

Структура и твердость вакуумно-дуговых конденсатов титана и некоторых сплавов на его основе, полученных из несепарированных потоков плазмы

А. В. Демчишин, В. А. Мельникова, А. А. Демчишин*,
О. А. Токарев, Л. Д. Кулак

*НТУУ “Киевский политехнический институт”

Исследованы структура, фазовый состав и микротвердость вакуумно-дуговых конденсатов титана и пленочных материалов — сплавов систем Ti—3Al—6Si, Ti—TiB₂, сформированных из нефiltroванных потоков плазмы непрерывного катодно-дугового разряда. Показано, что, варьируя технологические параметры генерирования потоков металлической плазмы и условия их осаждения, можно изменять микроструктурные и морфологические свойства осаждаемых покрытий в широком диапазоне.

Ключевые слова: вакуумно-дуговое испарение, нефiltroванный поток плазмы, конденсат, электрическое смещение подложки, структура конденсата, твердость.

Введение

Ионно-плазменный вакуумно-дуговой метод получения конденсированных материалов отличается от других вакуумных методов испарения высокой энергией конденсируемых компонентов плазмы и большой степенью ионизации паровой фазы, что позволяет активно влиять на структуру и свойства формируемых слоев исследуемых материалов [1]. В настоящее время этот метод широко используется для получения износостойких и декоративных покрытий из соединений типа нитридов, оксидов, карбидов в реакционных газовых средах на режущем инструменте и фурнитуре различного назначения соответственно [2—5]. Вместе с тем данный метод имеет большие потенциальные возможности для получения других видов функциональных пленочных материалов и покрытий, включая жаростойкие, жаропрочные и коррозионно-стойкие конденсированные слои чистых металлов и многокомпонентных сплавов. Однако проблемы, возникающие при формировании таких видов пленочных материалов, в научном и технологическом отношении решены недостаточно. В круг задач, которые требуют решения, входят такие вопросы, как формирование структуры, элементного и фазового состава одно- и многокомпонентных конденсированных материалов в зависимости от технологических параметров процессов испарения и конденсации и их влияние на морфологию, структуру и механические свойства осаждаемых слоев.

Цель данной работы — исследование структуры, фазового состава, топографии поверхности и микротвердости вакуумно-дуговых конденсатов титана и некоторых сплавов на его основе, сформированных из нефiltroванных потоков плазмы на начальных и последующих этапах роста конденсируемых слоев. В этом случае плазменный металлический поток, помимо ионной составляющей, содержит и микрокапельную фазу,

© А. В. Демчишин, В. А. Мельникова, А. А. Демчишин, О. А. Токарев,
Л. Д. Кулак, 2010

которая влияет на шероховатость поверхности формируемых покрытий. Выбор титана и его сплавов для исследования обусловлен широким спектром положительных свойств этих материалов, включая высокую удельную прочность и коррозионную стойкость, а также хорошую биосовместимость, что делает их привлекательными, в частности, для химической и морфологической модификации поверхности металлических имплантатов. Повышение шероховатости поверхности этих изделий приводит к их более прочной фиксации с костной тканью человеческого организма [6].

Материал и методика эксперимента

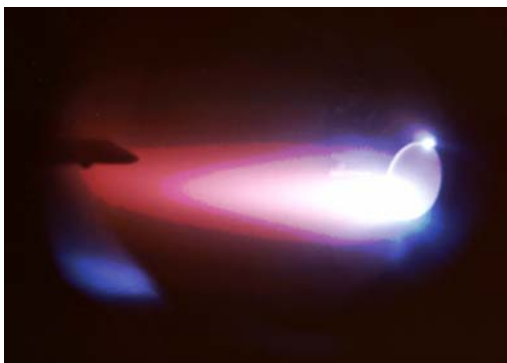
Объектами исследования служили конденсированные слои чистого титана и пленочные материалы труднообрабатываемых сплавов систем Ti—3Al—6Si, Ti—TiB₂ и диборида титана, полученные с помощью вакуумно-дугового испарения интегрально-холодных катодов чистого литого титана ВТ1-0, титанового литого сплава тройной системы Ti—Al—Si и спеченного диборида титана с последующим осаждением нефилтрованных плазменных потоков на плоские подложки. Цилиндрические катоды торцевого типа диаметром 64 мм и высотой 45 мм из чистого титана изготовлены механическим точением слитка электронно-лучевого переplava диаметром 70 мм. Катоды из труднообрабатываемого титанового сплава системы Ti—Al—Si получали вакуумно-дуговым переplавом титана, кремния и алюминия в аргоне, а их хвостовую часть (со стороны охлаждения) отлили в едином технологическом цикле из чистого титана с целью обеспечения хорошей механической обрабатываемости охлаждаемого торца катода. Подложками для конденсированных материалов служили листовые заготовки из нержавеющей стали 12Х17, молибдена, меди размером 100x100x0,3 мм и пластинки из NaCl монокристаллов размером 12x10x0,3 мм.

