

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'295:536.425:539.25

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ
ПОСЛЕ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

© 2023 г. Н. Н. Куранова^{a, b}, В. В. Макаров^a, В. Г. Пушин^{a, b, *}, Н. А. Попов^{a, b}

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^bУральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: pushin@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 19.09.2022 г.

После доработки 25.11.2022 г.

Принята к публикации 30.11.2022 г.

Изучено влияние механо-термической обработки на структуру и фазовые превращения стареющего сплава с эффектами памяти формы Ti–51 ат. % Ni. Выполнены механические испытания на растяжение в комплексе с исследованиями методами оптической и электронной микроскопии и рентгеновского анализа. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура сплава была создана методом многопроходной пластической деформации прокаткой и последующего отжига. Установлено, что сплав отличается высоким уровнем механических свойств (предел прочности до 1550 МПа при относительном удлинении более 20%) благодаря высокодисперсному распаду и образованию УМЗ-структуры за счет рекристаллизации.

Ключевые слова: сплавы с эффектами памяти формы, старение, пластическая деформация, мартенситное превращение, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323022601246, **EDN:** HKJBLY

ВВЕДЕНИЕ

Термоупругие мартенситные превращения (ТМП), вызванные температурными, механическими и другими воздействиями, приводят к ряду необычных и практически важных физических явлений [1–6]. С ТМП связаны циклически обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), гигантские сверхупругость, демпфирование, разнообразные тепловые эффекты, включая эластокалорические, барокалорические, электрокалорические, магнитокалорические [1–3, 7, 8]. Конструкционные полифункциональные металлические smart-сплавы представляют особый класс материалов, востребованных в эффективных инновационно-привлекательных наукоемких технологиях [9–12].

Для современной техники и технологий необходимо создание таких smart-сплавов, которые могут быть применены в реальных изделиях, устройствах и механизмах, эксплуатируемых в широком диапазоне термо-силовых и иных условий [2, 8–12]. Поэтому все более важной становится задача разработки методов получения, оптимизации легирования и термомеханической обработки различных объемных прочных и пластичных поликристаллических smart-материалов,

ориентированных на последующее разнообразное индустриальное применение.

Выбор химического состава и термомеханические обработки сплавов на основе Ti–Ni могут обеспечить достаточно высокие механические характеристики (предел прочности и относительное удлинение) при благоприятных величинах предела фазовой текучести и обратимой деформации [13]. Данные сплавы способны развивать значительные усилия при изменении формы, не разрушаются при многократном механическом воздействии (например, более 20 млн циклов при знакопеременной деформации на 6%) [3]. Они имеют высокие антикоррозионную стойкость, износостойкость и вязкость, что ставит их в ряд наиболее перспективных для практического применения материалов с ТМП и связанными с ними ЭПФ [1–6].

Заметное улучшение прочностных и пластических характеристик сплавов на основе никелида титана может быть получено за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [4, 5, 13]. В научных исследованиях УМЗ-структура в данных сплавах создавалась за счет прогрессивных лабораторных термо-деформационных технологий на основе ряда методов сверхбыстрой закалки [6, 13–17] и мегапластической деформации,

в том числе кручением под высоким давлением, равноканальным угловым прессованием, как правило, на образцах небольших габаритов [18–23]. Однако, в практике необходимы объемные крупногабаритные высокопрочные и пластичные сплавы с разнообразными ЭПФ. При этом целесообразно использовать традиционные термомеханические обработки, например, ковку, многопроходную прокатку (МПП) в полосу, стержни и проволоку. Но подобные исследования практически не проводились [1–5, 13].

В работе [24] нами был использован данный подход по применению МПП (с 30% обжатием) к нестареющему сплаву Ti–50.5 ат. % Ni. В данной работе было выполнено изучение влияния МПП и последующей термообработки на фазовый состав, структуру и механическое поведение стареющего сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ с ЭПФ с целью создания в нем УМЗ-структуры и высоких механических свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Был исследован сплав номинального химического состава $Ti_{49}Ni_{51}$, находящийся в аустенитном состоянии при комнатной температуре (КТ). Сплав был выплавлен электродуговым методом из высокочистых компонентов Ti и Ni (чистотой 99.99 мас. %). Данные рентгеновского спектрального анализа показали, что он содержал 50.92 ат. % Ni, ост. Ti, при этом количество O и C не превышало 0.07 и 0.10 мас. % соответственно. Дисперсионно-твердеющие сплавы, к которым относится сплав данного состава, обнаруживают эффект упрочнения при термической обработке за счет старения. После выплавки слиток сплава был подвергнут при 1173–1273 К горячей ковке в прутки сечением 10×10 мм и закалке в воде от 1173 К с выдержкой 10 минут. Затем была выполнена МПП прутков при КТ с суммарной накопленной степенью деформации обжатием на 30%. Постдеформационную термическую обработку (ПТО) проводили при температурах изотермического отжига в интервале 373–973 К в течение 1 ч с охлаждением на воздухе. Стандартные цилиндрические образцы с длиной рабочей части 20 мм и диаметром 3 мм были использованы для механических испытаний на растяжение в машине Instron 5982 при КТ. Поверхность образцов перед испытанием полировали алмазной пастой. Критические температуры начала (M_s , A_s) и конца (M_f , A_f) прямого (M_s , M_f) и обратного (A_s , A_f) ТМП определили при циклических температурных измерениях электропротивления $\rho(T)$ со скоростью, близкой 5 К/мин. Фазовый состав и структурно-фазовые превращения изучали методами рентгеновского фазового структурного анализа в монохроматизированном

