

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНТРАСТА НА МЕХАНИЗМЫ ИЗНОСА КОМПОЗИЦИОННЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДАМИ АСМ

Янь Цуан<sup>1</sup>, С. В. Короткевич<sup>1</sup>, Н. А. Попов<sup>2</sup>, В. В. Кравченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого, Гомель, Беларусь.

<sup>2</sup> Белорусский государственный университет транспорта, Гомель, Беларусь.

### Введение

В настоящее время широко применяются комбинированные узлы трения (прецизионные узлы, MEMS, режущий инструмент) с различным сочетанием контактирующих материалов (стекло, металл и керамика), работающих в условиях сухого трения. Повышение ресурса их работы сводится к нанесению износостойких тонких покрытий с низким коэффициентом трения. В частности, одним из таких покрытий является композиционное и многослойное углеродное (алмазоподобное – АПП) покрытие с легированием металла (титана) [1]. Ввиду сложности математического моделирования физико-механических свойств этих покрытий в настоящее время доминирует экспериментальный подход к оценке их фрикционных характеристик. Однако остаётся открытым вопрос исследования механизмов износа, протекающих в зоне контакта сопряженных тел при трении. Поэтому актуально развитие неразрушающих методов исследования процессов, протекающих в тонких слоях. Одним из современных методов, позволяющим комплексно изучать механизмы износа на наноуровне, является АСМ-метод [2]. При этом остаётся дискуссионной проблема физической интерпретации получаемых данных и их связи с конкретными физико-механическими и фрикционными свойствами синтезированных покрытий. Переход от триботехнических испытаний, реализуемых, как правило, на машинах трения – на макроуровне к описанию процессов, протекающих в зоне контакта, микро- и наноуровень требует комплексного, многоуровневого анализа трибологических характеристик с учётом масштабного фактора для различных механизмов износа композиционных и многослойных углеродных покрытий.

### Объект и методики эксперимента

В настоящей работе для формирования композиционных (Ti - C) и многослойных (Ti ÷ C)<sub>x</sub> покрытий была использована серийная установка вакуумного напыления УВНИПА-1-001 (УРМЗ.279.070). Установка оборудована газовым ионным источником ИИ-4-015, с помощью которого можно производить очистку и нагрев подложек; источником плазмы стационарного катодно-дугового разряда с металлическим (титановым) катодом и источником плазмы импульсного катодно-дугового разряда с катодом из графита, используемым для нанесения углеродных покрытий.

Перед формированием многослойной системы поверхность образца подвергается

лась обработке ионами титана с энергией  $1,5 \div 2,5$  кэВ. Нанесение слоя Ti производилось при токе дуги 50 А. Отрицательный потенциал смещения, подаваемый на образец, составлял  $\approx 150$  В. Углеродные покрытия наносились при напряжении разряда 300 В и частоте импульсов 2 Гц.

Формирование многослойного покрытия  $(Ti \div C)_x$  осуществлялось путем последовательного нанесения слоёв Ti и АПП, а композиционного (Ti - C) - путём одновременного осаждения Ti и АПП на подложку покрытия монокристалла кремния.

Анализ топографии поверхностей покрытий до и после трения выполнялся с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) НТ-206 и специализированного программного обеспечения Surface View (ОДО «Микротестмашины», Беларусь).

Оценка износостойкости покрытий и их фрикционных характеристик проводилась по схеме сфера – плоскость на микротрибометре ММТ [3] при возвратно-поступательном движении подложки относительно индентора. В качестве инденторов использовались шары радиусом 3 мм, изготовленные из закаленной стали ШХ-15, нитрида кремния  $Si_3N_4$ , стекла. Испытания осуществляли при следующих режимах: нагрузка  $N = 0,2$  Н, средняя скорость скольжения  $\bar{v} = 3 \cdot 10^{-3}$  м/с, длина дорожки трения 6 мм. Имеет место упругий характер контакта тел. В первом приближении, ввиду малости толщины покрытия (1 мкм), величина модуля упругости покрытия будет определяться модулем упругости подложки. Исходя из теории Герца можно оценить радиус пятна контакта и соответственно контактное давление. Оно составляет порядка 300 МПа.

### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлены изображения топографии поверхности покрытий до и после трения различными инденторами.

На АСМ-изображениях исходной поверхности  $(Ti+C)*10$  отчётливо видны слоистые образования толщиной порядка 20 нм. На композиционном покрытии углеродные образования имеют более мелкодисперсную структуру (рис.1).

При трении покрытий индентором  $Si_3N_4$  их фрикционные характеристики значительно отличаются (рис.2, 3). Для многослойного покрытия характерен стабильно более низкий коэффициент трения порядка 0,35. Лавинного увеличения коэффициента трения не наблюдалось, что обусловлено не разрушением подложки кремния при фрикционном нагружении. На дорожке трения композиционного покрытия видны кластерные образования большего размера, по сравнению с исходным покрытием. Монотонное увеличение коэффициента трения (рис.3) может быть обусловлено адгезионно-механическим изнашиванием.

