

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ КОНДЕНСАТОВ СИСТЕМ Ti/Al И Ti/TiAlSi

А. В. Демчишин¹, Л. Д. Кулак¹, А. А. Демчишин², Г. А. Автономов¹

¹Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.

03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: demch@ipms.kiev.ua

²НТУУ «Киевский политехнический институт».

03056, г. Киев, пр. Победы, 37. E-mail: ademch@bk.ru

Исследованы микроструктура, фазовый состав и микротвердость многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi, полученных вакуумно-дуговым испарением выбранных чистых металлов титана, алюминия и тройного сплава Ti–5,5Al–3,2Si. Толщина слоев в конденсированных композициях регулировалась величиной тока дугового разряда и длительностью последовательного осаждения плазменных потоков на металлические подложки. Многослойные конденсаты с периодами в диапазоне 50...340 нм имели общую толщину 60...80 мкм. Полученные данные микроскопического анализа показывают, что в исследуемых композициях наблюдается чередование непрерывных слоев разнородных материалов. Результаты рентгенофазового анализа свидетельствуют, что в многослойных конденсатах с ограниченной взаимной растворимостью элементов на межслойных границах раздела процессы взаимодиффузии сопровождаются протеканием реакций с образованием интерметаллидов. На рентгенограммах регистрируются также рефлексы чистых металлов, подтверждающие, что эти реакции не проходят по всей толщине чередующихся слоев разнородных материалов за период их формирования на подложке. Результаты измерения микротвердости многослойных конденсатов показывают, что уменьшение толщины чередующихся слоев ведет к росту твердости получаемых композиций, а наличие интерметаллидов в конденсатах существенно повышает их твердость. Библиогр. 18, рис. 4.

Ключевые слова: вакуумно-дуговое испарение; многослойные металлические конденсаты; электронная микроструктура; фазовый состав; химический состав конденсированного тройного сплава; микротвердость конденсатов

Экспериментальные данные многих исследователей, касающиеся свойств многослойных композиций, полученных с помощью термического испарения в вакууме [1, 2], магнетронного распыления [3, 4] и прокатки пакетов фольг [5, 6], свидетельствуют о том, что физико-механические характеристики таких периодических структур существенно отличаются от свойств отдельных компонентов, составляющих эти многослойные композиции. Показано, что в таких системах не аддитивными являются предел прочности, предел усталости, модуль упругости, электрические, магнитные и другие свойства.

Цель данного исследования заключалась в изучении структуры и механических свойств многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi с изменяющимся шагом модулированных композиций, сформированных вакуумно-дуговым испарением. Выбор компонентов вышеуказанных материалов был обусловлен тем, что алюминий и тройная система Ti–Al–β-стабилизатор (в нашем случае кремний) являются основными компонентами почти всех промышленных титановых сплавов. В связи с этим исследуемые многослойные

конденсаты более предпочтительны для использования в качестве функциональных покрытий титановых сплавов или присадочных материалов в виде лент и фольг при диффузионной сварке титановых сплавов на основе интерметаллидов, поскольку при этом достигается лучшая механическая совместимость с основным металлом [7, 8]. В работе [9] также показано, что применение вакуумно-дуговых покрытий системы TiAlSi значительно увеличивает (в 7–12 раз) стойкость системы «подложка–покрытие» (материал подложки — сталь 10X18H12M3Л) к коррозионной кавитации в водной среде, и в 4–6 раз в эвтектическом сплаве Na–K, как указано в [10].

Методика экспериментов. Многослойные вакуумные конденсаты указанных металлических систем были получены методом вакуумно-дугового испарения цилиндрических катодов из титана, алюминия и Ti–5,5Al–3,2Si сплава, изготовленных точением слитков, выплавленных с помощью электронно-лучевого переплава. Схема размещения испаряемых катодов и плоских подложек внутри рабочей камеры представлена в работе [11].

