

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**Перспективные материалы
с иерархической структурой
для новых технологий
и надежных конструкций**

21 - 25 сентября 2015 г.

Томск, Россия

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

температуры плавления, а после расплавления нагревает получившийся расплав до стационарной температуры.

В начале работы установки генерируется высококонцентрированный поток низкотемпературной плазмы, внутрь которого, вводится частица кварца [2]. Температура плазменного потока равна $T_{sr} = T_{plaz} = 3000^\circ\text{C}$.

Для решения поставленной задачи была составлена программа ЭВМ. Погрешность расчета определяли через сравнение времени нагрева, определенного аналитически и численно, и времени завершения плавления частицы, рассчитанного и определенного численно. Максимальная погрешность полученных результатов составила 0.01%.

Таблица 1. Зависимость времени плавления от радиуса частицы с учетом зависимости коэффициента теплообмена от радиуса твердой (кристаллической) части частицы на этапе плавления и с учетом фазовых переходов

$r_{ch,0}, \text{м}$	10^{-6}	$2 \cdot 10^{-6}$	10^{-5}	$2 \cdot 10^{-5}$	10^{-4}	$2 \cdot 10^{-4}$	10^{-3}
$t, \text{сек}$	$2.6 \cdot 10^{-6}$	10^{-5}	$2.6 \cdot 10^{-4}$	10^{-3}	$2.6 \cdot 10^{-2}$	0.1	2.61

Согласно результатам расчетов фазовые переходы в системе приводят к увеличению времени плавления частиц.

Из расчетов были получены зависимости времени, необходимого для полного расплавления частицы от ее размера. Расчеты показывают, что частицы размером 2 мм (радиусом 1 мм) полностью расплавляются за время 2,61 с, частицы размером 0,4 мм расплавляются за 0,1 с. Учет фазовых превращений, которые происходят в кремнеземе при его нагреве до температуры плавления – важен. Их не учет в расчетах приводит к занижению времени прогрева и расплавления на 30 %.

Литература:

1. Айлер Р. Химия кремнезема, Москва: Мир, 1982.
2. Volokitin O.G., Volokitin G.G., Skripnikova N.K., Shekhovtsov V.V. Definition of nanostructural characteristics melting product of quartz sand. International conference on physical mesomechanics of multilevel systems 2014. AIP Publishing LLC. Vol. 1623, Pp 655-658.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ NiTi ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ta

Гирсова С.Л.¹, Шмидт Е.Ю.², Полетика Т.М.¹,
Мейснер С.Н.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
girs@ispms.tsc.ru

Сплавы NiTi нашли широкое применение в медицине для изготовления имплантатов. С целью сохранения уникальных механических свойств и повышения функциональных свойств NiTi создают протективные слои на поверхности, в том числе, путем ионно-плазменной обработки. Целью

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

работы является изучение на микро- и наноуровнях структуры поверхностных слоев NiTi после модификации пучками ионов Ta.

Исследовали сплав состава $\text{Ni}_{50,5}\text{Ti}_{49,5}$ со структурой B2. Ионно-плазменную обработку проводили на установке «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков с флюенсом $D = 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Исследования микроструктуры поверхности проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) готовили в поперечном сечении (*cross-section samples*) на установке EM 09100IS (JEOL). Использовали микроскоп JEM 2100 (JEOL) при 200 КэВ. Послойный элементный анализ поверхности образцов проводили методом Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) на спектрометре «Шхуна-2» (НИТПУ).

Согласно данным ОЭС на поверхности присутствует оксидный слой, обогащенный O и Ti, толщиной до 30 нм. Профиль распределения Ta смещен на глубину оксидного слоя, а его максимальная концентрация (до 15 ат. %) локализована на расстоянии 50 - 60 нм от поверхности. Глубина смещения концентрационного профиля Ni в результате обеднения данным элементом поверхности составляет 60 нм. В целом толщина модифицированного слоя NiTi составляет примерно 100 нм.

Исследование структуры поверхностных слоев NiTi методом ПЭМ показало (рис. 1), что формируется обособленный модифицированный слой, в котором можно выделить как минимум два основных подслоя: поверхностный оксидный слой; аморфный ионно-модифицированный слой (рис. 1). Оксидный слой имеет толщину 20-25 нм. Микродифракция области «г» (включает аморфный слой) свидетельствует о выделении преимущественно наноксидов TiO_2 в модификациях бруксид и рутил.

