова Т.Е., Афанасьева Н.А.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МНОГОУРОВНЕВОЙ ПОРОВОЙ СТРУКТУРОЙ

БНТУ, г. Минск

Современные методы каталитического материаловедения не позволяют получать носители с транспортными порами от единиц до десятков микрометров и не обеспечивают высокую механическую прочность, удельную поверхность и проницаемость для жидкостей и газов одновременно.

Эту проблему решает процесс гидратационного твердения дисперсного алюминия, который обеспечивает основные свойства гранулированных носителей одновременно без введения различных упрочняющих веществ и минуя стадию спекания. В работе [1] было показано, что механически прочный и проницаемый для жидкостей и газов пористый композит состава $Al_2O_3/Al/Me_xO_y$ можно получить гидратационным твердением смеси промышленного порошка алюминия АСД-1 и порошкообразных цеолитов, активного оксида алюминия, полученных механическим размолом промышленных гранул.

В настоящей работе приведены результаты исследования структуры, механической прочности и проницаемости пористой керамики, полученной методом гидратационного твердения промышленного дисперсного алюминия марок АСД-1, АСД-4 и ПАП-2 в смеси с порошкообразным алюмосиликатным носителем SBA-15, синтезированным в Институте катализа СО РАН и предназначенный для получения гранулированного носителя.