

С.А.Гученко, В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая

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

Композиционные ионно-плазменные покрытия

В статье приведены результаты исследования процесса формирования ионно-плазменных многофазных покрытий. Показано, что типы возникающих при этом структур не столь многообразны, как, например, при кристаллизации сплавов. В основном наблюдаются глобулярная структура и, реже, незамкнутые диссипативные и ячеистые структуры. Отмечено, что механические и трибологические свойства формируемых при осаждении покрытий во многом определяются их поверхностной энергией или поверхностным натяжением. Поскольку величина поверхностного натяжения (поверхностной энергии) в большинстве случаев есть величина аддитивная, то каждый элемент, входящий в состав покрытия, вносит свой вклад в общую поверхностную энергию. В случае одновременного распыления многофазных катодов формируются высокоэнтропийные покрытия, обладающие упорядоченной структурой и повышенными механическими свойствами.

Ключевые слова: плазма, покрытие, микротвердость, толщина, структура, фазовый состав.

Введение

В настоящее время в условиях ограниченности материальных средств в промышленном комплексе особое значение приобретают технологии, увеличивающие долговечность (ресурс) деталей и узлов машин. 90 % деталей и машин выходит из строя из-за поверхностного износа. Первые режущие пластины с покрытием появились на зарубежном рынке в 1968 году, когда шведской фирмой «Сандвик Коромант» был разработан и внедрен в производство метод осаждения карбида титана на твердосплавный инструмент. В 1971 году фирмой Teledyne Firth Sterlig (США) были получены покрытия из нитрида титана. В Московском институте стали и сплавов в 1971 г. был разработан метод осаждения покрытия из карбида ниобия. В последующие годы и по настоящее время исследователями многих стран (США, Франции, Японии, Великобритании, ФРГ и др.) разрабатывались технологии нанесения различных покрытий разнообразного назначения.

В начале XXI века новый импульс в повышении ресурса работы деталей и узлов машин дан стремительным развитием нанотехнологий, позволяющих получать покрытия на деталях механизмов и машин с уникальными свойствами. Для нанесения нанопокровтий используются следующие основные технологические подходы: 1) осаждение покрытий в условиях ионного ассистирования; 2) осаждение многослойных покрытий со слоями нанометрической толщины; 3) осаждение многофазных покрытий; 4) комбинация перечисленных способов.

Несмотря на возрастающий поток публикаций по технологии и свойствам нанокристаллических покрытий, многие вопросы процесса их формирования остаются на настоящий момент еще открытыми.

В настоящей работе обобщены результаты проведенных нами исследований [1–20] с точки зрения последних достижений в области технологии нанесения ионно-плазменных покрытий [21–27].

Объекты исследования и методика эксперимента

При проведении экспериментов нами использовались композиционные катоды, полученные методом индукционного плавления, и титановые катоды марки ВТ-1-00 по ГОСТу 1908. Количественный анализ элементного состава многофазных катодов проводился на электронном микроскопе JEOL JSM-5910. На рисунках 1–2, в качестве примера, приведены характеристические рентгеновские энергодисперсионные спектры элементных составляющих многофазных катодов.

Полученные значения массовых концентраций элементов композиционных катодов были использованы для расчета их стехиометрии в анализируемом соединении. Значения массовых концентраций элементов (C , %) взяты из данных эксперимента. Атомные массы элементов (M_i) известны из периодической системы элементов. Результаты расчета представлены в таблице 1.

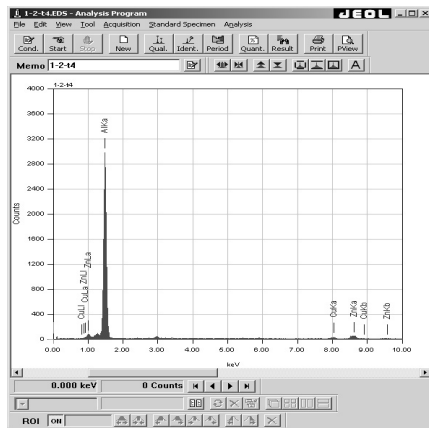


Рисунок 1. РФЭС катодов состава Zn–Cu–Al

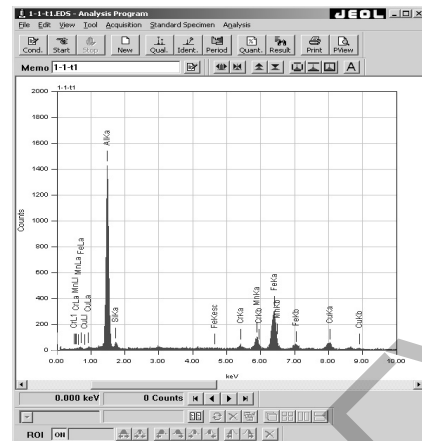


Рисунок 2. РФЭС катодов состава Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al

Таблица 1

Результаты расчета стехиометрии компонентов

Соединение	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	Химическая формула по данным анализа
Zn–Cu–Al	1,34	39,6				$ZnCu_{1,34}Al_{39,6}$
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	4,32	4,64	5,26	18,39	67,85	$CrMn_{4,32}Si_{4,64}Cu_{5,26}Fe_{18,39}Al_{67,85}$
Zn–Al	65,45					$ZnAl_{65,45}$
Zn–Cu–Al	1,10	38,49				$ZnCu_{1,10}Al_{38,69}$
Mn–Fe–Cu–Al	10,07	17,37	47,19			$MnFe_{10,07}Cu_{17,37}Al_{47,19}$
Al–Fe	43,04					$AlFe_{43,04}$
Al–Fe	90,56					$AlFe_{90,56}$

Нами были проведены исследования микроструктуры катодов состава Zn–Cu–Al, Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al, Zn–Al, Zn–Cu–Al, Mn–Fe–Cu–Al, полученных на электронном микроскопе JEOL JSM-5910, работающего в режиме вторичной электронной эмиссии. Проведенный анализ показал, что катоды $AlFe_{43,04}$ и $AlFe_{90,56}$ представляют собой эвтектику, а остальные — твердые растворы. Исследование элементного состава покрытий, полученных при распылении перечисленных в таблице 1 катодов, показало соответствие состава покрытия составу используемых катодов в пределах ошибки эксперимента.

