

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'295:536.425:539.25

ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

© 2024 г. Н. Н. Куранова^{a, b}, В. В. Макаров^a, В. Г. Пушин^{a, b, *}

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

^b Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

Поступила в редакцию 22.08.2023 г.

После доработки 19.10.2023 г.

Принята к публикации 14.11.2023 г.

Изучены особенности микроструктуры сплава $Ti-51$ ат. % Ni с эффектами памяти формы после старения при различных температурах. В комплексе с исследованиями методами оптической и электронной микроскопии и рентгеновского анализа выполнены испытания механических свойств на растяжение при комнатной температуре. Установлено, что сплав в состаренном состоянии отличается высоким уровнем механических свойств (предел прочности до 1200 МПа при относительном удлинении до 35 %) благодаря высокодисперсному гомогенному распаду и эффекту одновременного упрочнения и повышения пластичности в результате деформационно индуцированного мартенситного превращения.

Ключевые слова: сплавы с эффектами памяти формы, старение, гомо- и гетерогенный механизмы распада, мартенситное превращение, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323024020083, **EDN:** YPEXWR

ВВЕДЕНИЕ

Материалы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП), вызванными температурными, механическими и другими воздействиями, отличаются наличием ряда необычных и практически важных физических явлений [1–6]. С ТМП связаны уникальные циклически обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), гигантские сверхупругость, демпфирование, разнообразные тепловые эффекты, включая эластокалорические, барокалорические, электрокалорические, магнитокалорические [1–3, 7, 8]. Особый класс данных конструкционных полифункциональных металлических smart-сплавов остро востребован в эффективных инновационно-привлекательных наукоемких и экологических технологиях [2, 6, 9–12].

Современная техника и технология нуждаются в создании таких smart-сплавов, которые могут быть использованы в изделиях, устройствах и механизмах, эксплуатируемых в широком диапазоне термосиловых и иных условий [2–13]. Поэтому все более важной становится задача разработки методов получения, оптимизации легирования и термомеханической обработки различных объемных прочных и пластичных поликристал-

лических smart-материалов, ориентированных на последующее разнообразное промышленное применение.

Термические и термомеханические обработки сплавов на основе $Ti-Ni$ могут обеспечить достаточно высокие механические свойства (предел прочности и относительное удлинение при благоприятных пределах фазовой текучести и обратимой деформации) [13, 14]. Эти сплавы способны развивать значительные усилия при изменении формы, не разрушаются при многократном механическом воздействии (например, более 20 миллионов циклов при знакопеременной деформации на 6 %) [15]. Поскольку данные сплавы характеризуются высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и вязкостью, они наиболее перспективны для практического применения в качестве smart-материалов с ТМП и связанными с ними ЭПФ.

Заметное улучшение прочностных и пластических характеристик сплавов на основе никелида титана может быть получено за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [13–17]. В лабораторных научных исследованиях показано, что УМЗ-структура в данных сплавах может быть получена за счет использования

различных прогрессивных термомеханических технологий на основе ряда методов сверхбыстрой закалки [18–21] и мегапластической деформации, в том числе кручением под высоким давлением, равноканальным угловым прессованием, но как правило, на образцах небольших габаритов [22–26]. Однако в практике необходимы объемные крупногабаритные изделия из высокопрочных и пластичных сплавов с разнообразными ЭПФ. При этом целесообразно использовать традиционные термомеханические обработки, например, ковку, многопроходную прокатку или волочение в полосу, стержни и проволоку. Но подобные исследования практически не проводились [1–5, 13–15].

Цель данной работы – выявить особенности распада и механического поведения в объемном стареющем сплаве $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ с ЭПФ при термической обработке.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

По данным рентгеновской дифрактометрии (РД) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследуемый сплав $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ находился в аустенитном $B2$ -состоянии с периодом кристаллической решетки $a_{B2} = 0.3010$ нм при комнатной температуре (КТ). Сплав был синтезирован из высокочистых компонентов Ti и Ni (чистотой 99.99 мас.%) в электродуговой печи и по данным спектрального анализа содержал 50.92 ат.%Ni, остальное Ti. Количество кислорода и углерода не превышало 0.07 и 0.10 мас.%, соответственно. Слиток сплава был подвергнут горячей ковке в прутки сечением 10×10 мм при 1173–1273 К и закалке в воде от 1173 К с выдержкой 10 минут. Последующий изотермический отжиг (ПТО) выполняли при температурах от 373 до 973 К через 100 К, как правило, в течение 1 ч, с охлаждением на воздухе.

Для механических испытаний на растяжение при КТ были вырезаны стандартные цилиндрические образцы с длиной рабочей части 20 мм и диаметром 3 мм. Способ вычисления механических свойств и вид диаграмм растяжения, типичных для метастабильных сплавов никелида титана, приведены в работах [16, 17]. Использовали испытательную машину Instron 5982.