Периодические структуры формировались на листовых подложках из нержавеющей стали 12X17 размером $100 \times 100 \times 0,3$ мм, перемещающихся последовательно по круговой траектории от одного катода к другому с периодической остановкой напротив рабочих поверхностей торцевых катодов в течение 10, 20, 30, 40 и 50 с при непрерывном испарении катодов. Это давало возможность регулировать толщину чередующихся слоев в многослойных конденсатах в пределах 50...340 нм. Расстояние между катодами и подложками составляло 125 мм, суммарная толщина многослойных конденсатов — 60...80 мкм. Величина рабочего давления в камере была равна $4 \cdot 10^{-2}$ Па, ток дуги составлял 90...120 А в зависимости от материала катода. На подложки подавался отрицательный потенциал 50 и 180 В, что обеспечивало бомбардировку ионами осаждаемых металлов с разными энергиями формируемых при конденсации слоев. Скорость конденсации составляла 1,0...1,2 мкм/мин, общая продолжительность осаждения многослойных покрытий 60 мин. Очистку подложек с помощью бомбардировки их поверхностей ионами аргона, а затем металлическими ионами катодных материалов перед нанесением покрытий осуществляли путем подачи на подложки отрицательного потенциала 1000 В при давлении в камере $3 \cdot 10^{-2}$ Па для предотвращения образования микродуг и повреждения ими поверхностей конденсации. Необходимые субслои осаждались после очистки подложек ионной бомбардировкой, одновременного их нагрева до 400...450 °С (3...5 мин) и уменьшения отрицательного потенциала до 50 или 180 В.

Структуру покрытий исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа «JEOL SuperProb 733» с приставкой «INCA Energy 355», а также трансмиссионного электронного микроскопа «JEOL 200». Фазовый состав и параметры

кристаллических решеток многослойных конденсатов определяли с помощью рентгенодифракционного анализа на дифрактометре «Bruker D8» в CuK_α излучении. Для определения содержания титана, алюминия и кремния в покрытиях применяли энергодисперсионный анализатор. Температуру подложек измеряли пирометром «Смотрич-8», а микротвердость конденсатов — с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 20 г в поперечном сечении. Измерение микротвердости представляло интерес, поскольку эта характеристика пропорционально связана с пределом прочности. Например, предел прочности для сплавов системы Ti–Al связан с твердостью зависимостью $\sigma_b = 0,28HV$ [12]. Для микрослойных композиций такой метод оценки механических свойств важен и с той точки зрения, что получаемые значения твердости являются интегральными величинами, поскольку размеры формируемых отпечатков индентора от алмазной пирамидки существенно превышают толщину отдельных субслоев таких многослойных композиций.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследования многослойных покрытий с помощью электронной микроскопии позволили выявить структурные особенности выбранных систем. Типичные структуры поперечных сечений вакуумно-дуговых конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi, полученных при разной длительности остановки подложек перед катодом τ и суммарной толщине разнородных субслоев $h_{\text{ш}}$, показаны на рис. 1, 2. Как свидетельствуют представленные снимки, все исследованные композиции имеют характерную многослойную структуру. На них можно видеть чередование непрерывных слоев разнородных материалов, толщина которых уменьшается пропорционально длительности их формирования в

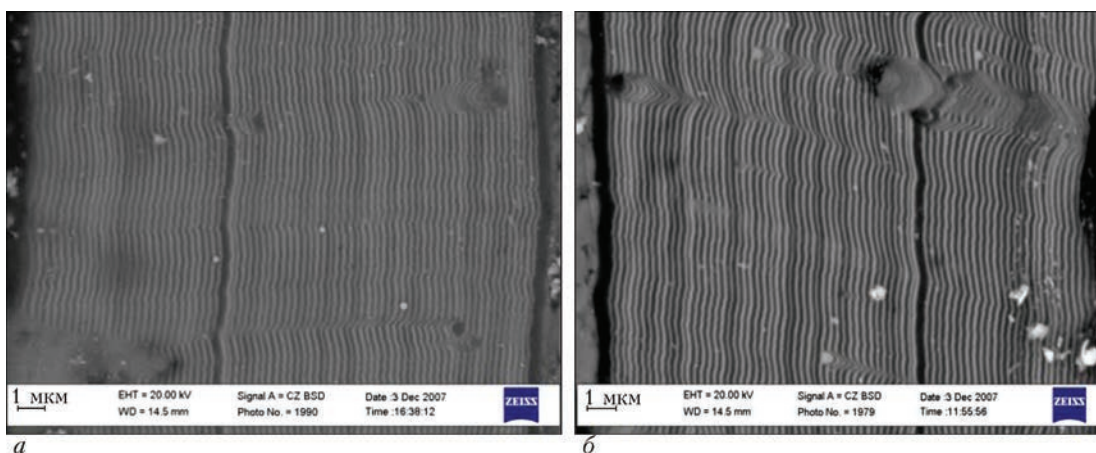


Рис. 1. SEM-изображения структуры вакуумно-дуговых многослойных конденсатов системы Ti/Al в поперечном сечении: а — $\tau = 20$ с, $h_{\text{ш}} = 330$ нм; б — $\tau = 30$ с, $h_{\text{ш}} = 500$ нм (светлые слои — титан, темные — алюминий)

