

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
Томский государственный университет  
Сибирское отделение Российской академии наук

# ФИЗИКА ТВЕРДОГО ТЕЛА

**Сборник материалов  
XIV Российской научной студенческой конференции**

*13–15 мая 2014 г.  
Томск, Россия*

**ОРГАНИЗАТОРЫ:**

- Томский государственный университет
- Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при ТГУ
- НОЦ «Физика и химия высокоэнергетических систем»
- Томского государственного университета
- Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
- Институт сильноточной электроники СО РАН
- Институт физики полупроводников СО РАН

Томск  
Издательский Дом Томского государственного университета  
2014

## **Структура и параметры эффекта памяти формы никелида титана изготовленного диффузионным спеканием**

*И.В. Митрофанова<sup>1</sup>, Н.В. Артюхова<sup>2</sup>, Ю.Ф. Ясенчук<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Томский государственный университет, 634050, г. Томск

<sup>2</sup>НИИММ СФТИ ТГУ, 634034, г. Томск

infuzor92@mail.ru

### **Structure and parameters of the shape memory effect TiNi obtained diffusion sintering**

*I.V. Mitrofanova<sup>1</sup>, N.V. Artyhova<sup>2</sup>, Yu.F. Yasenchuk<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Tomsk State University, 634050, Tomsk

<sup>2</sup>Research Institute of Medical Materials and Shape Memory Implants SFTI TSU,

634034, Tomsk

infuzor92@mail.ru

Большой интерес к пористым сплавам на основе никелида титана и их широкое применение в медицине, вызваны тем, что они проявляют эффект памяти формы и сверхэластичное поведение.

Неоднородности структуры и фазового состава пористых спеченных сплавов на основе никелида титана, связанные с их технологией получения, сильно сказываются на их физико-механических свойствах. Значительное влияние на структуру пористого сплава, полученного диффузионным спеканием, оказывает исходная структура порошка, а также примеси, содержащиеся в шихте [1].

В данной работе исследовалось влияние фазовой структуры на параметры эффекта памяти формы диффузионно-спеченного никелида титана по средствам сравнительного анализа уже имеющимися в литературе данными о структуре и физико-механических свойствах пористого никелида титана, полученного реакционным спеканием [1, 2].

Образцы, диффузионно-спеченного никелида титана были получены в электровакуумной печи из порошка никелида титана марки ПН55Т45С при температуре 1270°C и времени выдержки 5–6 мин. В случае реакционного спекания в качестве компонентов шихты применяли порошки титана марки ПТЭМ и никеля марки ПНК-ОТ4, спекание проводили при температуре 950°C и выдержке 90 мин. Анализ структуры пористых сплавов проводили по результатам световой и электронной растровой микроскопии, а их физико-механических свойств по полученным температурно-деформационным зависимостям МЭПФ.

Основной фазой диффузионно-спеченного никелида титана является фаза  $TiNi$ , она занимает около 90 % объема пористого сплава. Другие фазы встречающиеся в данном сплаве являются вторичными и могут содержать примеси (рис. 1). При реакционном спекании фаза  $TiNi$  занимает лишь 20÷50 % от объема пористого сплава в виде оболочек реакционных ячеек, дополнительные фазы являются первичными (рис. 2) [2].

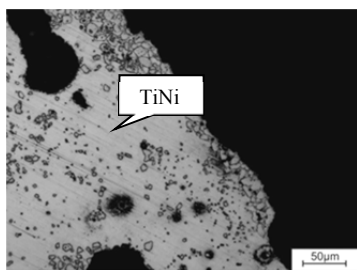


Рис. 1. Структура диффузионно-спеченного никелида титана

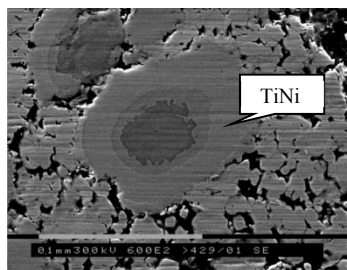


Рис. 2. Структура реакционно-спеченного никелида титана

Для выявления процессов, происходящих при диффузионном спекании, структуру пористого сплава никелида титана сравнивали с исходным порошком никелида титана полученным гидридно-кальциевым восстановлением, главными элементами которого являлись мелкие вторичные кристаллы, предположительно обогащенные титаном и примесные элементы.

Порошок является неравновесной системой с большой поверхностной энергией. Свободная энергия порошкового тела до спекания выше, чем после, это проявляется в уменьшении его удельной поверхности [3]. В результате при спекании формируется новая, более равновесная поверхность пористого тела.

