

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'295:536.425:539.25

ВЛИЯНИЕ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$
С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

© 2022 г. Н. Н. Куранова^а, В. В. Макаров^а, В. Г. Пушин^а, *

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

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

Поступила в редакцию 15.07.2022 г.

После доработки 12.08.2022 г.

Принята к публикации 15.08.2022 г.

Проведены исследования влияния механо-термической обработки на структуру и фазовые превращения сплава с эффектами памяти формы $Ti-50.5$ ат. % Ni . Используя испытания на растяжение в комплексе с методами оптической и электронной микроскопии и рентгеновского анализа, получены данные об особенностях механических свойств и характера разрушения в исходном ультрамелкозернистом (УМЗ) сплаве. УМЗ-структура сплава была создана методом многопроходной пластической деформации прокаткой. Установлено, что сплав отличается высоким уровнем механических свойств (предел прочности до 1400 МПа при относительном удлинении более 25%) благодаря обнаруженному эффекту комплексной реакции: рекристаллизации с образованием УМЗ структуры, сопровождаемой высокодисперсным гетерогенным распадом.

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

DOI: 10.31857/S0015323022600903

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, температурные, механические и другие воздействия, обеспечивая термоупругие мартенситные превращения (ТМП), приводят к ряду необычных и практически важных физических явлений [1–5]. Индуцируемые ТМП циклически обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), гигантские сверхупругость, демпфирование, калорические эффекты [6–8], включая эластокалорические, барокалорические, электрокалорические, магнитокалорические, выделяют инновационно-привлекательные конструкционные полифункциональные металлические smart-сплавы в особый отдельный класс материалов, востребованных в эффективных наукоемких и экологических технологиях [9–12].

Разработка современной техники и технологий диктует создание таких smart-сплавов, которые могут быть применены в изделиях, устройствах и механизмах, эксплуатируемых в широком диапазоне термосиловых и иных условий. Критическим недостатком большинства поликристаллических smart-материалов (за исключением бинарных сплавов никелида титана) являются их низкая пластичность и хрупкость. Это не позволяет реализовать присущие им уникальные эффекты не только в циклическом многократном,

но и в однократном применении. Поэтому все более важной становится задача разработки методов получения, выбора оптимального легирования и термомеханической обработки различных объемных прочных и пластичных поликристаллических smart-материалов, ориентированных на последующее разнообразное промышленное применение.

В зависимости от химического состава и термомеханических обработок сплавы на основе $Ti-Ni$ могут обладать достаточно высокими механическими характеристиками (пределом прочности и относительным удлинением) при благоприятных величинах предела фазовой текучести и обратной деформации. Они способны развивать значительные усилия при изменении формы, не разрушаются при многократном механическом воздействии (например, более 20 миллионов циклов при знакопеременной деформации на 6%). Поскольку данные сплавы имеют высокие антикоррозионную стойкость, износостойкость и вязкость, это ставит их в ряд наиболее перспективных для практического применения материалов с ТМП и связанными с ними ЭПФ [1–5].

Установлено, что заметное улучшение прочностных и пластических характеристик сплавов с ЭПФ на основе никелида титана может быть по-

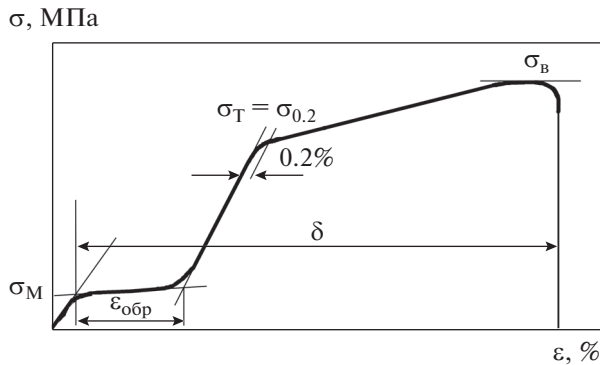


Рис. 1. Схема диаграммы растяжения с указанием механических характеристик.

лучено за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [13]. При проведении научных исследований УМЗ-структура в данных сплавах обеспечивалась применением прогрессивных лабораторных термо-деформационных технологий на основе ряда методов мегапластической деформации (МПД), в том числе кручением под высоким давлением (КВД) или равноканальным угловым прессованием (РКУП), как правило, на образцах небольших габаритов [14–28]. В реальной же практике необходимы объемные крупногабаритные высокопрочные и пластичные сплавы с разнообразными ЭПФ. При этом целесообразно использовать традиционные термомеханические обработки, например, ковку, многопроходную прокатку или волочение в полосу, стержни и проволоку. Однако подобные исследования практически не проводились [13].