графитом излучении CuK_{α} , оптической металлографии (ОМ) используя оптический микроскоп Альтами МЕТ 2С. Просвечивающую (ПЭМ) и растровую электронную микроскопию (РЭМ), в том числе энергодисперсионный микроанализ и фрактографию, проводили на ПЭМ Tescan G² 30 при ускоряющем напряжении 300 кВ и РЭМ Quanta 200 (оснащенный системой Pegasus) при ускоряющем напряжении 30 кВ, входящих в ЦКП ИФМ УрО РАН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В закаленном сплаве прямое ТМП $B2 \rightarrow B19'$ происходило при температурах $M_s = 220$ К и $M_f = 180$ К, а обратное $B19' \rightarrow B2$ – при $A_s = 240$ К, $A_f = 270$ К с шириной температурного гистерезиса $\Delta T = 55$ К. Образование $B19'$ -мартенсита было установлено по данным рентгеновского фазового структурного анализа. Закаленный сплав имел полиэдрическую зеренную структуру со средним размером зерен высокотемпературной аустенитной $B2$ -фазы, близким 40 мкм (рис. 1а).

К важной микроструктурной металлургической особенности сплавов никелида титана относится присутствие глобулярных включений стабилизируемой кислородом интерметаллидной фазы $Ti_4Ni_2O_x$ (структурный тип $Fd\bar{3}m$, $a = 1.132$ нм). Их размер варьирует в пределах 0.3–1.0 мкм. Несколько меньшие размеры имеют, как известно, в данных сплавах первичные карбиды или карбонитриды $Ti(C,N)$ [1–5]. Их количество определяется содержанием кислорода и углерода в расплаве.

В результате закалки в сплаве сформировался в согласии с известными результатами [3, 13] метастабильный $B2$ -аустенит, визуализируемый при ПЭМ-исследованиях твидовым контрастом (рис. 1б) и специфическим анизотропным диффузным рассеянием электронов (рис. 1в). Это является следствием глобального предмартенситного размягчения атомно-кристаллической решетки и, соответственно, модулей упругости как для поперечных, так и продольных деформаций [13, 25, 26].

Холодная МПП на 30% не привела к деформационно-индуцированному ТМП $B2 \rightarrow B19'$. ПЭМ-исследования показали, что деформированное состояние $B2$ -аустенита характеризуется высокой плотностью равномерно распределенных, в основном смешанных, сверхдислокаций типа $a\langle 100 \rangle$ по линиями дислокаций, ориентированными по плотноупакованным направлениям $\langle 111 \rangle B2$, залегающим в плоскостях скольжения $\{110\} B2$ (рис. 1г–1е). По данным [5] высокая плотность дислокаций оценивается как $\sim 10^{10}$ см⁻². Из рис. 2 видно, что в пределах индивидуальных зерен скольжение дислокаций состоялось по не-

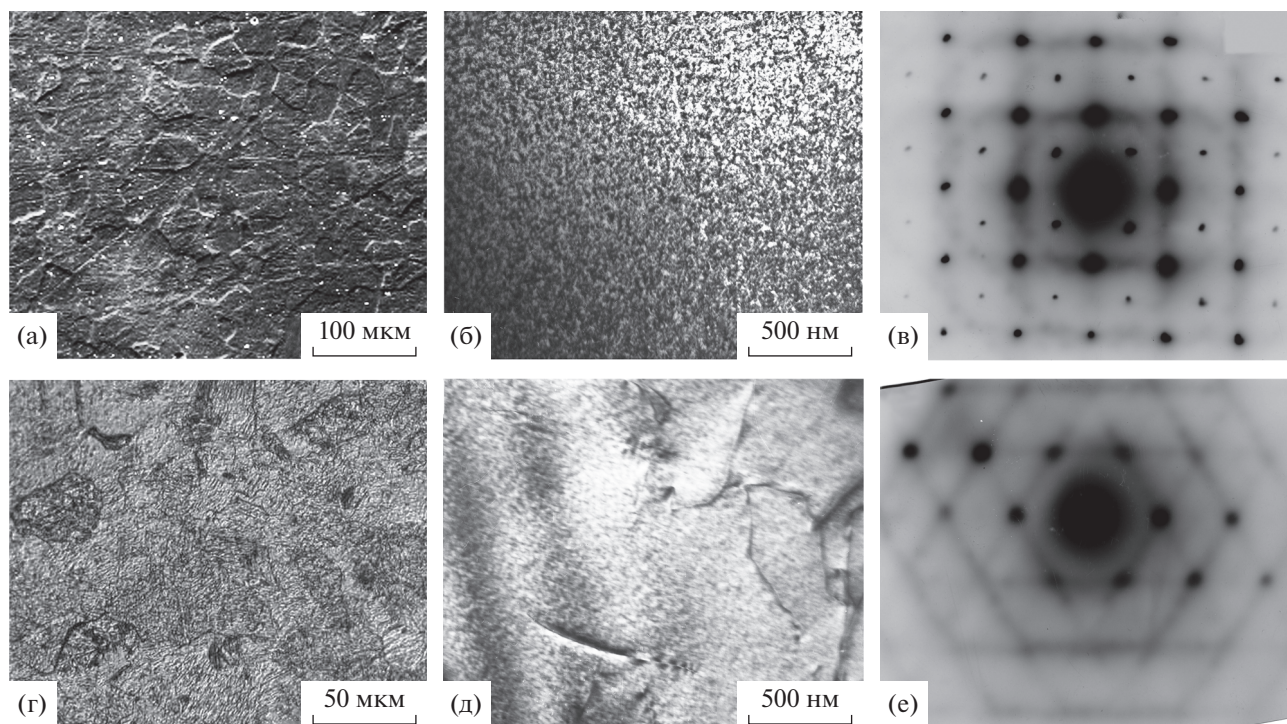


Рис. 1. Изображения структуры сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ в исходном закаленном состоянии (а–в) и после МПП 30% и ПТО 973 К, 1 ч (г–е): РЭМ (а), ПЭМ (б, в, д, е), ОМ (г) и соответствующие микроэлектронogramмы (оси зон отражающих плоскостей (о.з.) близки (в) $[100]B2$ и (е) $[111]B2$).

