

и силовые параметры, характеризующие динамику движения промежуточного элемента.

4. Установлено, что с увеличением амплитуды колебаний вибратора, т. е. с повышением интенсивности возбуждения системы, продолжительность стадии ее «затягивания» на виброударный режим, количество соударений промежуточного элемента с основанием за это время сокращаются, а величина суммарного импульса силы, передаваемого промежуточным элементом основанию, пропорционально возрастает. Аналогичное влияние на этот силовой параметр оказывает значение коэффициента восстановления скорости при ударе.

5. Показано, что изменение статической нагрузки в диапазоне, обеспечивающем виброударный режим работы акустической колебательной системы, мало влияет на величину суммарного импульса силы, передаваемого промежуточным элементом основанию на ста-

дии ее «затягивания» на этот режим при амплитудах колебаний вибратора свыше 2 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Артемьев, В. В.** Ультразвуковые виброударные процессы / В. В. Артемьев, В. В. Клубович, В. Н. Сакевич. – Минск: БНТУ, 2004. – 258 с.

2. **Киселев, М. Г.** Ультразвук в поверхностной обработке материалов / М. Г. Киселев, В. Т. Минченя, В. А. Ибрагимов. – Минск: Тесей, 2001. – 344 с.

3. **Епифанов, В. И.** Технология обработки алмазов в бриллианты / В. И. Епифанов, А. Я. Песина, Л. В. Зыков. – М.: Высш. шк., 1982. – 351 с.

4. **Исследование** механизма взаимодействия деформирующего инструмента с распиловочным диском при двустороннем ультразвуковом шаржировании с фрикционной передачей вращающего момента / М. Г. Киселев [и др.] // Материалы докл. 6-й Междунар. науч.-техн. конф. «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия». – Минск: Тонпик, 2004. – С. 264–266.

Поступила 13.01.2006

УДК 621/793.14

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМБИНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА НА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Канд. физ.-мат. наук АНДРЕЕВ М. А., инж. КУЗНЕЦОВА Т. А., канд. техн. наук МАРКОВА Л. В.

Государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии»

Одним из приоритетных направлений в области машиностроения и инструментальной промышленности является повышение эксплуатационных характеристик деталей машин и механизмов, режущего, штампового инструмента и технологической оснастки путем модификации их поверхности. В настоящее время к этим изделиям, изготовленным, как правило, из высоколегированных сталей, предъявляются все более высокие требования: повышение износостойкости, надежности и долговечности при различного рода нагрузках, возникающих в процессе эксплуатации изделий.

Сегодня на предприятиях машиностроительной и металлообрабатывающей отраслей широко применяются различные методы модификации поверхности. Основными среди них являются нанесение износостойких покрытий вакуумными физическими и химическими методами, различные виды химико-термической обработки [1–5]. Однако применение этих методов не всегда в полной мере позволяет решать задачи по улучшению качества изделий. В то же время в связи с резким удорожанием природных ресурсов проблема повышения износостойкости инструмента, технологической

оснастки и деталей машин становится все более актуальной.

Традиционные методы упрочнения поверхности – нанесение износостойких покрытий, химико-термическая обработка, ионное азотирование – обеспечивают повышение износостойкости режущего и штампового инструмента в 1,5–3 раза [6, 7]. Поэтому в последнее время все большее внимание уделяется более сложным, комбинированным технологиям упрочнения, позволяющим повысить износостойкость в 3–5 раз [8, 9].

Современная концепция формирования защитных износостойких покрытий представляет собой комбинированную обработку изделий с использованием различных методов модификации поверхности. Одной из таких комбинаций, позволившей значительно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики обрабатываемых изделий, является комбинация, включающая нанесение покрытий методом электродугового испарения в вакууме (известного как метод КИБ) и обработку поверхности в азотно-водородной плазме пульсирующего тока – ионное азотирование.

Технологический процесс формирования композиционных слоев состоял из трех основных этапов:

- на образцы из стали марки Р6М5 наносились подслои титана толщиной 1 и 4 мкм методом вакуумного электродугового испарения;
- образцы с подслоем титана подвергались ионному азотированию в плазме пульсирующего тока;
- методом вакуумного электродугового испарения на образцы наносилось покрытие TiN толщиной 3 мкм.