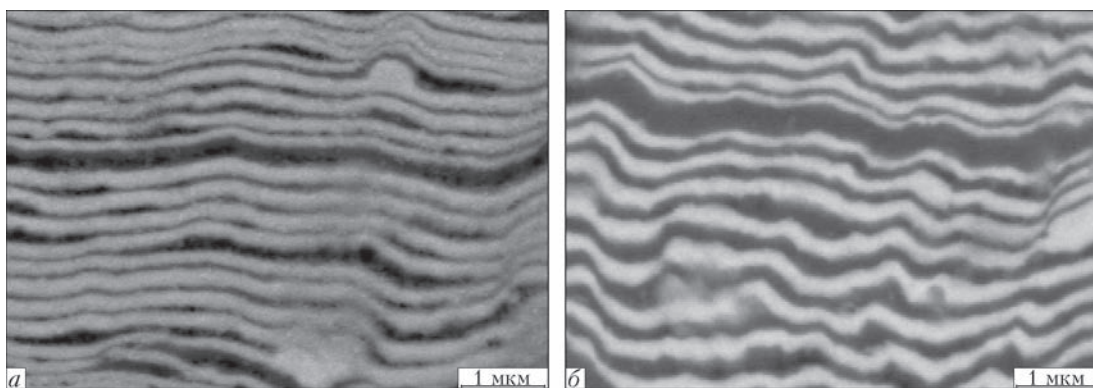


Рис. 2. SEM-изображения структуры вакуумно-дуговых многослойных конденсатов системы Ti/TiAlSi в поперечном сечении: *a* — $\tau = 20$ с, $h_{\text{ш}} = 330$ нм; *б* — $\tau = 30$ с, $h_{\text{ш}} = 510$ нм (светлые слои — титан, темные — TiAlSi)

течение одного цикла пребывания подложек перед катодами из выбранных металлов и сплавов.

Исследования структуры многослойных конденсатов в продольном направлении относительно подложки показали, что размер зерна в таких композициях сопоставим с толщиной отдельных слоев, из которых состоят эти конденсаты. Например, в многослойных конденсатах системы Ti/Al, сформированных при непродолжительных выдержках подложек перед торцевыми катодами из титана и алюминия (10 с) в вакуумной камере, размер зерна составляет 40...250 нм (рис. 3).

Рентгенодифракционный анализ многослойных конденсатов позволил определить фазовый состав этих композиций в исходном состоянии. Судя по результатам рентгенофазового анализа, в конденсатах системы Ti/Al процессы взаимодействия сопровождаются протеканием реакций с образованием интерметаллидов Al_5Ti_2 , Al_3Ti , Al_2Ti , AlTi , AlTi_3 . Энергодисперсионные измерения показали, что соотношение Al:Ti (ат. %) в этих конденсированных композициях составляет 33:67 в микрослоях и 48:52 на межслойных границах, т. е. диффузионные процессы осуществляются за счет большей подвижности атомов алюминия. На рентгенограммах регистрируются также

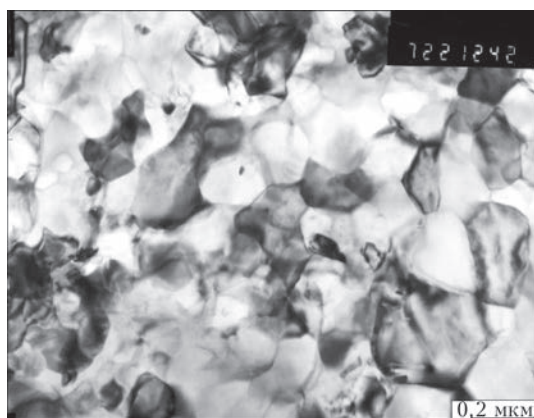


Рис. 3. ТЕМ-изображение структуры многослойного конденсата системы Ti/Al в продольном сечении ($\tau = 10$ с)

рефлексы чистых металлов титана и алюминия, которые свидетельствуют о том, что реакции образования интерметаллидов не проходят по всему объему многослойной композиции за период ее формирования на подложке. Сравнение фазового состава многослойных конденсатов системы Ti/Al с разной толщиной субслоев показало, что в композициях с высокими периодами присутствуют богатые алюминием фазы, тогда как в конденсатах с малыми периодами, кроме этих фаз, также образуются богатые титаном интерметаллиды.

