

Влияние тёплой деформации методом abc-прессования на механические свойства никелида титана

А. И. Лотков¹, В. Н. Гришков¹, А. А. Батури^{1,3}, Е. Ф. Дударев²,
Д. Ю. Жапова^{1†}, В. Н. Тимкин¹

†dorz@ispms.tsc.ru

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/4, Томск, 634055, Россия

²Сибирский физико-технический институт имени акад. В. Д. Кузнецова Национального исследовательского Томского государственного университета, пр. Ленина 36, Томск, 634050, Россия

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина 30, Томск, 634050, Россия

Исследовано влияние температуры на предел прочности (σ_{uts}) и удлинение до разрушения (δ) при растяжении образцов никелида титана (50.2 ат.% Ni) с исходной крупнозернистой структурой и структурами после abc-прессования при 873К (сплав 1, истинная деформация $e = 2.2$) и после прессования с понижением температуры в последовательности 873К→673К (сплав 2, $e = 4.2$). Размер зёрен в образцах сплава 1 (2-40 мкм) меньше, чем в исходных образцах (20-70 мкм). Образцы сплава 2 имели субмикроструктурную структуру (зёрна/субзёрна 100-700 нм). Показано, что при охлаждении и нагреве в исходных образцах реализуется мартенситные превращения (МП) B2↔B19' (фазы с кубической и моноклинной структурами, соответственно), а в сплавах 1 и 2 МП протекают в последовательности B2→R→B19'→B2 (R – мартенситная фаза с ромбоэдрической структурой). Завершение МП B19'→B2 в этих образцах происходит при температурах 340-355 К. Растяжение образцов проводили при 293К, 343К и 473К (или 523К), то есть в мартенситной фазе B19', предпереходной области температур и в B2 фазе. Зависимости «напряжение-деформация», полученные при этих температурах, для всех образцов качественно подобны. В процессе растяжения при 293К и 343К наблюдается площадка псевдотекучести, связанная с переориентацией кристаллитов фазы B19' или формированием деформационной мартенситной фазы B19'. Генерации мартенситной фазы B19' в процессе растяжения при 473К (или 523К) не наблюдается. Показано, что σ_{uts} повышается после abc-прессования. Максимум σ_{uts} наблюдается в процессе растяжения сплавов 1 и 2 при 293К и 343К (в мартенситной фазе B19'). Наиболее пластичными являются образцы сплава 1 (δ около 80% при 293-343 К). При повышении температуры деформирования до 473К (или 523К) σ_{uts} и δ существенно понижаются ($v \sim 2$ раза).

Ключевые слова: тёплая деформация, никелид титана, механические свойства

The effect of warm deformation by abc-pressing method on mechanical properties of titanium nickelide

A. I. Lotkov¹, V. N. Grishkov¹, A. A. Baturin^{1,3}, E. F. Dudarev²,
D. Yu. Zhapova¹, V. N. Timkin¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Akademicheskii pr. 2/4, Tomsk, 634055, Russia

²Siberian Physical-Technical Institute at Tomsk State University, Lenina pr. 36, Tomsk, 634050, Russia

³National Research Tomsk Polytechnic University, Lenina pr. 30, Tomsk, 634050, Russia

The effect of temperature on the ultimate tensile strength (σ_{uts}) and fracture elongation (δ) under tension of titanium nickelide (50.2 at.% Ni) with initial coarse-grained structure and structures after abc-pressing at 873K (alloy 1, true deformation $e = 2.2$) and after “step-by-step” pressing at 873K→673K (alloy 2, $e = 4.2$) are studied. The grain dimensions in the samples of alloy 1 (2-40 μm) are smaller than ones in initial samples (20-70 μm). The structure of alloy 2 is submicrocrystalline (grain/subgrain dimensions are 100-700 nm). It was found that the martensitic transformations (MT) B2↔B19' had been observed under cooling and heating of initial samples. The sequences of B2→R→B19'→B2 MT were observed in alloys 1 and 2 (R – the rhombohedral martensitic phase). The finish of B19'→B2 MT take place in the temperature range 340-355 K. The tension tests were carried out at temperatures 293K, 343K and 473K (or 523 K), *i.e.* in the B19' phase, pretransition temperature range and B2 phase, accordingly. The “stress-strain” dependences obtained at these temperatures are quantitatively the same for all