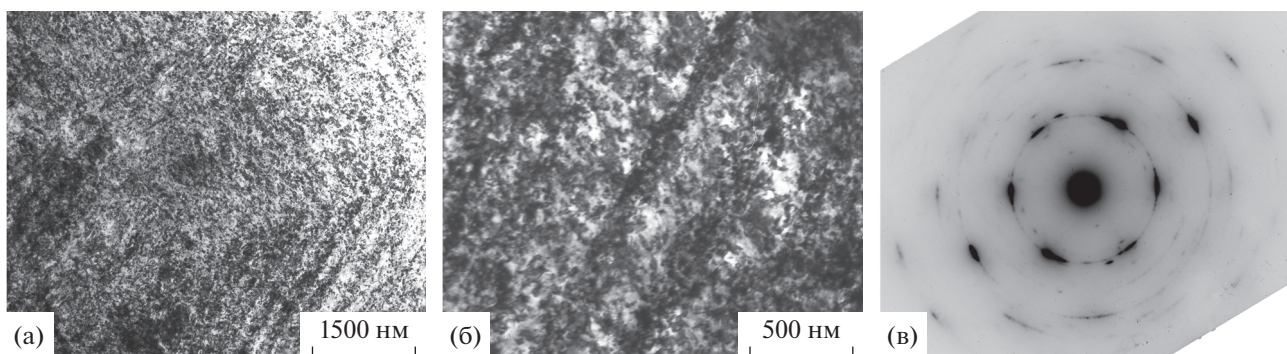


Рис. 2. Светлополюсные ПЭМ-изображения структуры (а, б) и соответствующая микроэлектронogramма (в, о.з. близка $[111]B2$, СД 1.0 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30%.

скольким плотноупакованным кристаллографическим плоскостям $\{110\}$. Они при определенных ориентациях зерен-кристаллитов (например, о.з. $\langle 111 \rangle$) выявлялись в виде полосовой субструктуры. Как показал следовой анализ, полосы ориентированы по системам $\{110\}\langle 1-10 \rangle B2$ (рис. 2а, 2б). На ПЭМ-изображениях при большем увеличении видна тенденция к образованию ячеистой дислокационной субструктуры между сгущениями контраста от наклонных микрополос деформации (рис. 2б). Среднее расстояние между микрополосами составило 0.2–0.3 мкм и близко к размерам

равноосных дислокационных ячеек. По данным анализа микроэлектронogramм суммарная кристаллографическая азимутальная разориентация в пределах селекторной диафрагмы (СД) с диаметром выделенного изображения 1 мкм достигает $25^\circ-30^\circ$ (рис. 2в).

ПТО при 373 и 473 К также не привела к ТМП $B2 \rightarrow B19'$ (рис. 3). Высокая плотность и однородность распределения дислокаций, а также полосовая морфология их локализации по-прежнему сохранились. Поскольку преимущественными системами скольжения сверхдислокаций являют-

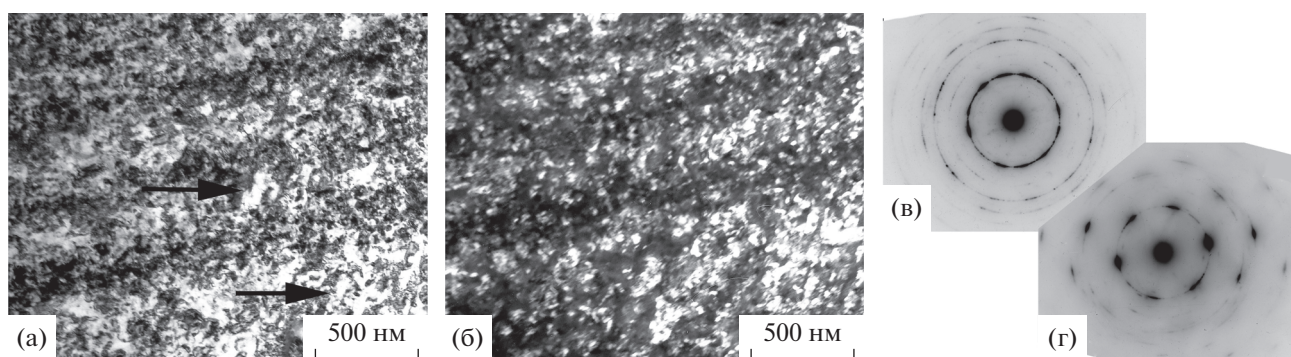


Рис. 3. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения структуры и соответствующие микроэлектронogramмы (о.з. близка $[111]B2$, в – СД 1.0 мкм, г – СД 0.3 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30% и ПТО 473 К, 1 ч. Стрелками показаны “белые” поля.

