

эвтектоидных горизонталей, а также у любой немонотонности ликвидуса, поскольку солидус или солидонд представляет собой горизонтали в эвтектических или эвтектоидных системах. Эти системы являются заведомо двухфазными, металлографически легко и четко детерминируемыми, что никак не объясняет вопиющие для сплавов-смесей нарушения правила аддитивности.

Декларируются объясняющие аномалии свойств промежуточные фазы A_nB_m -КИДЛС: $\sim Al_7Si$, $Al_{41}Cu_9$ — отвечают эвтектической точке; $Fe_{24}C$ — эвтектоидной точке; $Al_{11}Si$, $AlSi_6$ — изгибу ликвидуса; $Fe_{42}C$ — изгибу ликвидоида; $Al_{39}Cu$, $Al_{97,5}Si_{1,5}$ — концу эвтектической горизонтали; Cu_4Al , Cu_7Al_3 — концам эвтектоидной горизонтали.

Признание фазы Al_7Si объясняет одновременный максимум прочности и пластичности; фазы $Al_{41}Cu_9$ — минимум износа; фазы $Fe_{24}C$ — максимум модуля упругости, твердости и электросопротивления; фазы $Al_{11}Si$ — максимумы электросопротивления и магнитной восприимчивости в жидком и твердом состоянии, изгиб кривой линейной усадки, минимум пластичности; фазы $AlSi_6$ — вопиющее (8-кратное) нарушение правила аддитивности (по твердости); фазы $Fe_{42}C$ — минимум модуля упругости и максимумы предела текучести отожженной и термоулучшенной стали; фазы $Al_{39}Cu$ — максимумы вязкости расплава и восприимчивости к термической обработке; фазы $Al_{97,5}Si_{1,5}$ — максимумы горячеломкости и вязкости расплава, изгиб кривой сопротивления; на фазу Cu_4Al остро реагируют модуль Юнга, а фазе Cu_7Al отвечает абсолютный минимум износа.

Диаграммы состояния силуминов, сталей и дуралюминов с декларируемыми фазами хотя бы полезны, «если за критерий верности или пригодности диаграмм взять степень ее соответствия наблюдаемым структуре и свойствам» (А.А.Бочвар).

УДК: 669.24'295:539.89:539.251.26

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ TiNi, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКОЙ

Столяров В. В.

*Институт машиноведения РАН, Москва,
vlst@yauza.ru*

Введение

Сплавы TiNi с памятью формы обладают замечательным комплексом физико-механических свойств, знание которых определяет их применение как конструкционных, так и функциональных материалов [1]. В работах [2–4] было показано, что механические и функциональные свойства застехиометрических сплавов TiNi существенно повышаются с изменением дисперсности их структуры — от крупнокристаллической к субмикро- и нанокристаллической. Такие структуры в объемных материалах обычно получают деформационными методами — ИЦДК или РКУП [2, 5], а также ТМО [3, 4]. Дополнением к указанным методам может стать метод электропластической деформации (ЭПД) [6], использование которого в [7] впервые показало возможность получения наноструктуры в никелиде титана. Целью данной работы является исследование механических свойств никелида титана, полученного методом ЭПД.

Материал и методика исследования

В работе использованы «медицинские» сплавы близкого состава: $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ и $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в двух состояниях: крупнозернистом (КЗ) после закалки и ультрамелкозернистом (УМЗ) после РКУП [2]. Сплавы в виде полос толщиной до 2 мм подвергались ЭПД [7] в интервале степеней истинной деформации $\epsilon = 0,3 - 1,9$ и плотности тока $j = 84-200 \text{ А/мм}^2$. Для получения равномерной микроструктуры деформированные сплавы отжигали при температуре 400–450 °С, 1 час. Механические испытания на растяжение проводили на лопаточных образцах длиной 55 мм при комнатной температуре $T_{исп}$ на машине Zwick/Roell с тензометром на базе 10 мм при скорости 0,5 мм/мин.