samples. The martensitic plateau connected with the reorientation and/or generation of the B19' martensitic crystallites are observed under tension of samples at 293K and 343K. No the generation of stress-induced B19' martensite was observed under tension at 473K (or 523K). The increase of σ_{uts} was found after abc-pressing. The maximum values of σ_{uts} are observed under tension of samples of alloys 1 and 2 at 293K and 343K (in B19' phase). The alloy 1 demonstrates the highest plasticity (δ about 80%) at temperature range 293-343 K. The σ_{uts} and δ decrease essentially (about 2 times) with the temperature increase to 473K (or 523K).

Keywords: warm deformation, titanium nickelide, mechanical properties

Введение

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) широко применяются в технике и медицине в качестве функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, которые обусловлены реализацией в них термоупругих мартенситных превращений (МП) кубической B2 фазы в ромбоэдрическую R и моноклинную B19' мартенситные фазы [1,2]. В настоящее время интенсивно исследуется влияние больших пластических деформаций на формирование в этих сплавах ультрамелкозернистых (УМЗ) структур (субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических) с целью развития физических представлений о механизмах измельчения зёрновой структуры и последующего изменения пределов текучести, прочности, технологической пластичности и неупругих свойств (ЭПФ и сверхэластичность). Показано, что эффективное формирование УМЗ структуры этих материалов достигается в процессах тёплого деформирования ($0.3 < T/T_{\text{пл}} < 0.5$, где $T_{\text{пл}}$ - температура плавления) при равноканально-угловом прессовании, РКУП [3], прокатке [4–7], abc-прессовании [8]. При тёплом РКУП (723K) получены образцы с СМК структурой (размер зёрен-субзёрен 300 нм) двойных сплавов на основе TiNi с 50.2, 50.6 и 50.8 ат.% Ni [3] и тройного сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47.3}\text{Fe}_{2.7}$ (ат.%) [9]. При тёплой прокатке в ручьевых вальцах с истинной деформацией $e=2.0$ в сплаве $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (ат.%) формируется структура на основе зёрен-субзёрен СМК и микрокристаллического масштабов (1.5 мкм и менее) [4].

Исследования механических свойств сплавов на основе TiNi, проведённые в основном при комнатных температурах (вблизи 293K), непосредственно после воздействия больших пластических деформаций позволили выявить общую тенденцию: формирование УМЗ структуры в этих сплавах приводит, как правило, к повышению предела прочности, σ_{uts} , и уменьшению пластичности, δ_p — удлинение до разрушения [3]. В частности, σ_{uts} двойного сплава с 50.2 ат.% Ni с СМК структурой после РКУП при 723K ($e=6.4$) достигает 1400 МПа (на ~50% больше σ_{uts} исходных крупнозернистых образцов), но в то же время пластичность уменьшается в ~3 раза (до 23%) [10]. В двойном сплаве с 50.6 ат.% σ_{uts} возрастает от 900 МПа (крупнозернистое состояние) до 1400 МПа после РКУП при 723K ($e=9.6$), но в то же время δ_p уменьшается от ~70% до 47% [11]. В двойном сплаве с 50.8 ат.% Ni после формирования структуры на основе СМК и микрокристаллических зёрен-субзёрен в процессе тёплой прокатки при 723K ($e=2.0$) σ_{uts} повышается на 300 МПа,

а δ_p уменьшается в ~2 раза (в исходных крупнозернистых образцах $\sigma_{\text{uts}}=1100$ МПа, $\delta_p=55\%$) [4].