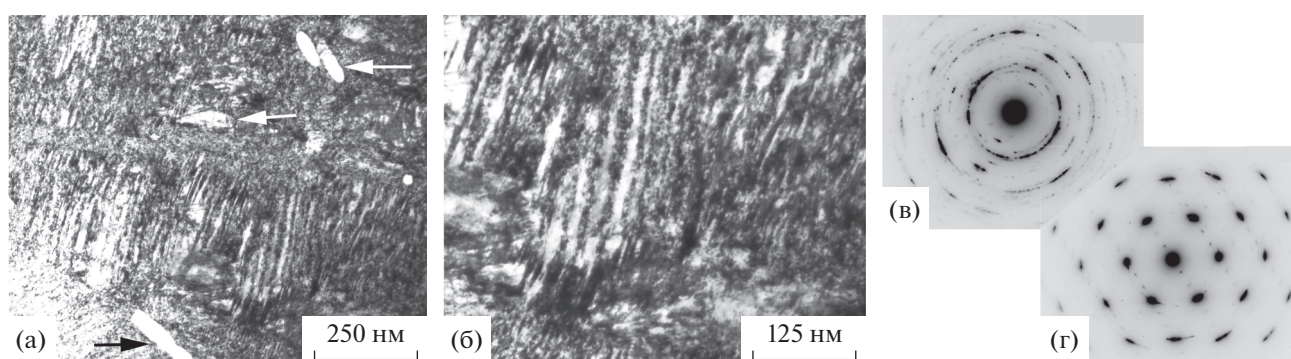


Рис. 4. Светлопольные (а, б) ПЭМ-изображения структуры и соответствующие микроэлектронogramмы (о.з. близки $[111]B2 \parallel [110]B19' \parallel [111]R$, в – СД 1.0 мкм, г – СД 0.3 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30% и ПТО 573 К, 1 ч. Стрелками обозначены включения фазы $Ti_4Ni_2O_x$.

ся плоскости $\{110\}$, а единичный вектор e линии сверхдислокации, который направлен по $\langle 111 \rangle$, и вектор Бюргерса $b = a\langle 001 \rangle$ принадлежат конкретной данной плоскости $\{110\}B2$, возможности термоактивируемых процессов поперечного скольжения таких дислокаций, переползания и аннигиляции крайне ограничены при повышении температуры. Однако из анализа микроэлектронogramм, приведенных на рис. 3в и 3г, следует, что суммарная разориентация ячеистых фрагментов полосовой дислокационной микроструктуры после ПТО при 473 К возросла, и распределение $B2$ -рефлексов приобрело сплошной кольцевой вид (ср. электронogramмы на рис. 2в и 3в, полученные при одинаковой СД 1.0 мкм). При этом следует отметить нарастание не только большеугловой разориентации, но и появление плоских нанофрагментов размером ~ 50 нм, свободных от дислокаций и ориентированных под углом к следам полосовой микроструктуры (рис. 3а, обозначены стрелками), что указывает на начало процесса рекристаллизации. Также на темнопольных изображениях наблюдались высокодисперсные “светящиеся” наночастицы, являющиеся обога-

щёнными никелем нановыделениями на основе метастабильной фазы Ni_4Ti_3 (см. рис. 3б).

ПТО при 573 К изменила фазовый состав и микроструктуру сплава (рис. 4). Появились кристаллы $B19'$ - и R -мартенсита. На рис. 4 также видно, что мартенситные кристаллы имеют высокую плотность тонких нанодвойников. Типичная кольцевая микроэлектронogramма при СД 1.0 мкм показывает наличие в сплаве после МПП на 30% и ПТО при 573 К элементов субструктуры мартенсита и, возможно, $B2$ -аустенита с большеугловыми разориентациями (рис. 4в). Кроме того, наблюдаются частицы фаз Ni_4Ti_3 и $Ti_4Ni_2O_x$ (рис. 4а). Таким образом, обеднение сплава по Ni при ПТО приводит при последующем охлаждении до КТ к прямому ТМП в сплаве, т.е. к росту величины M_s выше КТ (и, соответственно, температуры M_d начала ТМП при деформации или механических испытаниях). Отдельно на рис. 4г представлена микроэлектронogramма при СД 0.3 мкм, полученная от R -мартенсита, а на соседней электронogramме присутствуют рефлексы всех фаз $B19'$, R , Ni_4Ti_3 и $Ti_4Ni_2O_x$ (рис. 4в).

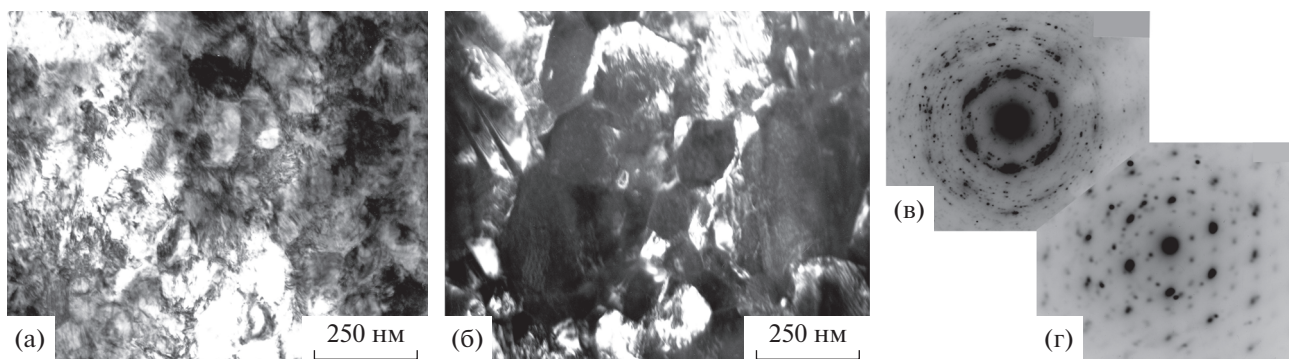


Рис. 5. Светло- (а) и темнопольное (б – в рефлексе 002 B_{19}') ПЭМ-изображения структуры и соответствующие микроэлектронogramмы (о.з. близки $[111]_{B2} \parallel [110]_{B_{19}'}$, в – СД 1.0 мкм, г – СД 0.3 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30% и ПТО 673 К, 1 ч.