Поэтому в данной работе было выполнено изучение влияния прокатки и последующей термообработки на фазовый состав, структуру и механическое поведение сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ с ЭПФ с целью создания в нем УМЗ-структуры и высоких механических свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав номинального химического состава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, находящийся в мартенситном состоянии при комнатной температуре (КТ), был выплавлен из высокочистых компонентов Ti и Ni (чистотой 99.99 мас. %). По данным спектрального анализа он содержал 50.52 ат. % Ni, ост. Ti. Количество кислорода и углерода не превышало 0.07 и 0.10 мас. % соответственно. Сплавы данного состава не являются дисперсионно-твердеющими и не обнаруживают эффекта упрочнения при термической обработке за счет старения. Слиток сплава был подвергнут при 1173–1273 К горячей ковке в прутки сечением 10x10 мм и закалке в воде

от 1173 К с выдержкой 10 минут. Для измельчения зеренной структуры сплава был применен метод многопроходной прокатки прутков (МПП) при КТ с суммарной накопленной степенью деформации обжатием на 30%. Постдеформационная термическая обработка (ПТО) выполнялась в режиме изохронного (в течение 1 ч) изотермического отжига при температурах в интервале (573–973) К с охлаждением на воздухе. Для механических испытаний на растяжение при КТ были вырезаны стандартные цилиндрические образцы с длиной рабочей части 20.0 мм и диаметром 3 мм. 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 определяли при циклических температурных измерениях электросопротивления $\rho(T)$ со скоростью, близкой 5 К/мин. Структуру и фазовый состав изучали методами рентгеновской дифрактометрии (РД), оптической металлографии (ОМ), просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ), энерго-дисперсионного микроанализа (ЭДМА). РД выполняли в монохроматизированном медном излучении $K\alpha$. Использовали оптический микроскоп Альтами MET 2С, ПЭМ Tecnai G² 30 при ускоряющем напряжении 300 кВ и РЭМ Quanta 200, оснащенный системой Pegasus, при ускоряющем напряжении 30 кВ, испытательную машину Instron 5982.

На рис. 1 представлена схема диаграммы растяжения с указанием механических характеристик, определяемых на метастабильных сплавах с ТМП, на которой показаны методы определения предела фазовой текучести σ_M и обратимой деформации $\epsilon_{обр}$, связанной с фазовой текучестью за счет деформационно-индуцированной переориентации мартенситных кристаллов в направлении действующей силы, предела дислокационной текучести σ_T , оцениваемого по условному пределу $\sigma_{0.2}$, а также предела прочности σ_B и относительного удлинения до разрыва δ .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Закаленный сплав испытывает прямое ТМП $B2 \rightarrow B19'$ при температурах $M_s = 290$ К и $M_f = 260$ К и обратное $B19' \rightarrow B2$ при $A_s = 305$ К, $A_f = 325$ К с шириной температурного гистерезиса $\Delta T = 35$ К по данным $\rho(T)$. Образование именно $B19'$ -мартенсита было подтверждено результатами РД.

По данным ОМ и РЭМ сплав имел полиэдрическую зеренную структуру со средним размером зерен, близким 45–50 мкм, унаследованную от высокотемпературной аустенитной $B2$ -фазы (рис. 2а, 2б). Важной микроструктурной особенностью данного сплава, как и других сплавов нике-

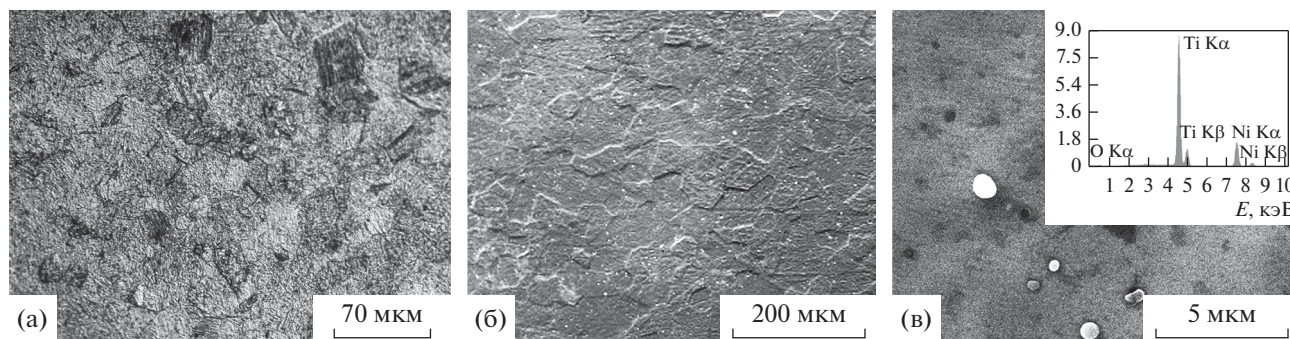


Рис. 2. Изображения структуры сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ в исходном состоянии: ОМ (а) и СЭМ (б, в), спектр ЭДМА (в, на вставке).