При трении покрытий стальным индентором (ШХ-15) при анализе АСМ-изображения наблюдается перенос материала контртела на композиционное покрытие (рис. 1). Это обусловлено переносом более мягкого материала контртела на более твёрдое покрытие. Перенос материала контртела сопровождается образованием трибослоёв, что обуславливает увеличение адгезионной составляющей коэффициента трения [4]. Этот процесс сопровождается резким увеличением коэффициента трения до 0,6 (рис. 3). Дальнейшее фрикционное нагружение приводит к накоплению дислокаций в сформированном трибослое, что обуславливает повышение микротвёрдости этого слоя. В результате площадь контакта снижа-

ется, что приводит к значительному снижению коэффициента трения. Накапление дислокаций приводит к их объединению и формированию макротрещин, что в свою очередь обуславливает образование частиц износа [5].

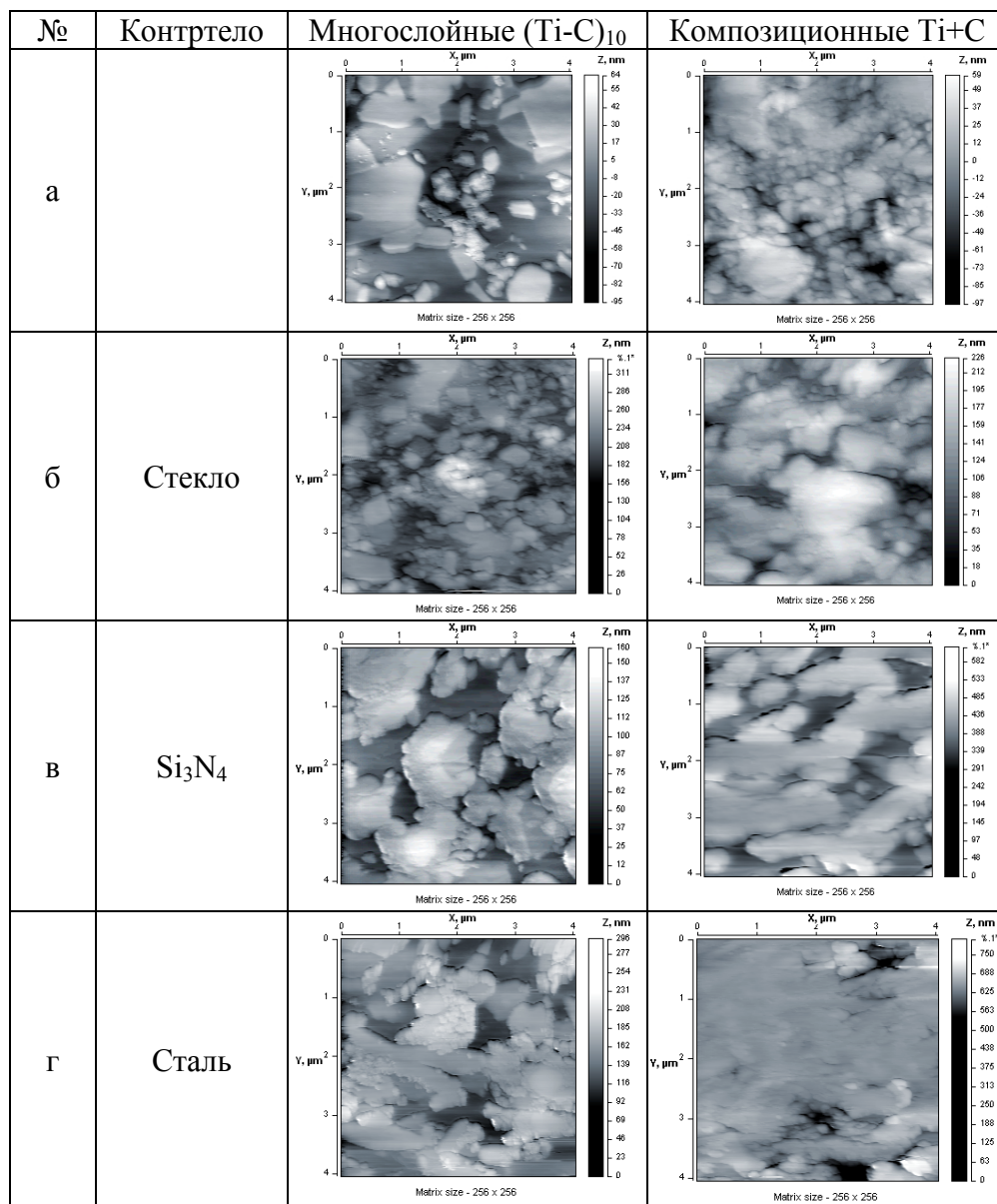


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности покрытий: а – до трения; б, в, г – после трения

Значительные флуктуации значений коэффициента трения для стального индентора при  $n = 400$  циклов свидетельствуют об усталостном характере изнашивания контртела. Для многослойных покрытий фрикционное нагружение приводит к формированию микротрещин (рис. 1), их объединению и формированию макротрещин по границам включений (интеркристаллитное разрушение). В результате может иметь место хрупкий характер разрушения покрытия с образованием частиц износа – абразивный вид изнашивания тел. Естественно предположить, что чем выше твёрдость индентора, тем более ярко будет проявляться абра-

живный характер изнашивания. Данное предположение нашло своё экспериментальное подтверждение.