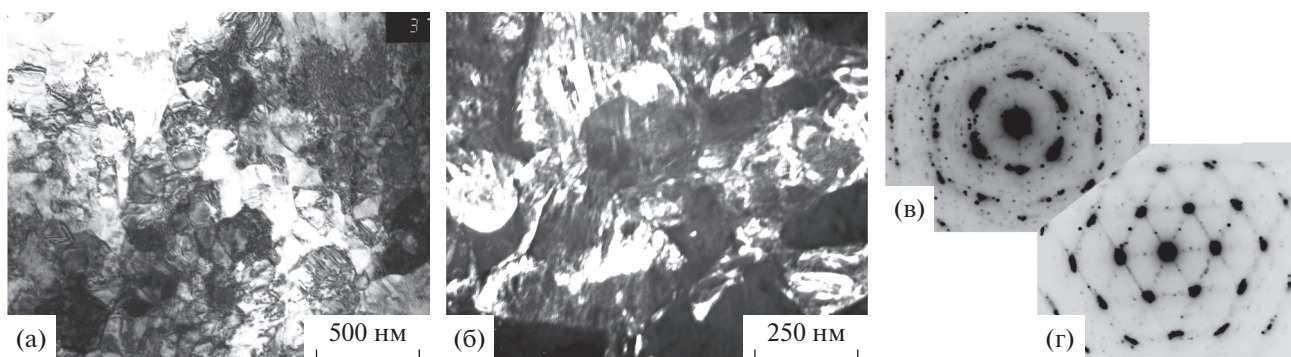


Рис. 6. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения структуры и соответствующие микроэлектронogramмы (о.з. близки $[111]_{B2} \parallel [111]_R \parallel [110]_{B_{19}'}$, в – СД 1.0 мкм, г – СД 0.3 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30% и ПТО 773 К, 1 ч.

Рисунок 5 иллюстрирует типичную микроструктуру сплава после МПП и ПТО при 673 К. Видно, что субструктура сплава изменилась значительно, сохранив по-прежнему характерное кольцевое распределение фазовых рефлексов на микроэлектронogramмах. Представленные на рис. 5 ПЭМ-изображения микроструктуры сплава после МПП, ПТО при 673 К и охлаждения до КТ демонстрируют, во-первых, радикальное измельчение мартенситной субструктуры, о чем свидетельствует наличие кольцевых распределений рефлексов на микроэлектронogramме (рис. 5в, СД 1.0 мкм), а появление их монокристаллических сеток, доказывает наличие R - и B_{19}' -мартенситных фаз (например, рис. 5г при использовании меньшей СД 0.3 мкм). В данном случае на рис. 5г представлена монокристаллическая микроэлектронogramма с о.з. отражающих плоскостей $[110]$ двойникового B_{19}' -мартенсита. Во-вторых, полученная УМЗ-структура сплава преимущественно содержит B_{19}' -мартенсит.

Из анализа светло- и темнопольных изображений следует, что сплав имеет УМЗ-структуру с интервалом преобладающих размеров зерен 100–200 нм. Распределение рефлексов указывает на

наличие кристаллов мартенсита различных кристаллографически эквивалентных вариантов, соответствующих ориентационным соотношениям (о.з.), близким Бейновскому: $\{100\}_{B2} \parallel (100)_{B_{19}'}$; $\langle 011 \rangle_{B2} \parallel [010]_{B_{19}'}$; $\langle 01-1 \rangle_{B2} \parallel [001]_{B_{19}'}$. Наконец, по данным ПЭМ в сплаве присутствует большое количество выделений Ni_4Ti_3 .

Рисунок 6 представляет УМЗ-структуру сплава, подвергнутого МПП и ПТО при 773 К. В данном случае возможно несколько крупнее стали зерна (преобладающие размеры изменяются в пределах 150–200 нм). В целом же видно, что в сплаве по-прежнему присутствуют тонко-двойникованные кристаллы R - и B_{19}' -мартенсита наряду с высокодисперсными частицами Ni_4Ti_3 в соответствии с данными анализа микроэлектронogramм (в т. ч. на рис. 6в и 6г). Составная микроэлектронogramма на рис. 6г получена с использованием СД 0.3 мкм и содержит сетки рефлексов фаз R , B_{19}' и Ni_4Ti_3 .

Рисунок 7 показывает типичные ПЭМ-изображения структуры УМЗ-сплава, подвергнутого МПП и ПТО при 873 К. В данном случае вследствие отсутствия распада аустенитная структура