Спекание приводит к миграции примесей и вторичных кристаллов, имеющихся в порошке никелида титана, ко вновь образовавшейся поверхности спеченного образца путем перекристаллизации и конкурентного роста. Скопления новых кристаллов фазы  $Ti_2Ni$  группируются вблизи новой поверхности пористого тела.

Эффект памяти формы для диффузионно- и реакционно-спеченных образцов сравнивали по следующим параметрам:

- величина необратимой, максимально-накопленной и остаточной деформаций;
- последовательностью фазовых превращений (рис. 3).

Большая величина всех видов деформации при проявлении эффекта памяти формы диффузионно-спеченным образцом связана с большим объемом фазы, испытывающей фазовое превращение, и большей, чем у реакционно-спеченного образца пористостью (см. рис. 1, 2).

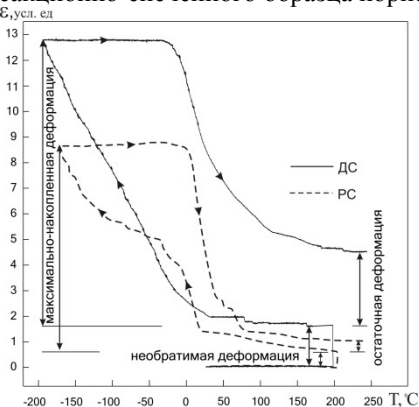


Рис. 3. Температурная зависимость деформации реакционно- и диффузионно-спеченных образцов

У образца, полученного реакционным спеканием, за величину необратимой деформации под нагрузкой (0,55 усл. ед.), отвечает спеченный массив никелевых частиц, который занимает основную часть объема образца [2] и первым воспринимает внешнюю нагрузку на образец, пластически деформируется и передает её далее в том числе фазе TiNi, обладающей памятью формы (рис. 2). Также на величину необратимой деформации влияет пористость сплава. Никелевый массив частиц, занимает основную часть

объема образца, имеет меньшую пористость в сравнении с диффузионно-спеченным и меньший средний размер пор. Благодаря крупнопористости, образец спеченный диффузионно будет иметь большие межпоровые перегородки, которые легче деформируются, что ведет к повышению необратимой деформации образца (до 1,55 усл. ед). Подобным образом ведет себя величина максимально-накопленной деформации в образцах. Меньшая объемная доля фазы TiNi и её изолированность в реакционной ячейке другими фазами является причиной меньшей деформации (7,99 усл. ед.) в реакционноспеченном сплаве, а в диффузионноспеченном образце, она занимает больший связанный объем, и величина деформации будет выше (11,13 усл. ед.). Величина остаточной деформации, связанная с мартенситным превращением фазы TiNi и пористостью системы, также как и необратимая деформация, для реакционно-спеченного материала (0,45 усл. ед.) будет меньше, чем для диффузионно-спеченного (2,85 усл. ед.).

Отметим особенности температурно-деформационных зависимостей характерные для разных видов спекания. При прямом фазовом переходе в образцах, полученных реакционным спеканием, зависимость имеет несколько пологих участков и подъемов. Это показывает прохождение фа-

зового превращения смешенного типа, когда одновременно идет образование зародышей R-фазы и развитие на них мартенситных кристаллов. При этом появление новых зародышей R-фазы продолжается одновременно с ростом мартенсита на прежних очагах R-фазы. Эти процессы проходят локально в различных участках фазы TiNi из-за неоднородного распределения напряжений в образце при нагружении. На пологих участках зависимости преобладают процессы зарождения зародышей R-фазы, а на более крутых – рост кристаллов мартенсита и их переориентация. В образцах полученных диффузионным спеканием такие участки не наблюдаются и переходы  $B2 \rightarrow R$ ,  $R \rightarrow B19$  становятся более независимыми и более однородными.

В заключение можно сказать:

1. Спекание порошка приводит к перераспределению и формированию новой поверхности пористого тела. Однако, фазовый состав исходного порошка и спеченного сплава остаются подобны.

2. Параметры памяти формы сплава, полученного диффузионным спеканием, превосходят аналогичные свойства продукта реакционного спекания.

### Литература

1. Гюнтер В.Э., Ходоренко В. Н., Чекалкин Т.Л. и др. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы : в 14 т. / под ред. В.Э. Гюнтера. Томск : Изд-во МИЦ, 2011. Т. 1. 534 с.
2. Артюхова Н.В., Ясенчук Ю.Ф., Гюнтер В.Э. Эффект памяти формы в пористых сплавах, полученных реакционным спеканием системы Ti-Ni // Цветная металлургия. 2012. № 6.