Для исследования поверхности покрытий в наномасштабе нами использовался атомно-силовой микроскоп NT-206. Метод атомно-силовой микроскопии (АСМ), сочетающий в себе режимы топографии и фазового контраста, позволяет не только исследовать структуру поверхности в нанометровом масштабе, но и выявить в структуре поверхности зоны с изменением микромеханических свойств.

Оптическая микроструктура покрытий исследовалась на металлографическом микроскопе «Эпиквант». Для измерения микротвердости использовался микротвердомер HVS-1000A, а для трибологических исследований — созданная в нашей лаборатории установка для определения износостойкости и трения скольжения.

Структура многофазных покрытий, полученных при различных технологических режимах осаждения, при ионном и лазерном облучении

На рисунках 3–8 показаны АСМ и фрактальная структура некоторых исследованных покрытий. Из приведенных данных следует, что в основном наблюдаются глобулярная структура и реже — незамкнутая диссипативная (рис. 7).

В таблице 2 приведены измеренные нами значения физических величин для покрытий с глобулярной структурой. Данные подтверждают, что микротвердость и модуль Юнга уменьшаются с уменьшением фрактальной размерности структуры покрытия. Отметим также, что фрактальная размерность структуры покрытия ниже, чем фрактальная размерность структуры металлической подложки.

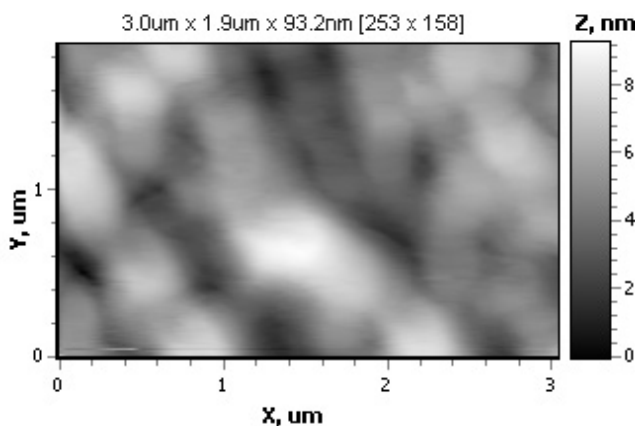


Рисунок 3. АСМ-изображение покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al