Для сравнения были проведены исследования образцов с покрытием TiN, полученных по стандартной технологии методом электродугового испарения.

В работе подробно исследовали морфологию поверхности покрытий после каждого технологического этапа формирования. Морфологию поверхности изучали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) CamScan (Oxford Instruments, Англия) с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и атомно-силовом микроскопе (АСМ) «НТ-206» (ОДО «Микротестмашины», Беларусь). Размер структурных составляющих определяли на ана-

лизаторе изображения с использованием программы «Autoscan» (Беларусь). Микротвердость поверхности после каждой технологической операции определяли на автоматическом микротвердомере «Micromet II» при нагрузке на индентор, равной 0,5 Н.

Морфология поверхности, зафиксированная после каждой технологической операции, показывает последовательные стадии формирования покрытия. Так, ионная обработка в вакуумной камере пучком ионов Ag, сформированным специальным ионным источником, очищает поверхность от остатков загрязнений, невидимых глазом и оптической микроскопией. За счет этого в структуре поверхности, выявляемой СЭМ, повышается контраст карбидной фазы по отношению к ферритной матрице (рис. 1а). Взаимодействие ионов аргона с поверхностью увеличило величину микротвердости поверхности с 2766 МПа у исходной полированной подложки до 3527 МПа (рис. 2) после ее активации.

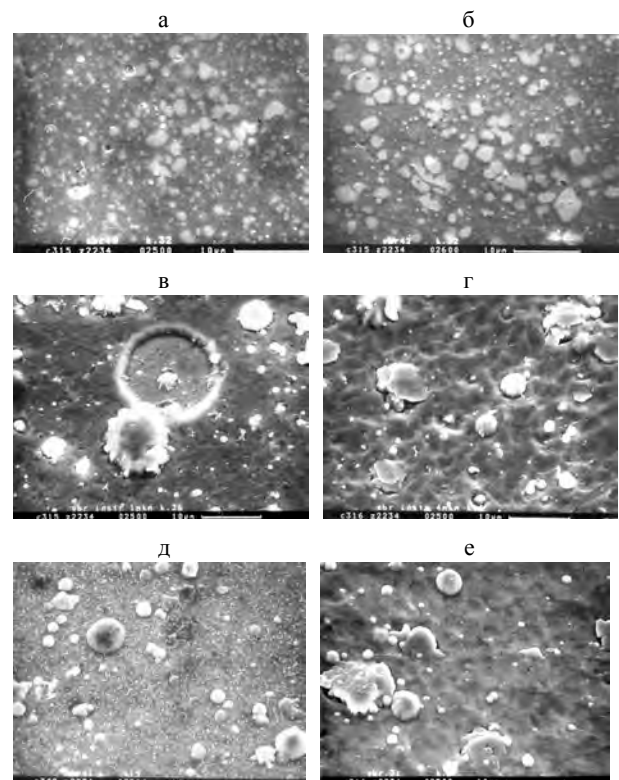


Рис. 1. Морфология поверхности покрытия на различных стадиях его формирования, $\times 2500$: а – сталь Р6М5 после очистки ионами Ag; б – сталь Р6М5 после последующей бомбардировки ионами Ti; в – поверхность подслоя Ti толщиной 1 мкм; г – то же 4 мкм; д – то же 1 мкм после азотирования; е – то же 4 мкм после азотирования

Значение шероховатости поверхности при этом возрастает от 0,030 мкм у полированной подложки до 0,064 мкм у активированной ионной очисткой. Очистка поверхности является очень важной операцией, влияющей на формирование всего покрытия [10]. Правильная очистка способствует равномерному распределению центров зародышеобразования, формирующихся на последующих стадиях обработки.

