

УДК 620.2:621.81

В. С. МУХИН, С. Р. ШЕХТМАН

ПОВЕРХНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКОГО ОБЪЕКТА: ФИЗИКА, ХИМИЯ, МЕХАНИКА, НАНОТЕХНОЛОГИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Применительно такому техническому объекту как поверхность детали (соответственно поверхность и некоторый приповерхностный слой) рассмотрено ее формирование на различных этапах технологического воздействия, в том числе формирование с помощью нанотехнологий наноструктурированного защитного покрытия системы TiCSi. Нанотехнологии, ионная имплантация, ионно-плазменные покрытия

Наиболее контрастно влияние поверхности на эксплуатационные свойства изделия проявляется в такой отрасли машиностроения, как производство и эксплуатация газотурбинных двигателей (ГТД). И это не случайно. С одной стороны, детали двигателей изготавливаются ажурными, пустотелыми и тонкостенными – это обусловлено необходимостью снижения веса. С другой – детали ГТД работают в условиях высоких и быстроменяющихся температур, агрессивных сред; одновременно материал деталей подвержен воздействию высоких статических и динамических напряжений, амплитуда и частота которых изменяются в широких пределах. Частая и быстрая смена температуры (тепловой удар) приводит к возникновению дополнительных термических напряжений.

Не случайно в этой связи появление различного рода дефектов (разрушение материала вследствие потери жаропрочности, накопление дефектов структуры и развитие трещин усталости, коррозия, термоусталость, разрушение при контактном взаимодействии деталей) в подавляющем большинстве случаев наблюдается в тонком приповерхностном слое деталей и являются первопричиной снижения общей прочности и разрушения деталей в эксплуатации.

В работе [1] с системных позиций рассмотрен такой объект как поверхность. Предложенная система предусматривает тесную диалектическую взаимосвязь между свойствами и конструктивным обликом поверхности, технологией ее получения и последующими изменениями на протяжении всего жизненного цикла двигателя.

На рис. 1 схематично показано сечение детали с выходом на поверхность; при этом по-

верхность (собственно поверхность и некоторый приповерхностный слой) на различных этапах ее получения кардинально меняется как с точки зрения макро- и микрогеометрии, так и химического и структурно-фазового состава. На этом рисунке условно показано движение (по стрелке) детали, когда ее поверхность на первоначальном этапе формируется физико-механическими методами, далее (по условиям эксплуатации) специальными методами полирования удаляется весь дефектный слой; для повышения усталостной прочности, жаропрочности и др. в полученную поверхность могут быть имплантированы ионы различных веществ [2], если же требуется повышение коррозионной и эрозионной стойкости, износостойкости и др., то осуществляется дополнительное нанесение соответствующих покрытий.

Первоисточником любой машины является ее конструкция в виде чертежа. При конструировании в зависимости от условий эксплуатации (ресурс, нагрузки, температура, окружающая среда) выбирается соответствующий материал, рассчитывается геометрический облик, выполняются прочностные расчеты, проводятся стендовые испытания и др. В этот период добиваются получения необходимых характеристик машины (или агрегата), например, газодинамических характеристик компрессора газотурбинного двигателя (ГТД). Безусловно, на этом же этапе в самом общем виде решается и «судьба» технологии изготовления: метод получения материала заготовки, термическая и химико-термическая обработка, методы формообразования и упрочнения, контроля, сборки и др.