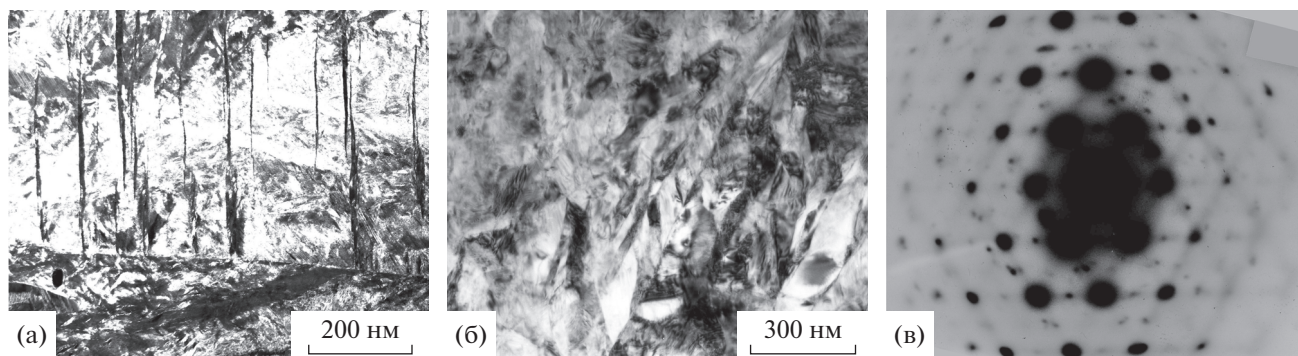


Рис. 3. Светлопольные (а, б) ПЭМ-изображения структуры и соответствующая микроэлектроннограмма (в, о.з. близка $[110]_{B19'}$) сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ в исходном закаленном состоянии.

лида титана, является наличие некоторого количества 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 (рис. 2в). Несколько меньшие размеры имеют, как известно, в данных сплавах первичные карбиды или карбонитриды $Ti(C,N)$.

ПЭМ-исследования показали, что в результате закалки в сплаве сформировалась пакетная тонко-двойникованная мартенситная структура, характеризующая типичным распределением рефлексов на микроэлектроннограммах (рис. 3). Из ПЭМ-изображений микроструктуры сплава следует, что толщина наиболее часто встречающихся закономерно ориентированных кристаллов мартенсита составляют десятки нанометров (рис. 3а). Видно, что присутствуют также вторичные пластинчатые нанодвойники (рис. 3а, 3б). Расшировка микроэлектроннограмм показала, что полученная поликристаллическая структура сплава преимущественно содержит $B19'$ -мартенсит. Распределение рефлексов указывает на наличие его различных кристаллографических вариантов, соответствующих ориентационным соотношениям

(о.с.), близким Бейновскому: $\{100\}_{B2} \parallel (100)_{B19'}$; $\langle 011 \rangle_{B2} \parallel [010]_{B19'}$; $\langle 01-1 \rangle_{B2} \parallel [001]_{B19'}$.

Холодная МПП на 30% привела к деформационно-индуцированному ТМП ($B2 + B19'$) $\rightarrow B19'$ со сдвиговой переориентацией кристаллов произвольной-ориентированной пакетной структуры мартенсита и остаточного аустенита в зернах в полосовую субструктуру высокодефектного $B19'$ -мартенсита. Из рис. 4 видно, что сплав имеет высокую плотность дислокаций и тонких нанодвойников, ориентированных в каждом зерне преимущественно в действующем направлении сдвиговой деформации при прокатке. Типичный пример кольцевой микроэлектроннограммы показывает наличие в деформированном сплаве элементов субструктуры с большеугловыми разориентациями (рис. 4в).

ПТО приводит к обратному ТМП $B19' \rightarrow B2$, а последующее охлаждение до КТ вновь к прямому ТМП в сплаве. Рисунок 5 иллюстрирует типичную микроструктуру сплава после МПП и ПТО при 673 К. Видно, что по сравнению с деформированным состоянием сплава субструктура мартенсита изменилась незначительно, сохранив по-прежнему высокую плотность дислокаций и нанодвойников, а также характерное кольцевое распре-

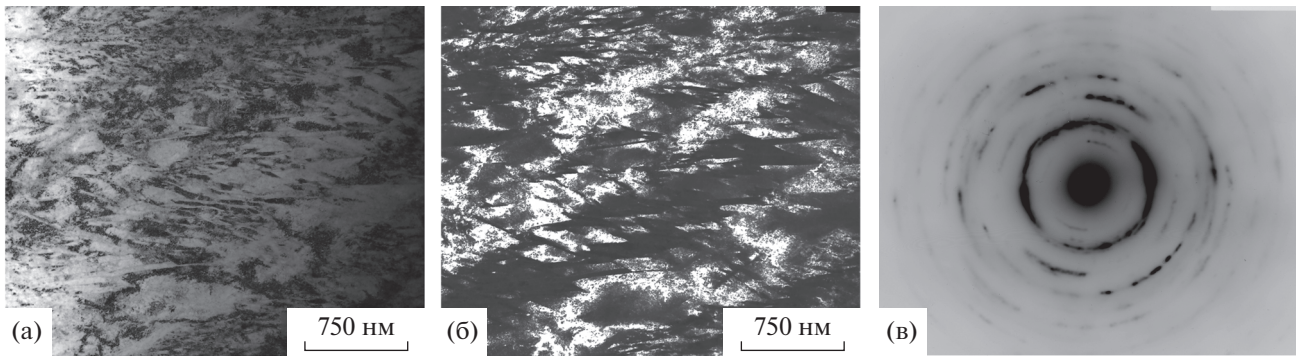


Рис. 4. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения структуры и соответствующая электронограмма (в) сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после МПП 30%.