Рисунок 4. Фрактальная структура покрытия Cr-Mn-Si-Cu-Fe-Al

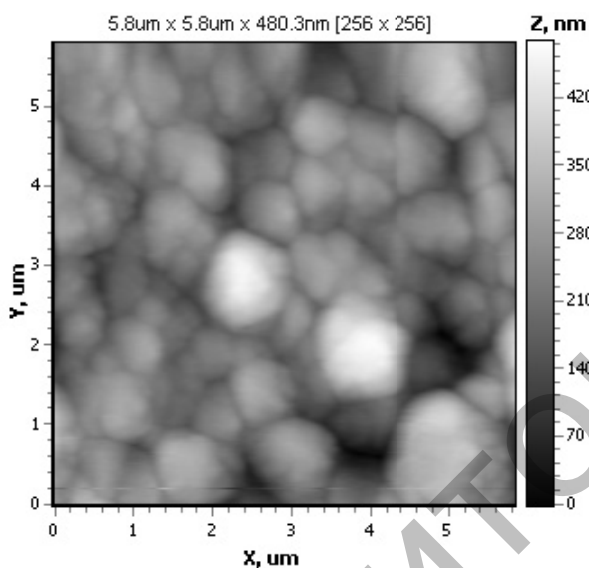


Рисунок 5. АСМ-изображение покрытия Zn-Al

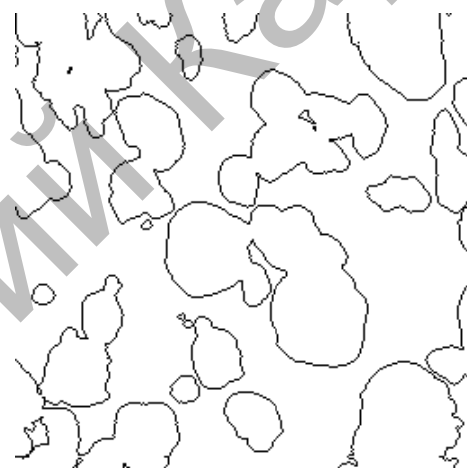


Рисунок 6. Фрактальная структура покрытия Zn-Al

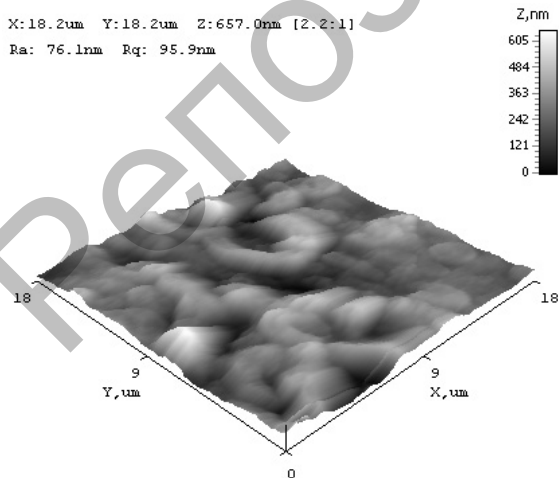


Рисунок 7. АСМ-изображение покрытия Al-Fe

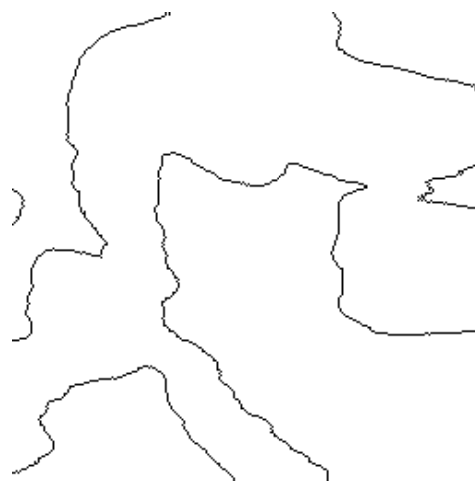


Рисунок 8. Фрактальная структура покрытия Al-Fe

Значения микротвердости и модуля упругости для покрытий с различной фрактальной размерностью

Композиционное покрытие	Микротвердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Фрактальная размерность структуры D_s
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	55	0,6	1,89
Zn–Al	42	0,5	1,81
Mn–Fe–Cu–Al	36	0,3	1,79

Механические и трибологические свойства формируемых при осаждении покрытий во многом определяются их поверхностной энергией или поверхностным натяжением. Мы использовали разработанных нами два метода определения поверхностного натяжения осаждаемых покрытий. В первом методе предусматривается измерение поверхностного натяжения путем определения зависимости микротвердости от толщины осаждаемого покрытия. Зависимость микротвердости осаждаемого покрытия от его толщины описывается формулой

$$\mu = \mu_0 \cdot \left(1 - \frac{d}{h}\right), \quad (1)$$

где μ — микротвердость осаждаемого покрытия; μ_0 — микротвердость «толстого» образца; h — толщина осаждаемого покрытия. Параметр d связан с поверхностным натяжением σ формулой

$$d = \frac{2\sigma\nu}{RT}. \quad (2)$$

Здесь σ — поверхностное натяжение массивного образца; ν — объем одного моля; R — газовая постоянная; T — температура.

В координатах $\mu \sim 1/h$ ($1/h$ — обратная толщина осаждаемого покрытия) получается прямая, тангенс угла наклона которой определяет d , и по формуле (2) рассчитывается поверхностное натяжение осаждаемого покрытия (σ). Во втором методе измеряется зависимость электропроводности Ω осаждаемого покрытия от его толщины h , которая описывается формулой, аналогичной (1):

$$\Omega = \Omega_0 \cdot \left(1 - \frac{d}{h}\right), \quad (3)$$

где Ω_0 — электрическая проводимость массивного образца, а d определяется по формуле (2).

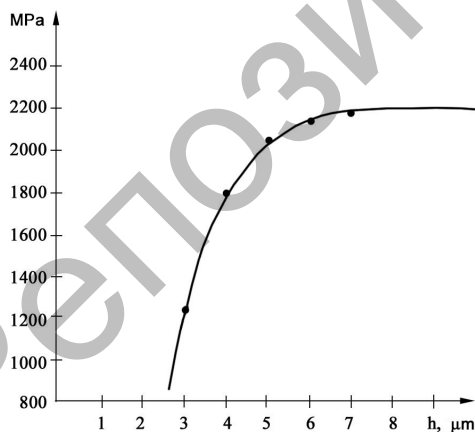


Рисунок 9. Зависимость микротвердости от толщины нитридтитанового покрытия на стали X12

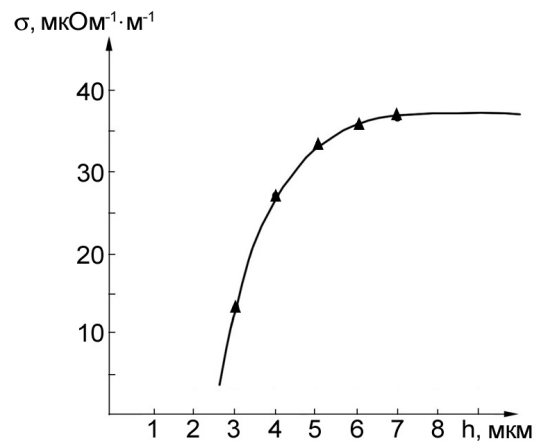


Рисунок 10. Зависимость электропроводности от толщины нитридтитанового покрытия на стали X12

Сначала рассмотрим результаты определения поверхностного натяжения нитридтитановых покрытий, наиболее исследованных и наиболее популярных в практическом применении. Результаты показаны на рисунках 9 и 10. В координатах $\mu/\mu_0 \sim 1/h$ экспериментальная кривая спрямляется в соответствии с (1), давая значение $h = 1,3$ мкм. Для нитрида титана $\vartheta = 11,44$ см³/моль и из соотношения (2) для поверхностного натяжения получено $\sigma = 0,474$ Дж/м². Экспериментальная зависимость

электропроводности Ω осаждаемого покрытия от его толщины h (рис. 10) описывается формулой, аналогичной (1). В координатах $\Omega \sim 1/h$ экспериментальная кривая спрямляется, давая значение $d = 1,4$ мкм. Из соотношения (2) для поверхностного натяжения получено $\sigma = 0,479$ Дж/м². Это значение практически совпадает с результатом, полученным из зависимости микротвердости от толщины покрытия, что является подтверждением используемой методики и соотношений (1) и (2).

Поверхностное натяжение для других покрытий определялось по методике, описанной выше для нитрида титана. Средние значения величины поверхностного натяжения, полученные обоими методами, приведены в таблице 3. Видно, что в ряду TiN→TaN поверхностное натяжение увеличивается почти в 2 раза. По сравнению с чистыми металлами оно уменьшается примерно в 4 раза для всех покрытий, т.е. азот, вступая в реакцию с металлом и образуя химическую связь, действует практически на все металлы одинаковым образом.