В работе [4] приведены результаты изучения фазового состава многослойных конденсатов Ti/Al с различной толщиной чередующихся слоев, полученных с помощью магнетронного распыления на подложках из нержавеющей стали при температуре 400 °С. Было показано, что если в исходном состоянии пленки содержали только фазы α -Ti и гранецентрированного кубического алюминия, то последующий отжиг при 600 °С в течение 1 ч приводил к образованию в пленках с малыми периодами (до 200 нм) γ -TiAl фазы со следами α_2 - Ti_3Al , тогда как для более высоких периодов (500 и 1000 нм) фиксировали богатые алюминием фазы, такие как Al, Al_2Ti и Al_3Ti . Увеличение температуры отжига до 675 °С (1 ч) способствовало реакции промежуточной фазы Al_3Ti с α -Ti с образованием TiAl и Ti_3Al фаз. На основе полученных экспериментальных данных авторы предложили последовательность эволюции фаз α -Ti + Al \rightarrow α -Ti + Al + Al_3Ti \rightarrow γ -TiAl + α_2 - Ti_3Al для многослойного конденсата Ti/Al с периодом 500 нм.

Данные, полученные в настоящей работе, показывают, что вакуумно-дуговые конденсаты, сформированные на металлических подложках при температуре 400 °С с электрическим смещением -180 В, уже в исходном состоянии помимо чистых металлических компонентов содержат интерметаллидные фазы. Это объясняется более высокой энергией и большим содержанием ионной

компоненты в осаждаемых плазменных потоках в нашем случае по сравнению с магнетронным осаждением, что приводит к повышению локальной температуры на поверхности конденсации и более быстрому протеканию процессов взаимодиффузии выбранных металлических компонентов в многослойных композициях.

Рентгенофазовый анализ стружки исходного титанового сплава Ti–5,5Al–3,2Si показал, что материал катода содержит твердый раствор алюминия в α -Ti и интерметаллидную фазу Ti_5Si_3 . Вакуумно-дуговой конденсат, полученный испарением данного катода с последующим осаждением плазменного потока на нержавеющей подложку при электрическом смещении –180 В, также содержит α -Ti фазу и интерметаллид Ti_5Si_3 . Судя по результатам рентгеноспектрального анализа, конденсированный слой содержит (вес. %) 3,0 Al, 1,2 Si при $U_{\text{подл}} = -180$ В и 3,8 Al, 1,6 Si при $U_{\text{подл}} = -50$ В. Полученные данные свидетельствуют об обеднении конденсата алюминием и кремнием по сравнению с химическим составом исходного катодного материала. При этом повышение электрического потенциала подложки приводит к большему снижению содержания легирующих элементов в титановой основе, что дает возможность управлять составом посредством данного технологического параметра. Изменение состава вакуумно-дуговых покрытий при испарении Ti–Al и Ti–Si катодных материалов в зависимости от напряжения смещения на подложке было отмечено и в работах [13, 14], в которых уменьшение содержания алюминия и кремния в конденсатах при повышении напряжения смещения авторы объясняют различиями в степени ионизации титана, алюминия и кремния. Степень ионизации в плазменном потоке титана выше, чем алюминия и кремния, что и приводит к изменению соотношения этих элементов в покрытии, формирующемся на поверхности подложки с приложенным к ней потенциалом.

Следует отметить, что проблемы получения покрытий с заданным элементным и фазовым составом, связанные с вакуумно-дуговым испарением, изучены далеко не полностью, что затрудняет решение научных и технологических задач при разработке новых многокомпонентных вакуумных покрытий. Объяснения многих авторов, данные по поводу зависимости изменения химического состава осаждаемых покрытий от разной степени ионизации компонентов испаряемого сплава, являются недостаточными. Имеется в виду, например, что при прямом электронно-лучевом испарении многокомпонентных сплавов,

когда конденсаты формируются из нейтральных паровых потоков, также наблюдается снижение содержания легирующих элементов в получаемых покрытиях, но разница в степени ионизации при этом меньше по сравнению с вакуумно-дуговыми конденсатами. Так, электронно-лучевой конденсат исходной Cr–Ni нержавеющей стали X18H10T содержит (вес. %) 16 Cr, 9 Ni и 0,4 Ti.