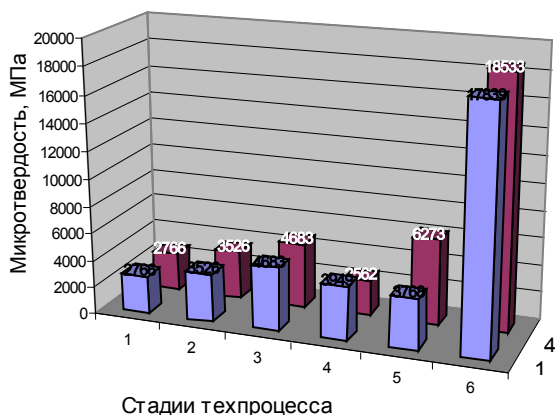


Рис. 2. Изменение микротвердости комбинированных покрытий на основе Ti по стадиям техпроцесса при толщине подслоя 1 и 4 мкм: 1 – полировка; 2 – ионная очистка; 3 – ионная очистка + нагрев; 4 – нанесение подслоя Ti; 5 – азотирование подслоя; 6 – нанесение слоя TiN

Следующая стадия заключалась в обработке поверхности образца ионами титана при потенциале 1200 В (рис. 16). Эта стадия представляет собой два конкурирующих процесса: с одной стороны, происходит дальнейшая очистка поверхности образца распылением высокоэнергетичными ионами титана, с другой – на поверхности образуется тонкий слой титана, являющийся переходной зоной между «основой» и последующим титановым покрытием, сформированным в режиме опорного напряжения 120–130 В. Процедура ионной бомбардировки одновременно служит и для нагрева образца до температуры, обеспечивающей хорошую адгезию последующих покрытий. Измерения показали, что обработка поверхности высокоэнергетичными ионами повысила R_a до 0,150 мкм. Микротвердость поверхности возросла до 4683 МПа (рис. 2). В спектре МРСА, полученном с поверхности, присутствует Ti. Его интенсивность приблизительно равна интенсивности Cr подложки (около 4 %). Толщина слоя составляет 20–30 нм. Равномерное распределение

зародышей переходного слоя Ti фиксируется с помощью АСМ (рис. 3). «Перетравливание» поверхности при данных режимах ионной бомбардировки отсутствует. Таким образом, операция ионной бомбардировки создает предпосылку хорошей адгезии последующих слоев покрытия за счет достижения необходимой температуры, увеличения развитости рельефа и создания тонкого переходного слоя титана на поверхности быстрорежущей стали.

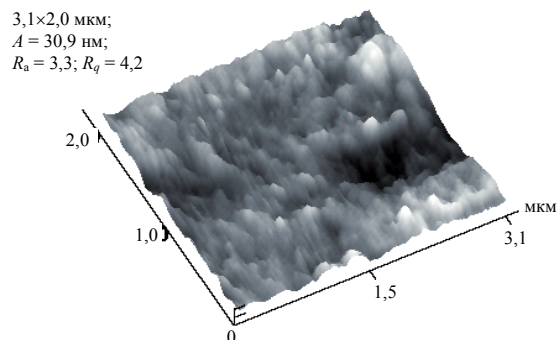


Рис. 3. АСМ – изображение равномерного распределения зародышей переходного слоя Ti после обработки поверхности образца ионами титана при потенциале 1200 В, поле сканирования 2×3 мкм

Исследование подслоя титана толщиной 1 мкм, сформированного на подложке после ионной обработки электродуговым испарением при опорном напряжении 130 В, показало, что операция позволяет создать сплошной титановый подслоя. Микротвердость поверхности снижается в этом случае до 3950 МПа (рис. 2) по сравнению с предыдущей операцией, так как твердость титана ниже твердости быстрорежущей стали. Шероховатость покрытия R_a возросла и составила 0,340 мкм, что объясняется появлением на поверхности формируемого покрытия частиц микрокапельной фазы. Данные образования при использованных режимах электродугового испарения (ток дуги не превышал 70 А) в большинстве своем не являются результатом «разбрызгивания» материала катода и конденсации капель на поверхности. Технологический режим исключает массовое появление таких структурных элементов.

Тщательный анализ СЭМ-изображений морфологии поверхности электродугового титанового подслоя, сформированного при данных технологических параметрах, показал, что в центре лунок, образовавшихся на месте выкрашивания частиц микрокапельной фазы вслед-

ствии внутренних напряжений, начинается рост новых частиц микрокапельной фазы (рис. 1в). Такое расположение новых частиц нельзя объяснить случайным попаданием новых капель в старые «воронки». Следовательно, образование микрокапель в определенных местах покрытия является закономерным и должно быть объяснено, исходя из структуры покрытия. Микрокапельная фаза подразделяется на образования двух видов: более плоские капли, по цвету и структуре поверхности сходные с покрытием, и белые капли, имеющие округлую форму. В структуре самого титанового покрытия формируются грани кристаллитов пока еще в виде отдельных вершин (рис. 1в).

