

PASC: 81.40.-z

Д.В. Гундеров¹, В.Г. Пушин², Е.А. Прокофьев¹, А.В. Лукьянов¹,
А.В. Поляков¹, А.Н. Уксусников², Р.З. Валиев¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

¹Институт физики перспективных материалов УГАТУ
ул. К. Маркса, 12, г. Уфа, 450000, Россия
E-mail: dimagun@mail.rb.ru

²Институт физики металлов УрО РАН
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620219, Россия

Исследована микроструктура ультрамелкозернистого (УМЗ) TiNi в различных участках образца после испытаний на растяжение. Предположено, что большую пластичность в УМЗ-TiNi обеспечивают низкие модули Юнга и сдвига и возможность накопления в структуре сплава большей плотности дефектов, что обеспечивает длительное действие деформационного упрочнения.

Сплавы никелида титана широко применяются в технике и медицине как материалы с эффектом памяти формы [1]. Дополнительно улучшить свойства металлов и сплавов можно за счет формирования УМЗ-структуры путем интенсивной пластической деформации (ИПД) [2], в частности равноканального углового прессования (РКУП) [2]. Исследования показали, что метод РКУП позволяет формировать УМЗ-структуру и значительно улучшить свойства и сплавов TiNi [3]. Наряду с высокой прочностью, РКУП-сплавы TiNi при растяжении при комнатной температуре демонстрируют высокую (более 60%) пластичность и большую равномерную деформацию [3], что необычно для нанокристаллических (НК) и УМЗ-материалов [2,4]. Для некоторых материалов, полученных ИПД, уже показана возможность реализации сочетания высокой прочности и пластичности [5], но природа высокой пластичности УМЗ-сплавов TiNi, полученных РКУП, не исследовалась.

Исходным материалом служил сплав Ti_{49,4}Ni_{50,6}, полученный в Intrinsic Devices Inc, США. Закаленный от 800°C этот сплав имел температуру мартенситного превращения $M_s = 15^\circ\text{C}$ и при комнатной температуре находился

в аустенитном состоянии. Сплав подвергли РКУП при температуре 450°C с числом циклов $n = 8$ [3]. Испытания механических свойств на растяжение при комнатной температуре проводили на плоских образцах с базой $1 \times 0.25 \times 4.5$ mm, со скоростью растяжения $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Для построения истинных кривых напряжение–деформация принимали, что образец испытывает только равномерную деформацию, т.е. $\sigma = (P/S_0)(l/l_0)$, где P – усилие разрывной машины, S_0 – исходная площадь сечения, l_0 – исходная длина базы, l – длина базы в текущий момент растяжения. Были проведены также дополнительные испытания на образцах с рабочей частью $\varnothing 3 \times 15$ mm, размеры которой позволили вырезать фольги для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах JEM-100С, JEM-200СХ.

Кривые растяжения сплава (рис. 1) можно разбить на четыре стадии: I – упругая деформация аустенита; II – фазовая мартенситная псевдотекучесть; III – деформация за счет остаточного деформационно-индуцированного мартенситного превращения [1,6]; IV – достижение предела дислокационной текучести σ_{ysl} в мартенсите. Напряжение σ_{ysl} РКУП-сплава (990 МПа) почти вдвое выше, чем в сплаве в обычном крупнозернистом (КЗ) состоянии. На стадии IV РКУП-сплава (как и КЗ-сплава) имеется участок равномерной деформации большой протяженности ($e = 0.2-0.55$).

В исходном КЗ-состоянии сплав $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ имел средний размер зерен D_{gr} около 30 μm , после РКУП D_{gr} составил 0.3 μm (рис. 2). После растяжения на участке однородной деформации значительного измельчения зерна не происходит, однако в зернах сформировалась очень высокая плотность дислокаций (рис. 3,а). Отсюда можно заключить, что в УМЗ-TiNi на стадии равномерной деформации основным механизмом деформации является скольжение дислокаций в B19'-мартенсите. На участке шейкообразования микроструктура сильно измельчилась, наблюдаются пакеты мартенситных нанодвойников толщиной около 20 nm.