Т а б л и ц а 3

Поверхностное натяжение и свойства нитридных покрытий

Нитрид	Температура плавления покрытия, °С	Микротвердость покрытия, ГПа	Электропроводность покрытия, мкОм ⁻¹ ·м ⁻¹	Поверхностное натяжение покрытия, Дж/м ²	Поверхностное натяжение металла, Дж/м ²
TiN	2945	20,0	40	0,474	1,933
ZrN	2955	16,0	18	0,518	2,125
HfN	3330	22,0	32	0,610	2,503
NbN	2320	14,0	78	0,670	2,741
TaN	3360	17,5	180	0,735	3,014

Поверхностное натяжение для покрытий Zn–Cu–Al определялось по методике, описанной выше для TiN. Среднее значение величины поверхностного натяжения, полученное обоими методами, оказалось равным: $\sigma_{\text{Zn-Cu-Al}} = 0,351$ Дж/м². Результаты расчета стехиометрии дали следующий результат: Zn_{0,59}Cu_{0,01}Al_{0,40}. Поверхностная энергия Гиббса $G = \sigma \cdot S$ (S — площадь поверхности покрытия) в случае идеальных твердых растворов является величиной аддитивной, поэтому должно выполняться соотношение

$$\sigma_{\text{Zn}_{0,59}\text{Cu}_{0,01}\text{Al}_{0,40}} = 0,59\sigma_{\text{Zn}} + 0,01\sigma_{\text{Cu}} + 0,40\sigma_{\text{Al}}.$$

Используя данные для σ_{Zn} , σ_{Cu} и σ_{Al} , получаем, что $\sigma_{\text{Zn-Cu-Al}} = 0,412$ Дж/м². Экспериментальное и теоретическое значения для покрытий Zn–Cu–Al оказались близки между собой: ($\sigma_{\text{Zn-Cu-Al}} \approx 0,4$ Дж/м²).

Полученный результат позволяет сделать следующий важный вывод: используя свойство аддитивности поверхностного натяжения, можно подбирать компоненты покрытия так, чтобы уменьшать или увеличивать поверхностное натяжение покрытия по сравнению с чистыми металлами. Это означает возможность управления свойствами покрытий, поскольку все физические свойства покрытий определяются их поверхностной энергией (поверхностным натяжением).

Приведем теперь экспериментальные результаты для композиционных покрытий, осажденных при различных технологических параметрах процесса напыления. Непосредственное влияние на структуру и физические свойства покрытий, полученных методом ионно-плазменного осаждения, оказывают следующие параметры: давление реакционного газа в рабочей камере; потенциал основы; ток разряда дуги; свойства материала катода; температура подложки.

Т а б л и ц а 4

Зависимость поверхностного натяжения покрытия от температуры подложки

Покрытие	Температура подложки, °С			Поверхностное натяжение покрытия, Дж/м ²		
	350	400	450	0,206	0,243	0,214
Zn–Cu–Al	350	400	450	0,206	0,243	0,214
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	350	400	450	0,606	0,711	0,621
Mn–Fe–Cu–Al	350	400	450	0,324	0,367	0,309

Оптимальная температура подложки для всех композиционных покрытий оказалась равной около 400 °С.

Т а б л и ц а 5

Зависимость поверхностного натяжения покрытия от тока дуги

Покрытие	Ток дуги испарителя, А				Поверхностное натяжение покрытия, Дж/м ²			
	30	50	70	90	0,243	0,231	0,229	0,227
Zn–Cu–Al	30	50	70	90	0,243	0,231	0,229	0,227
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	30	50	70	90	0,711	0,697	0,695	0,692
Mn–Fe–Cu–Al	30	50	70	90	0,367	0,342	0,312	0,308

Из приведенных результатов видно, что в большинстве случаев с увеличением тока дуги испарителя поверхностное натяжение уменьшается. Это связано с тем, что с увеличением тока дуги испарителя толщина покрытия возрастает довольно быстро, а это приводит, в свою очередь, к увеличению плотности дислокаций в формируемом покрытии.

Т а б л и ц а 6

Зависимость поверхностного натяжения покрытия от давления газа в камере

Остаточное давление газа в камере, мм рт. ст.	Поверхностное натяжение покрытия, Дж/м ²		
	Zn–Cu–Al	Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	Mn–Fe–Cu–Al
10 ⁻⁸	0,202	0,632	0,328
10 ⁻⁷	0,211	0,654	0,343
10 ⁻⁶	0,243	0,711	0,367
10 ⁻⁵	0,238	0,687	0,342

Проанализировав результаты исследования, можно сделать вывод о том, что образцы, полученные при давлении азота $P = 0,081–0,81$ Па, имеют наиболее равномерно распределенную мелкую плотную структуру, минимальное содержание капельной фазы, пор, наплывов, отслоений и наибольшие значения поверхностного натяжения.

Основное влияние ионной бомбардировки на свойства покрытий осуществляется на стадии их зарождения вследствие релаксации напряжений в области ионного удара и перестройки кристаллической структуры. При этом на поверхности образуются точечные дефекты, которые являются активными центрами адсорбции.

Результаты измерения поверхностного натяжения, полученные обоими методами, описанными выше, приведены в таблице 7. Как видно, все три исследованных покрытия ведут себя по-разному при ионном облучении: покрытие Zn–Cu–Al оказывается радиационно-стойким и величина поверхностного натяжения практически не изменяется; поверхностное натяжение покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al увеличивается в 2 раза, а для покрытия Mn–Fe–Cu–Al уменьшается в 3 раза. Такие изменения связаны с изменением структуры поверхности покрытий в процессе ионной бомбардировки.

