

# **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

## **МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**

**«Физическая мезомеханика.  
Материалы с многоуровневой иерархически  
организованной структурой и интеллектуальные  
производственные технологии»,**

посвященная 90-летию со дня рождения  
основателя и первого директора ИФПМ СО РАН  
**академика Виктора Евгеньевича Панина**

в рамках  
**Международного междисциплинарного симпозиума  
«Иерархические материалы: разработка и приложения  
для новых технологий и надежных конструкций»**

**5–9 октября 2020 года  
Томск, Россия**

Томск  
Издательство ТГУ  
2020

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti-Al-N**

Шугуров А.Р., Кастеров А.М., Кузьминов Е.Д., Акулинкин А.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Покрытия на основе системы Ti-Al-N получили широкое применение в обрабатывающей, авиакосмической, медицинской и др. отраслях промышленности благодаря высоким твердости и износостойкости, а также термической стабильности и стойкости к окислению при температурах до 800-900 °С. Развитие технологий обработки материалов требует дальнейшего улучшения свойств покрытий Ti-Al-N. Одним из наиболее перспективных направлений решения данной задачи является их легирование дополнительными элементами. В частности, добавление Ta в покрытия Ti-Al-N позволяет повысить их трещиностойкость, а также обеспечить их повышенную стойкость к окислению, термическую стабильность и сохранение высокой твердости при температурах вплоть до ~1200 °С. Однако характеристики покрытий Ti-Al-Ta-N существенно зависят от содержания Ta. Поэтому для получения покрытий с улучшенными свойствами необходимо детальное изучение композиций с различным соотношением химических элементов, которое позволит определить их оптимальный элементный состав. Настоящая работа посвящена исследованию влияния легирования Ta на структуру, механические и трибологические свойства покрытий на основе Ti-Al-N.

Покрытия  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  наносили на подложки из технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутые механической шлифовке и полировке с последующей очисткой в ультразвуковой ванне. Покрытия получали методом реактивного магнетронного распыления при постоянном токе с помощью двухмагнетронной распылительной системы, в которой использовались две мишени, состоящие из сплава Ti-Al (55 ат.% Ti, 45 ат.% Al) и Ta (99.99%), соответственно. Напыление проводили в смеси газов  $Ar + N_2$  при давлении в рабочей камере 0,3 Па. Варьирование содержания Ta в покрытиях  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  осуществляли путем изменения мощности разряда на мишени Ta от 3,8 до 12,7 Вт/см<sup>2</sup>. Скорость осаждения покрытий изменялась в пределах от 60 до 120 нм/мин, а их толщина составляла 3 мкм.

Исследовано влияние содержания Ta на структуру и фазовый состав покрытий  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  (в диапазоне от  $y = 0$  до 0,65). Методом рентгеновской дифракции показано, что покрытия представляют собой твердый раствор Ti-Al-Ta-N с однофазной ГЦК структурой типа В1. При этом увеличение содержания Ta приводит к линейному росту параметра кристаллической решетки с 0,417 до 0,434 нм, а также к изменению текстуры покрытий. Покрытия  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  с низким содержанием Ta обладают выраженной текстурой (111), которая исчезает при  $y = 0,35$ . При более высоких  $y$  формируется сильная текстура (200). Результаты рентгеноструктурных исследований хорошо согласуются с данными просвечивающей электронной микроскопии. Выявлено, что в покрытиях с низким содержанием Ta формируется V-образная столбчатая структура, которая типична для конкурентного роста зерен, а при  $y \geq 0,35$  наблюдается образование столбчатых зерен с прямыми границами.