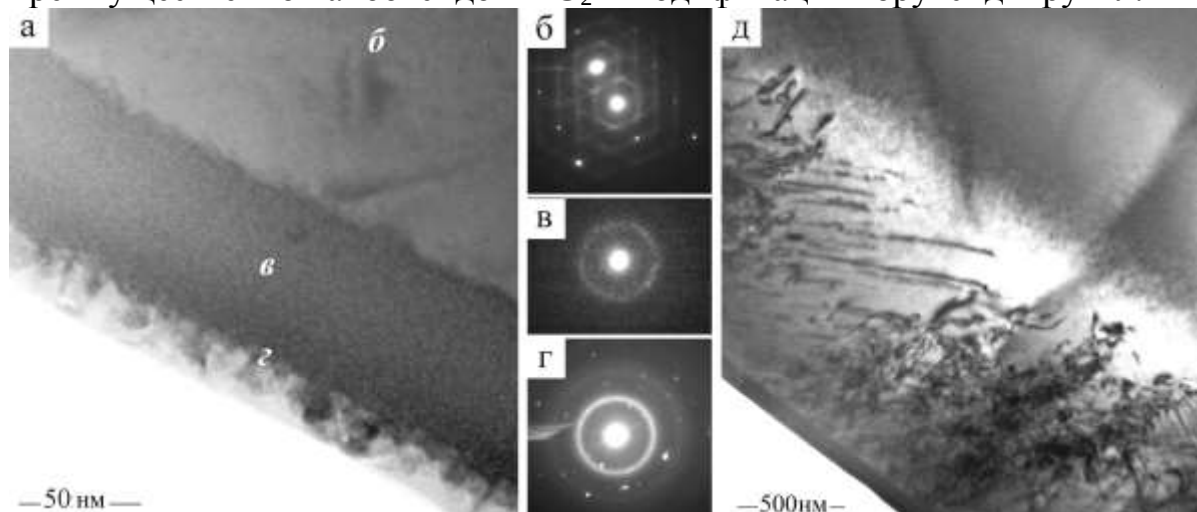


Рис.1. Поверхностные слои NiTi после имплантации Ta: а) - светлопольное изображение поверхностных слоев; б) - микродифракция приповерхностного слоя (область б); в) - нанодифракция аморфного ионно-модифицированного слоя (область в); г) - микродифракция оксидного слоя и частично аморфного слоя (область г); д) – приповерхностный дефектный слой.

Под оксидным слоем расположен выраженный аморфный слой толщиной до 80 нм (рис. 1а), который в режиме нанодифракции

характеризует широкое диффузное гало соответствующее отражению {110} В2 (рис. 1в) с множеством слабых и «размытых» рефлексов, свидетельствующих об искажениях аморфной структуры. Отмечается неоднородность сорбционного контраста внутри аморфного слоя (рис. 1а), что позволяет выделить темный слой толщиной 30 - 40 нм, в котором локализован наиболее тяжелый элемент Та. Пограничный дефектный подслой (рис. 2а) характеризуется высокой плотностью дислокационных петель.

Эффект дальнего действия, наблюдаемый в приповерхностном слое NiTi после ионной имплантации Та на глубину 2 - 5 мкм, проявляется в генерации дислокаций, дислокационных петель, дислокационных скоплений, формировании сетчатой субструктуры (рис. 1д).

Таким образом, неоднородное распределение элементов по глубине поверхностного слоя, сопровождается формированием ряда подслоев с различной структурой. Так, до глубины порядка 20 нм от поверхности образуется оксидный слой, содержащий кристаллические оксиды титана. Далее на глубину до 100 нм – аморфный слой, в котором локализован Та. Максимальная концентрация Та наблюдается на глубине 50 - 60 нм от облученной поверхности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ АІ-МУНТ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шутилов Р.А.¹, Кузнецов В.Л.^{1,2,3}

¹Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Новосибирский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
roshut@mail.ru

Композитные материалы на основе матриц из металлического алюминия, допированного многослойными углеродными нанотрубками (МУНТ), являются перспективными по сравнению с традиционно используемыми алюминиевыми сплавами, поскольку основные их достоинства – высокая прочность наряду с малым удельным весом, высокой тепло- и электропроводностью, высокой коррозионной устойчивостью обеспечивают их широкое применение в различных областях промышленности и машиностроения. Синтез композитов АІ-МУНТ является непростой задачей, поскольку из-за низкой смачиваемости поверхности углеродных нанотрубок алюминием, возникает возможность реакционной коррозии (образование карбидов) в процессе термообработки, и расслоение компонентов в процессе синтеза. Это значительно ухудшает физико-механические свойства АІ-МУНТ