При изучении закономерностей испарения сплавов в вакууме многие исследователи используют закон Рауля, установленный для разбавленных растворов. Согласно этому закону давление пара раствора ниже давления пара чистого растворителя на величину, пропорциональную концентрации растворенного вещества. Другими словами, при испарении сплавов в вакууме нельзя рассматривать только характер испарения каждого компонента, не учитывая при этом взаимного влияния всех компонентов в сплаве. В нашем случае при испарении сплава системы Ti–Al–Si давление пара компонентов при 1550 °С составляет 1; 1000 и 10 мТор соответственно [15]. С учетом парциальных давлений пара компонентов сплава, выраженных в атомных процентах (Ti–9,19 ат. % Al–5,13 ат. % Si \rightarrow Ti–5,5Al–3,2Si), можно сказать, что алюминий будет испаряться примерно в 180 раз быстрее кремния и в 100 раз быстрее титана. Однако на практике наблюдается обратная картина: происходит обеднение конденсированного слоя алюминием и кремнием. Установленное отклонение от закона Рауля можно объяснить тем, что большая часть легирующих элементов в сплаве находится в связанном состоянии в виде интерметаллических соединений.

При вакуумно-дуговом испарении происходит частичная ионизация паров испаряемого сплава. Проведенные масс-спектрометрические исследования на вакуумно-дуговой установке показали, что доля ионов в общем плазменном потоке составляет 20...30 % при испарении титана и сплава Ti–Al–Si, т. е. ионы металлов представляют собой лишь меньшую часть конденсирующихся элементов плазменного потока. Наряду с ионами на подложке конденсируются нейтральные атомы испаряемого материала и микрокапли. Ионы поступают на подложку с высокой энергией (например, 50 и 180 эВ) при напряжении смещения –50 и –180 В. Энергия ионов передается нейтральным атомам при соударениях в межэлектродном пространстве. В связи с этим их средняя энергия намного превышает энергию атомов при обычном вакуумном осаждении. При термическом методе вакуумного напыления покрытий конденсирующиеся атомы имеют энергию не выше 0,3 эВ. Ион-

ная бомбардировка подложки и затем растущего слоя покрытия приводит к значительному поверхностному разогреву за счет энергии, выделяемой при торможении ускоренных ионов, что повышает подвижность поверхностных атомов. Энергия ионов, бомбардирующих поверхность осаждаемого конденсата, значительно повышается при увеличении потенциала подложки, что приводит, наряду с процессом конденсации, к возрастанию роли распыления осаждаемых атомов. При определенных значениях энергии ионов скорости процессов конденсации и распыления становятся равными [16]. Таким образом, распылением осаждающихся на подложку атомов можно также объяснить обеднение кремнием и алюминием формируемого конденсата. Повышение потенциала подложки ведет к уменьшению содержания этих элементов в покрытии по сравнению с исходным материалом катода.

Следует также отметить, что, по мнению авторов работы [17], высокая исходная температура (температура кипения) микрокапель металла, покидающих зону катодных пятен, способствует их испарению и в процессе их пролета от катода до подложки. При этом, если в состав капли входят металлы, существенно отличающиеся по упругости пара от основного металла, испарение более летучих компонентов происходит с большей скоростью, что приводит к изменению состава как капли, так и осаждающегося покрытия по сравнению с составом исходного материала катода. Сравнение скоростей испарения титана, алюминия и кремния в вакууме при почти одинаковых температурах показывает, что легирующие элементы имеют более высокую скорость испарения при 1550 °С, чем титан [15].