Вместе с тем, следует отметить, что изложенные выше результаты исследований механических свойств двойных сплавов на основе TiNi с 50.2—50.8 ат.% Ni получены при комнатных температурах и характеризуют прочность и пластичность мартенситной фазы B19', которая либо присутствует в исходных образцах до начала нагружения, либо генерируется в процессе испытаний (деформационная мартенситная фаза B19'), так как температура M_d (предельная температура, при которой в процессе нагружения возможна генерация деформационной мартенситной фазы B19') в этих сплавах равна ~445K [12]. Данные о прочностных и пластических свойствах B2 фазы двойных сплавов с 50.2—50.8 ат.% Ni как с крупнозернистой, так и с УМЗ структурами при температурах 473K-673K (выше M_d) немногочисленны. В [13,14] показано, что максимальный предел прочности и удлинение до разрушения в двойном сплаве с 50.6 ат.% Ni наблюдаются в процессе растяжения при комнатной температуре как крупнозернистых образцов, так и образцов с СМК структурой после РКУП при 723K ($e=6.4$, размер зёрен-субзёрен 300 нм). Значения σ_{uts} в этих образцах близки (1630 МПа и 1600 МПа), а удлинение δ_p составляет 72% и 60%, соответственно [14]. При повышении температуры испытаний до 473K (образцы с монофазной B2 структурой) σ_{uts} уменьшается на ~25% (до 1180 МПа в образцах с СМК структурой и 1100 МПа в крупнозернистых образцах). При этом δ_p в образцах с СМК структурой уменьшается более интенсивно (до 22%), чем в крупнозернистых образцах (до 42%). Качественно подобные результаты получены в [13].

Цель данной работы — исследовать влияние температуры испытаний на предел прочности и пластичность при растяжении образцов сплава $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат.%) с исходной крупнозернистой структурой и СМК структурой после тёплого abc-прессования.

Материал и методы исследования

Для исследования был выбран сплав $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат.%), поставляемый промышленным центром «МАТЭКС» (г. Москва). В составе сплава присутствует 5—7 об.% фазы со структурой типа Ti_2Ni . Предварительно образцы отжигали при 1073K (1ч.) и охлаждали с печью. Исходные образцы имели крупнозернистую микроструктуру с зёрнами размером от 20 до 70 мкм. Методика многоциклового abc-прессования с последовательным понижением

температуры каждого этапа изотермического деформирования и эволюция при этом микроструктуры образцов изложена в [8]. Деформацию, ϵ , заданную образцам на каждом этапе изотермического прессования и в целом при понижении температуры деформирования, рассчитывали в виде суммы натуральных логарифмов отношения начальной и конечной высот образцов в каждом акте осадки. Скорость деформирования составляла $0,16 \div 0,18 \text{ с}^{-1}$. После первого этапа изотермического прессования (при 873К с $e=2.2$; далее условно обозначим эту партию образцов как сплав 1) микроструктура образцов остается крупнозернистой (зёрна с размерами от 2 до 40 мкм). После второго этапа прессования (при 673К, $e=2.0$; далее условно обозначим партию образцов после абс-прессования при 873К и 673К с суммарной деформацией $e=4.2$ как сплав 2) образцы имели смешанную микроструктуру, основу которой составляли зёрна-субзёрна СМК размеров (100—700 нм). В составе микроструктуры сплава 2 присутствовали также микрообъёмы с наноразмерными зёрнами (в основном внутри микрополос локализации деформации) и единичные зёрна, размер которых не превосходил 1.5 мкм.

Последовательность и температуры МП определяли по температурным зависимостям электросопротивления, полученным четырёхточечным потенциальным методом.

Образцы для механических испытаний при растяжении были изготовлены в виде двойных лопаток с длиной и шириной рабочей части 10 и 2 мм, соответственно. Толщина образцов — 0.9 мм. Поверхность образцов подвергали последовательно механической и электролитической полировке. Испытания на растяжение проводили на установке ИМАШ-2078. Скорость деформирования составляла 10^{-3} с^{-1} .