Таким образом, в структуре слоев титана, нанесенных электродуговым распылением, можно выделить следующие структурные составляющие: «плоская» микрокапельная фаза, округлая белая фаза и «лунки» на поверхности покрытия между намечающимися ребрами и вершинами кристаллитов. Количественный анализ размеров структурных составляющих комбинированных покрытий представляет практический интерес. Размер лунок на поверхности – это размер столбчатых кристаллитов с малой конусностью. Размер и развитость зернограничных каналов определяет интенсивность диффузии элементов подложки в покрытие. Кроме того, развитые лунки способствуют равномерному распределению пластичного слоя в дорожке трения при испытаниях на износ. Количество микрокапельной фазы влияет на образование пластичного слоя в дорожке трения. Процент площади покрытия, занимаемый микрокапельной фазой, и средний размер структурных составляющих комбинированных покрытий на основе Ti на разных стадиях формирования представлен в табл. 1.

В структуре четырехмикронного титанового подслоя собственный рельеф представляет собой слившиеся многогранники (рис. 1г). Увеличение толщины титанового подслоя до 4 мкм привело к снижению микротвердости поверхности H_m до 2563 МПа по сравнению с одномикронным подслоем (3950 МПа).

Это объясняется меньшим влиянием подложки при такой толщине подслоя на значение микротвердости поверхности. Рельеф покрытия вырос за счет увеличения как размеров частиц

капельной фазы, так и общего их числа, и R_a составила 0,590 мкм. Капельная фаза претерпела некоторые изменения. Крупные капли титана «вросли» в покрытие и как бы слились с ним. В структуре поверхности появились слоистые частицы. Их формирование можно объяснить выходом на поверхность дефектов покрытия. На данной стадии образования покрытия нарушения сплошности подслоя нет.

Таблица 1

Стадия техпроцесса	% микрокапельной фазы по площади	Средний размер, мкм			
		Вся микрокапельная фаза	Округлая белая фаза	Плоская фаза	Лунки
Ti подслоя толщиной 1 мкм	13,5	1,9	1,6	5,9	1,5
Ti подслоя толщиной 4 мкм	15,4	2,4	1,9	7,9	2,0
Ti подслоя толщиной 1 мкм + азотирование	14,2	2,7	2,7	4,7	1,3
Ti подслоя толщиной 4 мкм + азотирование	21,6	2,9	2,1	5,9	1,9
TiN на азотированном Ti подслое толщиной 1 мкм	10,1	2,3	1,8	5,8	1,9
TiN на азотированном Ti подслое толщиной 4 мкм	11,6	2,2	1,7	5,9	3,1

При дальнейших стадиях формирования комбинированного покрытия данные участки могут служить локальными путями диффузии Fe в покрытие. Профилограмма поверхности фиксирует большую равномерность по высоте капельной фазы. Крупная капельная фаза больше не увеличивается в размере и как бы вращается в покрытие, а более мелкая округлая вырастает до максимально возможных размеров. Это является косвенным подтверждением того, что покрытие в этом случае уже полностью сформировалось. Титановый подслоя имеет четко выраженную столбчатую структуру (рис. 4).

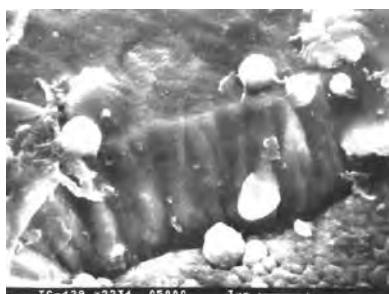


Рис. 4. Столбчатая структура титанового подслоя толщиной 4 мкм

Однако следует отметить, что такое его строение удалось выявить только на случайном дефекте покрытия. При исследовании поперечной структуры шлифа после травления столбчатая структура не выявлялась. Это объясняется высокой плотностью покрытия. Поры в нем отсутствуют, а зернограницные каналы настолько малы, что не выявляются на поперечном шлифе при травлении. Это объясняется малым размером кристаллитов, имеющих конусную форму. Размер основания конуса на поверхности покрытия лунки не превышает 2 мкм в четырехмикронном подслое и 1,5 мкм – в одномикронном. По каналам столбчатой структуры возможна диффузия элементов подложки в верхние слои покрытия. Границы отдельных столбчатых кристаллитов на поверхности покрытия образуют лунки, расширяясь от подложки к поверхности покрытия, как конус. Чем толще покрытие, тем крупнее лунки (рис. 5).