По-видимому, все перечисленные механизмы влияют на изменение химического состава вакуумно-дуговых конденсатов по сравнению с

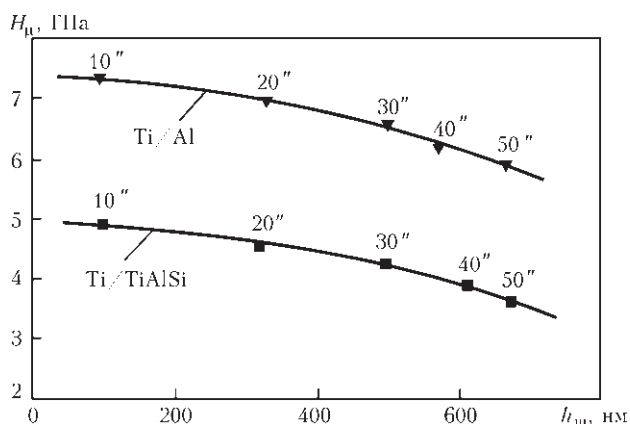


Рис. 4. Зависимость микротвердости многослойных конденсатов Ti/Al и Ti/TiAlSi от суммарной толщины разнородных чередующихся субслоев

исходным материалом катода. На практике, когда нужно обеспечить заданную концентрацию легирующих элементов в покрытии, снижение их содержания в осаждаемом слое необходимо компенсировать, используя для испарения сплавы, обогащенные этими элементами. Например, для обеспечения 0,5 % Y в сплаве Fe–Cr–Al–Y содержание иттрия в испаряемом слитке должно быть увеличено до 2 % [18].

Диффузионные процессы в многослойных конденсатах системы Ti/TiAlSi протекают также на межслойных границах из-за большей подвижности атомов алюминия и кремния в слоях титанового сплава в направлении слоев чистого титана, способствуя образованию твердого раствора алюминия в α-Ti и интерметаллида Ti₃Si₃ в приграничных зонах разнородных слоев в процессе роста конденсата. Таким образом, в многослойных конденсатах систем Ti/Al и Ti/TiAlSi с ограниченной растворимостью, полученных вакуумно-дуговым испарением с последующим осаждением плазменных потоков на подложки с электрическим потенциалом –50 и –180 В, наблюдается образование интерметаллидов на межслойных границах в соответствии с диаграммами состояния выбранных для исследования компонентов. Однако эти процессы протекают при более низких температурах, чем в массивных материалах. Следует отметить, что образование интерметаллидов в конденсатах происходит гораздо быстрее, поскольку коэффициенты диффузии в растущих конденсатах на несколько порядков выше, чем в массивных сплавах, при тех же температурах вследствие более мелкой структуры и большей плотности дефектов в конденсатах.

Результаты измерения микротвердости при нагрузке 20 г многослойных конденсатов с разной суммарной толщиной разнородных чередующихся субслоев отражают фазовые особенности исследованных композиций (рис. 4).

Конденсаты системы Ti/Al, элементы которой ограниченно растворимы друг в друге и образуют интерметаллиды Al₃Ti₂, Al₃Ti, Al₂Ti, AlTi, Ti₃Al, имеют микротвердость H_μ = 5,90 (τ = 50 с), 6,20 (40 с), 6,57 (30 с), 6,95 (20 с) и 7,33 ГПа (10 с) в зависимости от периода модуляции таких структур. Приведенные данные свидетельствуют о том, что уменьшение толщины слоев в многослойном конденсате приводит к повышению твердости осаждаемого композиционного материала. Эти композиции были сформированы при подаче на подложки отрицательного потенциала 180 В. Уменьшение электрического потенциала на стальной подложке до U_{подл} = –50 В приводит к некото-

рому снижению микротвердости конденсатов Ti/Al системы, что может быть связано с уменьшением объемной доли химических соединений на межслойных границах вследствие снижения температуры подложки.

Измерения микротвердости конденсатов системы Ti/TiAlSi, элементы которой также имеют ограниченную растворимость друг в друге и образуют твердые растворы алюминия в α -Ti и интерметаллид Ti_5Si_3 в приграничных зонах разнородных слоев в процессе роста конденсата, показали аналогичную зависимость твердости осажденного композиционного материала от толщины слоев в многослойном конденсате. Однако абсолютные значения твердости в этом случае были более низкими по сравнению с конденсатами системы Ti/Al из-за различий в фазовом составе.