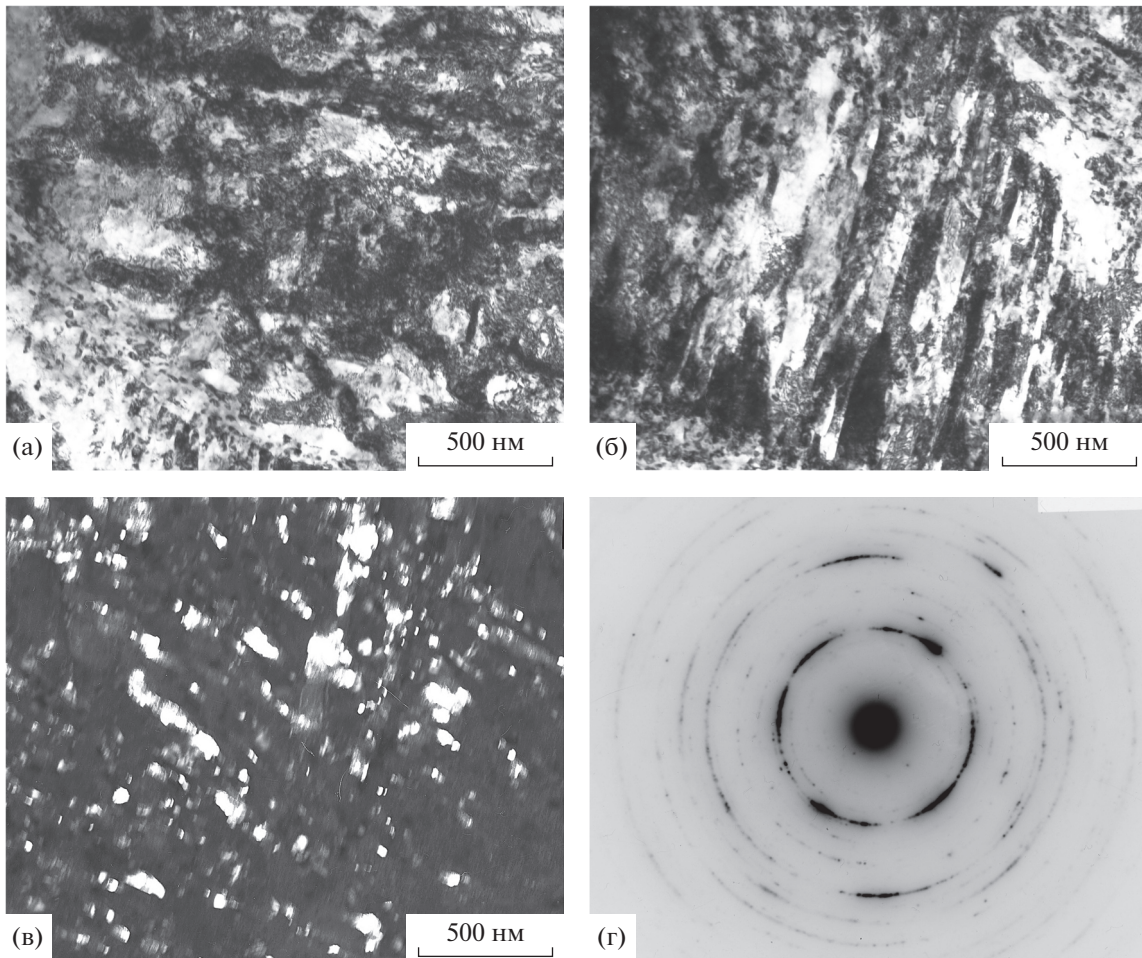


Рис. 5. Светло- (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения структуры и соответствующая микроэлектронограмма (г) сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после МПП 30% и ПТО 673 К, 1 ч.

деление рефлексов на микроэлектронограммах. Вместе с тем наблюдались высокодисперсные “светящиеся” наночастицы на темнопольных изображениях, являющиеся обогащёнными никелем нановыделениями на основе метастабильной фазы Ni_4Ti_3 .

На рисунке 6 представлены ПЭМ-изображения микроstructures сплава после МПП и ПТО при 773 К. Очевидно, что после охлаждения до КТ в сплаве произошло радикальное изменение фазового состава мартенситной субструктуры, о чем свидетельствует появление наряду с кольцевым