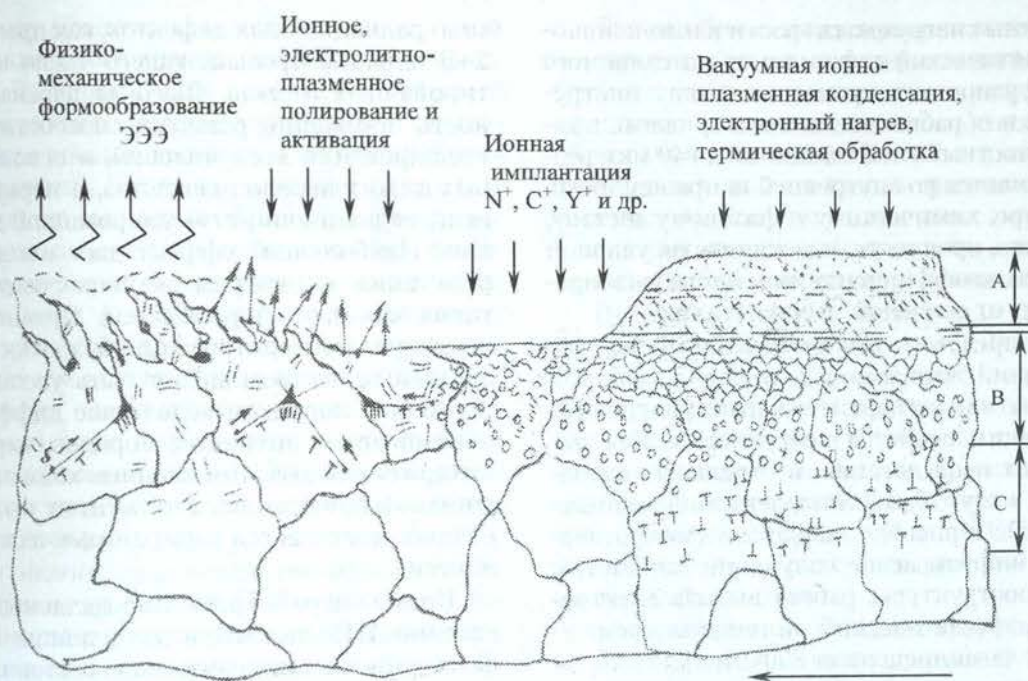


Рис. 1. Этапы интегрированной (комбинированной) технологии создания модифицированной поверхности (схема): А — субмикронные и наноструктурированные многослойные покрытия; В — ионно-имплантационное модифицирование; С — радиационное упрочнение при имплантации (др. пояснения — в тексте)

К наиболее сложным задачам для конструктора является выбор и назначение специальных технологий для модифицирования поверхностей деталей. С одной стороны модифицирование поверхности (формирование специальной макро- и микрогеометрии собственно поверхности, изменение химического и структурно-фазового состава, твердости, прочностных и пластических свойств некоторого приповерхностного слоя) детали необходимо, ибо, как это уже указывалось, разрушение, как правило, начинается с поверхности и если не применить специальную технологию упрочнения (защиты), детали не будут обладать необходимыми прочностью, долговечностью и надежностью. С другой стороны, у конструктора нет необходимой информации, раскрывающей взаимосвязь между технологиями (свойствами поверхности) и эксплуатационными свойствами материала детали. Даже для таких широко применяемых процессов как резание и деформационное упрочнение (методы алмазного выглаживания, дробеструйная обработка, обкатка роликами и др.) конструктору неизвестны свойства металла поверхностного слоя, такие как прочность и пластичность, коэффициент линейного расширения, модуль упругости, ударная вязкость и др. Лишь в отдельных случаях приводятся данные по свойствам металла поверх-

ностного слоя после операций формообразования [2].

Если так, то выполнить с достаточной точностью прочностные расчеты не представляется возможным. В этой связи на этапе создания машины, ее доводки и отработки технологии изготовления выполняется широкий спектр теоретико-экспериментальных работ, цель которых — обеспечить работоспособность деталей и тактико-технические характеристики изделия. И здесь важно конструктору иметь опережающий технологический задел, позволяющий на базе принципиально новых технологий создавать конструкции изделий новых поколений.

Если ресурс двигателя и условия эксплуатации позволяют, то конструктор может «остановиться» на изготовлении детали физико-механическим формированием — это, как правило, механическая обработка и деформационное упрочнение (рис. 1). При этом следует иметь в виду, что технологическое воздействие на заготовку, как правило, приводит к кардинальным изменениям физико-механических свойств, химического и структурно-фазового состава металла поверхностного слоя. Для каждого процесса эти изменения разные, но они всегда имеют место. При формообразовании резанием, например, вследствие весьма высоких температур и

контактных нагрузок, скорости и интенсивности пластической деформации, адгезионного и диффузионного процессов между инструментом и обрабатываемым материалом, приповерхностный слой толщиной до 40 мкм резко отличается по внутренней напряженности, структуре, химическому и фазовому составу, твердости, прочности, пластичности, ударной вязкости, коэффициенту линейного расширения и др. от основной массы детали.