Полученные данные свидетельствуют о том, что уменьшение толщины слоев приводит к уменьшению размеров кристаллитов внутри каждого слоя, к увеличению объемной доли межслойных границ, приграничных областей и уровня внутренних напряжений, что и приводит к росту микротвердости. Следует отметить, что вакуумно-дуговые конденсаты чистого титана, сформированные при тех же технологических параметрах, что и многослойные композиции, имеют микротвердость 2,20 и 2,36 ГПа при напряжении смещения на подложке –180 и –50 В соответственно. Приведенные значения твердости конденсированных слоев чистого титана намного ниже твердости многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi.

Полученные в настоящей работе данные подтверждают, что вакуумно-дуговое испарение, обеспечивающее большую степень ионизации плазменных потоков и высокую энергию конденсируемых компонентов плазмы по сравнению с электронно-лучевым испарением и магнетронным распылением, позволяет получать многослойные композиции, фазовый состав которых и, соответственно, физико-механические свойства можно изменять в более широком диапазоне.

Выводы

1. Показано, что структура и фазовый состав вакуумно-дуговых многослойных конденсатов в исходном состоянии зависят от степени взаимной растворимости компонентов, образующих эти системы. Уменьшение периода многослойных структур ведет к увеличению роли межслойных поверхностей, росту внутренних напряжений и влияет на их фазовый состав.

2. Установлено, что значительная доля ионной компоненты в осаждаемых вакуумно-дуговым методом плазменных потоках (по сравнению с другими физическими методами формирования вакуумных конденсатов) в сочетании с возможностью регулирования энергии конденсируемых веществ приводит к ускорению процессов взаимодиффузии разнородных элементов на межслойных границах и формированию в приграничных зонах фаз в соответствии с типом диаграмм состояния выбранных для исследования компонентов.

3. Определено, что уменьшение периода многослойных структур повышает их твердость, абсолютные значения которой определяются фазовым составом, размером зерна в чередующихся слоях, объемной долей межслойных границ и приграничных областей, а также уровнем внутренних напряжений в композиции. Твердость таких композиций может быть значительно выше твердости однослойных конденсированных материалов.

4. Полученные экспериментальные данные позволяют целенаправленно влиять на структуру, фазовый состав и механические свойства многослойных конденсированных композиций и определять области их применения.

1. Палатник Л. С. О прочности многослойных вакуумных конденсатов / Л. С. Палатник, А. И. Ильинский, Н. П. Сапелкин // ФТТ. — 1966. — Т. 8. — С. 2515–2517.
2. Литвин С. Е. Магнитные материалы на основе микрослойных конденсатов Fe–Cu, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме / С. Е. Литвин, Г. Г. Дидикин, Д. В. Шурип [и др.] // Современная электротехнология. — 2009. — № 4. — С. 21–25.
3. Illarionova E. V. On the mechanism of heterogeneous reaction and phase formation in Ti/Al multilayer nanofilms / E. V. Illarionova, J.-J. Kuntz, D. Yu. Kovalev [et al.] // Acta Materialia. — 2005. — **53**. — P. 1225–1231.
4. Ramos A. S. The formation of γ -TiAl from Ti/Al multilayers with different periods / A. S. Ramos, R. Calinas, M.T. Vieira // Surface and Coating Technology. — 2006. — 200. — P. 6196–6200.
5. Копань В. С. Микрослоистые композиционные материалы на основе алюминия, меди и железа: автореф. дис. на соискание научн. степени докт. техн. наук / В. С. Копань. — К., 1988. — 37 с.
6. Konieczny M. Processing and microstructural characterization of laminated Ti–intermetallic composites synthesized using Ti and Cu foils / M. Konieczny // Materials Letters. — 2008. — **62**. — P. 2600–2602.
7. Ramos A. S. Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl / A. S. Ramos, M. T. Vieira, L. I. Duarte [et al.] // Intermetallics. — 2006. — **14**. — P. 1157–1162.
8. Duarte L. I. Solid-state diffusion bonding of gamma-TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira [et al.] // Ibid. — P. 1151–1156.
9. Баутин В. А. Влияние химического состава интерметаллидных вакуумно-дуговых покрытий на их стойкость к коррозионной кавитации в водной среде / В. А. Баутин,