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Для анализа результатов влияния температур испытаний на развитие деформации при растяжении образцов исследуемого сплава необходимы данные о последовательности и температурах МП. Эти исследования показали, что в результате абс-прессования изменялась последовательность МП при охлаждении образцов (от $B2 \rightarrow B19'$ в исходных образцах до $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$, где $B2$, $B19'$ и R — кубическая фаза и мартенситные фазы с моноклинной и ромбоэдрической структурами); при нагреве во всех образцах протекало МП $B19' \rightarrow B2$. В исходных образцах МП $B2 \rightarrow B19'$ реализовалось от $M_s=333\text{К}$ до $M_f=306\text{К}$, а МП $B19' \rightarrow B2$ — от $A_s=340\text{К}$ до $A_f=355\text{К}$. В сплаве 1 R фаза формировалась при охлаждении ниже $T_R=327\text{К}$, а M_s , M_p , A_s и A_f равны, соответственно, 317К, 288К, 332К и 349К. В сплаве 2 $T_R=333\text{К}$, $M_s=313\text{К}$, $M_f=258\text{К}$, $A_s=323\text{К}$ и $A_f=339\text{К}$.

Выбор температур испытаний обусловлен следующим. Температура испытаний 293К близка к температуре завершения МП в мартенситную фазу $B19'$ при охлаждении образцов. При этом исходные образцы имеют монофазную структуру мартенситной фазы $B19'$ ($M_f=306\text{К}$). В составе образцов сплава 1 при 293К сохраняется не-

большое количество мартенситной R фазы ($M_f=288\text{К}$). Образцы сплава 2 находятся в трехфазном состоянии: $B19'+R$ +остаточная $B2$ фаза (последняя обнаружена при электронномикроскопических исследованиях [8]). Температура 343К близка к температуре завершения обратного МП $B19' \rightarrow B2$ при нагреве образцов. При этом в исходных образцах и образцах сплава 1 МП $B19' \rightarrow B2$ при нагреве не завершается полностью, и в них присутствует $B2$ фаза и остаточная мартенситная фазы $B19'$. В образцах сплава 2 МП $B19' \rightarrow B2$ полностью завершается во всем объёме ($A_f=339\text{К}$), и в этих образцах при 343К присутствует только $B2$ -фаза (R фаза отсутствует, так как $T_R=333\text{К}$). $B2$ фаза, присутствующая в образцах при 293К и 343К, находится в предпереходном состоянии [8], что обуславливает формирование деформационной мартенситной фазы $B19'$ в процессе растяжения образцов при этих температурах. Температуры 473К и 523К значительно (на 100—150 градусов) превышают температуры МП при охлаждении и нагреве образцов и предельную температуру (M_d) при которой еще возможна генерация деформационной мартенситной фазы $B19'$ при воздействии внешних напряжений (согласно [12], M_d в образцах сплавов на основе TiNi с составами вблизи эквиатомного равна 445К). Это обуславливает неизменность фазового состава образцов ($B2$ фаза) в процессе их растяжения при 473К и 523К, и позволяет оценить прочность и пластичность образцов с исходной крупнозернистой структурой и УМЗ структурой после абс-прессования в состоянии высокотемпературной фазы.

Типичные как для исходных крупнозернистых образцов, так и для образцов после абс-прессования кривые течения при данных температурах испытаний приведены на рис.1. Прежде всего отметим, что во всех образцах (независимо от состояния их зёрненной микроструктуры) на последней стадии растяжения наблюдается развитие макролокализации деформации (образование «шейки»). На кривых течения, полученных при 293К и 343К на начальной стадии растяжения наблюдаются явно выраженные площадки псевдотекучести, обусловленные эффектами переориентации доменов исходной мартенситной фазы $B19'$, допревращением в фазу $B19'$ остаточных R и $B2$ фаз (при 293К) и формированием