Еще предстоит выполнить целый ряд исследований, чтобы определиться с выбором информативного параметра, интегрально отображающим свойства поверхности. Как показывают исследования, в отдельных случаях это могут быть экзоэлектронная эмиссия (ЭЭЭ, рис. 1), твердость (микротвердость), инфракрасное излучение, параметры субмикроструктуры, работа выхода электрона, электростатический потенциал, рентгеновская люминесценция и др.

Вследствие вышесказанного для наиболее ответственных деталей наличие дефектного слоя недопускается, так как это отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах. На рис. 1 показано, что удаление дефектного слоя, без каких-либо изменений основной массы материала предложено и реализовано ионным или электролитно-плазменным полированием.

С целью повышения усталостной прочности достаточно универсальным методом модифицирования поверхности, кардинально меняющим химический и структурно-фазовый состав, а следовательно, свойства материала, является ионная имплантация (ИИ) [1, 3]. Основное преимущество ИИ перед традиционными способами введения легирующего вещества заключается в неравновесной природе процесса. Атомы (ионы) внедряются за счет кинетической энергии ионов, намного превышающей энергию связи атомов в решетке. Благодаря этому ограничения, накладываемые законами термодинамики, снимаются, и открывается уникальная возможность получения сплава (смеси) из любых элементов. Другой важной особенностью ИИ является то, что процесс можно проводить атермически и облучать таким образом любые структуры.

Некоторые особенности имплантации заключаются в следующем. Ион легирующего вещества, внедряясь в решетку мишени (детали) вызывает каскад атомных столкновений с атомами решетки, в результате в имплантированном слое образуется большое количе-

ство радиационных дефектов, как правило, на 2–3 порядка превышающего число имплантированных атомов. Высокая перенасыщенность искажений решетки способствует интенсификации всех явлений, в основе которых лежит перенос вещества, в первую очередь, радиационно-стимулированной диффузии. Наибольший эффект дает ионное имплантация химически активных элементов, таких как азот, бор, углерод. Применением последующей термической обработки слой с данным веществом может быть увеличен на несколько порядков вследствие диффузии с образованием нитридов, боридов, карбидов, интерметаллидов. Появлением концентрационных градиентов всех элементов, входящих в сплав, достигается термодинамическое равновесие.

Кроме параметров, определяемых собственно ИИ, значительное влияние на эффект упрочнения оказывает состояние поверхности перед ИИ, температура при ИИ, режим постимплантационного отжига (температура, время, среда). В качестве примера можно рассмотреть изменение пределов усталостной прочности лопаток компрессора высокого давления (КВД) ГТД, изготавливаемых серийно (виброшлифование) и лопаток с модифицированным поверхностным слоем путем имплантации ионов азота (энергия 30 кэВ, доза $2 \cdot 10^{17}$ ион/см²); изучалась также усталостная прочность таких же лопаток, но после эксплуатации на двигателе в течении 1000 часов. Установлено, что ИИ существенно повышает предел циклической прочности деталей (до 22%). Важным является и то, что детали, изготовленные с дополнительной операцией имплантации азота после длительной работы в двигателе имеют предел усталости намного выше, чем выше лопатки, но изготовленные по серийной технологии (виброшлифование). Эффект обусловлен тем, что при ионной бомбардировке вследствие распыления удаляется дефектный слой от механической обработки, при постимплантационном отжиге в слое толщиной до 125 нм образуется ультромелкодисперсная упрочняющая фаза из нитридов титана размерами 20...60 нм, при ИИ вследствие образования большого числа радиационных дефектов происходит радиационное упрочнение. К этому следует добавить возможность формирования благоприятных (с точки зрения сопротивления усталости) сжимающих напряжений при объемных изменениях вследствие внедрения ионов и при структурно-фазовых изменениях в поверхностном слое.

Ионно-лучевую имплантацию в полной мере можно отнести к разряду нанотехнологий. Во-первых, сам процесс воздействия на поверхность (модифицирование) осуществляется ионами, атомами, электронами (наночастицами). Процесс с высокой точностью контролируется таким образом, что возможно «введение» заданного количества химического элемента в поверхность детали. Во-вторых, слой с измененным химическим и структурно-фазовым составом варьируется в широких пределах и составляет толщины, измеряемые нанометрами. В-третьих, большое число ионов имплантата вследствие химических реакций и «самосборки» образуют в поверхностном слое частицы новых фаз нанометрических размеров.