Ионное азотирование поверхности деталей с предварительно нанесенным титановым подслоем изменяет микротвердость поверхности. В случае одномикронного титанового подслоя

микротвердость даже несколько снижается до 3768 МПа, а у четырехмикронного титанового подслоя – возрастает до 6273 МПа (рис. 2).

После азотирования в структуре поверхности появляется мелкодисперсная сыпь, равномерно распределенная по поверхности. Азотирование приводит к увеличению количества микрокапельной фазы, главным образом за счет роста белой округлой фазы (рис. 1д, е; 6). Причем у одномикронного подслоя увеличение размера белой округлой фазы после азотирования выражено сильнее. В результате рельеф поверхности растет и при различной толщине подслоя достигает близких значений. Величина R_a у одномикронного титанового подслоя после азотирования составила 0,560 мкм, а у четырехмикронного – 0,570 мкм. После азотирования в спектрах МРСА с поверхности как одномикронного, так и четырехмикронного покрытия наблюдается рост пиков Fe и Mo.

Заключительная стадия формирования композиционного покрытия состояла в нанесении на азотированный титановый подслоем нитридного слоя. В случае нанесения на одномикронный титановый подслоем трехмикронного покрытия TiN микротвердость поверхности выросла до 17839 МПа (рис. 2), R_a составила 0,540 мкм. Нитридный слой имеет структурные составляющие, близкие к титановому слою. Структура поверхности покрытия представляет собой вогнутые лунки со средним размером 1,9 мкм и хорошо развитыми ребрами. В покрытии присутствуют образования в виде «хребтов», вырастающие из покрытия (рис. 7а).