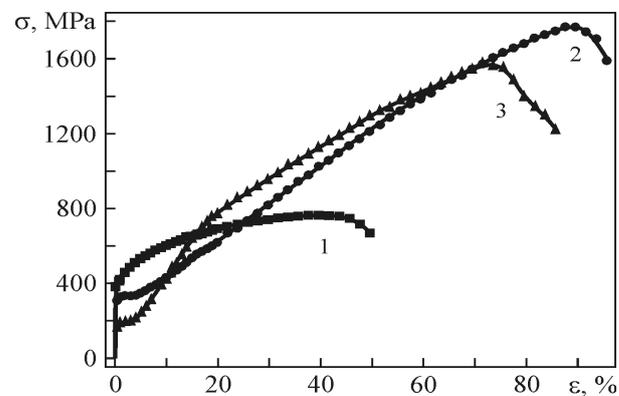


Рис. 1. Кривые течения образцов сплава 1: 1 – $T_{исп}=473\text{К}$; 2 – $T_{исп}=343\text{К}$; 3 – $T_{исп}=293\text{К}$.
Fig. 1. Flow curves of alloy samples: 1 – $T_{test}=473\text{K}$; 2 – $T_{test}=343\text{K}$; 3 – $T_{test}=293\text{K}$.

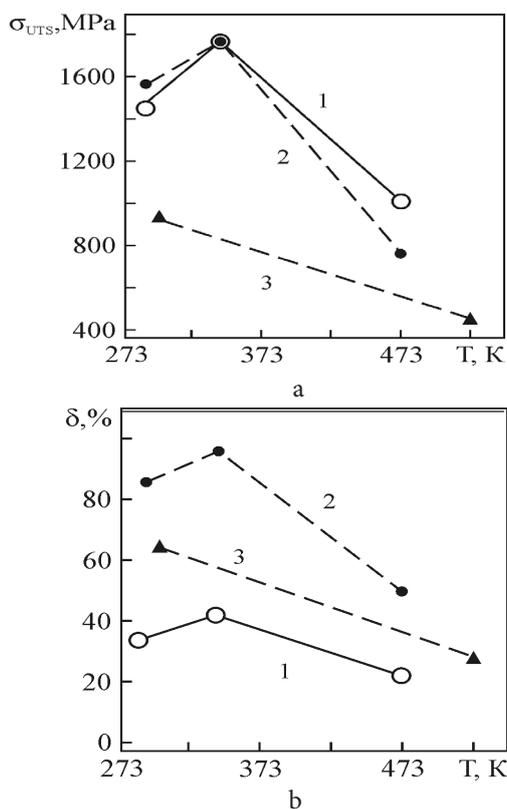


Рис. 2. Температурные зависимости пределов прочности σ_{uts} (a) и удлинения до разрушения δ (b): 1 – образцов сплава 2; 2 – образцов сплава 1; 3 – исходных крупнозернистых образцов.
Fig. 2. Temperature dependence of ultimate strength σ_{uts} (a) and the fracture elongation δ (b): 1 – samples of the alloy 2; 2 – samples of the alloy 1; 3 – initial coarse-grained samples.

деформационной мартенситной фазы V19' (при 343К). Напряжение мартенситного сдвига, характеризующее начало площадки псевдотекучести, заметно (на ~100 МПа) увеличивается при повышении температуры деформирования растяжением от 295К до 343К. Протяженность площадки псевдотекучести составляет 5—6%. В процессе растяжения при 293К стадия псевдотекучести переходит в стадию выраженного деформационного упрочнения. При напряжениях выше ~800 МПа коэффициент упрочнения заметно уменьшается, но вид кривой течения остается близким к линейному практически до достижения предела прочности образцов и стадии макролокализации деформации. В процессе растяжения при 343К стадия деформационного упрочнения, следующая за площадкой псевдотекучести, выражена незначительно, и практически до достижения предела прочности кривая течения имеет незначительную кривизну и слабо отличается от линейной зависимости. В процессе растяжения при 473К не наблюдается как площадки псевдотекучести ($M_d \leq 473K$, и, соответственно, деформационная мартенситная фаза V19' не образуется), так и последующей стадии заметного деформационного упрочнения. Кривая течения близка к параболическому типу. В целом, приведенные выше закономерности развития деформации при данных температурах испытаний при растяжении качественно подобны как для исходных крупнозернистых образцов, так и образцов

сплава 1 и сплава 2. При этом наблюдается различие количественных характеристик кривых течения (протяженности различных стадий, различие коэффициентов упрочнения на каждой из них, пределов прочности и удлинения в момент разрушения образцов).