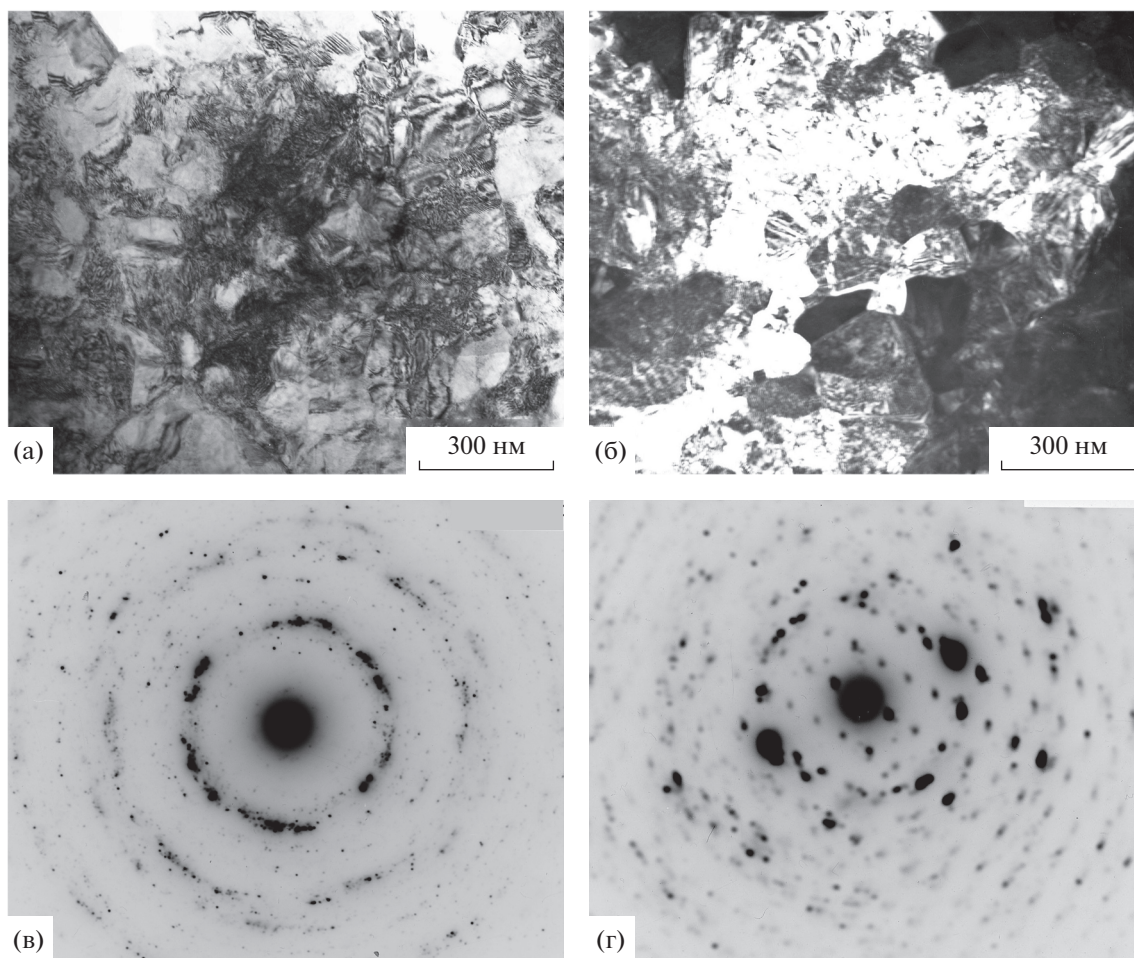


Рис. 6. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения структуры и микроэлектронogramмы (в – селекторная диафрагма $\varnothing 1.0$ мкм; г – $\varnothing 0.3$ мкм, о.з. $[110]_R$) сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ после МПП 30% и ПТО при 773 К, 1 ч.

распределением рефлексов на микроэлектронogramмах (рис. 6в, селекторная диафрагма $\varnothing 1.0$ мкм) их монокристаллических сеток, доказывающих наличие R - и $B19'$ -мартенситных фаз. В частности, на рис. 6г при использовании меньшей селекторной диафрагмы ($\varnothing 0.3$ мкм) представлена монокристаллическая микроэлектронogramма с осью зоны (о.з.) отражающих плоскостей $[110]_R$. Во-вторых, анализ светло- и темнопольных изображений показал, что сплав имеет УМЗ-структуру с интервалом преобладающих размеров зерен 100–150 нм.

Рисунок 7 представляет УМЗ-структуру сплава, подвергнутого МПП и ПТО при 873 К. В данном случае несколько крупнее стали зерна (преобладающие размеры изменяются в пределах 150–200 нм). В целом же видно, что в сплаве по-прежнему присутствуют тонкодвойникованные кристаллы R - и $B19'$ -мартенсита наряду с некоторым меньшим количеством высокодисперсных частиц Ni_4Ti_3 в соответствии с данными анализа микроэлектронogramм (в т. ч. на рис. 6г и 7г).

Микроэлектронogramма на рис. 7г получена с использованием селекторной диафрагмы $\varnothing 0.3$ мкм и содержит сетки рефлексов фаз R , $B19'$ и Ni_4Ti_3 .

На рис. 8 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 930 до 1270 МПа, некоторому росту σ_M от 180 до 250 МПа и соответствующему снижению δ от 60 до 22%. Применение ПТО обусловило, начиная от 673 К вплоть до 873 К, плавное снижение σ_B и σ_M , но радикальный рост δ (вплоть до 75%). Механические свойства сплава после ПТО при 973 К практически совпали со свойствами закаленного сплава.