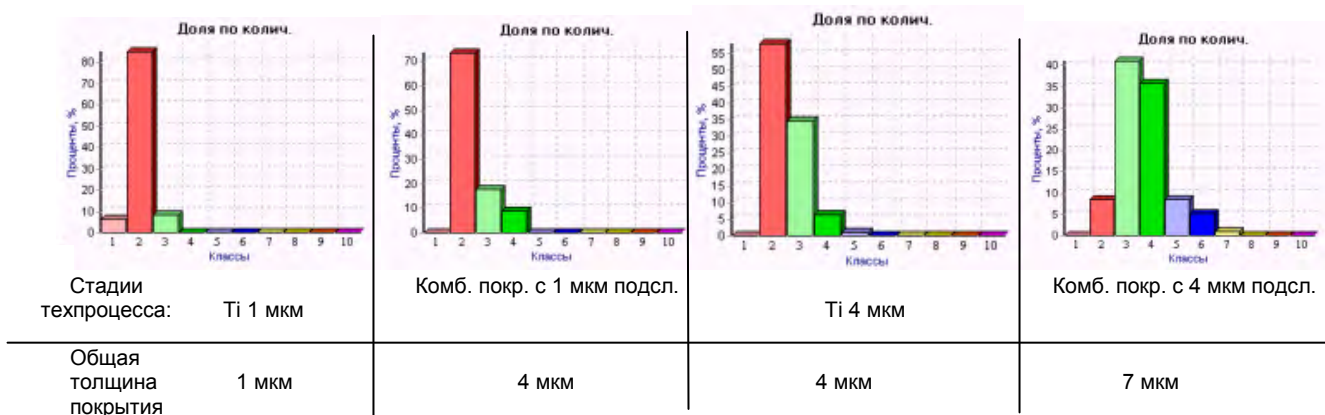


Рис. 5. Зависимость размера лунок от толщины покрытия

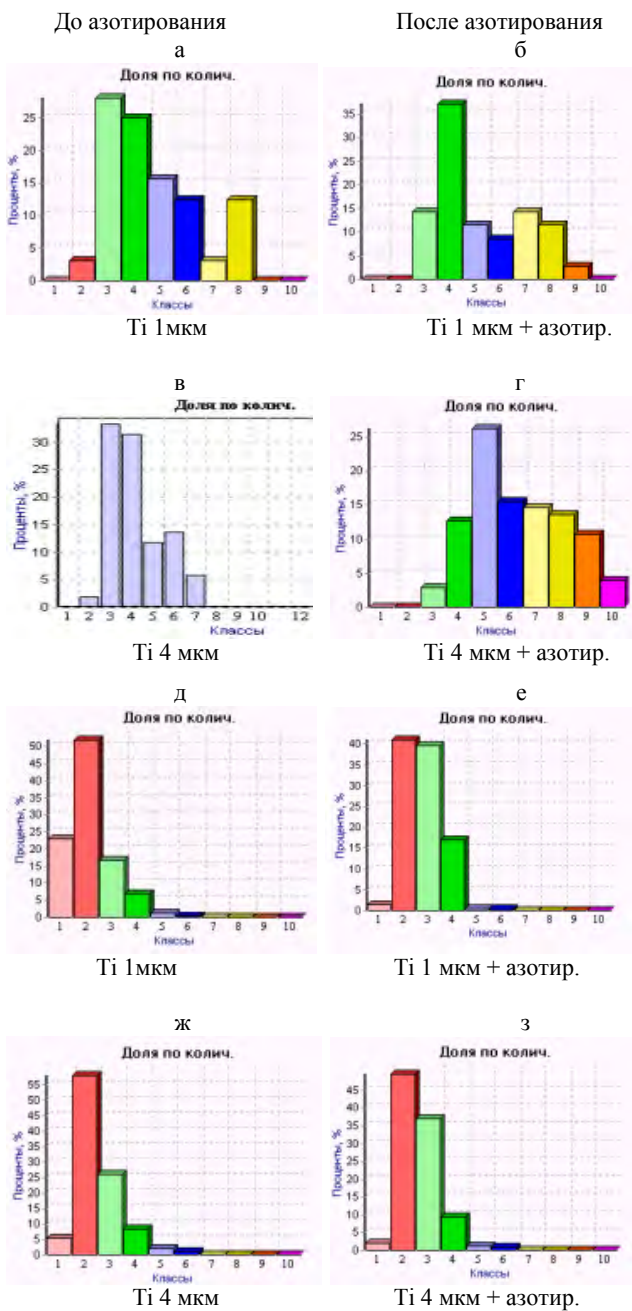


Рис. 6. Влияние азотирования на размер микрокапельной фазы нижнего титанового подслоя: а–г – гистограммы распределения по размерам частиц «плоской» фазы; д–з – то же округлой белой фазы

Общее количество микрокапельной фазы меньше, чем в титановом подслое. Микротвердость поверхности комбинированного покрытия с четырехмикронным подслоем несколько выше, чем у покрытия с одномикронным подслоем и составляет 18533 МПа (рис. 2). Величина R_a равна 0,76 мкм. Характер структуры

сохраняется близким к покрытию с одномикронным подслоем. Несколько чаще на поверхности комбинированного покрытия с четырехмикронным подслоем встречаются следы от выкрошившейся капельной фазы (рис. 7б), но они затрагивают только верхний слой нитридного покрытия, не распространяясь вглубь.

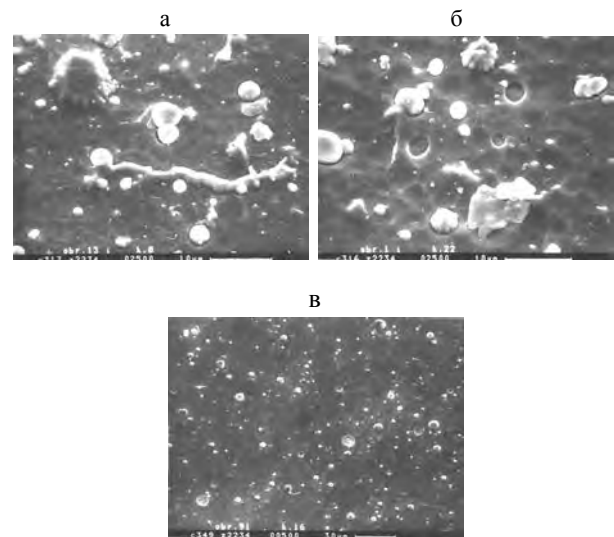


Рис. 7. Морфология поверхности сформированного покрытия: а – комбинированное покрытие на одномикронном подслое; б – то же на четырехмикронном подслое; в – стандартное покрытие TiN