Для целого ряда ответственных и высоконагруженных деталей ГТД необходимо повышение не только усталостной прочности, но и повышение жаропрочности, жаростойкости, износостойкости и др. Радикальным средством повышения этих свойств является разработка и применение вакуумных ионно-плазменных технологий, позволяющих осуществить плазмохимический синтез различных соединений.

В настоящее время достаточно широкое применение нашли методы вакуумного ионно-плазменного осаждения покрытий, использующие электродуговые испарители и плазменные ускорители для получения квазинейтральных потоков плазмы. Плазмогенератор придает значительное дополнительное ускорение ионам плазмообразующего газа, также способствует ускорению диффузионных процессов в приповерхностных слоях подложки.

Высокая эффективность этого процесса особенно наглядно проявляется в возможности синтеза покрытий, содержащих нитриды и карбиды металлов на поверхности деталей, имеющих температуру существенно более низкую ($T = 100 \dots 300^\circ\text{C}$), чем температура образования этих соединений ($T = 800 \dots 1000^\circ\text{C}$), предсказываемая равновесной термодинамикой.

Концентрация плазмы вакуумно-дугового разряда, генерируемая электродуговыми испарителями с катодами, выполненными, например, из титана и графита, пропитанного кремнием, без использования плазменного ускорителя составляет $n_e \approx 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, тогда как концентрация плазмы вакуумно-дугового разряда с использованием плазменного ускорителя составляет $n_e \approx 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$.

Таким образом, одновременная генерация частиц распыляемого материала за счет тока дуги с катодным пятном и генерации ионов инертного газа за счет тока дуги, горящей без образования катодного пятна позволяет существенно повысить концентрацию заряженных частиц, что в конечном итоге приведет к ускорению протекания процессов адсорбции, хемосорбции и ионного перемешивания.

Величина энергии частиц в ускоренных плазменных потоках ($W = 80 \text{ эВ}$ для Ti и $W = 30 \text{ эВ}$ для C-Si) многократно превышает характерные значения энергии межатомного взаимодействия ($W = 1 \text{ эВ}$), вследствие чего создаются условия для протекания новых фазовых превращений, которые в обычных условиях не существуют или нестабильны, обеспечивая синтез соединений с уникальными свойствами.

Моделирование процесса формирования и роста многослойного покрытия, на примере системы Ti-C-Si состоит в следующем (рис. 2). Квазинейтральный плазменный поток состоящий из электронов, ионов и атомов металла, направляется на поверхность металлической детали, находящейся под отрицательным потенциалом $U_{\text{п}}$. Деталь располагается в вакуумной камере в атмосфере инертного газа (аргона) при некотором давлении P . Ионы плазмы, попадая в дебаевский слой около поверхности детали, ускоряются и, вступив во взаимодействие с поверхностью, нейтрализуются. Нейтральная же компонента плазменного потока и молекулы аргона попадают на поверхность без изменения своей начальной кинетической энергии.

Атомы и молекулы, сталкиваясь с поверхностью, частично отражаются, распыляют поверхностные атомы, а прошедшие кинетическую и термическую аккомодацию, захватываются поверхностью и переходят в адсорбированное состояние. В состоянии адсорбции атомы и молекулы в процессе поверхностной миграции (диффузии) частично десорбируются, частично распыляются, а оставшаяся их часть хемосорбируется, достраивая кристаллическую решетку поверхностного слоя. Одновременно осуществляется процесс ионного перемешивания.

Таким образом, при моделировании процесса формирования и роста многослойного покрытия системы Ti-C-Si можно выделить следующие стадии [4,5].