Осаждение конденсатов осуществляли в рабочей камере модифицированной вакуумно-дуговой установки “Булат-3Т” [7] при давлении аргона высокой чистоты $3 \cdot 10^{-2}$ Па. Расстояние от катода до подложки варьировали в диапазоне 125—250 мм. Очистку и нагрев подложек при помощи бомбардировки их поверхностей ионами аргона, а затем металлическими ионами катодных материалов перед нанесением покрытий производили при подаче на подложки отрицательного потенциала величиной 1 кВ для предотвращения образования микродуг и обеспечения высокой адгезионной связи конденсируемого материала с основой.

После очистки путем ионной бомбардировки и одновременного прогрева подложек до 400—450 °С (3—5 мин) отрицательный потенциал снижали до 50—180 В и осуществляли осаждение покрытий в непрерывном режиме. Время осаждения покрытий на металлические подложки составляло 30—60 мин и на пластинки из NaCl монокристаллов — 5, 10 и 30 с. Толщина конденсатов на металлических подложках была равной 50—100 мкм и 70—320 нм на подложках из NaCl монокристаллов. Скорость осаждения конденсируемых слоев составляла 0,4—1,6 мкм/мин.

Вакуумно-дуговые испарители аксиальной конфигурации генерировали высокоскоростные плазменные потоки, состоящие из продуктов эрозии материала катода и направленные вдоль его оси (рис. 1). Как видно на

Рис. 1. Фотография плазменного потока, распространяющегося от торца титанового катода к подложке во время катодно-дугового разряда в рабочей камере установки.



в приведенном рисунке, максимальная плотность потока плазмы для торцевого катода регистрируется вблизи оси в пределах небольших телесных углов. С увеличением тока дуги наблюдается повышение плотности плазмы.

Количество эродируемого материала из торца катода пропорционально заряду, переносимому дугой [8]. Поэтому скорость нанесения покрытия в данной работе регулировали величиной силы тока дугового разряда в диапазоне 90—140 А.

Структуру полученных конденсатов исследовали методами рентгеноструктурного анализа съёмкой на дифрактометре ДРОН-УМ1 в CuK_α -излучении, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии на микроскопах JSM-840 и JEM-100CX соответственно. Микротвердость определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Шероховатость осажденных покрытий измеряли, используя профилограф—профилометр “Talysurf-5”.

Результаты исследований и их обсуждение

Изучение структуры пленок титана на начальных стадиях их роста, сформированных на подложках NaCl, показало, что в первые 5 с осаждения титан проявляет себя как геттерный материал, поглощая остаточный кислород из рабочей камеры. В результате этого на подложках формируется нанокристаллический слой оксида титана. В системе Ti—O могут образовываться многочисленные оксиды. В данных условиях взаимодействие плазменного потока титана с кислородом остаточной газовой атмосферы в рабочей камере вакуумно-дуговой установки приводит к формированию γ -TiO со структурой типа NaCl, пространственная группа Fm3m, с параметром решетки 0,429 нм.

В проведенных экспериментах кристаллические подложки из хлористого натрия располагали на разных расстояниях от распыляемого титанового катода: 125, 150, 200 и 250 мм, что влияло на температуру осаждения плазменно-парового потока и, как следствие, на процессы их кристаллизации. Наименьшую температуру имели подложки, наиболее удаленные от катода (250 мм). На их поверхности (рис. 2) образуется поликристаллический наноструктурный γ -TiO конденсат. Размеры областей когерентного рассеяния, выявляемые темнопольной методикой, не превышают 10 нм. Толщина геттерного слоя составляет порядка 10 нм.

По мере приближения подложек к катоду толщина пленки возрастает. При этом температура подложек повышается за счет лучистого нагрева, что активирует диффузионные и миграционные процессы на поверхности конденсации и способствует эпитаксиальному росту осаждаемых слоев. С увеличением толщины пленки одновременно уменьшается относительное