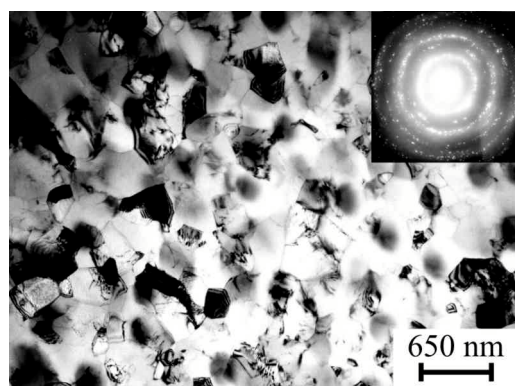
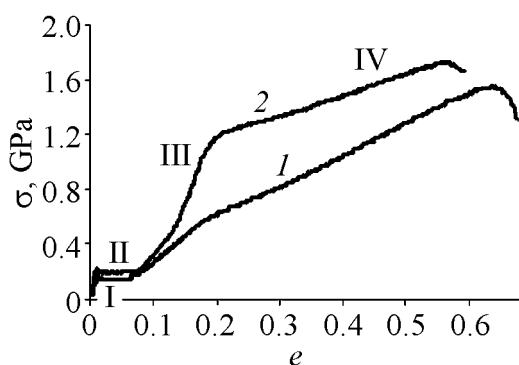


Рис. 1. Истинные кривые напряжение–деформация при растяжении крупнозернистого (кривая 1) и подвергнутого РКУП (кривая 2) сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$

Рис. 2. ПЭМ-изображение и электронограмма сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ после РКУП (поперечное сечение)

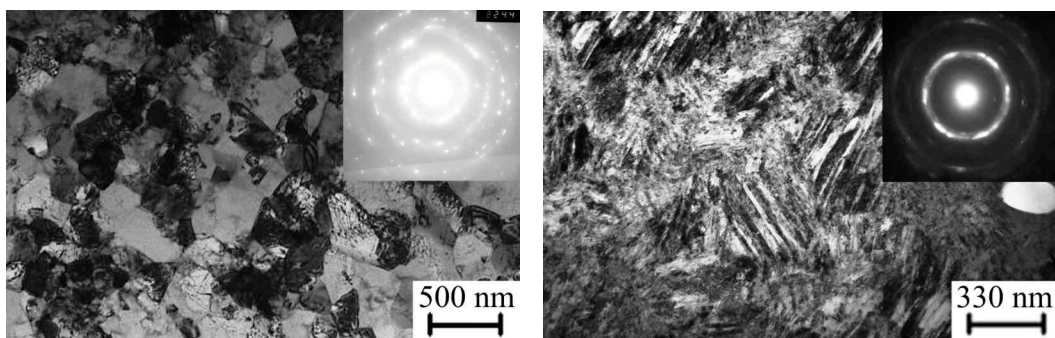


Рис. 3. Микроструктура РКУП-образца $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ после растяжения (поперечное сечение): *а* – участок однородной деформации, *б* – участок в области шейки