Т а б л и ц а 7

Поверхностное натяжение покрытий после ионного облучения

Покрытие	До облучения, σ , Дж/м ²	После облучения, σ , Дж/м ²
Zn–Cu–Al	0,243	0,241
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	0,711	1,422
Mn–Fe–Cu–Al	0,367	0,122

При лазерном облучении имеют место микро- и макроструктурные превращения из-за лазерных ударных волн (ЛУВ). Воздействие ЛУВ на твердое тело имеет ряд особенностей, включающих их избирательность действия на примесные атомы и интенсивное дефектообразование в области формирования ударной волны. В таблице 8 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки.

Результаты исследований микротвердости покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде аргона

Образец Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
Без лазерной обработки	0,01	190,5
После лазерной обработки	0,01	328,0

Нами показано также, что эффект лазерного воздействия на осаждаемые покрытия может быть довольно разнообразен. Однако решающую роль при этом играет первоначальная структура покрытия, которая задает механизм и направление ее преобразования при внешних, в том числе и ионно-пучковых и лазерных воздействиях.

Трибологические свойства многофазных покрытий

Первое исследование трения твердых тел с металлическими покрытиями было проведено Ф.Боуденом [28]. Согласно Боудену, при соприкосновении твердых тел, находящихся под действием сжимающей нагрузки, в местах их фактического касания образуются прочные соединения. Сила трения, развиваемая в таком соединении, определяется как произведение площади фактического контакта на величину напряжения среза. Современное состояние трибологии изложено в [29].

Нами предложена следующая модель сухого трения. Микронеровности поверхности (далее — источники разрушения или микроконтакты) будем рассматривать как систему невзаимодействующих частиц, погруженную в термостат. Квантовые переходы, обусловленные взаимодействием источников с термостатом, будут диссипативными (с вероятностью P), в отличие от взаимодействия с внешним полем (с вероятностью F). Диссипативные процессы приводят к тому, что вторичное поле (отклик системы) всегда меньше первичного.

Если в качестве функции отклика взять эффективность разрушения микронеровностей η , то получим следующее выражение:

$$\eta = \frac{kT}{C_1} \cdot \frac{A}{G^0} \cdot \bar{N}, \quad (4)$$

где A — работа (энергия) разрушения; T — температура; G^0 — потенциал Гиббса массивного образца; \bar{N} — среднее число элементарных носителей разрушения (пропорциональное числу контактов); C_1 — постоянная.

Из (4) следует прямая пропорциональность от числа элементарных носителей разрушения (что и следовало ожидать), от температуры, механической работы (энергии) разрушения и обратно пропорциональная зависимость от потенциала Гиббса. Таким образом, чем больше потенциал Гиббса образца, тем большую энергию надо подвести для его разрушения. В случае чистых металлов потенциал Гиббса совпадает с химическим потенциалом (энергия Ферми). Поскольку коэффициент трения $k_{тр}$ пропорционален эффективности разрушения контактов, то, вводя коэффициент пропорциональности C из (4), получим:

$$k_{тр} = C \cdot T \cdot \frac{A}{\mu} \cdot \bar{N}, \quad (5)$$

где μ — химический потенциал металла. В случае сухого трения поверхностное натяжение σ связано с $k_{тр}$ соотношением

$$k_{тр} = \int_0^L \sigma dl \approx \sigma L, \quad (6)$$

где L — длина пройденного пути. Вводя коэффициент пропорциональности C_0 , для поверхностного натяжения получим формулу, аналогичную (4):

$$\sigma = C_0 \cdot T \cdot \frac{A}{\mu} \cdot \bar{N}. \quad (7)$$

Из уравнения (6) следует, что коэффициент сухого трения тем меньше, чем больше химический потенциал (энергия Ферми). При трении разнородных материалов для коэффициента трения имеем:

$$k_{\text{тр}} = C \cdot T \cdot \frac{A}{V_k} \cdot \bar{N}, \quad (8)$$

где V_k — контактная разность потенциалов, пропорциональная разности энергии Ферми контактирующих металлов. Из (8) следуют два важных вывода. Во-первых, для антифрикционных пар трения нужно использовать разнородные металлы (покрытия). Во-вторых, необходимо, чтобы контактная разность потенциалов V_k была как можно больше, т.е. материал для антифрикционных пар трения нужно подбирать так, чтобы два разнородных металла различались как можно больше работой выхода электронов.

Сделаем анализ на основе полученной нами формулы (4). Энергия Гиббса зависит от температуры следующим образом:

$$G^0 = A + BT + CT^2, \quad (9)$$

где A, B, C — постоянные. При небольших T — $A > BT + CT^2$ и из (5), (7) мы имеем линейную зависимость коэффициента трения и поверхностного натяжения от температуры. Когда $G^0 \approx BT$, то $k_{\text{тр}}$ и σ не зависят от температуры. При больших T энергия Гиббса $G^0 \approx CT^2$ и, соответственно, $k_{\text{тр}}$ и $\sigma \sim 1/N$, т.е. убывают гиперболически с ростом температуры. Качественная картина температурной зависимости $k_{\text{тр}}$ и σ показана на рисунке 11.

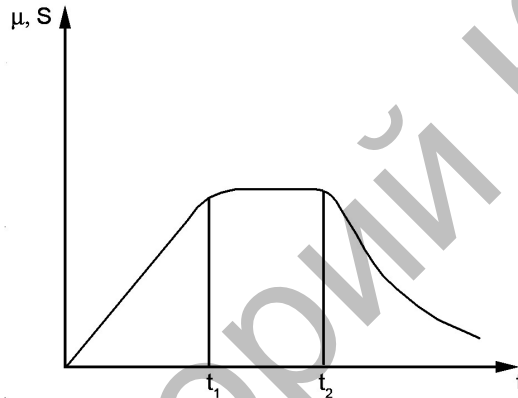


Рисунок 11. Три стадии температурной зависимости коэффициента трения и поверхностного натяжения

На рисунках 12 и 13 показаны АСМ-изображения покрытий Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al и Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде азота. В первом случае наблюдается глобулярная структура, а во втором — ячеистая. Это сказывается на всех свойствах покрытий и, в частности, на их микротвердости. Во втором случае она значительно выше, чем в первом. В случае Zn–Al и Zn–Al + Ti в среде азота закономерности аналогичны.