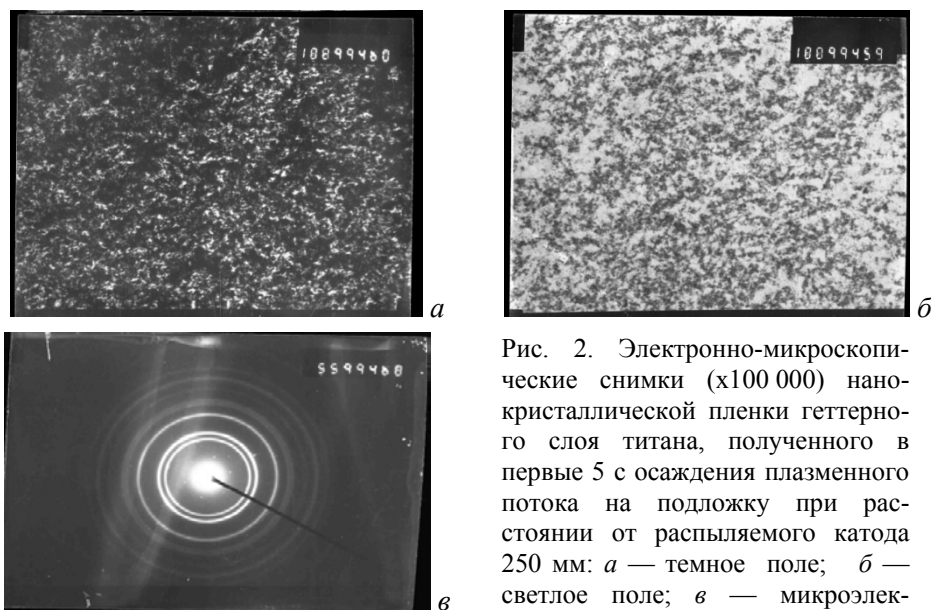


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки ($\times 100\,000$) нанокристаллической пленки геттерного слоя титана, полученного в первые 5 с осаждения плазменного потока на подложку при расстоянии от распыляемого катода 250 мм: *а* — темное поле; *б* — светлое поле; *в* — микроэлектронограмма.

содержание кислорода в остаточной атмосфере вакуумной камеры. При этом в ГЦК решетке γ -TiO слоя образуется большое количество кислородных вакансий в анионной подрешетке. Более высокая температура подложки способствует процессам, в результате которых сильно дефектная структура монооксида титана преобразуется в решетку α -Ti с растворенным в ней геттерным кислородом. Этот факт иллюстрируется изменениями на микроэлектронограммах (рис. 3). На определенных кольцах, соответствующих отражениям от плоскостей hkl фазы γ -TiO: 200, 220, 400, наблюдается процесс перераспределения интенсивностей и появляются текстурированные максимумы (рис. 3, б). Это отражает механизм преобразования решетки γ -TiO, в которой кислород находится в упорядоченном состоянии, в решетку α -Ti, в которой кислород становится примесью внедрения. В результате этой трансформации образуется тонкая пленка из наноразмерных зерен титана. Такое преобразование структуры имеет место для толщин более 10 нм.

Температура подложки 350—400 °С достаточна для активации переориентации зерен с формированием аксиальной текстуры типа [0001], при которой базисная плоскость гексагональной решетки титана параллельна подложке. Разориентация нанозерен в базисной плоскости не превышает 20°, судя по степени размытия рефлексов по дуге на микроэлектронограммах (рис. 3, в). С увеличением времени осаждения и ростом толщины пленки степень её текстурированности уменьшается. Хорошо ориентированы только первые слои конденсата, контактирующие с подложкой. Переориентировка последующих слоев, которые кристаллизуются на шероховатой поверхности первых слоев, становится затруднительной. Поэтому аксиальная текстура сохраняется, но дальний порядок ориентировки базисных плоскостей нарушается (рис. 3, д). Данные рентгеноструктурного анализа подтверждают эти выводы. В таблице приведены значения относительной интенсивности пиков (002) и (011) на дифрактограммах от конденсата титана толщиной 70 мкм, снятых от