УМЗ-сплав $TiNi$ показывает высокий предел дислокационной текучести ($\sigma_{ysl} \approx 990$ МПа), что связано с тем, что: а) $TiNi$ – упорядоченный интерметаллид; б) скольжению дислокаций препятствуют двойники и границы кристаллов, сформировавшиеся в результате деформационно-индуцированного мартенситного перехода, предшествующего стадии дислокационного течения [6]; в) границы УМЗ-зерен являются эффективным препятствием для движения дислокаций [2]. Большая равномерная деформация УМЗ-материалов предполагает длительное действие механизмов деформационного упрочнения, препятствующих образованию шейки [7]. Сравнивая микроструктуры в области шейки в УМЗ- $TiNi$ и в УМЗ- Ti [4], можно утверждать, что микроструктура $TiNi$ на этой стадии деформации измельчается значительно сильнее, чем микроструктура УМЗ- Ti . Более того, при больших деформациях в сплавах $TiNi$ происходит аморфизация [8], которая в чистых металлах не реализуется из-за процессов релаксации. Соответственно в сплавах $TiNi$ при деформации может накапливаться значительно большая плотность дефектов, чем в чистых металлах, процессы упрочнения продолжают действовать при больших степенях деформации, и это препятствует шейкообразованию. Кроме того, модули упругости (E и G) сплавов $TiNi$ (≈ 50 МПа) [1] заметно ниже, чем у чистых металлов, что облегчает зарождение, скольжение и размножение дислокаций и существенно повышает пластичность.

Таким образом, по результатам выполненной работы можно сделать следующие выводы.

1. Необычной особенностью механического поведения УМЗ- $TiNi$ в процессе растяжения при комнатной температуре является наличие протяженного участка однородной (до 55%) деформации.

2. Значительного дополнительного измельчения зерна УМЗ- $TiNi$ при растяжении на участке однородной деформации не происходит, однако в зернах накапливается высокая плотность дислокаций и нанодвойников. Основным механизмом пластической деформации УМЗ- $TiNi$ на этой стадии является скольжение дислокаций. Вблизи места разрыва доминирует микроструктура нанодвойников.

3. Высокую однородную деформацию в УМЗ-TiNi обеспечивают низкие модули упругости (Юнга и сдвига) и возможность накопления в структуре TiNi значительно большей плотности дефектов, чем в чистых металлах. Соответственно критическая плотность дефектов в РКУП-TiNi достигается при больших степенях деформации, деформационное упрочнение действует дольше, локализация пластической деформации наступает позже.

1. В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, Никелид титана, структура и свойства, Наука, Москва (1992).
2. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
3. В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С.Д. Прокошкин, С.В. Добаткин, И.Б. Трубицына, И.Ю. Хмелевская, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев, ФММ **100**, № 6, 91 (2005).
4. С.Ю. Миронов, Г.А. Салицев, М.М. Мышляев, ФММ **93**, № 4, 75 (2002).
5. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, JMR **17**, № 1, 5 (2002).
6. В.Я. Ерофеев, Ю.И. Паскаль, ФММ **67**, 945 (1989).
7. E. Ma, JOM **58**, 49 (2006).
8. V.G. Pushin, D.V. Gunderov, N.I. Kourov, L.I. Yurchenko, E.A. Prokofiev, V.V. Stolyarov, Y.T. Zhu, R.Z. Valiev, Ultrafine grained materials III, TMS, Charlotte, NC, USA (2004), p. 481–486.

D.V. Gunderov, V.G. Pushin, E.A. Prokof'ev, A.V. Luk'yanov, A.V. Polyakov, A.N. Uksusnikov, R.Z. Valiev

INVESTIGATION OF THE NATURE OF HIGH STRENGTH AND PLASTICITY IN ULTRAFINE-GRAINED TiNi ALLOY PREPARED BY THE EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING METHOD

Microstructure of ultrafine-grained (UFG) TiNi in different parts of the sample subjected to tensile tests has been investigated. It is assumed that in the UFG-TiNi a higher plasticity is due to low Young's and shear moduli and high density of defects accumulated in the structure giving a longer action of strain hardening.

Fig. 1. Real stress-strain curves for coarse-grained $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy in tension (curve 1) and after the ECMAP (curve 2)

Fig. 2. TEM-image and electron diffraction pattern of $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy after the ECMAP (cross-section)

Fig. 3. Microstructure of the ECMAP $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy after tension (cross-section): *a* – section of uniform deformation, *b* – section in the region of neck