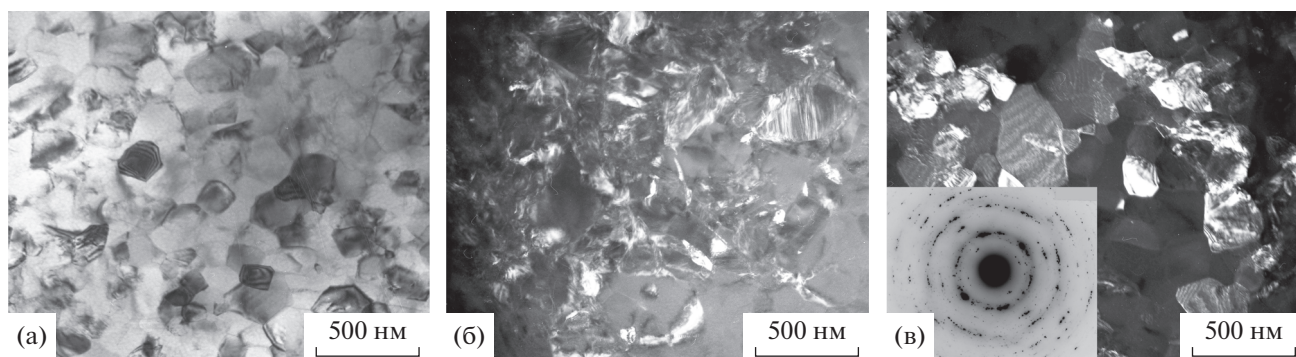


Рис. 7. Светло- (а) и темнопольные (б – в рефлексе мартенсита 002В19', в – аустенита 110В2) ПЭМ-изображения структуры и соответствующая микроэлектронограмма (на вставке) (о.з. близка [111]В2, СД 1.0 мкм) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после МПП 30% и ПТО 873 К, 1 ч.

сплава после первичной рекристаллизации сохраняется при охлаждении до КТ (рис. 7а, 7в). Однако некоторое количество В19'-мартенсита на границах зерен и в отдельных зернах видно на темнопольном изображении в мартенситных рефлексах (рис. 7б), присутствующих на микроэлектронограмме (вставка на рис. 7в). Вместе с тем ни рефлексов, ни дифракционного контраста от частиц Ni_4Ti_3 практически не наблюдалось.

На рис. 8 представлены 3 схемы диаграмм растяжения с указанием определяемых механических характеристик в сплаве с ТМП, на которых показаны методы вычисления предела дислокационной текучести σ_T , оцениваемого по условному пределу текучести $\sigma_{0.2}$, предела прочности σ_B и относительного удлинения до разрушения δ , а также предела фазовой текучести σ_M и обратимой деформации $\epsilon_{обр}$, связанных с фазовой текучестью за счет деформационно-индуцированного ТМП.

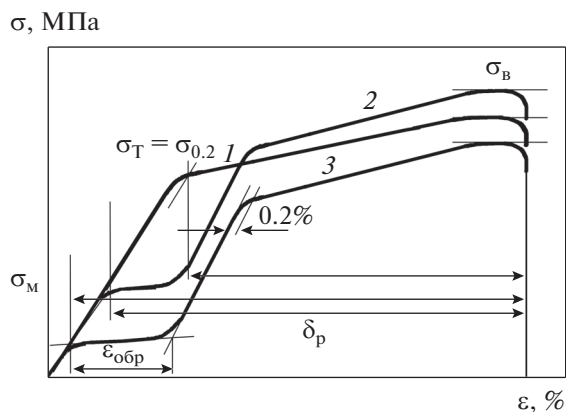


Рис. 8. Схематическое изображение диаграмм растяжения с указанием механических характеристик сплавов со стабильным аустенитом (кривая 1), метастабильным по отношению к ТМП при деформации (2) или выше КТ (3).

На рис. 9 и в табл. 1 приведены механические свойства сплава после закалки, МПП на 30% и ПТО. Видно, что МПП на 30% приводит к увеличению σ_B от 940 до 1490 МПа, $\sigma_{0.2}$ до 920 МПа и снижению δ от 42 до 32%. Применение ПТО обусловило, начиная от 673 К вплоть до 973 К, плавное снижение σ_B и $\sigma_{0.2}$ и рост σ_M и повышение δ (вплоть до 60%). Механические свойства сплава после ПТО при 973 К практически приблизились к свойствам закаленного сплава.

Этапу разупрочнения сплава при повышении температуры ПТО предшествовал этап роста величины σ_B , σ_p и $\sigma_{0.2}$ при снижении величины σ_M и неизменности δ в интервале температур 373–673 К. С учетом фазового состава и микроструктуры можно заключить, что данный эффект упрочне-

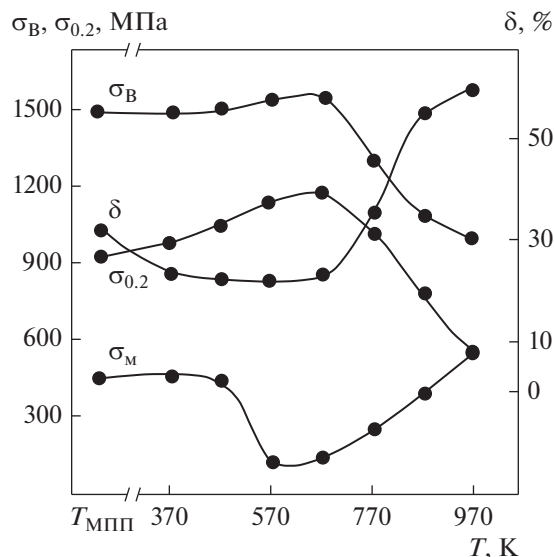


Рис. 9. Зависимости пределов прочности σ_B , дислокационной $\sigma_{0.2}$ и фазовой σ_M текучести, и относительного удлинения δ от температуры старения сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ при ПТО после МПП 30%.