- И. В. Бардин, А. Г. Сеферян [и др.] // Тяжелое машиностроение. — 2014. — № 1. — С. 2–9.
10. Баутин В. А. Влияние химического состава вакуумно-дугового защитного покрытия на кавитационную стойкость системы «сталь 10X18H12M3Л–покрытие» в эвтектическом сплаве Na–K / В. А. Баутин, И. В. Бардин, А. Г. Сеферян [и др.] // Там же. — 2014. — № 4/5. — С. 2–6.
 11. Демчишин А. В. Структура и механические свойства вакуумно-дуговых многослойных конденсатов нитридов титана и его сплавов / А. В. Демчишин, В. А. Аветисян, А. А. Демчишин [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 44–50.
 12. Еременко В. Н. Титан и его сплавы / В. Н. Еременко. — К.: Изд-во Академии наук УССР, 1960. — 500 с.
 13. Аксьонов І. І. Перенесення катодного матеріалу в процесі вакуумно-дугового формування покриттів / І. І. Аксьонов, В. А. Білоус, С. К. Голтвяниця [та ін.] // Вопросы атомной науки и техники. — 2009. — № 2. — С. 181–184 (Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение; вып. 93).
 14. PalDey S. Cathodic arc deposited thin film coatings based on TiAl intermetallics / S. PalDey, S. C. Deevi, T. L. Alford // Intermetallics. — 2004. — No. 12. — P. 985–991.
 15. Дэшман С. Научные основы вакуумной техники / С. Дэшман. — М.: Мир, 1964. — 716 с.
 16. Андреев А. А. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия / А. А. Андреев, Л. П. Саблев, В. М. Шулаев [и др.]. — Х.: Нац. научн. центр «Харьк. физ.-техн. ин-т», 2005. — 236 с.
 17. Андропова Т. М. Получение покрытий сложного состава методами электродугового и магнетронного распыления в вакууме / Т. М. Андропова, А. И. Вовси, В. М. Козлов [и др.]. — Рига: Латв. НИИ научно-техн. информ. и техн.-эконом. исслед., 1985. — 20 с.
 18. Мовчан Б. А. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме / Б. А. Мовчан, И. С. Малашенко. — К.: Наук. думка, 1983. — 232 с.

The microstructure, phase composition and microhardness of multilayered Ti/Al and Ti/TiAlSi deposits produced by vacuum-arc evaporation of the pure Ti, Al metals and ternary Ti–5.5Al–3.2Si alloy were studied. A thickness of the layers in deposited composites was controlled by current value of the vacuum discharge and a duration of the successive deposition of plasma flows onto metallic substrates. The multilayered deposits with periods within the range 50...340 nm had the total thickness of 60...80 μm . The obtained results of microscopic analysis show an alternation of the continuous heterogeneous sublayers in the studied composites. The results of XRD analysis show that the processes of interdiffusion take place in the multilayered deposits with limited mutual solubility of the elements at the interlayer boundaries that is followed with reactions of intermetallics formation. The reflexes of pure metals are also registered on X-ray patterns. It means that intermetallics formation does not take place in the whole volume of alternating lamina deposits of different materials during their growth on substrates. The microhardness measurements show that the decrease in thickness of alternating layers results in hardness growth of deposited composites. The presence of the intermetallics in deposits increases substantially their hardness. Ref. 18, Figures 4.

Key words: vacuum-arc evaporation; multilayered metallic deposits; electron microstructure; phase composition; chemical composition of ternary alloy deposit; microhardness of deposits

Поступила 25.06.2015

MITSUBISHI СНИЖАЕТ ЗАТРАТЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ



Mitsubishi Heavy Industries Ltd — производитель широкого спектра продукции (от подводных лодок до ядерных реакторов) стремится сократить расходы в секторе сталеплавильного оборудования вместе с немецкой компанией Siemens AG.

В январе прошлого года путем слияния Mitsubishi Heavy и подразделений компании Siemens была образована Primetals Technologies Ltd, 51 % которой принадлежит японской компании.

Primetals является одним из трех крупнейших производителей сталеплавильного оборудования с мировой долей 11 %. 49 % акций предприятия, принадлежащих Siemens, позволяет ему продавать продукты, такие как электрические печи и литейное оборудование в Азии, включая Японию, где немецкая компания прежде не имела присутствия.

Японская компания ожидает долгосрочный рост на рынке сталелитейного оборудования, но не может предвидеть, когда это точно может произойти.

По данным токийской компании мировой рынок стального оборудования сократился с 2,4 трлн. иен до 2 трлн. иен (18,8 млрд. дол.) за финансовый год, закончившийся в марте 2016 г.

<http://www.azovpromstal.com/news/one/>