

## **НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ TiNi-TiFe**

**Муслов С.А.<sup>1</sup>, Пушин В.Г.<sup>2</sup>**

*1 – ГОУ ВПО Московский Государственный Медико-Стоматологический  
Университет (МГМСУ) им. А.И. Евдокимова Росздрава, г. Москва*

*2 – Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН  
(ИФМ УрО РАН), г. Екатеринбург*

Изучение физических и механических свойств материалов всегда представляло и представляет интерес для исследователей, занимающихся проблемами фазовых превращений в твердом теле. При этом твердость и модули упругости материалов являются важными и весьма информативными характеристиками [2]. В данной работе методом инструментального наноиндентирования выполнены измерения твердости и модуля упругости монокристаллов сплавов  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  ( $x = 50, 25, 10, 5, 2$ ) и TiNi ( $Ti_{49}Ni_{51}$ ), постепенно теряющих устойчивость к одному B2-R, а затем к двум мартенситным превращениям B2-R-B19' (TiNi и TiNiFe с содержанием железа менее 10%). Здесь B2 – высокотемпературная фаза с дальним порядком по типу CsCl, R и B19' – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурами соответственно.

Измерение твердости и модуля упругости методом наноиндентирования трехгранной пирамидой Берковича проводилось с помощью сканирующего нанотвердомера “НаноСкан-3D” [4] (рис. 2). Приборы серии “НаноСкан” основаны на принципах сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) [1]. Главным отличием “НаноСкан” в линейке подобных нанотвердомеров является применение в качестве зондового датчика пьезорезонансного кантилевера камертонной конструкции с высокой изгибной жесткостью консоли ( $\sim 2 \times 10^4$  Н/м).

Образцы представляют собой пластинки, которые помещались в формы и заливались светоотверждаемой пластмассой. Затем верхняя поверхность образцов полировалась. Для полировки была использована полировальная машина TegraPol фирмы Struers (Дания).

Использовали образцы в монокристаллическом и поликристаллическом состоянии. Зависимость твердости сплавов от ориентации монокристаллов в данной работе не изучалась. Данные по упругим постоянным  $c_{ij}$  монокристаллов TiNi-TiFe были взяты из наших предыдущих работ [3, 5].

На каждом образце была проведена серия не менее чем из 10 измерений. Нагрузка составляла 500 мН, время нагружения – 10 с, время поддержания максимальной нагрузки – 2 с. Расстояние между уколами – 70 мкм. На рис. 1 показаны отдельные отпечатки на поверхности образцов.

I. Данные измерений модуля упругости и твердости сплавов TiNi-TiFe с B2-решеткой представлены на рис. 2.

Как видно из рисунка уровень упругих свойств монокристаллов сплавов зависит от концентрации железа и плавно снижается при уменьшении содержания Fe в сплавах и постепенной потере их устойчивости к мартенситным превращениям. Этот результат является вполне ожидаемым, поскольку у большинства сплавов приближение к точке мартенситного превращения по температуре или концентрации легирующих элементов сопровождается размягчением кристаллической решетки и уменьшением модулей упругости поликристаллов и упругих постоянных монокристаллов [7]. Наибольшее значение модуля упругости  $E$  (190 ГПа) наблюдалось у интерметаллида TiFe, наиболее далеко от сплавов с мартенситными превращениями, наименьшее (68 ГПа) у поликристалла TiNi, испытывающего цепочку превращений B2-R-B19', среднее значение модуля Юнга сплавов TiNiFe составило 112,43 ГПа.