Этапу разупрочнения сплава при повышении температуры ПТО предшествовал промежуточный этап некоторого роста величин σ_B и δ в интервале температур 573–673 К при неизменности величины σ_M . С учетом фазового состава и микро-

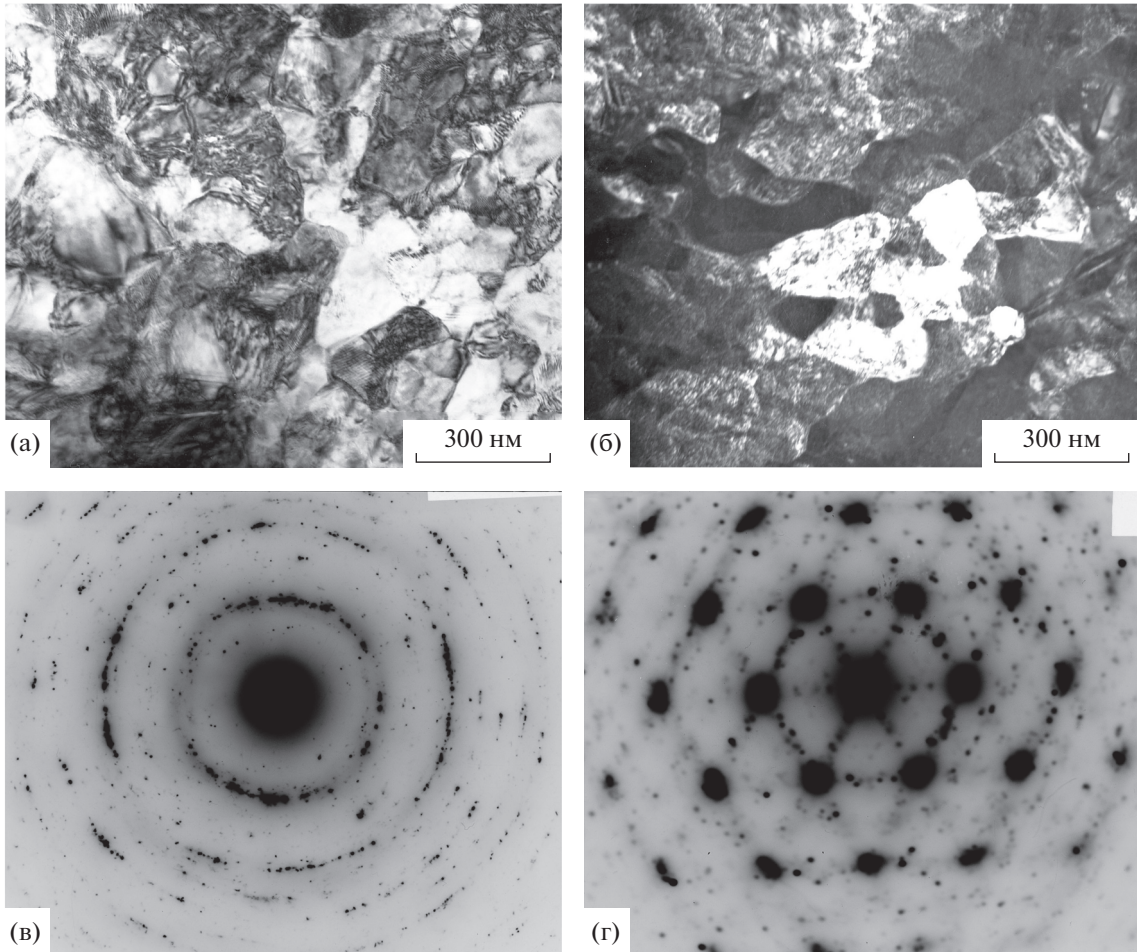


Рис. 7. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения структуры и микроэлектронogramмы (в – селекторная диафрагма $\varnothing 1.0$ мкм; г – $\varnothing 0.3$ мкм, о.з. $[110]B19'$ и $[111]R$) сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ после МПП 30% и ПТО при 873 К, 1 ч.

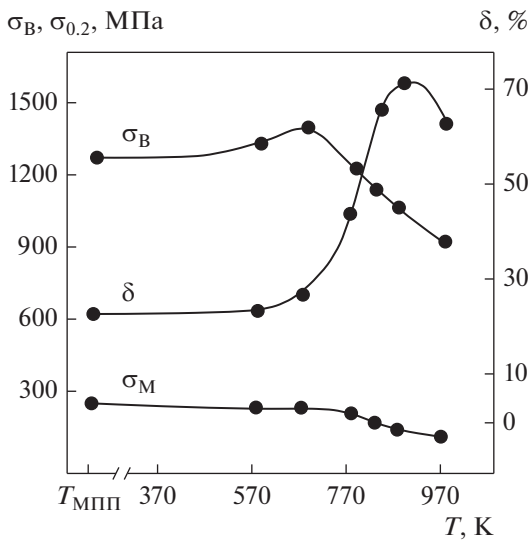


Рис. 8. Зависимости пределов фазовой текучести σ_M и прочности σ_B и относительного удлинения δ от температуры старения сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, подвергнутого МПП 30%.