Экспериментальные данные

На рис. 1 и 2 представлены микроструктуры исходного сплава до и после ЭПД. В закаленном и РКУП состояниях (рис. 1а, б) сплав имеет одинаковый фазовый состав (В2-фаза), но разный средний размер зерен (80 и 0,3 мкм).

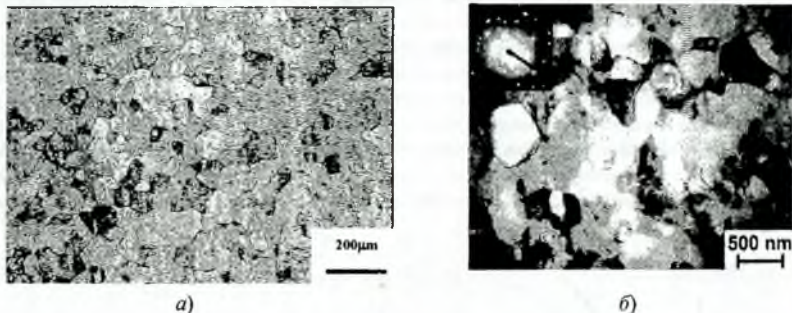


Рис. 1. Микроструктура сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ в закаленном (а) и РКУП (б) состояниях

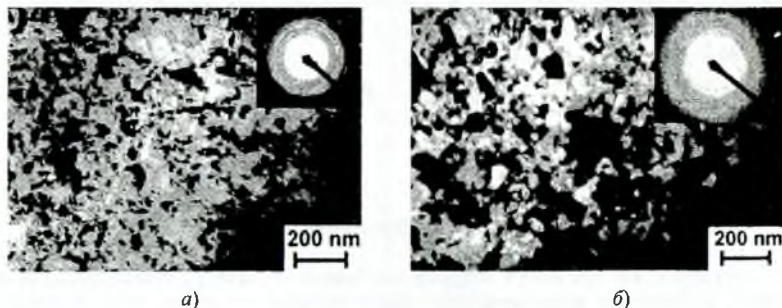


Рис. 2. Микроструктура сплавов с исходной КЗ (а, $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$) и УМЗ (б, $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$) структурой, подвергнутых ЭПД и отжигу при 400 С (а) и 450 С (б).

ЭПД и последующие отжиги приводят к формированию близких наноструктурных состояний со средним размером 50 и 80 нм, соответственно, в сплаве с исходной КЗ и УМЗ структурой. В обоих состояниях в структуре присутствует аустенит и незначительная доля аморфной фазы. Наблюдающееся различие в степени дисперсности

структур связано с разными режимами ЭПД и последующего отжига. Детальный рентгеноструктурный анализ указывает на наличие в структуре дисперсных частиц вторых фаз, вызванных старением.

Механические свойства. Ниже рассмотрены механические свойства на растяжение КЗ и УМЗ структурных состояний сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, подвергнутого холодной прокатке с током и без тока. Механические свойства сплава сравниваются в состояниях до и после отжига при температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч.

Крупнозернистое состояние. На рис. 3 представлены типичные кривые напряжение-деформация при растяжении образцов ЭПД сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ до (а) и после отжига (б), а в табл. 1 – результаты испытаний.

Анализ кривых деформации показывает, что их вид принципиально отличается в состояниях до и после отжига. Нагартованный в процессе ЭПД сплав хрупко разрушается на стадии равномерной деформации, не достигая предела прочности (рис. 3а). Видно, что на кривой отсутствуют особенности, характерные для проявления фазовых превращений. Т.е. в нагартованном аустенитном состоянии при растяжении сплав не проявляет фазовых превращений.

После отжига ЭПД сплава при температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ на кривой деформации при напряжениях $200\text{--}300\text{ МПа}$ появляется плато протяженностью $\epsilon_m \approx 5\%$, соответствующее превращению аустенита в мартенсит (рис. 3б). Наклон кривой до и после плато различен и характеризует модули Юнга для аустенита E_1 и мартенсита E_2 , измеренные по программе машины. Наблюдаемое соотношение $E_1 > E_2$ типично для обеих фаз, хотя их абсолютные значения заметно отличаются от табличных 83 и 40 ГПа [8]. Отожженный сплав по сравнению с нагартованным обладает заметным остаточным удлинением до разрушения δ .