Методом наноиндентирования выявлена зависимость механических характеристик покрытий  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  от содержания Ta. Установлено, что с увеличением  $y$  твердость покрытий  $H$  демонстрирует тенденцию к снижению с 31,2 ГПа у  $Ti_{0,45}Al_{0,55}N$  до 28,3 ГПа у  $Ti_{0,20}Al_{0,15}Ta_{0,65}N$ . Однако при  $y = 0,35$  наблюдается рост  $H$  до 30,9 ГПа. Модуль Юнга  $E$  монотонно снижается с увеличением  $y$  с 463 ГПа у  $Ti_{0,45}Al_{0,55}N$  до 351 ГПа у  $Ti_{0,20}Al_{0,15}Ta_{0,65}N$ . Аналогично изменяется и величина упругого восстановления. Проведен анализ зависимостей от содержания Ta параметров  $H/E$  and  $H^3/E^2$ , которые характеризуют предельные упругую и пластическую деформации материалов соответственно и

## Секция 7. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

используются для оценки вязкости и трещиностойкости покрытий. Показано, что оба этих параметра возрастают с увеличением  $y$  и имеют локальный максимум при  $y = 0,35$ .

Установлены закономерности деформации и разрушения покрытий  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  при скретч-тестировании. Показано, что при царапании происходит пластическое отгеснение материала мягкой подложки  $Ti$  с образованием навалов перед индентором и по краям царапины. Разрушение покрытий начинается с образования трещин в зонах высокой локальной кривизны изгиба, в вершинах навалов, расположенных вдоль краев царапины. Формирование трещин обуславливает скачкообразную локальную релаксацию растягивающих напряжений, приводя к появлению импульсов акустической эмиссии с крутым фронтом. Путем регистрации данных импульсов определена критическая нагрузка для когезионного разрушения покрытий, зависимость которой от  $y$  полностью согласуется с изменениями параметров  $H/E$  и  $H^3/E^2$ .

Учитывая результаты скретч-тестирования, трибологические испытания в условиях сухого трения были проведены только для покрытий  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  с  $y \leq 0,4$ . Установлено, что на начальной стадии испытаний коэффициент трения покрытий ( $\mu$ ) составляет  $\sim 0,15$ , но возрастает через 5-20 м пути трения, достигая стабильных значений в диапазоне 0,45-0,54, типичных для покрытий на основе  $TiN$ . Исследование топографии поверхности триботреков показало, что на начальной стадии испытаний, как и при скретч-тестировании, происходит отгеснение материала подложки  $Ti$  и образование навалов по краям трека. При этом остаточная глубина трека возрастает с уменьшением  $H$  и  $E$ . Основным механизмом изнашивания покрытий является абразивное выкрашивание мелких частиц. Интенсивность выкрашивания возрастает с уменьшением  $H$  и  $E$ , что вызвано увеличением площади контакта контртела и покрытия. В процессе испытаний продукты износа окисляются, так что перенесенные на поверхность триботрека фрагменты состоят исключительно из оксидов  $Ti$ ,  $Al$  и  $Ta$ . Поскольку оксидные слои обладают меньшим коэффициентом трения, чем покрытия, то их формирование является причиной низкого  $\mu$  на начальной стадии испытаний. Последующий рост  $\mu$  обусловлен истиранием данных слоев, которое происходит позднее у покрытий с большим содержанием  $Ta$ . При дальнейших испытаниях внутри трека в покрытиях образуются трещины, и происходит скалывание их фрагментов, причем интенсивность растрескивания и скалывания возрастает с повышением  $y$ . Появление в области трибологического контакта крупных твердых фрагментов оказывает интенсивное абразивное воздействие. При этом интенсивность износа существенно растет с увеличением содержания  $Ta$ . В результате наиболее высокой износостойкостью характеризуется покрытие  $Ti_{0,45}Al_{0,55}N$ .

Проведенный анализ показал, что вероятной причиной роста скорости износа покрытий с увеличением  $y$  является изменение их микроструктуры. Во-первых, текстура (111) в материалах на основе  $TiN$  характеризуется большей износостойкостью, чем (200). Во-вторых, формирование столбчатых зерен с прямыми ровными границами вместо V-образной зеренной структуры способствует быстрому распространению усталостных трещин через всю толщину покрытия при циклических нагрузках. Поэтому для повышения износостойкости покрытий на основе системы  $Ti-Al-Ta-N$  необходимо подавление роста столбчатых зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00589).*