Предел прочности образцов, σ_{uts} , и удлинение при разрушении образцов, δ_p , в зависимости от температуры испытаний приведены на рис.2.

Из рис.2а видно, что при 295К предел прочности сплава 2 ниже, чем в крупнозернистых образцах сплава 1. При той же температуре испытаний наиболее низкий предел прочности имеют исходные образцы с крупнозернистой микроструктурой, рис.2а.

С повышением температуры испытаний до 343К прочность образцов сплава 2 становится одинаковой с прочностью образцов сплава 1, достигая значения 1770 МПа. При 473К как в исходных образцах, так и в образцах после абс-прессования наблюдается резкое уменьшение пределов прочности, рис.2а. Вместе с тем предел прочности в образцах сплава 2 с УМЗ структурой остается на ~15% выше, чем предел прочности исходных образцов и образцов сплава 1. Из рис.2б видно, что в интервале температур от 343К до 473К пластичность образцов сплава 1 понижается при повышении температуры, но на 30—35% выше, чем пластичность исходных образцов. Наиболее низкой пластичностью обладают образцы сплава 2 (в 1.9—2.3 раза меньше, чем δ_p исходных образцов и в ~2.5 раза меньше δ_p образцов сплава 1). Таким образом, закономерное понижение пластичности сплавов на основе TiNi наблюдается и при формировании в них УМЗ структуры методом тёплого абс-прессования.

Следует отметить ещё один важный результат, заключающийся в одновременном повышении предела прочности и удлинения при разрушении образцов сплава 1, которые имеют крупнозернистую микроструктуру с развитой дислокационной субструктурой [8], относительно их значений в исходных образцах, имеющих крупнозернистую бездефектную микроструктуру после отжига. Дальнейшее измельчение зёрно-субзёрненной структуры (образцы сплава 2) наряду с повышением σ_{uts} приводит к существенному уменьшению пластичности этих образцов.

Другой важный результат данной работы заключается в том, что максимально высокие значения предела прочности сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) проявляются при испытаниях образцов с исходной структурой мартенситной фазы V19' или образцов со структурой B2 фазы при температуре вблизи АК. Данные о высоком пределе прочности мартенситной фазы V19' при растяжении крупнозернистых образцов двойных сплавов на основе TiNi, закалённых от 1173К, известны [2]: при 77К предел прочности максимален и достигает 1250 МПа. Отличие полученных нами результатов от данных [2] заключается в том, что высокие значения предела прочности фазы V19' при растяжении образцов сплава 1 и сплава 2 наблюдаются при комнатных температурах (в частности, при 295К предел прочности равен 1440—1570 МПа). Максимальная прочность (1770 МПа) мартенситной фазы V19' в этих образцах достигается при 343К (вблизи A_f в ненагруженных образцах сплава 1 и сплава 2).

Заклучение

Показано, что в результате тёплого абс-прессования сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) предел прочности при растяжении повышается, а пластичность (удлинение до разрушения) уменьшается, но остается на уровне не менее 25%.

При этом в образцах сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) максимальные значения предела прочности $\sigma_{uts}=1550$ МПа и $\sigma_{uts}=1770$ МПа, достигаются в образцах как с крупнозернистой, так и ультрамелкозернистой структурами при условии, что образцы перед началом испытаний находятся, соответственно, либо в состоянии мартенситной фазы B19', либо в предпереходной области температур, при которых в процессе растяжения образца генерируется деформационная мартенситная фаза B19'. Предел прочности таких же образцов сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) в 1.5—2.0 раза ниже, когда образцы перед началом испытаний имеют кристаллическую структуру B2 фазы при температурах, когда при растяжении не происходит генерации деформационной мартенситной фазы B19'.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (грант № 13-08-90-421 Укр_ф_а) и Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

Acknowledgements. The work was supported by grant Russian Foundation for Basic Research (project No. 13-08-90421) and Program of basic scientific research of the state academies of sciences for 2013-2020.