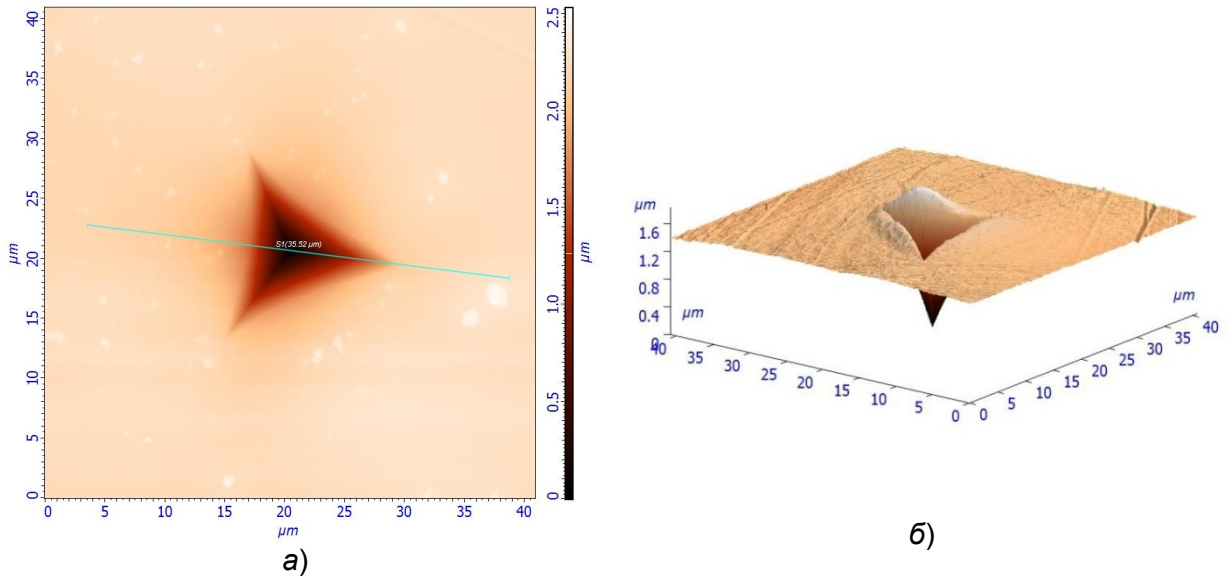


Рисунок 1 - Плоское и объемное изображение отпечатков на поверхности монокристаллических образцов: а)  $Ti_{50}Fe_{50}$ , б)  $Ti_{49}Ni_{51}$ .

Величина твердости  $H$  сплавов  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  также снижалась с уменьшением  $x$ , хотя не так монотонно. Отклонение концентрационной зависимости твердости от монотонной может быть обусловлено ориентационной зависимостью (анизотропией) физических характеристик кристаллов. Тем не менее наибольшее значение  $H$  (6,90 ГПа) отмечено у интерметаллида  $Ti_{50}Ni_{25}Fe_{25}$ , наименьшее (3,27 ГПа) у  $Ti_{49}Ni_{51}$  в поликристаллическом состоянии, среднее значение составило 4,25 ГПа. Численные данные по твердости для сплавов на основе никелида титана  $TiNi$  достаточно хорошо согласуются с литературными данными, например значениями, полученными в [9].