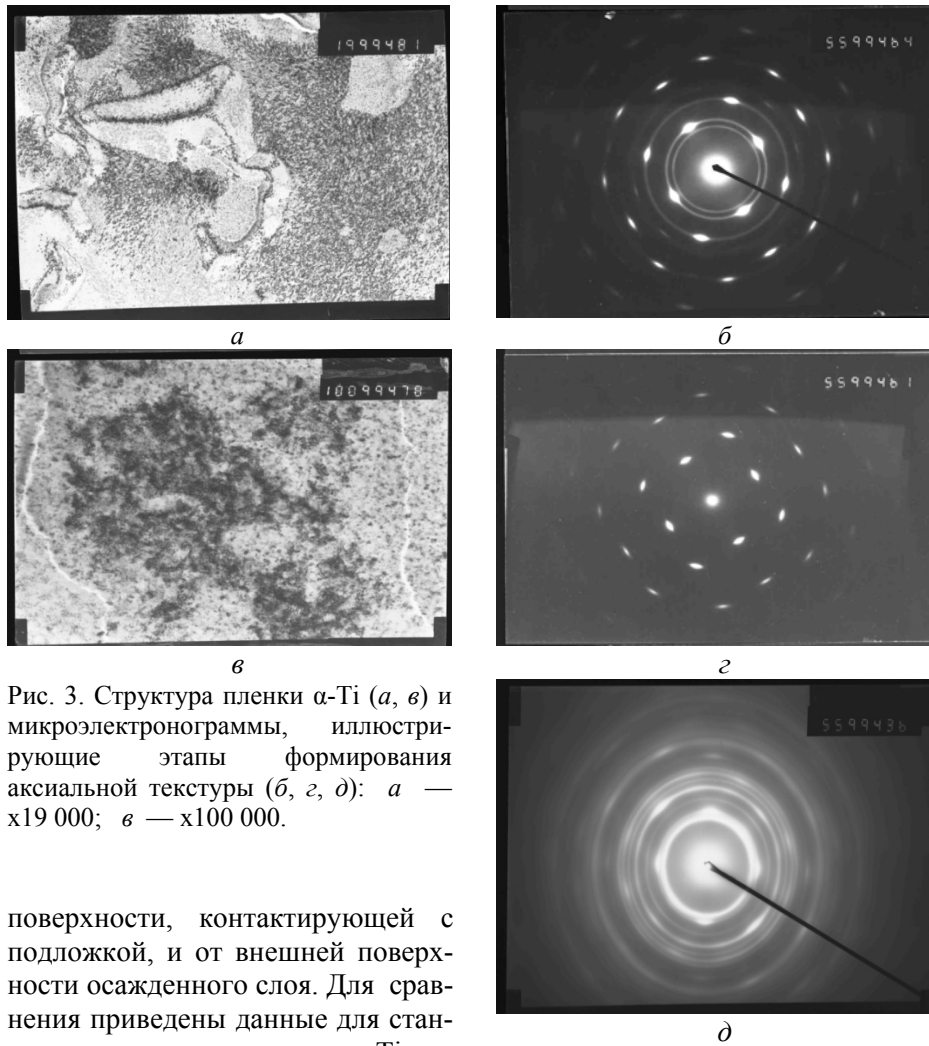


Рис. 3. Структура пленки α -Ti (*a*, *в*) и микроэлектронogramмы, иллюстрирующие этапы формирования аксиальной текстуры (*б*, *г*, *д*): *a* — $\times 19\,000$; *в* — $\times 100\,000$.

поверхности, контактирующей с подложкой, и от внешней поверхности осажденного слоя. Для сравнения приведены данные для стандартного поликристалла α -Ti из картотеки JCPDS. Как следует из приведенных данных, более 90% зерен с контактной стороны конденсата титана ориентированы базисной плоскостью параллельно подложке, тогда как на последних этапах формирования слоя степень его текстурированности существенно уменьшается, поэтому соотношение интенсивностей линий приближается к стандарту. Параметры ГПУ решетки имеют следующие значения: $a = 0,29511$ нм; $c = 0,46871$ нм; $c/a = 0,1588$, которые близки к параметрам массивного титана.

Структура внешней поверхности конденсатов титана толщиной 60 мкм, сформированных на подложках из нержавеющей стали при различных опорных напряжениях (-50 и -180 В), представлена на рис. 4. Скорость осаждения слоев была равной 1 мкм/мин. Расстояние между подложкой и катодом составляло 125 мм.

Наличие микросферических и плоских образований различной дисперсности на поверхности конденсированных слоев титана свидетельствует о присутствии капельной фазы в плазменных потоках, эмитируемых с большими скоростями из катодных пятен в направлении к подложкам. Повышение отрицательного потенциала, подаваемого на подложку, от -50

**Соотношение интенсивностей линий hkl
на рентгенограммах от контактной и внешней
стороны конденсата титана**

hkl	Относительная интенсивность, %		
	контактная сторона	внешняя сторона	из картотеки JSPDS
002	100	70	40
011	10	100	100

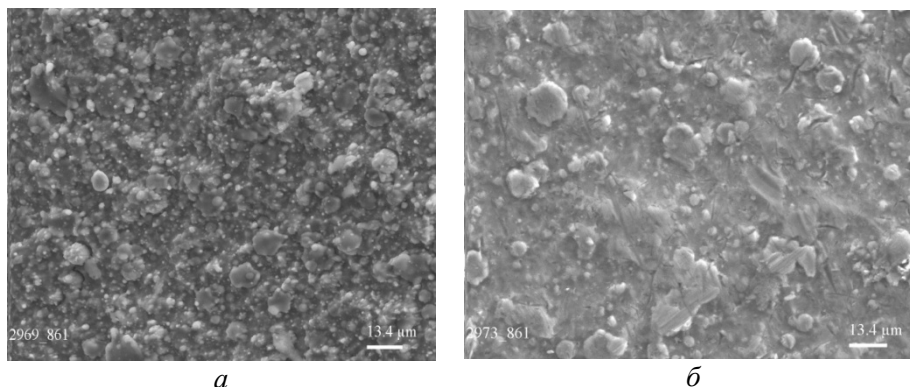


Рис. 4. СЭМ микрофотографии (x520) морфологии поверхности титановых конденсатов, полученных при различных отрицательных напряжениях смещения, подаваемых на стальные подложки: *a* — -50 В; *б* — -180 В.

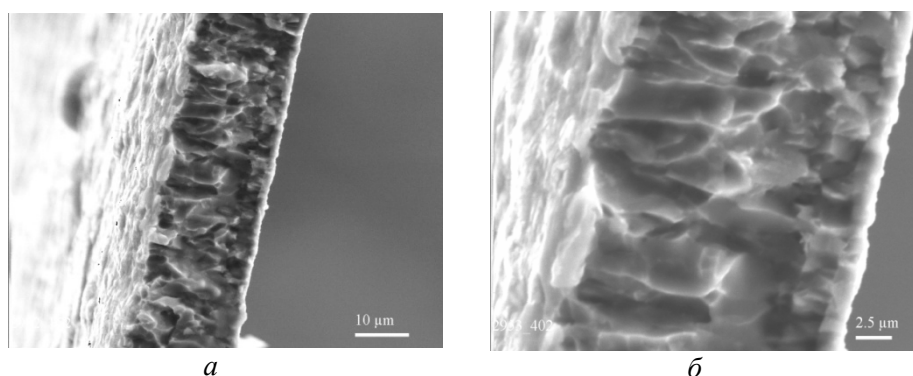


Рис. 5. Микрофотографии (*a* — x1000; *б* — x2800) излома титанового конденсата толщиной 20 мкм. Напряжение смещения, подаваемое на подложку, — -180 В.