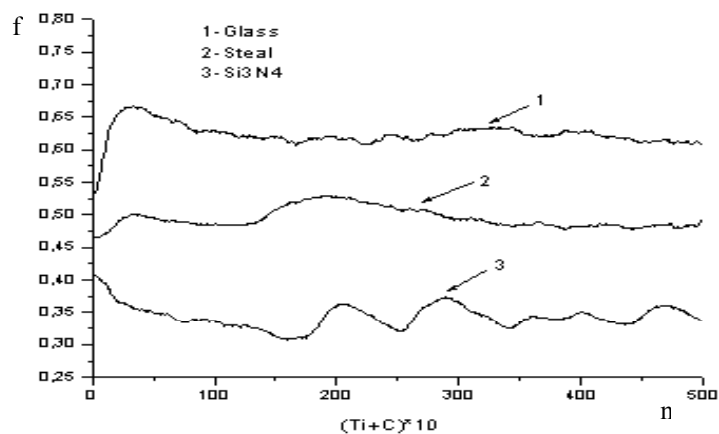


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения индентора от числа циклов скольжения для многослойного покрытия  $(Ti+C)_{10}$

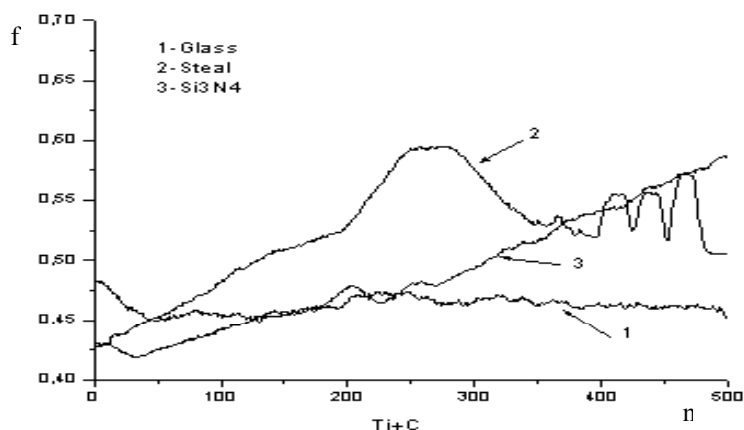


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения индентора от числа циклов скольжения для композиционного покрытия  $(Ti+C)$

При трении покрытий стеклянным индентором коэффициент трения для композиционного и многослойного покрытия остаётся стабильным. Коэффициент трения равен 0,45 и 0,65 соответственно (рис. 2, 3). На дорожке трения композиционного покрытия происходит слияние более мелких структурных образований, а на дорожке трения многослойного покрытия наблюдается разрыв слоёв. Это может привести к абразивному износу покрытия.

## Выводы

1. При прогнозировании фрикционных характеристик и долговечности конструируемого узла трения необходимо рассматривать триботехнические характеристики трибосистемы (тело–контртело), а не отдельно взятого тела, в частности,

твёрдого покрытия. Очевидно, что природа контртела определяет механизм изнашивания покрытия.

2. Анализ АСМ-изображений дорожек трения позволяет определить механизм изнашивания углеродных покрытий, который проявляется в формировании трибослоёв переноса и изменении их микроструктуры.

3. Для композиционных покрытий характерен адгезионный вид изнашивания, а для многослойных покрытий возможен абразивный вид изнашивания, обусловленный образованием дислокационной структуры и кинетикой её разрушения.

## Литература

1. Voevodin A. A., Walck S. D., Zabinski J. S. Architecture of multilayer nanocomposite coatings with super-hard diamond-like carbon layers for wear protection at high contact loads // *Wear*. 1997. Vol. 203-204. P. 516-527.
2. Ahn H.-S., Chizhik S. A., Dubravin A. M., Kazachenko V. P., Popov A. N. Application of phase contrast imaging atomic force microscopy to tribofilms on DLC coatings // *Wear*. 2001. № 249. P. 617-625.
3. Короткевич С. В., Дубравин А. М., Мартыненко С. М. Влияние химического состава и структуры оксидных пленок стали на их триботехнические свойства // *Трение и износ*. 2000. Т. 21, N 5. С. 518-526.
4. Chizhik S. A., Ahn H.-S., Zhuang Yan, Korotkevich S. V. Analysis of changes in DLC coating during friction by AFM // *Contributions of Surface Engineering to Modern Manufacturing and Remanufacturing*. Chengdu, 2002. P.233-238.
5. Such N. P. The delamination Theory of Wear // *Wear*, 1973. Vol. 25, № 1. P. 111-124.