структуры можно заключить, что данный эффект упрочнения связан с развитием комплексной реакции деформационно-индуцированных процессов распада и первичной рекристаллизации с образованием УМЗ-структуры при барьерном действии гетерогенно выделяющихся на дефектах структуры (прежде всего дислокациях и субграницах) высокодисперсных обогащенных никелем частиц. Тогда как второй этап общего упрочнения обусловлен в основном продолжающимся при рекристаллизации огрублением УМЗ-структуры при повышенных температурах ПТО, в том числе вследствие ускорения кинетики рекристаллизации и уменьшения роли барьерного эффекта выделений, объемная доля которых при более высоких температурах существенно снижается, а размеры увеличиваются. ПТО при 973 К в условиях отсутствия распада привела к восстановлению исходной зеренной структуры сплава (размер зерна в интервале 45–50 мкм) вследствие завершения процесса первичной рекристаллиза-

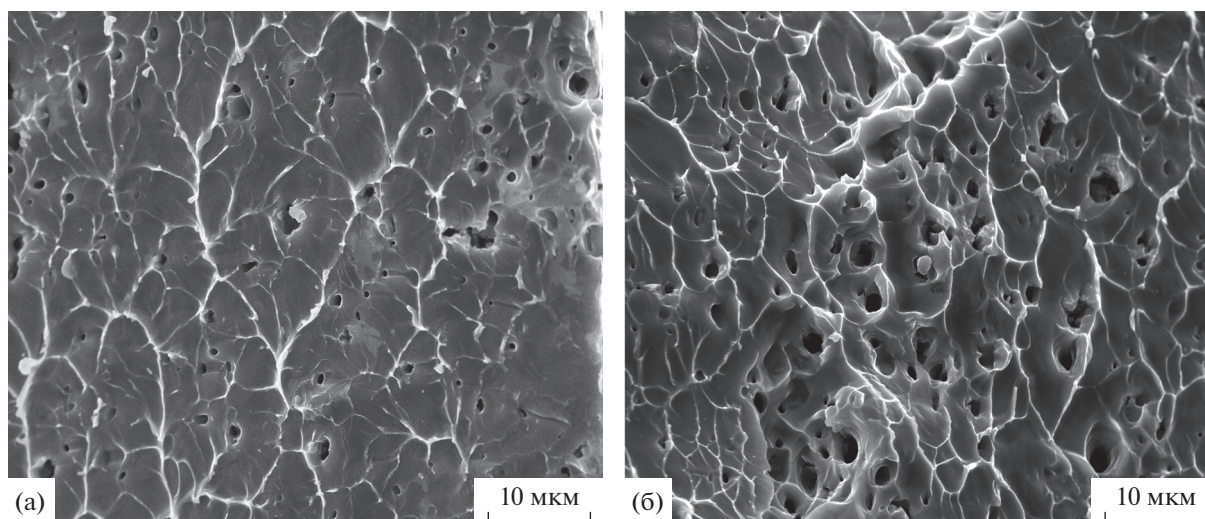


Рис. 9. РЭМ-изображения поверхности разрушения сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, после МПП 30% (а) и после МПП 30% и ПТО при 773 К, 1 ч (б).

ции и, как следствие, к возвращению механических свойств к исходным значениям закаленного сплава.

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. 9). 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. 9а, 9б). Однако, если для сплава после закалки или МПП на 30% эти размеры на порядок меньше размеров зерен, то в случае УМЗ-сплава после МПП и ПТО они, напротив, более чем на порядок превышают средние размеры ультрамелких зерен. В данном случае, это обстоятельство указывает на особый интеркристаллитный, а не транскристаллитный тип вязкого разрушения, происходящего, очевидно, по большеугловым границам УМЗ структуры сплава. Следует также отметить, что, как правило, на дне чашечек разрушения были видны глобулярные первичные карбонитриды и оксиды титана размерами порядка одного микрометра.

Таблица 1. Механические свойства сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ после МПП и ПТО

Обработка	σ_B , МПа	σ_M , МПа	δ , %
Закалка	930	180	60
МПП 30%	1270	250	22
МПП 30% + ПТО 573К	1320	230	24
МПП 30% + ПТО 673К	1390	235	28
МПП 30% + ПТО 773К	1214	210	46
МПП 30% + ПТО 823К	1130	170	68
МПП 30% + ПТО 873К	1045	140	75
МПП 30% + ПТО 973К	910	120	66

ВЫВОДЫ

1. Обнаружено, что сплав $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, полученный МПП с обжатием на 30% в мартенситном состоянии, в процессе механических испытаний на растяжение при КТ обладает высокими прочностью (σ_B до 1300 МПа) и коэффициентом упрочнения, а также умеренным равномерным относительным удлинением (до 25%).

2. Установлено, что мартенситный сплав, nasledующий от аустенита УМЗ-структуру, полученную благодаря ПТО при повышенных температурах 573–873 К, характеризуется наряду с заметным упрочнением (σ_B вплоть до 1400 МПа) способностью к повышенной пластической деформации (δ до 75%).