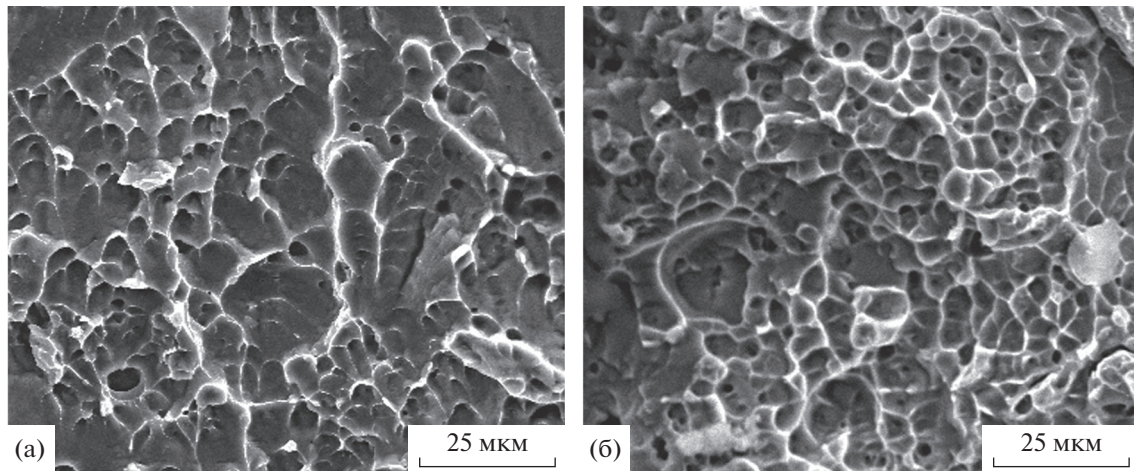


Рис. 10. Фрактография сплава Ti₄₉Ni₅₁ после закалки от 1173 К, 1 ч (а) и после МПП 30% и ПТО 773 К, 1 ч (б).

ния связан с развитием термодиформационно-индуцированных процессов распада и первичной рекристаллизации с образованием УМЗ-структуры при барьерном действии гомогенно и гетерогенно выделяющихся на дефектах структуры (прежде всего дислокациях и субграницах) высокодисперсных обогащенных никелем частиц Ni₄Ti₃. Этап разупрочнения обусловлен в основном продолжающимся при рекристаллизации огрублением УМЗ-структуры и частиц при повышенных температурах ПТО, в том числе вследствие ускорения кинетики рекристаллизации и уменьшения или прекращения действия барьерного эффекта выделений, объемная доля которых при более высоких температурах существенно снижается, а размеры увеличиваются. ПТО при 973 К в условиях отсутствия распада за тот же интервал выдержки привела к восстановлению исходной зеренной структуры сплава (размер зерна в интервале 45–50 мкм) благодаря завершению процесса первичной рекристаллизации (рис. 1г, 1д, 1е) и, как следствие, к возвращению механических свойств к исходным значениям закаленного сплава (табл. 1).

Анализ поверхности разрушения образцов после механических испытаний на растяжение при КТ показал, что характер разрушения по деформационному и микроструктурному признакам является вязким с высокой дисперсностью ячеек (или чашечек) отрыва (рис. 10). Фрактографические картины сплава после закалки, МПП с обжатием на 30%, а также после ПТО по всем режимам практически не отличаются. Размеры ячеек (или чашечек) составляют в среднем несколько микрометров (ср. рис. 10а и 10б). Однако, если для сплава после закалки или МПП на 30% эти размеры на порядок меньше размеров зерен, то в случае сплава после МПП и ПТО они, напротив,

более чем на порядок превышают средние размеры ультрамелких зерен. В последнем случае это обстоятельство указывает на особый интеркристаллитный, а не транскристаллитный тип вязкого разрушения, происходящего, очевидно, по границам ансамблей слабо разориентированных мелких зерен в сплаве. Следует также отметить, что часто на дне чашечек разрушения были видны глобулярные первичные карбонитриды и оксиды титана размерами порядка одного микрометра.

Таблица 1. Механические свойства сплава Ti₄₉Ni₅₁ после МПП и ПТО при КТ

Обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_M , МПа	σ_P , МПа	δ , %
Закалка	940	550			42
МПП 30%	1490	920	450	470	32
МПП + ПТО 373 К	1500	980	460	520	25
МПП + ПТО 473 К	1510	1050	450	600	25
МПП + ПТО 573 К	1550	1150	130	1020	25
МПП + ПТО 673 К	1550	1180	150	1030	25
МПП + ПТО 773 К	1320	1020	260	760	35
МПП + ПТО 873 К	1100	780	400	380	55
МПП + ПТО 973 К	1010	560			60

* Реактивное напряжение $\sigma_P = \sigma_{0.2} - \sigma_M$.

ВЫВОДЫ

1. Обнаружено, что сплав $Ti_{49}Ni_{51}$, полученный МПП с обжатием на 30% в аустенитном состоянии, в процессе механических испытаний на растяжение при КТ обладает высокими пределами текучести и прочности ($\sigma_{0.2}$ до 900 МПа, σ_B до 1500 МПа), а также умеренным равномерным относительным удлинением (30%).

2. Установлено, что мартенситный сплав, nasledующий от аустенита УМЗ-структуру, полученную благодаря ПТО при повышенных температурах 573–773 К, характеризуется наряду с заметным упрочнением ($\sigma_{0.2}$ до 1000 МПа, σ_B до 1550 МПа) пластической деформацией вплоть до разрушения (δ) близкой 25%, а также способностью к фазовой текучести при σ_m 100–200 МПа при высоком реактивном сопротивлении σ_p 700–1000 МПа.

3. УМЗ-структура сплава обусловлена развитием при ПТО в аустените первичной рекристаллизации с выделением высокодисперсных частиц метастабильной фазы Ni_4Ti_3 , в том числе гетерогенным на границах зерен.

4. По данным фрактографических исследований сплав в аустенитном состоянии отличается вязким мелкоячмочным разрушением внутривзеренного типа, а в УМЗ-состоянии – по границам ансамблей слабо разориентированных мелких зерен.