Литература / References

1. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, E. Trochu (Eds). Shape memory alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. Montreal, ETS Publ. (2003) 844 p.
2. Titanium nickelide alloys with shape memory. Part 1. Structure, phase transformation and properties. Ed. by V.G. Pushin. Yekaterinburg, Ural Branch of RAS (2006). 436 p. (in Russian) [Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. Под ред. В. Г. Пушина. Екатеринбург, УрО РАН (2006) 436 с.]
3. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov. Bulk Nanostructured Metallic Materials: Production, Structure and Properties. Moscow, Akademkniga (2007) 389 p. (in Russian)
4. A. I. Lotkov, V.N. Grishkov, O. A. Kashin, A. A. Baturin, D. Yu. Zhapova, N.V. Girsova, V.N. Timkin, K.V. Krukovsky, A.D. Bratchikov. Perspekt. Mater. **13**, 931—938 (2011) (in Russian) [А.И. Лотков, В.Н. Гришков, О.А. Кашин, А.А. Батуринов, Д.Ю. Жапова, Н.В. Гирсова, В.Н. Тимкин, К.В. Круковский, А.Д. Братчиков. Перспективные материалы. **13**, 931—938 (2011).]
5. A. Kreitchberg, V. Brailovski, S. Prokoshkin, D. Gunderov, M. Khomutov, K. Inaekyan. Mater. Sci. Eng. A. **622**, 21—29 (2015).
6. K.Y. Mulyukov, R.I. Babicheva Letter on Materials. **2** (4), 186—190 (2012) (in Russian) [Мулюков Х.Я., Бабичева Р.И. Письма о материалах. **2** (4), 186—190 (2012).]
7. R.I. Babicheva, Kh. Ya. Mulyukov. Appl. Phys. A. **116**, 1857—1865 (2014).
8. A. I. Lotkov, V.N. Grishkov, E. F. Dudarev, Yu. N. Koval, N.V. Girsova, O.A. Kashin, A.N. Tabachenko, G.S. Firstov, V.N. Timkin, D. Yu. Zhapova. Inorganic Materials: Applied Research. **2**, 548—555 (2011).
9. A. I. Lotkov, V.N. Grishkov, V.I. Kopylov, A. A. Baturin, N.V. Girsova. Perspekt. Mater. **2**, 396—398 (2007). (in Russian) [А.И. Лотков, В.Н. Гришков, В.И. Копылов, А.А. Батуринов, Н.В. Гирсова. Перспективные материалы. **2**, 396—398 (2007).]
10. V.V. Stolyarov, E.A. Prokof'ev, R.Z. Valiev, S.D. Prokoshkin, S.B. Dobatkin, I.B. Trubitsyna, I.Y. Khmelevskaya, V.G. Pushin. The Physics of Metals and Metallography. **100**, 608—618 (2005).
11. V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, V.T. Zhu. Mat. Sci. Eng. A. **410—411**, 386—389 (2005).
12. Shape memory effects and applications in medicine. Ed. by L.A. Monasevich. Novosibirsk, Nauka (1992) 742 p. (in Russian) [Эффекты памяти формы и их применение в медицине. Под ред. Л.А. Моносевиича. Новосибирск. Наука (1992) 742 с.]
13. D.V. Gunderov, E.A. Prokofiev, V.G. Pushin, R.Z. Valiev. Deformation and fracture of materials. **10**, 13 (2007). (in Russian) [Гундеров Д. В., Прокофьев Е. А., Пушин В. Г., Валиев Р.З. Деформация и разрушение материалов. **10**, 13—21 (2007).]
14. V.G. Pushin, N.N. Kuranova, A.P. Dyupin, A. I. Lotkov, E. F. Dudarev, G.P. Bakach, Yu. R. Kolobov, R.Z. Valiev, D. V. Gunderov. The physics of Metals and Metallography. **106**, 520—530 (2008).