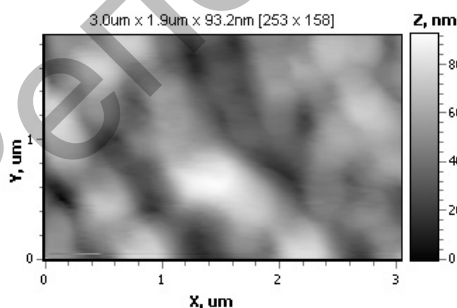


Рисунок 12. АСМ-изображение глобулярной структуры покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al

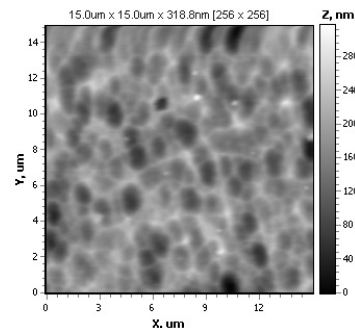


Рисунок 13. АСМ-изображение ячеистой структуры покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде азота

*Процессы самоорганизации при формировании ионно-плазменных покрытий
из многокомпонентных потоков*

Для решения вопроса о самоорганизации структурных единиц покрытия нами рассмотрены модель ячеек Бенара, модель концентрационного переохлаждения и дислокационная модель.

При анализе процессов в системе Бенара в качестве управляющего параметра выбирается обычно число Рэлея:

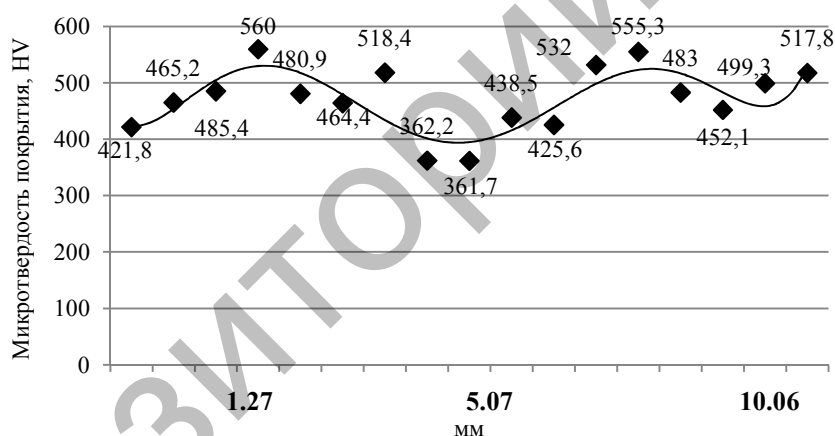
$$Re = gL^3bdT / \nu a,$$

где g — ускорение свободного падения; L — характерный размер; b — коэффициент объемного расширения; dT — градиент температуры; ν — кинематическая вязкость; a — коэффициент температуропроводности среды.

Поскольку кинематическая вязкость $\nu \sim 1/\sigma$, σ — поверхностное натяжение, то из приведенного выше выражения для числа Рэлея следует, что управляющим параметром в нашем случае (a возможно, и в случае процесса Бенара) является поверхностное натяжение. Тем самым мы возвращаемся к вопросу, обсуждавшемуся нами выше.

Полученные нами экспериментальные данные в принципе укладываются во все рассмотренные нами модели: концентрационного переохлаждения, связанного с наличием радиального градиента концентрации примеси нитрида титана; ячеек Бенара, возникновение которых обусловлено наличием вертикального градиента температуры; ячеистой дислокационной структуры, связанной с наличием пластических деформаций в покрытии. Окончательный выбор модели и, соответственно, управляющего параметра пока еще не сделан. Возможно, что на процесс формирования покрытий оказывают влияние все механизмы в той или степени.

На рисунке 14 показано изменение микротвердости нитридтитанового покрытия поперек образца.



120 мин, подложка Ст45 поперек образца

Рисунок 14. Микротвердость покрытия 12X18H10T + Ti в азоте

Как видно из рисунка, изменение микротвердости носит квазипериодический характер. Из приведенных выше экспериментальных исследований следует, что формирование ионно-плазменного покрытия в пространственных координатах следует «квазипериодическому» закону, т.е. отвечает некоторому автоволновому процессу (АВП). Под АВП принято понимать самоподдерживающийся в активной нелинейной среде волновой процесс (включая стационарные структуры), сохраняющий свои характеристики постоянными за счет распределенного в среде источника энергии. Из рисунка 14 следует, что длина волны составляет порядка 10^{-4} м, т.е. скорость массопереноса составляет $\sim 10^{-4}$ м/с. Поскольку скорость массопереноса $V \approx \sqrt{D/t}$, то для коэффициента диффузии получаем оценку $D \sim 10^{-8}$ м²/с. Это отвечает режиму малой диффузии.

Заключение

В настоящей работе получены следующие основные выводы:

1. Показано, что поверхностное натяжение элементов многокомпонентных плазменных потоков играет существенную роль в процессе зародышеобразования, дальнейшего роста пленки покрытия и,

в конечном счете, в формировании структуры и свойств ионно-плазменных покрытий. Разработанные методы определения поверхностного натяжения осаждаемых покрытий могут оказать помощь в выборе технологических параметров осаждения, режимов ионного и лазерного облучения.