3. УМЗ-структура сплава обусловлена одновременным развитием при ПТО в аустените первичной рекристаллизации и гетерогенного распа-

да с выделением высокодисперсных частиц метастабильной фазы Ni_4Ti_3 преимущественно на границах зерен.

4. По данным фрактографических исследований сплав в мартенситном состоянии отличается вязким мелкоячеичным разрушением внутризеренного типа, а в УМЗ-состоянии – по большеугловым границам ультрамелких зерен.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр “Структура”) Г.р. № 122021000033-2 ИФМ УрО РАН с использованием научного оборудования ЦКП ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Perkins J. (Ed.) Shape Memory Effects in Alloys. Plenum. London: UK, 1975. 583 p.
- Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигучи Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
- Duering T.W., Melton K.L., Stockel D., Wayman C.M. (Eds.) Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Butterworth-Heinemann: London, UK, 1990.
- Хачин В.Н., Пушин В.Г. Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. Москва: Наука, 1992. 160 с.
- Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
- 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.
- Cui J., Wu Y., Muehlbauer J., Hwang Y., Radermacher R., Fackler S., Wuttig M., Takeuchi I. Demonstration of high efficiency elastocaloric cooling with large δT using NiTi wires // Appl. Phys. Lett. 2012. V. 101. P. 073904.
- 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.
- 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. 56–96.
- 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.
- Yoneyama T., Miyazaki S. Shape Memory Alloys for Medical Applications. Wordhead Publishing: Cambridge, UK, 2009.
- 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.
- Pushin V.G. Alloys with a Thermomechanical Memory: Structure, Properties, and Application // Phys. Met. Metal. 2000. V. 90. Suppl. 1. P. S68–S95.
- 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.
- Valiev R.Z., Pushin V.G. Bulk Nanostructured Metallic Materials: Production, Structure, Properties and Functioning // Phys. Met. Metal. 2002. V. 94. P. S1–S4.
- Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I. Development of Methods of Severe Plastic Deformation for the Production of High-Strength Alloys Based on Titanium Nickelide with a Shape Memory Effect // Phys. Met. Metal. 2002. V. 94. P. S54–S68.
- 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.
- Pushin V.G., Valiev R.Z., Yurchenko L.I. Processing of Nanostructured TiNi-Shape Memory Alloys: Methods, Structures, Properties, Application // J. Phys. IV Fr. 2003. V. 112. P. 659–662.
- Pushin V.G. Structure, Properties, and Application of Nanostructures Shape Memory TiNi-Based Alloys / In book Nanomaterials by severe plastic deformation, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim. 2004. P. 822–828.
- 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 // Phys. Met. Metal. 2004. V. 97. P. S3–S55.
- 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.
- Valiev R.Z., Gunderov D.V., Pushin V.G. The New SPD Processing Routes to Fabricate Bulk Nanostructured Materials. /in Ultrafine Grained Materials IV. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society). Ed. Zhu Y.T., Langdon T.G., Semiatin S.L., Horita Z., Zehetbauer M.J. and Lowe T.C. Warrendale, PA. 2006. P. 105–112.
- Pushin V.G., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Prokoshkin S., Gunderov D.V., Yurchenko L.I. Effect of Equal Channel Angular Pressing and Repeated Rolling on Structure, Phase Transformation and Properties of TiNi Shape Memory Alloys // Mater. Sci. Forum. 2006. V. 503–504. P. 539–544.
- 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.
- Kuranova N.N., Gunderov D.V., Uksusnikov A.N., Luk’yanov A.V., Yurchenko L.I., Prokofiev E.A., Pushin V.G., Valiev R.Z. Effect of heat treatment on the structural and phase transformations and mechanical properties of TiNi alloy subjected to severe plastic de-

- formation by Torsion // *Phys Met Metal*. 2009. V. 108. P. 556–568.
26. *Prokoshkin S., Brailivski V., Korotitskiy A., Inaekyan K., Dubinsky S., Filonov M., Petzhhic M.* Formation of Nanostructures in Thermo-Mechanically-Treated Ti–Ni and Ti–Nb–(Zr, Ta) SMAs and Their Roles in Martensite Crystal Lattice Changes and Mechanical Behavior // *J. Alloy. Comp.* 2011. V. 509. P. 2066–2075.
27. *Tsuchiya K., Hada Y., Koyano T., Nakajima K., Ohnuma M., Koike T., Todaka Y., Umimoto M.* Production of TiNi Amorphous/Nanocrystalline Wires with High-Strength and Elastic Modulus by Severe Cold Drawing // *Scr. Mater.* 2009. V. 60. P. 749–752.
28. *Lotkov A.I., Grishkov V.N., Baturin A.A., Dudarev E.F., Zhapova D.Yu., Timkin V.N.* The Effect of Warm Deformation by abc-Pressing on the Mechanical Properties of Titanium Nickelide // *Letters Mater.* 2015. V. 5(2). P. 170–174.
29. *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. V. 12. P. 2616–2640.