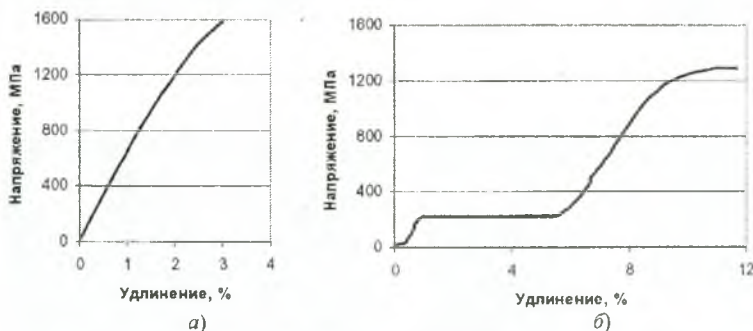


Рис. 3. Вид деформационных кривых КЗ сплава после ЭПД до (а) и после отжига (б)

Отметим, что при малых напряжениях (менее 50 МПа) на кривых после отжига всегда наблюдались дополнительные горизонтальные площадки, длина которых не превышала $0,5\%$. Наличие таких площадок может быть связано с переориентацией небольшого количества мартенсита под действием напряжений и, косвенно, свидетельствовать о двухфазной структуре сплава (А + М) при комнатной температуре. Это предположение подтверждается измерениями температур прямого и обратного превращений методом DSC анализа, из которых следует, что $M_s \leq T_{исп} < A_f$ для всех режимов ЭПД.

Таблица 1. Механические свойства КЗ сплава, подвергнутого ЭПД и последующему отжигу при 450 °С, 1 час.

Обработка	ϵ	E_1 ГПа	E_2 ГПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_b МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\epsilon_{0,2}$ %	δ %
закалка	0	-	-	210	940	600	5,0	40
ЭПД	1,4	45	34	260	1291	1175	5,0	7,8
	1,81	40	30	250	1300	1200	5,0	9,6

Данные табл. 2 показывают, что ЭПД и отжиг КЗ сплава не влияют на протяженность плато, но повышают критическое напряжение σ_m . Прочностные свойства по сравнению с исходным закаленным состоянием увеличиваются значительно: на 35% для предела прочности σ_b , на 100% – для предела текучести $\sigma_{0,2}$. Относительное удлинение до разрушения δ уменьшается, но остается достаточно высоким. Отмечается слабое влияние на механические свойства степени деформации ϵ в интервале 1,4 – 1,81.

УМЗ состояние. На рис. 4 и в табл. 2 представлены, соответственно, кривые деформации и результаты испытаний при растяжении прокатанного с током УМЗ сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$, до и после отжига при температуре 450 °С.

Таблица 2. Механические свойства УМЗ сплава, подвергнутого ЭПД и последующему отжигу при 450 °С, 1 час.

Обработка	ϵ	E_1 ГПа	E_2 ГПа	σ_m МПа	σ_b МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	ϵ_m %	δ %
РКУП	0	-	-	290	1240	1140	5,0	25
ЭПД	0,36	31	30	250	1375	1195	5,0	8,0
	0,45	28	31	271	1434	1276	5,0	7,5
	1,14	10	5	300	1460	1400	5,0	7,0
	1,91	66	40	294	1481	1395	6,0	8,0

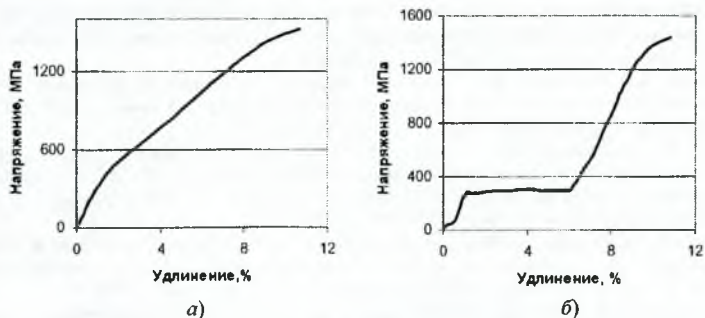


Рис. 4. Вид деформационных кривых УМЗ сплава после ЭПД до (а) и после отжига (б).