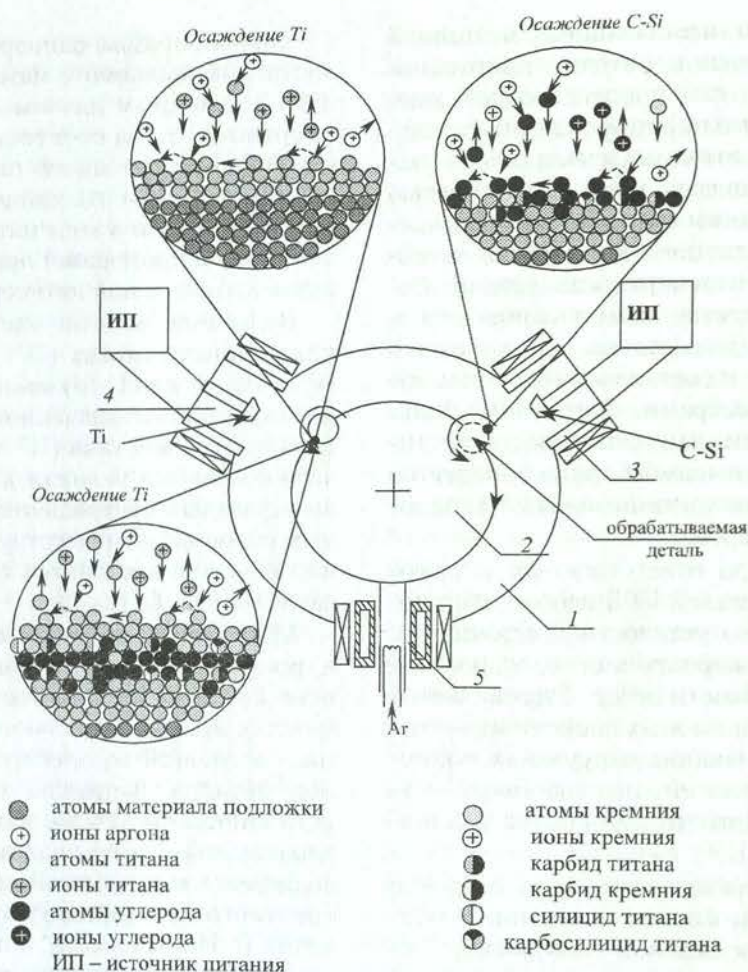


Рис. 2. Модель процесса осаждения многослойных вакуумных ионно-плазменных покрытий системы Ti-C-Si: 1 — вакуумная камера; 2 — стол; 3 — анод; 4 — электродуговой испаритель; 5 — плазменный источник «ПИНК»

На стадии предварительной очистки и активации поверхность бомбардируется ионами инертного газа (аргона) с образованием активных центров адсорбции и зародышеобразования.

На первой стадии осаждения покрытия осуществляются взаимодействие частиц из ускоренного плазменного потока электродугового испарителя (с титановым катодом) с поверхностным слоем; происходит их поверхностная миграция атомов и ионов титана, ионное перемешивание адсорбированных частиц.

На второй стадии осуществляется одновременное осаждение частиц из ускоренного плазменного потока титана и с графито-кремниевым катодом; происходит их поверхностная миграция, ионное перемешивание и синтез сложных карбидов.

На третьей стадии осуществляется переход частиц из ускоренного плазменного по-

тока электродугового испарителя с графито-кремниевым катодом в адсорбционный слой, их поверхностная миграция и ионное перемешивание. Четвертая стадия аналогична второй, с той лишь разницей, что ионы и атомы титана осаждаются на слой, состоящий из углерода и кремния с образованием сложных карбидов титана на границе раздела слоев C-Si и Ti. Следует заметить, что все стадии формирования многослойного композиционного покрытия реализуются при постоянной бомбардировке поверхности ионами инертного газа аргона. Вторая, третья, четвертая стадии повторяются в зависимости от заданного количества слоев.

Рассматривая модель роста покрытий, следует учитывать то обстоятельство, что механизмы образования первого слоя на подложке (процесс зародышеобразования) и последующее нанесение слоев различны. Свободная энергия куполообразного зародыша мо-

жет быть описана уравнением:

$$G_{кр} = \frac{16}{3} \cdot \frac{\pi \delta_2^3}{(\Delta G_\nu)^2} \cdot f_4(\varphi), \quad (1)$$

где

$$f_4(\varphi) = \frac{1}{4}(2 + \cos \varphi)(1 - \cos \varphi)^2. \quad (2)$$

Размер критического зародыша $r_{кр}$ определяется соотношением

$$r_{кр} = -\frac{2\delta_2}{\Delta G_\nu} \cdot f_4(\varphi). \quad (3)$$

В зависимостях (1)–(3): δ_2 — удельная межфазовая свободная энергия поверхностей раздела конденсат–подложка; ΔG_ν — удельное изменение свободной энергии при образовании конденсата; $f_4(\varphi)$ — функция угла контакта, характеризует взаимодействие конденсата с подложкой.

