

$$\sigma = \frac{E_2 h_2}{\sigma R h_1} \left[h_2 + \left(\frac{E_1}{E_2} \right)^{5/4} h_1 \right],$$

где E_1 и E_2 — модуль упругости материалов соответственно покрытия и подложки; h_1 — толщина покрытия; h_2 — толщина подложки; R — радиус кривизны образца.

Радиус кривизны образца можно определить, зная зависимость изменения угла наклона образца в процессе нанесения покрытия $\beta = f(T)$ по методике, приведенной в работе [1].

В результате расчетов установлено, что максимальные напряжения поверхностного слоя образцов с покрытием из нитрида титана составляют около 600 МПа, а с покрытием из алмазоподобной пленки — более 900 МПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. И в а щ е н к о С.А., М а к а р е в и ч Е.В., П л а х о т н ю к В.И., М о и с е е н к о С.И. Устройство для определения напряжений в тонкопленочных покрытиях // Машиностроение. — Мн., 1987. — № 12. — С. 62–66.
2. Х а с у й А. Техника напыления: Пер. с яп. — М., 1975. — 288 с.

УДК 621.785

Ф.БЛЮМЕ, доктор (Дрезд. техн. унив.), Г.Я. БЕЛЯЕВ,
Ю.Ю. ЯРМАК, кандидаты техн. наук,
Г.Г. ЕЖЕНКОВ, Е.А. ВЕРШИНА (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАКИРУЮЩЕЙ ОБОЛОЧКИ ПОРОШКА НА СОСТАВ И СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ ИЗ КАРБИДА ТИТАНА

В работе исследовались фазовые превращения в покрытиях из карбида титана, протекающие в процессе плазменного напыления, влияние химического состава плакированных порошковых материалов на основе карбидов титана на состав и структуру покрытий, распределение в них химических элементов. Особое внимание было уделено покрытиям из TiC, плакированного никель-молибден-фосфорной оболочкой.

Покрытия наносились с использованием аргоно-водородной плазмы. Применялись порошки "чистого" карбида титана TiC, механическая смесь 65 % TiC + 35 % Ni, агломерированный порошок 50 % TiC + 50 % Ni–В–Cr–Si и плакированный порошок TiC–Ni–Mo–P составов 65 % TiC + 35 % Ni–Mo–P и 50 % TiC + 50 % Ni–Mo–P.

Для определения изменения состава порошка в процессе плазменного напыления покрытие наносилось на металлическую подложку и по достижении определенной толщины скалывалось. После этого оно измельчалось, а в полученном таким образом порошке определялось содержание различных элементов.

Режимы нанесения покрытий: $U = 60$ В, $I = 400$ А, дистанция напыления $L = 80$ мм.

Содержание элементов в покрытии в значительной мере зависит от режимов напыления. Приведенные выше режимы выбраны на основе предварительных экспериментов и анализа имеющихся литературных данных.

Изменение содержания элементов (%), например углерода, определялось по формуле

$$C_{\text{пот}} = \frac{C_{\text{пор}} - C_{\text{покр}}}{C_{\text{пор}}} 100,$$

где $C_{\text{пот}}$ — потери углерода в процессе напыления; $C_{\text{пор}}$ — первоначальное содержание углерода в порошке до напыления; $C_{\text{покр}}$ — содержание углерода в покрытии.

Результаты эксперимента по определению влияния процесса плазменного напыления различных по составу порошковых материалов на содержание в покрытии C , O_2 , N_2 приведены на рис. 1.

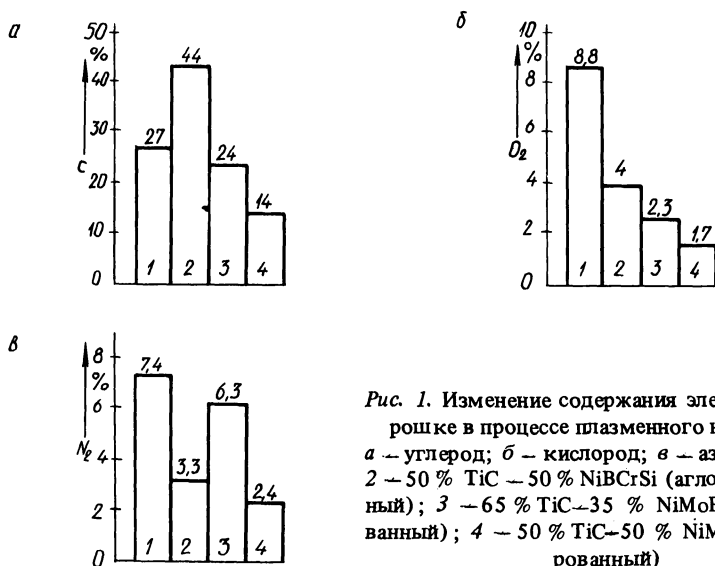


Рис. 1. Изменение содержания элементов в порошке в процессе плазменного напыления: а — углерод; б — кислород; в — азот; 1 — TiC; 2 — 50 % TiC — 50 % NiBCrSi (агломерированный); 3 — 65 % TiC — 35 % NiMoP (плакированный); 4 — 50 % TiC — 50 % NiMoP (плакированный)