Как и для КЗ сплава, кривые отличаются наличием двух плато для образцов отожженного сплава (рис.4б) и его отсутствием в нагартованном состоянии (рис.4а). Особенностью кривой рис.4а является перелом в упругой области, который можно считать выродившейся в точку площадкой, соответствующей фазовому превращению А→М. Соотношение модулей $E_1 > E_2$ аналогично исходному КЗ состоянию после ЭПД. Наблюдается тенденция к уменьшению абсолютных значений модулей упругости с увеличением накопленной степени деформации, достижением их минимума (при $e = 1,14$) и последующим повышением (при $e = 1,91$). Такое неоднозначное поведение модуля упругости нуждается в дополнительном исследовании зависимости размера формирующихся нанозерен от степени деформации. Известно, что модуль упругости становится структурно-чувствительной характеристикой в наноразмерном интервале.

С увеличением накопленной степени ЭПД повышаются пределы текучести и прочности сплава, достигая стадии насыщения при $e = 1,91$. Удлинение до разрушения уменьшается по сравнению с исходным УМЗ состоянием, но оно не зависит от степени деформации и сохраняется достаточно высоким.

Выводы

ЭПД является мощным методом получения УМЗ и наноструктур в исходно крупнозернистом сплаве TiNi. Используя ЭПД прокаткой УМЗ TiNi сплава можно получать длинномерные изделия тонкого сечения без применения промежуточных отжигов. В исходно крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии ЭПД прокаткой и последующий нанокристаллизационный отжиг позволяют повысить прочность до, соответственно 1300-1480 МПа, и сохранить заметную пластичность.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Федеральным агентством по науке и инновациям, госконтракты 02.513.11.307 и 02.513.11.3137

Список литературы

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications, ed. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F.//Montreal.-ETS Publ.-2003.-851p.
2. В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С. В. Добаткин, С.Д. Прокошкин, И.Б. Трубицына, И.Ю. Хмелевская, В.Г. Путин, Р.З. Валиев // Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, подвергнутых равноканальному угловому прессованию//ФММ.-2005.-т. 100.-№6.-с. 91-102.
3. С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, И.Ю. Хмелевская, СВ. Добаткин, К.Э. Инакян, В.Ю. Турлипа, В. Демерс, Е.В. Татьянан. Создание субструктуры и наноструктуры при термомеханической обработке и управление функциональными свойствами Ti-Ni-сплавов с эффектом запоминания формы//МитОМ, №5, (2005) 24-29.
4. V. Brailovski, S.D. Prokoshkin, K.E. Inackyan, V. Demers, S.V. Dobatkin, E.V. Tatyannin, Structure and properties of the Ti-50.0 % Ni alloy after strain hardening and nanocrystallizing thermomechanical processing // Mater. Trans. JIM, v. 47, 3 (2006) 795-804.
5. Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Сергеева А.В., Mukherjee A.K., Валиев Р.З. Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: Труды XXXVIII Международного семинара "Актуальные проблемы прочности" в 2 частях (24-27 сентября 2001 г., г. Санкт-Петербург), Санкт-Петербург, 2001, 624 с., стр.108-113.
6. О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин.// Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). - 2-х томах. Т. 1 - Москва - Ижевск, Институт компьютерных технологий.- 2004.- 590 с.
7. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б.Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, 4, 16 (2006) 48-51.
8. Materials Properties Handbook: Titanium alloys, eds. R. Boer, G. Welsch, E. Collings, ASM International, 1994