2. Предложенная термодинамическая модель сухого трения деталей с покрытиями показывает связь коэффициента трения с фундаментальными параметрами (энергия Ферми, работа выхода электрона, температура и т.д.) и позволяет целенаправленно создавать антифрикционные пары сухого трения для систем, работающих в условиях вакуума и космического пространства.

3. Экспериментально показано, что формирующаяся в процессе плазменного осаждения пленка представляет собой нелинейную открытую систему, в которой происходят автоволновые процессы, приводящие к самоорганизации структуры покрытия и к улучшенным эксплуатационным характеристикам. При этом одним из управляющих параметров является поверхностное натяжение.

Работа выполнена по программе МОН РК 055 «Научная и/или научно-техническая деятельность», подпрограмма 101 «Грантовое финансирование научных исследований».

Список литературы

- 1 Гученко С.А., Ибраев Н.Х., Афанасьев Д.А. Композиционные катоды для ионно-плазменных покрытий // Вестн. Караганд. ун-та. Сер. Физика. — 2009. — № 4(56). — С. 41–47.
- 2 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. Поверхностная энергия и поверхностные явления в твердых телах // Современные проблемы науки и образования. — 2009. — № 6. — С. 152–159.
- 3 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. Поверхностное натяжение нитридтитановых покрытий // Междунар. журн. прикладных и фундаментальных исследований. — 2010. — № 8. — С. 152, 153.
- 4 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. Влияние технологических параметров на свойства ионно-плазменных композиционных покрытий // Вестн. Караганд. ун-та. Сер. Физика. — 2010. — № 4(60). — С. 28–38.
- 5 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. и др. Фрактальная структура композиционных наноструктурных покрытий // Наноматериалы и нанотехнологии. — 2011. — № 4. — С. 11–17.
- 6 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. и др. Наноструктурные покрытия, полученные при распылении различных катодов // Наноматериалы и нанотехнологии. — 2011. — № 4. — С. 28–32.
- 7 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. Экспериментальное определение поверхностного натяжения наночастиц и нанополюсов // Изв. вузов. Физика. — 2011. — Т. 54, № 1/3. — С. 335–340.
- 8 Юров В.М., Гученко С.А., Ибраев Н.Х. и др. Влияние технологических параметров на свойства композиционных покрытий Mn–Fe–Cu–Al // Вестн. развития науки и образования. — 2011. — № 2. — С. 18–23.
- 9 Юров В.М., Вертягина Е.Н., Гученко С.А. Влияние ионного облучения на структуру и свойства композиционных покрытий // Вестн. Караганд. ун-та. Сер. Физика. — 2011. — № 2(62). — С. 39–48.
- 10 Юров В.М., Ибраев Н.Х., Гученко С.А. Наноструктурные покрытия на основе бинарных сплавов алюминия // Вестн. КазНУ им. аль-Фараби. Сер. физ. — 2011. — № 2(37). — С. 38–44.
- 11 Юров В.М., Вертягина Е.Н., Гученко С.А., Хуанбай Е. Влияние ионного облучения на свойства наноструктурных покрытий Zn–Al и Fe–Al // Современные наукоемкие технологии. — 2011. — № 5. — С. 63–68.
- 12 Юров В.М., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Структура и поверхностное натяжение композиционных покрытий // Вестн. Караганд. ун-та. Сер. Физика. — 2012. — № 1(65). — С. 45–53.
- 13 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Размерные эффекты и поверхностное натяжение чистых металлов // Успехи современного естествознания. — 2012. — № 7. — С. 88–93.
- 14 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Влияние технологических параметров осаждения на поверхностное натяжение композиционных покрытий // Междунар. журн. прикладных и фундаментальных исследований. — 2012. — № 5. — С. 55–58.
- 15 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Поверхностное натяжение нитридов металлов // Современные наукоемкие технологии. — 2012. — № 3. — С. 36–41.
- 16 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Толщина поверхностного слоя чистых металлов // Современные проблемы науки и образования: Электронный журнал. — 2012. — № 5.
- 17 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Образование ячеистой наноструктуры при формировании многофазных покрытий // Наноматериалы и нанотехнологии. — 2012. — № 2. — С. 17–24.
- 18 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Влияние технологических параметров осаждения на поверхностное натяжение композиционных покрытий // Междунар. журн. прикладных и фундаментальных исследований. — 2012. — № 5. — С. 55–58.
- 19 Гученко С.А. Получение, структура и свойства многофазных ионно-плазменных покрытий // Вестн. Караганд. ун-та. Сер. Физика. 2012. — № 4(68). — С. 12–25.
- 20 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Процессы самоорганизации при формировании ионно-плазменных покрытий // Изв. НАН РК. — 2013. — № 2. — С. 160–164.
- 21 Кривококов В.П., Сочугов Н.С., Соловьев А.А. Плазменные покрытия (свойства и применение). — Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2011. — 137 с.

- 22 Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Шейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. — М.: Техносфера, 2012. — 640 с.
- 23 Watanabe H., Sato Y., Nie C. et al. The mechanical properties and microstructure of Ti–Si–N nanocomposite films by ion plating // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 169–170. — P. 452–455.
- 24 Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L. et al. Effect of morphology and structure on the elastic behavior of (Ti, Si, Al)N nanocomposites // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 174–175. — P. 984–991.
- 25 Flink A., Larson T., Sjolen J. et al. Influence of Si on the microstructure of are evaporated (Ti, Si)N thin films; evidence for cubic solid solutions and their thermal stability // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 200. — P. 1535–1542.
- 26 Li Z.G., Mori M., Miyake S. et al. Structure and properties of Ti–Si–N films prepared by ISP assisted magnetron sputtering // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 193. — P. 345–349.
- 27 Соболев О.В., Андреев А.А., Горбань В.Ф. и др. О воспроизводимости однофазного структурного состояния многоэлементной высокоэнтропийной системы Ti–V–Zr–Nb–Hf и высокопрочных нитридов на ее основе при их формировании вакуумно-дуговым методом // Письма в ЖТФ. — 2012. — Т. 38, Вып. 13. — С. 40–47.
- 28 Боуден Ф.П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел. — М.: Машиностроение, 1968. — 543 с.
- 29 Фролов К.В. Современная трибология. — М.: Наука, 2008. — 480 с.