Но при осаждении слоя на предыдущий слой того же материала значение контактного угла $\varphi = 0$, тогда $f_4(\varphi) = 0$ и $\Delta G_{кр} = 0$, энергетический барьер отсутствует, т. е. отсутствует система зародышей, и конденсирующиеся атомы на поверхности непосредственно включаются в структуру растущего кристалла.

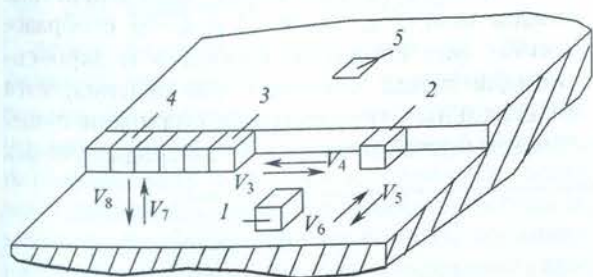


Рис. 3. Схематическое изображение поверхности кристалла с частично заполненным одноатомным слоем: 1 — адсорбированный атом; 2 — атом, взаимодействующий со ступенькой и диффундирующий вдоль нее; 3, 4 — атомы, закрепленные на ступеньке; 5 — атом в поверхностном слое

Таким образом, после возникновения сплошной пленки ее рост следует рассматривать с позиции роста кристаллов. Механизм этого роста включает адсорбцию атомов из паровой фазы, поверхностную диффузию в ступеньке, взаимодействие со ступенькой, диффузию вдоль ступеньки и присоединение к кристаллу (рис. 3.)

Равновесия, которые существуют между различными положениями атомов, таковы:

$$N_3 \rightleftharpoons N_2; \quad N_1 \rightleftharpoons P_{me}; \quad N_2 \rightleftharpoons N_1,$$

$$\frac{V_3}{V_4} \quad \frac{V_7}{V_8} \quad \frac{V_5}{V_6}$$

где N — концентрация атомов соответствующего типа; P_{me} — давление паров; V — скорость указанных стадий процесса.

Скорость каждой из стадий процесса можно описать уравнениями:

$$V_3 = b \cdot N_2 \cdot \nu \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_{2-1}}{RT}\right); \quad (4)$$

$$V_6 = b \cdot P_w \cdot N_1 \cdot \nu \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_{1-2}}{RT}\right); \quad (5)$$

$$V_7 = N_1 \cdot \nu \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_{dec}}{RT}\right); \quad (6)$$

$$V_8 = \frac{\alpha \cdot P_{me}}{(2\pi \cdot M \cdot R \cdot T)^{1/2}}, \quad (7)$$

где b — длина ступеньки на единице площади; ν — частота колебаний атомов, находящихся на поверхности (около 10^{13} с^{-1}); P_w — вероятность данного направления движения атомов (1/6 для плотноупакованных плоскостей); N_1 — равновесие концентрации атомов в молях; ΔG_ν — свободная энергия соответствующей стадии; e — заряд электрона; U — разность потенциалов.

Задача о росте пленки сводится к выявлению преобладающей стадии при тех или иных условиях. Например, когда преобладает поверхностная диффузия V_2 , уравнение непрерывности для адсорбированных атомов примет вид:

$$\frac{\alpha \cdot P_{me}}{(2\pi \cdot M \cdot R \cdot T)^{1/2}} - N_1 \cdot \nu \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_{dec}}{RT}\right) - \frac{j \cdot S \cdot M_a}{e \cdot N_a \cdot \rho} = D_s \cdot \frac{\partial^2 N_1}{\partial X^2}, \quad (8)$$

где N_1 — концентрация адсорбированных атомов; X — координата движения частицы; j — плотность ионного тока в сечении, перпендикулярном направлению падения ионов, А/см^2 ; S — коэффициент распыления материала, атом/ион; M_a — атомная масса атомов мишени, г/моль; e — заряд электрона ($1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Кл}$); ρ — плотность материала, г/см^3 .

В соответствии с вышеприведенными модельными представлениями были выполнены физические эксперименты вакуумного ионно-плазменного нанесения покрытий согласно схеме, приведенной на рис. 2.

Напыление покрытий осуществлялось на модернизированной промышленной установке ННВ 6,6-И1.