до -180 В влияет на морфологию поверхности титанового конденсата и способствует формированию более плотных слоев. На рис. 5 представлена структура излома титанового конденсата, полученного при скорости осаждения 1,0 мкм/мин на стальной подложке с электрическим смещением -180 В.

Измерения плотности с помощью гидростатического взвешивания таких титановых конденсатов, отделенных от медных подложек, показали, что их пористость составляет 5—7%. Определение микротвердости титановых слоев свидетельствует, что их твердость зависит от опорного напряжения подложки и составляет 2,36 и 2,20 ГПа при электрическом

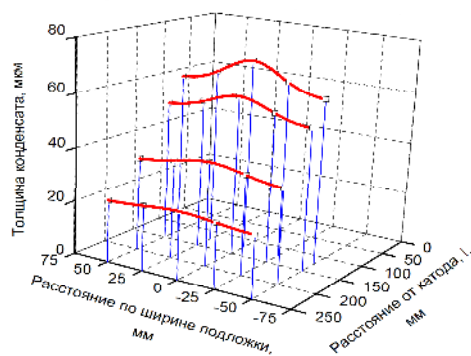
смещении -50 и -180 В соответственно. Более низкая твердость конденсата титана в случае его формирования на подложке с бóльшим опорным напряжением объясняется более высокой энергией осаждаемых ионов и атомов.

Двумерная зависимость толщины титановых конденсатов от расстояния между катодом и подложкой и по ширине подложки относительно её середины представлена на рис. 6. Как видно из приведенных зависимостей, построенных на основе экспериментальных данных (начальная длина цилиндрического титанового катода составляла 50 мм, ток дуги $I_d = 120$ А, длительность осаждения — 60 мин), полученные кривые являются симметричными и имеют небольшой максимум в середине подложки. Толщина конденсата уменьшается с удалением от испаряемого катода и от оси подложки. Следует отметить, что форма катода существенно влияет на характер распределения составляющих плазменного потока, однако существуют общие закономерности, независимые от геометрии катода, которые включают и параметр “расстояние от катода до подложки”.

Величина тока дугового разряда влияет на шероховатость осаждаемых покрытий. Повышение тока ведёт к увеличению скорости перемещения катодных пятен на поверхности катода, к росту их размера, числа и повышению температуры катода, что приводит к возрастанию количества микрокапельной фазы в плазменном потоке катодного материала и, как следствие, к увеличению шероховатости наносимых слоёв. Эти зависимости подтверждаются измерениями шероховатости осаждаемых покрытий по центру подложки (рис. 7). Повышение тока дуги от 90 до 140 А приводит к увеличению шероховатости покрытия R_a в $1,5$ — $1,7$ раза. С уменьшением расстояния от катода до подложки от 250 до 125 мм шероховатость конденсированного слоя также возрастает. Это обусловлено тем, что бóльшая доля капельной фазы попадает на подложку с уменьшением пролётного расстояния, поскольку данная компонента плазменного потока распространяется в основном под малыми углами от поверхности катода.

При изучении структуры вакуумно-дуговых конденсатов титанового сплава $Ti-3Al-6Si$ выявлено, что топография поверхности и поперечный излом этих конденсатов близки к структурам чистого титана. Однако размер кристаллитов в поперечном изломе конденсата в случае сплава является существенно меньшим. Отделенный от металлической подложки осаждённый слой титанового сплава толщиной 25 мкм был утонён до толщины порядка 10 — 20 нм методом ионной бомбардировки для определения тонкой структуры конденсата титанового сплава с помощью просвечивающей элек-

Рис. 6. Зависимость толщины конденсата титана на плоской стальной подложке от расстояния между катодом и подложкой и по ширине подложки относительно её середины. Ток дуги — 120 А, время осаждения — 60 мин.



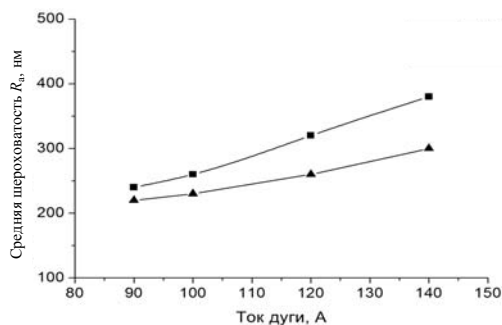


Рис. 7. Зависимость средней шероховатости конденсата титана от тока дуги для различных расстояний от подложки до катода (125 (■) и 250 мм (▲)). Исходная шероховатость подложки — 0,2 мкм. Время осаждения — 30 мин.