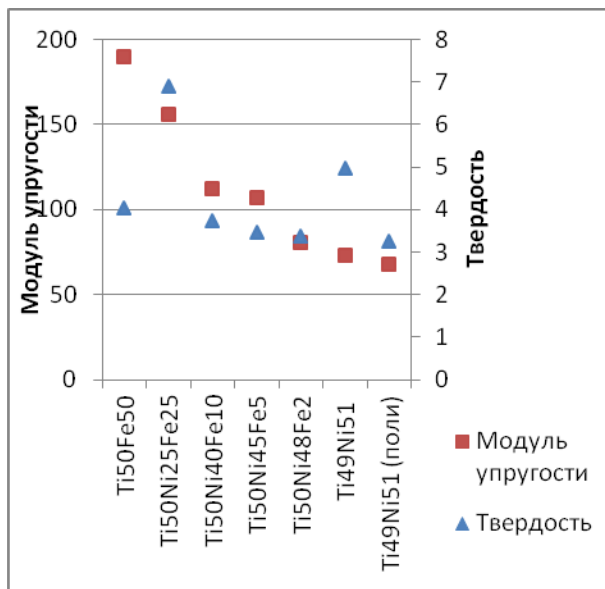


Рисунок 2- Модуль упругости и твердость исследованных сплавов

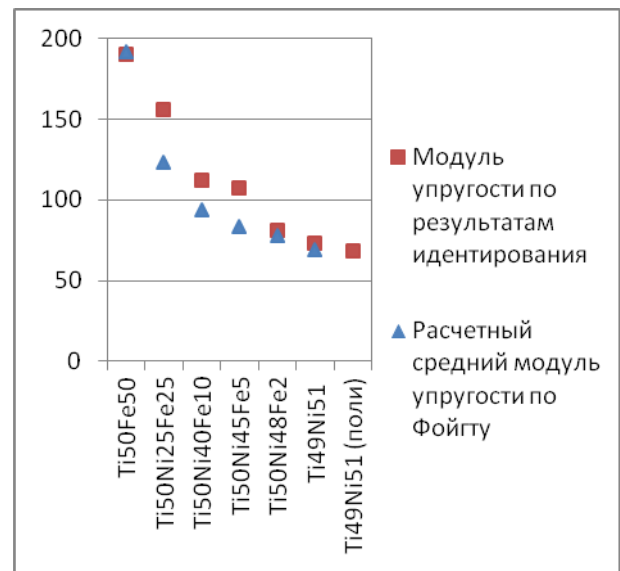


Рисунок 3- Модуль упругости сплавов по результатам индентирования и расчета по Фойгту

II. Известно, что модули упругости поликристаллов могут быть вычислены из упругих характеристик монокристалла усреднением их по всем возможным ориентировкам кристаллографических осей [6]. Мы использовали этот факт для сравнения полученных при индентировании опытных данных с известными данными по монокристаллам [3, 5]. Модуль сдвига  $G$  согласно усреднению по Фойгту принимался

равным  $G = (2C' + 3c_{44})/5$ , где  $c_{11}$ ,  $c_{12}$  и  $c_{44}$  – упругие постоянные монокристаллов, а их линейная комбинация  $C' = (c_{11} - c_{12})/2$ . Модуль Юнга  $E$  определялся по формуле  $E = 2G(1 + \mu)$ , здесь  $\mu$  – коэффициент Пуассона материалов, который был принят равным 0,33 для всех сплавов. Результаты вычислений в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 3. Среднее отклонение усредненных значений модулей от эмпирических данных составило 11,55%.

III. Также представляет интерес отношение  $H/E$  сплавов  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  с мартенситными превращениями и без них. По данным [8] это отношение у большинства металлов меньше, чем 0,02-0,1, а для  $NiTi$  равно 0,45 [10]. Эти данные достаточно хорошо согласуются с полученными нами в настоящей работе значениями, в том числе 0,055 для монокристаллов  $Ti_{49}Ni_{51}$  и 0,06 для сплава  $Ti_{49}Ni_{51}$  в поликристаллическом состоянии. Что касается общего вида (подъема) кривой  $H/E$  в зависимости от концентрации железа в сплавах, то, скорее всего, он связан с размягчением модулей упругости сплавов по мере приближения к точкам мартенситных превращений. Для сплавов, испытывающих мартенситные превращения  $H/E > 0,035$ .

### Литература

1. Гоголинский К.В., Решетов В.Н. Применение сканирующих зондовых микроскопов для анализа с субмикронным и нанометровым разрешением структуры и механических свойств материалов (обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1998. – Том 64, № 6. – С. 30-43.
2. Григорович В.К. Твердость и микротвердость материалов. М.: Наука, 1976. – 230 с.
3. С.А. Муслов, В.Н. Хачин, В.Г. Пушкин, Ю.И. Чумляков. Упругие свойства и структура сплавов  $TiNi$ - $TiFe$  накануне мартенситных превращений // Письма о материалах. – 2015. – Том 5, Выпуск 4. – С. 420-423.
4. Усеинов А.С. Измерение модуля Юнга сверхтвердых материалов с помощью сканирующего зондового микроскопа Наноскан // Приборы и техника эксперимента. – 2003. – № 6. – С. 1-5.
5. Хачин В.Н., Муслов С.А., Пушкин В.Г., Кондратьев В.В. Особые упругие свойства В2-соединений титана с нестабильной решеткой // Металлофизика и новейшие технологии. – 1988. – Т. 10. – № 1. – С. 102-104.
6. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. – 400 с.
7. T.M. Brill, S. Mittelbach, W. Assmus, M. Mullner and B. Luthi. Elastic properties of  $NiTi$  // Journal of Physics: Condensed Matter, Volume 3, Number 48, 9621-7.
8. Cheng, Y.T., Cheng, C. M. Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements // Mater. Sci. Eng., R Rep. 44, 91–149 (2004).
9. P. Li et al. Spherical indentation of  $NiTi$ -based shape memory alloys // Journal of Alloys and Compounds 651 (2015) 724-730.
10. Yang-Tse Cheng and David S. Grummon. Indentation in Shape Memory Alloys // Micro and Nano Mechanical Testing of Materials and Devices, doi: 10.1007/978-0-387-78701-5, p. 71-86.