Структура покрытия TiN, осажденного по стандартной технологии на полированную Р6М5, заметно отличается от структуры комбинированных покрытий (рис. 7в). Лунки на поверхности не просматриваются. На тех отдельных участках поверхности, где их удалось зафиксировать, их ориентация полностью совпадает с линиями полировки. Капельной фазы значительно меньше, чем у комбинированных покрытий. Нет структурных образований, вырастающих из покрытия. Микротвердость поверхности образца со стандартным TiN покрытием составила 22958 МПа.

ВЫВОД

Комбинированной технологией формируется покрытие, состоящее из промежуточного подслоя титана, в который хорошо встраиваются карбиды основы и верхнего слоя нитрида титана. Образование тонкой диффузионной зо-

ны между покрытием и основой способствует хорошей адгезии покрытия к подложке. Режимы ионной очистки и ионной бомбардировки обеспечивают равномерное зародышеобразование тонкого (толщиной 20–30 нм) слоя Ti на начальных стадиях формирования покрытия. Азотирование титанового подслоя способствует равномерному распределению дополнительных центров кристаллизации по его поверхности. Это ведет к образованию равноосной структуры поверхности нитридного слоя с однородным размером лунок и равномерно распределенной микрокапельной фазой. Кроме того, азотирование титанового подслоя приводит к усилению диффузии Fe по зернограничным каналам из подложки в покрытие и, таким образом, увеличивает адгезионную прочность покрытия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Теория** и технология азотирования / Ю. М. Лахтин [и др.]. – М.: Металлургия, 1991. – 320 с.
2. **Химико-гермическая** обработка металлов и сплавов: справ. / Г. В. Борисенок [и др.]. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
3. **Достанко, А. Н.** Модификация поверхности твердых тел в неравновесной газоразрядной плазме / А. Н. Достанко, М. Н. Босьяков, С. А. Кухарев. – Минск: Армита-Маркетинг, Менеджмент, 1996. – 95 с.
4. **Manory, R. R.** Some principles for understanding surface modification of metals by glow discharge processes / R. R. Manory // Mater. and manuf. processes. – 1990. – V. 5, № 3. – P. 445–470.
5. **Тихонов, А. К.** Основные направления развития азотирования в мире / А. К. Тихонов, Н. В. Богданова // Материаловедение. – 2001. – № 3. – С. 53–56.
6. **Гнесин, Г. Г.** Износостойкие покрытия на инструментальных материалах / Г. Г. Гнесин, С. Н. Фоменко // Порошковая металлургия. – 1996. – № 9/10. – С. 17–28.
7. **Фукс-Рабинович, Г. С.** Износостойкость азотированного инструмента из быстрорежущих сталей / Г. С. Фукс-Рабинович [и др.] // Трение и износ. – 1995. – Т. 16, № 4. – С. 780–786.
8. **Вендлер, Б. Г.** Комплексная технология обработки инструмента и деталей машин из быстрорежущих сталей / Б. Г. Вендлер // Материалы, технологии, инструменты. – 1997. – № 3. – С. 97–102.
9. **Mazurkiewicz, A.** New technologies of surface engineering in the area of industrial implementation / A. Mazurkiewicz, J. Smolik, J. Walkowicz // Contributions of Surface Engineering to Modern Manufacturing and Remanufacturing: 3rd Int. Conf. on Surface Engineering. – Chengdu, 2002. – P. 323–328.
10. **Белый, А. В.** Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев / А. В. Белый, Г. Д. Карпенко, Н. К. Мышкин. – М.: Машиностроение, 1991. – 208 с.

Поступила 17.03.2006