Общей тенденцией, проявляющейся у всех исследуемых порошковых материалов, явилось уменьшение содержания углерода в покрытии по сравнению с исходным порошком (рис. 1, а) и резкое увеличение содержания кислорода и азота (рис. 1, б и в). Эти изменения особенно заметны при напылении "чистого" карбида титана.

Потери углерода при напылении TiC оказались относительно небольшими. Известно, что при плазменном напылении выгорание углерода может достигать 50 %. Небольшие потери углерода при напылении TiC можно объяснить тем, что в применяемом порошке доля крупной фракции (40..100 мкм)

составляла до 40 %. Крупные, тугоплавкие частицы TiC не успевали прогреться по всему объему за время нахождения в плазменной струе, поэтому активность процесса окисления была значительно снижена.

Характерно, что покрытиями из "чистого" TiC присуща высокая пористость, низкая прочность сцепления с подложкой (при достижении определенной толщины покрытие может отслаиваться), предрасположенность к выкрашиванию частиц карбида при абразивной обработке и испытаниях на износ. Однако твердость их достаточно высокая ($HV_{50} = 24\ 000$ МПа).

Плакирование порошка TiC позволяет в большей мере сохранить первоначальный его химический состав в плазменном покрытии.

На рис. 2 приведена структура покрытия на основе плакированного карбида титана (65 % TiC + 35 % Ni–Mo–P, исходная фракция до 40 мкм). Такого рода покрытиями свойственна относительно низкая пористость (до 15 %), высокая прочность сцепления с подложкой (до 38 МПа), наличие мягкой матрицы с закрепленными в ней твердыми включениями карбида титана.

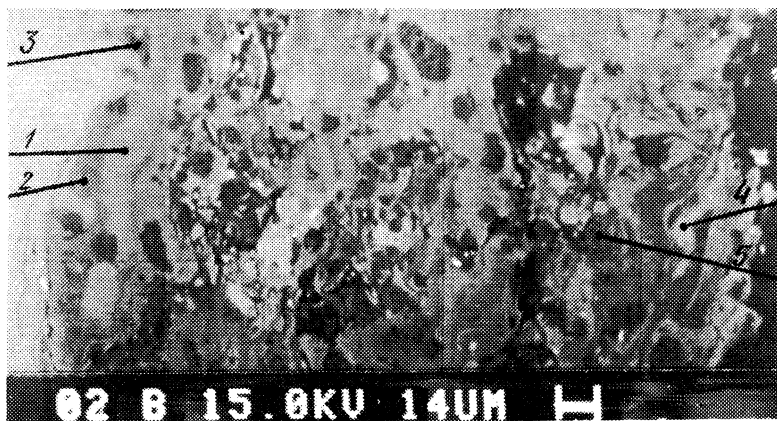


Рис. 2. Структура TiC–Ni–Mo–P плазменного покрытия с зонами для исследования содержания легирующих элементов в соответствии с табл. 1

Исследование структурных составляющих наплавки проводилось на микроанализаторе SEMQ. На рис. 2, полученном с помощью данного микроанализатора, не отображается рельеф исследуемой поверхности, о содержании легирующих элементов судят по наличию контрастных зон. Светлые тона на рисунке соответствуют легирующим элементам высшего порядка (например, Ni), темные — низшего порядка (Ti, TiC). Причем TiC проявляется в виде более темного тона, чем Ti. Четко просматривается ламеральное строение покрытия, чего нельзя сказать о покрытиях, полученных из "чистого" TiC.

В табл. 1 приведены результаты исследований концентрации элементов в характерных зонах покрытия, отмеченных на рис. 2.

Как видно из таблицы, в покрытии, полученном из плакированного карбида титана, практически отсутствуют зоны с содержанием какого-то одного легирующего элемента. Как правило, покрытие представляет зоны, содержащие некоторую совокупность различных элементов, а цвета зон определяются

относительным содержанием в них титана и никеля. Такие зоны достаточно равномерно распределены по покрытию. Одновременно наблюдается взаимосвязь между содержанием в различных зонах титана и углерода, никеля, молибдена и фосфора. Это свидетельствует о том, что элементы находятся в покрытии в виде соединений; фосфор же и молибден равномерно распределены в плакирующей оболочке.