тронной микроскопии. Полученные результаты электронно-микроскопических исследований (рис. 8) показывают наличие в тонкой плёнке сферолитов размером порядка 1 мкм с характерным радиальным распределением структурных элементов (рис. 8, б, в).

Глобулы состоят из многочисленных мелких кристалликов субмикронного размера, вытянутых по радиусу при росте из центра микрокапли. Структура плёнки между сферолитами также является ультрадисперсной (рис. 8, з). Размер областей когерентного рассеяния, выявляемый темнопольной методикой, составляет 20—60 нм (рис. 8, д). Следовательно, по морфологическим признакам конденсат титанового сплава Ti—3Al—6Si можно отнести к наноструктурным материалам.

Микроэлектроннограммы свидетельствуют, что конденсированный слой титанового сплава кристаллизуется в гексагональной α -модификации и характеризуется четко выраженной аксиальной текстурой (рис. 8, е). Можно предположить, что добавки в титан алюминия и кремния способствуют сохранению наноструктурного состояния путём стабилизации границ зёрен. Благодаря этому в осаждённом слое не развиваются процессы собирательной рекристаллизации, а значит, удаётся сохранить высокодисперсную структуру.

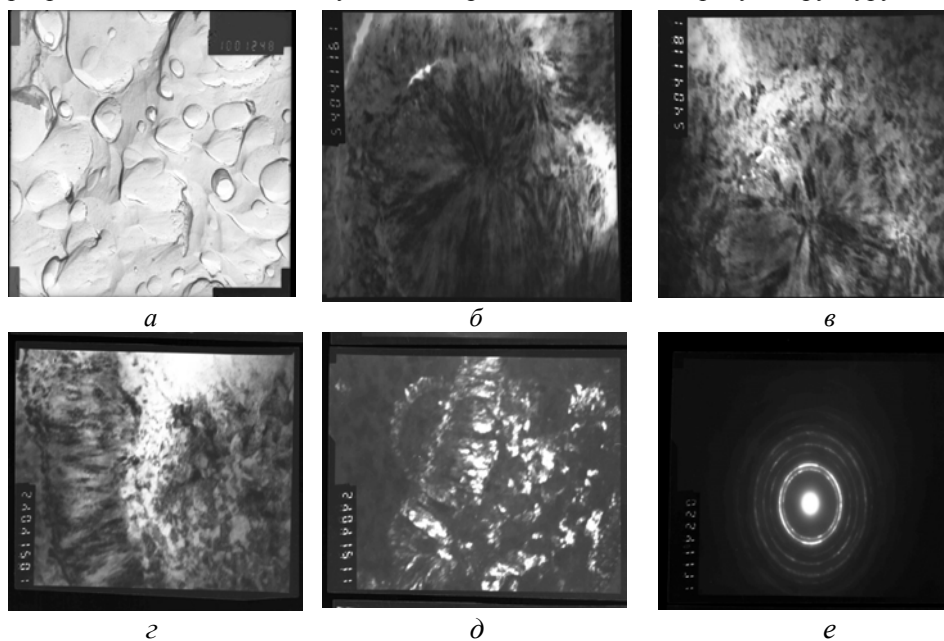


Рис. 8. TEM микрофотографии тонкой структуры конденсата титанового сплава Ti—3Al—6Si: а — $\times 10\,000$; б—д — $\times 54\,000$.

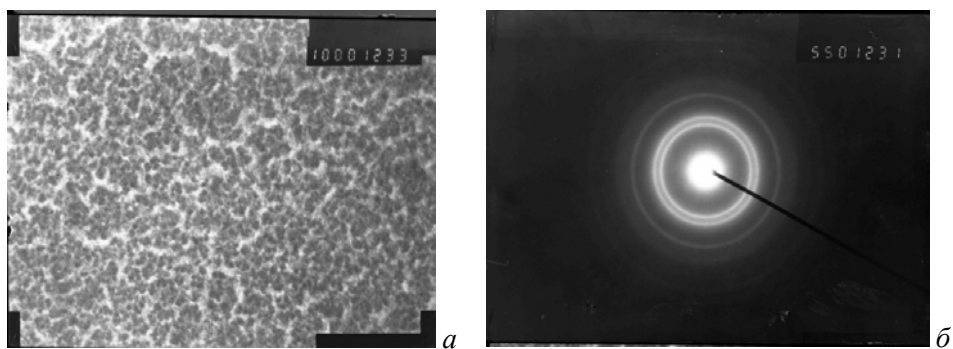


Рис. 9. Электронно-микроскопический снимок (x100 000) нанокристаллической пленки состава TiB, полученной в первые 5 с осаждения плазменных потоков на NaCl подложку при расстоянии от распыляемых катодов 250 мм: *a* — светлое поле; *б* — микроэлектронограмма.

Микротвердость конденсированного слоя титанового сплава Ti—3Al—6Si составляет 4,10 ГПа при опорном напряжении подложки –50 В. Полученное значение микротвердости свидетельствует о том, что введение в титан алюминия и кремния эффективно измельчает его структуру и упрочняет получаемый сплав.