Напыление покрытия происходило в процессе последовательного осаждения слоев титана, углерода и кремния из плазмы, генерируемой электродуговыми источниками, расположенными под определенным углом к поверхности подложки. Испарители находились на боковой поверхности цилиндрической камеры под углом 120° друг к другу (рис. 2).

Осаждение покрытий осуществлялось при одновременном воздействии плазменного источника «ПИНК». В целях раскрытия технологических возможностей способа осаждения многослойных вакуумных ионно-плазменных покрытий системы «титан-углерод» и для выяснения механизмов формирования покрытий были изготовлены катод из технического чистого титана марки ВТ-1.0 и катод из технического чистого графита, полученный в электроплавильной печи путем погружения технического чистого графита (99,9%) в расплав кремния. В процессе осаждения покрытий приспособление с закрепленными на нем образцами равномерно вращалось вокруг своей оси, одновременно осуществляя вращение вокруг оси стола.

Осаждение осуществлялось по следующему режиму: давление в камере 0,266 Па, потенциал на подложке 200 В; ток дуги для графитового катода – 50 А, для титанового варьировался от 50 до 120 А; время осаждения покрытия составляло 60 минут. Увеличение числа оборотов подложки позволяло варьировать количеством осажденных слоев. Такой прием в свою очередь позволяет со-

здать нанотехнологию, когда за один цикл нанесения слоя на поверхность конденсируется слой толщиной несколько нанометров. Например, были выполнены эксперименты, когда общая толщина покрытия в 2 мкм состояла из 600 слоев, при толщине каждого менее 4 нм. Напыление покрытий производилось в среде инертного газа Ar.

Исследование структурно-фазового состава полученных многослойных покрытий показало следующие результаты.

Масс-спектры вторичных ионов многослойного покрытия Ti-C-Si-Ti при различных толщинах в целом идентичны с небольшими отличиями по интенсивности. Масс-спектры указывают на то, что при ионно-плазменной конденсации веществ происходит плазмохимический синтез различных соединений – в частности карбиды и силициды титана, карбид кремния, карбосилициды титана (рис. 4). Некоторые пики на масс-спектре не удалось идентифицировать, что может свидетельствовать о более сложных соединениях образованных в результате осаждения наноструктурированного покрытия.

Рентгенографический анализ наноструктурированных покрытий показал наличие в исследуемых покрытиях следующих фаз: Ti, C, SiC, TiC, Ti₂C, Ti₆₆C, Ti₈C₅, TiSi, TiSi₂, Ti₃SiC₂, Ti₅Si₃C и др. (рис. 5).

Бомбардировка ионами аргона (Ar⁺), в процессе осаждения наноструктурированного покрытия активизирует взаимодействие атомов между слоями Ti и C-Si с образованием фаз сложных карбидов и карбосилицидов титана в процессе осаждения, хотя интегральные температуры подложки существенно более низкие, чем при традиционных

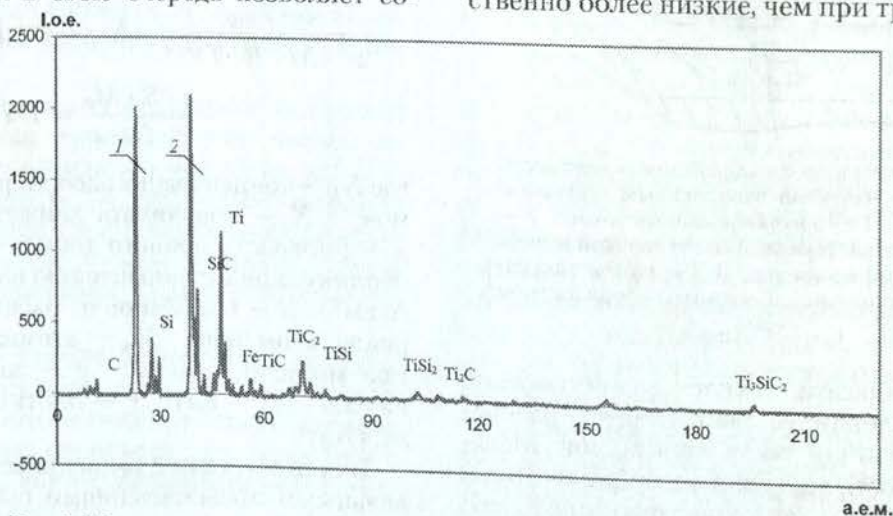


Рис. 4. Масс-спектры вторичных ионов многослойного покрытия системы Ti-C-Si с толщиной слоев $h = 1-2$ мкм

технологиях получения фаз карбида титана в системе Ti-C. Например, при плазмохимическом методе температура синтеза составляет 900–1150°C, углетермическом 1200–1400°C, газотермическом плазменном напылении 3000°C. Общеизвестная и полученная на основе вакуумной ионно-плазменной технологии диаграммы тройных соединений в системе Ti-C-Si показаны на рис. 6.