С.А.Гученко, В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая

Композициялық иондық-плазмалы жабындылар

Мақалада иондық-плазмалы көпфазалық жабындының құрылым үдерісінің зерттеу нәтижелері талданды. Құймалардың кристалдануы кезіндегідей, құрылымдар кезіндегі пайда болатын түрлер соншалықты сан алуан болмайды. Негізінен глобуляр құрылым және тұйықталмаған диссипативті және ұялық құрылымдар қаралды. Көрсетілгендей, механикалық және трибологиялық қасиеттері жабындының тұнбалануы кезінде, қалыптасуы олардың жоғары энергиясымен немесе жоғары керілуімен анықталды. Негізгі жоғары керілістің (жоғары энергия) аумағы көбіне аддитивтік аумақ болса, онда жабындының құрамына кіретін әрбір элемент жалпы жоғары энергияға өзінің үлесін қосады. Егер көпфазалық катодтың бір уақытта ыдырауында жоғары энтропиялық жабынды қалыптасса, ол реттеуші құрылым мен аса жоғары механикалық қасиеттерге ие болады.

S.A.Guchenko, V.Ch.Laurinas, O.N.Zavatskaya

Composition of ion-plasma coatings

In work results of research of process of formation of ionic-plasma multiphase coatings are discussed. It is shown, that types of structures arising thus are not so diverse, as, for example, at crystallisation of alloys. Basically the globular structure and, less often, not closed and cellular structures is observed. It is shown that mechanical and tribological properties formed by deposition of coatings is largely determined by their surface energy or surface tension. As the size of a superficial tension (superficial energy) in most cases is size additive each element which is a part of a coating, brings the contribution to the general superficial energy. In case of simultaneous dispersion of multiphase cathodes are formed of the highly entropy coatings possessing ordered structure and raised mechanical properties.

References

- 1 Guchenko S.A., Ibraev N.H., Afanasev D.A. *Bull. of Karaganda University. Physics ser.*, 2009, 4(56), p. 41–47.
- 2 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. *Modern problems of science and education*, 2009, 6, p. 152–159.
- 3 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. *International journal of applied and fundamental researches*, 2010, 8, p. 152–153.
- 4 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. *Bull. of Karaganda University. Physics ser.*, 2010, 4(60), p. 28–38.
- 5 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. et al. *Nanomaterials and nanotechnologies*, 2011, 4, p. 11–17.
- 6 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. et al. *Nanomaterials and nanotechnologies*, 2011, 4, p. 28–32.
- 7 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. *Izvestiya vuzov. Physics*, 2011, 54, 1/3, p. 335–340.
- 8 Yurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. et al. *The Bulletin of development of science and education*, 2011, 2, p. 18–23.
- 9 Yurov V.M., Vertyagina E.N., Guchenko S.A. *Bull. of Karaganda University. Physics ser.*, 2011, 2(62), p. 39–48.
- 10 Yurov V.M., Ibraev N.H., Guchenko S.A. *Bull. of Al-Farabi KazNU. Physics ser.*, 2011, 2(37), p. 38–44.
- 11 Yurov V.M., Vertyagina E.N., Guchenko S.A., Huanbai E. *Modern high technologies*, 2011, 5, p. 63–68.
- 12 Yurov V.M., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *Bull. of Karaganda University. Physics ser.*, 2012, 1(65), p. 45–53.
- 13 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *Successes of modern natural science*, 2012, 7, p. 88–93.

- 14 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *International magazine of applied and basic researches*, 2012, 5, p. 55–58.
- 15 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *Modern high technologies*, 2008, 3, p. 36–41.
- 16 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *Modern problems of science and education: Electronic journal*, 2008, 5.
- 17 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *Nanomaterials and nanotechnologies*, 2008, 2, p. 17–24.
- 18 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *International journal of applied and basic research*, 2012, 5, p. 55–58.
- 19 Guchenko S.A. *Bull. of Karaganda University. Physics ser.*, 2012, 4(68), p. 12–25.
- 20 Yurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaya O.N. *News of National academy of RK*, 2013, 2, p. 160–164.
- 21 Krivobokov V.P., Sochugov N.S., Solov'ev A.A. *Plasma coverings (properties and application)*, Tomsk: Publ. of Tomsk Polytechnical University, 2011, 137 p.
- 22 Berlin E.V., Koval' N.N., Scheidman L.A. *Plasma chemical-thermal processing of a surface of steel details*, Moscow: Technosphere, 2012, 640 p.
- 23 Watanabe H., Sato Y., Nie C. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2003, 169–170, p. 452–455.
- 24 Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2003, 174–175, p. 984–991.
- 25 Flink A., Larson T., Sjolen J. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, 200, p. 1535–1542.
- 26 Li Z.G., Mori M., Miyake S. et al. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, 193, p. 345–349.
- 27 Sobol O.V., Andreev A.A., Gorban V.F. et al. *Letters in JTF*, 2012, 38, 13, p. 40–47.
- 28 Bowden F.P., Tabor D. *The Friction and lubrication of solids*, Moscow: Mashinostroenie, 1968, 543 p.
- 29 Frolov K.V. *Modern tribology*, Moscow: Nauka, 2008, 480 p.