При одновременном испарении двух катодов из титана и диборида титана при избытке в паровой фазе атомов титана на подложке, расположенной под углом 45° к торцевым поверхностям указанных катодов, формируется фаза внедрения, в которой атомы металлоида бора занимают октаэдрические пустоты в решётке титана с образованием кубической решётки TiB типа NaCl (пространственная группа Fm3m). Микроструктура данного конденсата на начальных стадиях роста, сформированного на пластинчатых подложках NaCl, и соответствующая микроэлектронограмма представлены на рис. 9. Размер областей когерентного рассеяния в полученной тонкой плёнке не превышает 20 нм. Характер диффузионных процессов в фазах внедрения не способствует развитию собирательной рекристаллизации, благодаря чему формируется нанокристаллическая структура.

Изучение конечной структуры поверхности толстых вакуумно-дуговых конденсатов, полученных при одновременном испарении катодов из титана и диборида титана на стальные подложки, выявило, что топография поверхности указанных образцов близка к таковой для конденсатов титанового сплава Ti—3Al—6Si (рис. 10).

Полученные данные микродифракционного анализа показывают, что конденсат содержит фазы TiB и TiB₂ с преобладанием первой из них. Кроме того, имеются также линии свободного титана. Твердость конденсированного слоя составляет 19,0—21,0 ГПа при опорном напряжении –50 В.

При вакуумно-дуговом испарении одного катода из диборида титана с последующим осаждением плазменного потока на поверхности NaCl пластинчатой подложки формируется тонкая плёнка с ультрадисперсной структурой. Электронно-микроскопический снимок полученной тонкой плёнки и микроэлектронограмма представлены на рис. 11. Как видно на снимках, кольца на электронограмме от поликристаллической пленки сильно размыты. Размер зёрен в конденсированном слое не превышает 10 нм,

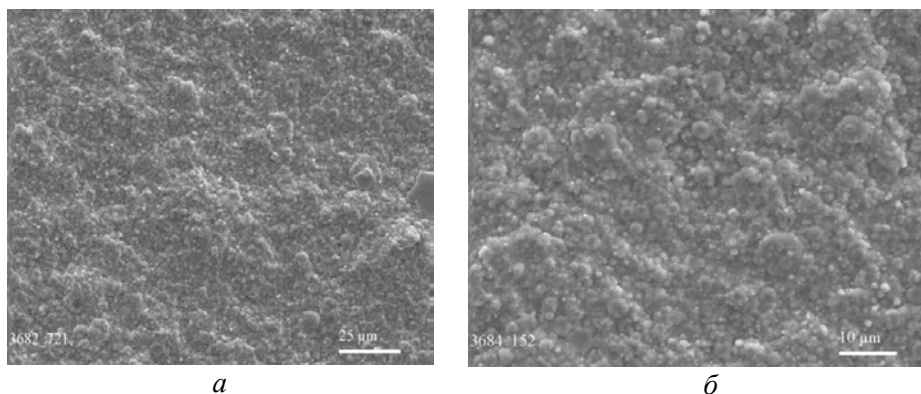


Рис. 10. СЭМ микрофотографии (*a* — $\times 500$; *б* — $\times 1250$) морфологии поверхности вакуумно-дугового конденсата системы Ti—TiB₂. Толщина конденсата — 30 мкм.

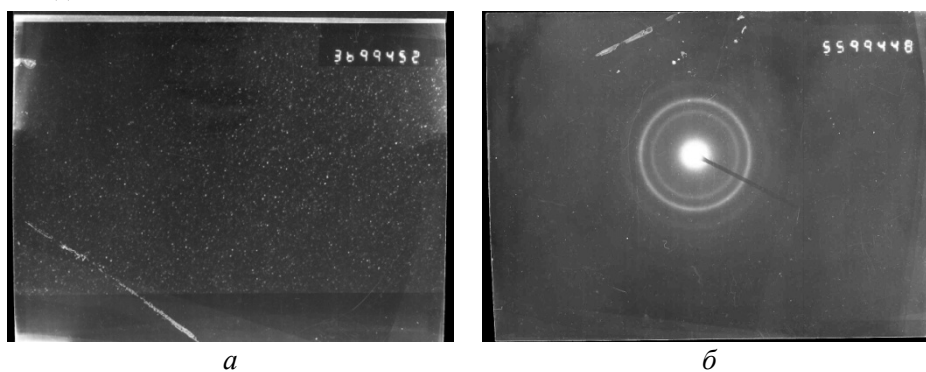


Рис. 11. Электронно-микроскопический снимок нанокристаллической TiB₂ пленки: *a* — темнопольное изображение, $\times 36\,000$; *б* — микроэлектронграмма.

что подтверждается темнопольной микрофотографией плёнки (рис. 11, *a*). Расчёт межплоскостных расстояний и определение соотношений интенсивностей дифракционных колец показывают, что структура этого конденсата соответствует фазе внедрения TiB₂. Полученный результат свидетельствует о сохранении в осаждённой плёнке стехиометрического состава испаряемого тугоплавкого соединения.