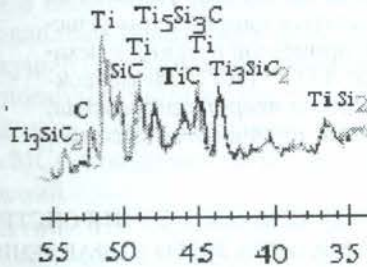


Рис. 5. Дифрактограмма покрытия системы Ti-C-Si. Подложка VT6

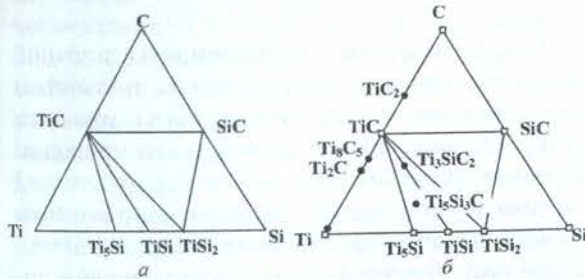


Рис. 6. Диаграммы состояния системы Ti-C-Si: а – общеизвестная диаграмма; б – диаграмма состояния, полученная по результатам анализа ионно-плазменного покрытия

В заключении следует отметить, что дополнительные исследования твердости, коррозионной стойкости, интенсивности релакционных процессов (влияние температурного воздействия), термоциклирования показывают, что полученное многокомпонентное и многослойное покрытие на 40–70% повышает эксплуатационные свойства исходного материала. Резервом дальнейшего повышения надежности и долговечности материала с полученными многослойными покрытиями является выбор и оптимизация последующей термической обработки (по температуре, времени, среде) с помощью которой возможно дальнейшее совершенствование структурно-фазового состава покрытия и его адгезионной прочности с основой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мухин, В. С. Поверхность: конструирование, технология, свойства, прочность / В. С. Мухин // Вестник УГАТУ. 2000. № 1. С. 97–104.
2. Мухин, В. С. Модифицирование поверхностей деталей ГТД по условиям эксплуатации / В. С. Мухин, А. М. Смыслов, С. М. Боровский. М.: Машиностроение, 1995. 256 с.
3. Мухин, В. С. Оценка состояния поверхности титановых сплавов, модифицированных ионной обработкой / В. С. Мухин, А. М. Смыслов [и др.] // Авиационная промышленность. 1989. № 12. С. 33–35.
4. Мухин, В. С. Наноструктурированные защитные покрытия и технологии их получения / В. С. Мухин, В. В. Будилов, С. Р. Шехтман, Р. М. Киреев // Вакуумные нанотехнологии и оборудование: матер. Харьковск. науч. ассамблеи. Харьков, 2006. С. 205–209.
5. Мухин, В. С. Физические основы осаждения наноструктурированных вакуумных ионно-плазменных покрытий / В. С. Мухин, В. В. Будилов, С. Р. Шехтман, Н. А. Сухова // Проблемы машиноведения и критических технологий в машиностроительном комплексе Республики Башкортостан: сб. науч. тр. Уфа: Гилем, 2006. С. 104–115.

ОБ АВТОРАХ



Мухин Виктор Сергеевич, проф. каф. технологии машиностроения. Засл. деят. науки и техн. РБ и РФ. Чл.-кор., и.о. акад.-секр. отд. техн. наук АН РБ. Дипл. инж.-мех. (УАИ, 1962). Д-р техн. наук (защ. в МАИ, 1975). Иссл. в обл. прочн., надежн. и долговечности деталей технол. методами.



Шехтман Семен Романович, доцент, нач. отд. орг. учебн. процесса. Дипл. инж.-мех. (УГАТУ, 1993). Канд. техн. наук по тепл. двиг. ЛА (УГАТУ, 1999). Иссл. в обл. вакуумных ионно-плазм. технологий.