Табл. 1. Концентрация элементов в покрытиях

Зона	Содержание элементов по массе, %					
	Ti	Ni	P	Mo	Fe	C
1	49,31	41,17	6,70	0,84	—	1,98
2	72,06	19,98	2,72	1,14	0,74	3,36
3	93,85	—	—	—	1,15	5,00
4	48,42	43,30	6,00	0,82	—	1,46
5	83,45	11,85	1,20	0,60	—	2,90

С целью более глубокого изучения состава покрытий был проведен их рентгеноструктурный фазовый анализ (табл. 2).

Как следует из табл. 2, нанесение покрытий из механической смеси TiC—Ni приводит к образованию слоя, состоящего из мягкой никелевой матрицы и заключенных в ней частиц TiC без образования в процессе напыления каких-то дополнительных фракций по сравнению с покрытиями из TiC. В противоположность этому при напылении покрытий из плакированного карбида титана наблюдается ряд новых фаз. Причем преобладающими фазами в покрытиях являются TiC и Ni₃C. Установлено незначительное присутствие фаз TiO₃, TiO₂, TiN и Ti(CN). Наличием фазы Ni₃C в покрытиях из плакированного карбида титана можно объяснить достаточно высокую микротвердость матрицы Ni—Mo—P, что не свойственно покрытиям из механической смеси

Табл. 2. Данные рентгеноструктурного фазового анализа покрытий

Напыляемый порошок	Вид порошка, фракция	Фазы, образующиеся в покрытии	Твердость покрытий HV ₅₀ , МПа	
			матрицы	частиц
TiC	До 100 мкм	TiC, TiO ₂	24 000	
65 % TiC + 35 % Ni	Механическая смесь, до 100 мкм	TiC, Ni, TiO ₂	4200	30 000
50 % TiC + 50 % Ni—Mo—P	Плакированный, до 100 мкм	TiC, Ti(CN), Ni ₃ C, TiO ₃ , TiO ₂	15 000	30 000
65 % TiC + 35 % Ni—Mo—P	Плакированный, до 40 мкм	TiC, Ti(CN), Ni ₃ C, TiO ₃ , TiO ₂	17 000	27 000

65 % TiC + 35 % Ni (табл. 2). Способствует повышению микротвердости матрицы и фосфор, имеющийся в плакирующей оболочке. Несмотря на то что не были зафиксированы фазы, содержащие никель и фосфор, установлена взаимосвязь между их содержанием в различных зонах покрытия (табл. 1).

Как видно из табл. 1, исходная фракция порошка и относительное содержание элементов в плакирующей оболочке и порошке не оказывают существенного влияния на состав фаз. Вместе с тем влияние их на микротвердость и структуру покрытий очевидно.

Таким образом, плазменное нанесение покрытий из плакированного карбида титана позволяет получить покрытия с ламеральной структурой и равномерным распределением легирующих элементов. Такие покрытия характеризуются относительно мягкой металлической матрицей с твердыми включениями в виде карбидов титана. В процессе нанесения покрытий происходит образование ряда новых фаз, оказывающих определенное влияние на физико-механические свойства покрытий. Существенное влияние на структуру и свойства покрытий оказывают содержание элементов в плакирующей оболочке и порошке и исходная фракция порошка карбида титана.

УДК 621.791.92

А.А. САКОВИЧ (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОПОКРЫТИЙ НА КОЭФФИЦИЕНТ ТРЕНИЯ

Важным показателем процесса трения и износа деталей машин является коэффициент трения, определяющий как процессы износа, так и КПД машины в целом.

Были проведены исследования влияния поверхностей высокотемпературной термомеханической обработки (ПВ ТМО) на коэффициент трения образцов, которые были предварительно наплавлены проволокой Нп-65 под слоем легированного флюса АН-348А.

Для исследования применялись образцы, имеющие химический состав: С — 0,55 %, Cr — 0,83, Mn — 1,6, Si — 1,4, S — 0,022, P — 0,055 %, размером 60 × 20 × 10 мм с толщиной наплавленного слоя 2 мм.

Экспериментальные исследования ПВ ТМО проводились по схеме и методике, приведенным в работе [1]. Для исследования коэффициента трения наплавленных и закаленных образцов, а также упрочненных ПВ ТМО использовалась машина трения типа МФТ-1. Для определения коэффициента трения из дисков вырезались образцы радиусом 30 мм, которые устанавливались в самоцентрирующуюся оправку. Твердость образцов, упрочненных закалкой, а также ПВ ТМО, составляла 55–58 HRC₃. В качестве контртела использовались чугунные диски марки СЧ21. Машина трения МФТ-1 настраивалась так же, как и для исследования износа образцов [1]. Перед настройкой осуществлялась тарировка системы измерения момента трения, для чего на вал сило-