Сопоставление полученных данных о фазовом составе конденсированных слоев при вакуумно-дуговом испарении диборида титана и одновременном испарении титана и диборида титана позволило установить, что диборид титана частично взаимодействует с титаном на поверхности подложки при формировании конденсата, образуя моноборид титана наряду с фазами Ti и TiB₂.

Выводы

Представленные в данной работе экспериментальные данные свидетельствуют о том, что морфология поверхности и поперечная структура исследованных конденсатов имеют общие закономерности независимо от состава испаряемых катодов. Однако размер кристаллитов в поперечном изломе конденсата в случае сплава является существенно меньшим. Повышение отрицательного потенциала, подаваемого на

подложку, от -50 до -180 В влияет на морфологию поверхности титанового конденсата и способствует формированию более плотных слоев.

Показано наличие текстуры в осаждённых слоях и отмечено различие типа и степени текстурированности, а также фазового состава конденсатов на начальных стадиях роста пленки и последующих этапах её формирования.

Кривые распределения толщины титанового конденсата по ширине плоской подложки являются симметричными и имеют максимум в центре подложки при использовании цилиндрических катодов торцевого типа.

Повышение тока дуги и уменьшение расстояния между катодом и подложкой приводит к увеличению шероховатости конденсированных слоёв.

Показаны особенности тонкой структуры конденсата титанового сплава $Ti-3Al-6Si$. Отмечено наличие в нём сферолитов размером порядка 1 мкм с характерным радиальным распределением структурных элементов субмикронного размера и ультрадисперсной пленки между ними с размером зерна $20-60$ нм.

При одновременном испарении двух катодов из титана и диборида титана на подложке формируется конденсат, содержащий фазы TiB и TiB_2 с преобладанием первой из них и свободный титан.

Полученные значения микротвердости исследованных конденсатов отражают их фазовый состав и особенности кристаллической структуры.

1. Аксёнов И. И., Андреев А. А., Брень В. Г. и др. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме // Укр. физ. журн. — 1979. — **24**, № 4. — С. 515—525.
2. Андреев А. А., Саблев Л. П., Шулаев В. М., Григорьев С. Н. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия. — Харьков: ХФТИ, 2005. — 236 с.
3. Вершина А. К., Бельчин И. А., Пителько А. А., Изотова С. Д. Защитно-декоративные свойства электродуговых Ti - и TiN -покрытий, осаждённых в потоках плазмы // Физика и химия обработки материалов. — 1990. — № 5. — С. 93—96.
4. Pelletier J., Anders A. Plasma – based ion implantation and deposition: A review of physics, technology and applications // IEEE Transactions on Plasma Science. — 2005. — **33**, No. 6. — 72 p.
5. Anders A. Metal plasmas for the fabrication of nanostructures // J. of Phys. D: Appl. Phys. — 2006. — September **21**. — 45 p.
6. Straumal B., Gust W., Vershinin N. et al. Vacuum arcdeposition of Ti coatings // Surface and Coat. Techn. — 2000. — **125**. — P. 157—160.
7. Демчишин А. В., Миченко В. А., Автономов Г. А., Токарев О. А. Модифицированная вакуумно-дуговая установка “Булат-3Т” // Современная электрометаллургия. — 2009. — № 3 (96). — С. 40 — 42.
8. Попов В. Ф., Горин Ю. Н. Процессы и установки электронно-ионной технологии. — М.: Высшая школа, 1988. — 255 с.

Структура і твердість вакуумно-дугових конденсатів титану і деяких сплавів на його основі, отриманих із несепарованих потоків плазми

А. В. Демчишин, В. А. Мельникова, А. А. Демчишин,
О. А. Токарев, Л. Д. Кулак

Досліджено структуру, фазовий склад і микротвердість вакуумно-дугових конденсатів титану і плівкових матеріалів сплавів систем $Ti-3Al-6Si$, $Ti-TiB_2$,

сформованих з нефільтрованих потоків плазми безперервного катодно-дугового розряду. Показано, що варіювання технологічних параметрів генерування потоків металеві плазми і умови їх осадження дозволяє змінювати мікроструктурні та морфологічні властивості осаджуємих покриттів у широкому діапазоні.

Ключові слова: *вакуумно-дугове випаровування, нефільтрований потік плазми, конденсат, електричне зміщення підкладки, структура конденсата, твердість.*

Structure and hardness of vacuum arc deposits of titanium and some its alloys produced from non-separated plasma flows

A. V. Demchyshyn, V. A. Melnikova, A. A. Demchyshyn,
O. A. Tokarev, L. D. Kulak

A structure, phase composition and microhardness of vacuum arc titanium condensates and Ti—3Al—6Si, Ti—TiB₂ alloys films produced from non-filtered plasma flows were studied. It was shown that the changes of technological parameters in metallic plasma flow generation and conditions of their deposition allow to control within a wide range the microstructure and morphological properties of deposited coatings.

Keywords: *vacuum arc evaporation, non-filtered plasma flow, deposit, biased substrate, deposit structure, hardness.*