Работа выполнена с использованием научного оборудования ЦКП ИФМ УрО РАН при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства “Приоритет-2030” и частично В.В. Макаровым в рамках Госзадания (шифр “Структура”) Г.р. № 122021000033-2 ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигучи Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С.* Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
2. *Duering T.W., Melton K.L., Stockel D., Wayman C.M.* (Eds.) Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Butterworth-Heinemann: London, UK. 1990.
3. *Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В.* Никелид титана. Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 161 с.
4. *Pushin V.G.* Alloys with a Thermomechanical Memory: Structure, Properties, and Application // Phys. Met. Metal. 2000. V.90. Suppl.1. P. S68–S95.
5. *Brailovski V., Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Valiev R.Z.* Foundation of heat and thermomechanical treatments and their on the structure and properties of titanium nickelide-based alloys // PhMM. 2004. V. 97. Suppl 1. P. S3–S55.
6. *Razov A.I.* Application of titanium nickelide-based alloys in engineering // PhMM. 2004. V. 97. Suppl 1. P. S97–S126.
7. *Bonnot E., Romero R., Mañosa L., Vives E., Planes A.* Elastocaloric effect associated with the martensitic transition in shape-memory alloys // Phys. Rev. Lett. 2008. V. 100. P. 125901.
8. *Cui J.* Shape memory alloys and their applications in power generation and refrigeration / In Mesoscopic phenomena in multifunctional materials. Eds. A. Saxena, A. Planes; Springer, Germany. 2014. P. 289–307.
9. *Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Khmelevskaya I.Yu.* Application of Titanium Nickelide-based Alloys in Medicine // Phys. Met. Metallogr. 2004. V. 97. P. S56–S96.
10. *Wilson J., Weselowsky M.* Shape Memory Alloys for Seismic Response Modification: A State-of-the-Art Review // Earth. Spectra. 2005. V. 21. P. 569–601.
11. *Yoneyama T., Miyazaki S.* Shape Memory Alloys for Medical Applications. Wordhead Publishing: Cambridge, UK. 2009.
12. *Dong J., Cai C., O’Keil A.* Overview of Potential and Existing Applications of Shape Memory Alloys in Bridges // J. Bridg. Eng. 2011. V. 16. P. 305–315.
13. *Pushin V., Kuranova N., Marchenkova E., Pushin A.* Design and Development of Ti–Ni, Ni–Mn–Ga and Cu–Al–Ni-based Alloys with High and Low Temperature Shape Memory Effects // Materials. 2019. № 12. P. 2616 (24 p.).
14. *Пушин В.Г., Волкова С.Б., Матвеева Н.М., Юрченко Л.И., Чистяков А.С.* Структурные и фазовые превращения в квазибинарных сплавах системы TiNi–TiCu, быстрозакаленных из расплава. IV. Микроструктура кристаллических сплавов // ФММ. 1997. Т. 83. № 6. С. 149–156.
15. *Fu Y., Du H., Huang W., Zhang S., Hu M.* TiNi-based thin films in MEMS applications: A review // Sens. Actuators A. 2004. V. 112. P. 398–408.
16. *Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г.* Влияние отклонения химического состава от стехиометрического на структурные и фазовые превращения и свойства быстрозакаленных сплавов $Ti_{50+x}Ni_{25-x}Cu_{25}$ // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 299–311.
17. *Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г.* Влияние отклонения химического состава от квазибинарного разреза TiNi–TiCu на структурные и фазовые превращения в быстрозакаленных сплавах // ФММ. 2013. Т. 114. № 8. С. 753–764.
18. *Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I.* Features of Structure and Phase Transformations in Shape Memory TiNi-Based Alloys after Severe Plastic Deformation // Ann. Chim. Sci. Mat. 2002. V. 27. P. 77–88.
19. *Pushin V.G., Valiev R.Z.* The Nanostructured TiNi Shape-Memory Alloys: New Properties and Applications // Sol. St. Phenom. 2003. V. 94. P. 13–24.
20. *Pushin V.G.* Structure, Properties, and Application of Nanostructures Shape Memory TiNi-Based Alloys / In book Nanomaterials by severe plastic deformation, Wi-

- ley-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim. 2004. P. 822–828.
21. *Pushin V.G., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Gunderov D.V., Kourov N.I., Kuntsevich T.E., Uksusnikov A.N., Yurchenko L.I.* Effect of Severe Plastic Deformation on the Behavior of Ti–Ni Shape Memory Alloys. // *Mater. Trans.* 2006. V. 47. P. 694–697.
22. *Valiev R., Gunderov D., Prokofiev E., Pushin V., Zhu Yu.* Nanostructuring of TiNi alloy by SPD processing for advanced properties // *Mater. Trans.* 2008. V. 49. P. 97–101.
23. *Куранова Н.Н., Гундеров Д.В., Уксусников А.Н., Лукьянов А.В., Юрченко Л.И., Прокофьев Е.А., Пушин В.Г., Валиев Р.З.* Влияние термообработки на структурные и фазовые превращения и механические свойства сплава TiNi, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением // *ФММ.* 2009. Т. 108. № 6. С. 589–601.
24. *Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г.* Влияние механо-термической обработки на структуру и механические свойства сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} с эффектами памяти формы // *ФММ.* 2022. Т. 123. № 10. С. 1063–1071.
25. *Ren X., Miura N., Zhang J., Otsuka K., Tanaka K., Koiwa M., Suzuki N., Chumlykov Y.I.* A Comparative Study of Elastic Constants of Ti–Ni-based Alloys Prior to Martensitic Transformation // *Mater. Sci. Eng.* 2001. V. A312. P. 196–206.
26. *Лободюк В.А., Коваль Ю.Н., Пушин В.Г.* Кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов // *ФММ.* 2011. Т. 111. № 2. С. 169–194.