Микроструктуру и фазовый состав изучали методами РД, ПЭМ и растровой электронной микроскопии (РЭМ), в том числе фрактографии. РД выполняли на аппарате ДРОН 3М в монохроматизированном излучении $\text{CuK}\alpha$. Использовали оптический микроскоп Альтами МЕТ 2С, а также оборудование отдела электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН: Tecnai G² 30 при ускоряю-

щем напряжении 300 кВ и Quanta 200, оснащенный системой Pegasus, при ускоряющем напряжении 30 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1а и 2а представлены типичные изображения твидового контраста микроструктуры сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ в предпереходном $B2$ -состоянии и на рис. 1в, г и рис. 2б – микроэлектроннограммы в рациональных сечениях $(100)^*_{B2}$ и $(111)^*_{B2}$ (соответственно осях зон отражающих плоскостей (о. з.) $[100]_{B2}$, $[111]_{B2}$), на которых видны диффузные тяжи $\langle 110 \rangle^*$ и сателлиты типа $1/3\langle 110 \rangle^*$, $1/2\langle 110 \rangle^*$. Природа наблюдаемого твидового контраста и диффузного рассеяния подробно описана в [13, 14, 27–32].

На рис. 1б также видны частицы фаз $\text{Ti}_4\text{Ni}_2\text{O}_x$ и TiC глобулярной формы, которые могут присутствовать как в теле зерен, так и на границах. Образование фазы $\text{Ti}_4\text{Ni}_2\text{O}_x$ в сплавах возможно даже при минимальном количестве кислорода и приводит к изменению химического состава матрицы сплава. Наличие таких частиц вызывает охрупчивание данных сплавов [15].

Сплавы данного состава являются дисперсионно-твердеющими и обнаруживают эффект упрочнения при термической обработке за счет старения [3, 15]. В соответствии с диаграммой фазовых равновесий обогащенные никелем сплавы TiNi становятся пересыщенными при темпера-

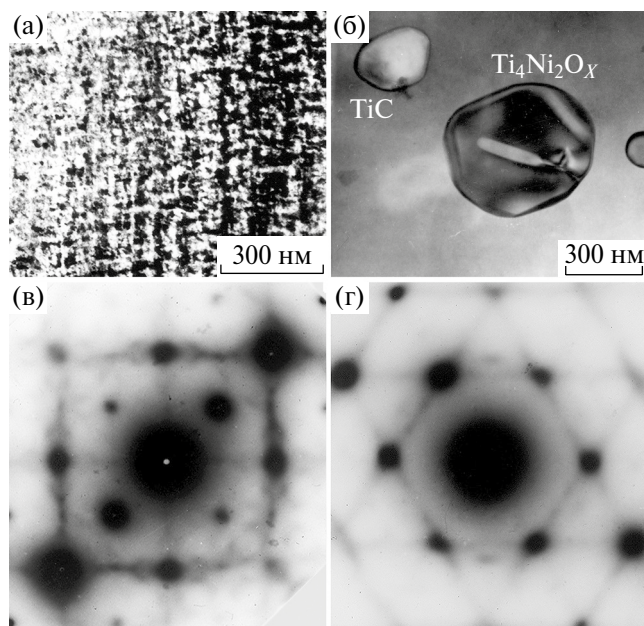


Рис. 1. Светлопольные (а, б) ПЭМ-изображения микроструктуры и соответствующие микроэлектроннограммы (о. з. $[100]_{B2}$ (в), о. з. $[111]_{B2}$ (г)) сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ в исходном закаленном состоянии.

турах ниже границы растворимости для $B2$ -фазы [5, 15]. Как известно, в процессе ПИО сплавы испытывают распад с выделением целого ряда избыточных фаз: метастабильных β' , $X\text{-Ni}_4\text{Ti}_3$, Ni_3Ti_2 и равновесной Ni_3Ti [5, 15].

На рис. 2–5 представлены типичные ПЭМ-изображения микроstructures исследованного сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$, подвергнутого ПИО (в течение одного часа) при температурах 473–673 К. Установлено, что при температурах старения менее 673 К закаленный сплав испытывает распад, при котором выделение избыточных фаз происходит в два этапа [15].

Уже при 473–573 К на первом этапе отмечается гомогенное выделение равноосных когерентных β' -наночастиц размером около 3–5 нм (рис. 2, 3). Установлено, что электронно-микроскопический контраст типа ряби или твида как на светлопольных, так и на темнопольных (в брэгговских рефлексах) изображениях зависит от дифракционных условий, усиливаясь вблизи контуров экстинкции и меняя знак контраста при переходе через контур или погасая при изменении наклона образца. Инверсия знака контраста относительно средних линий контуров, определяемых точным выполнением условия отражения, обусловлено различием структурных факторов рассеяния матрицы и частиц, обогащенных Ni. Наконец, на первом этапе не были обнаружены собственные дифракционные отражения от данных наночастиц

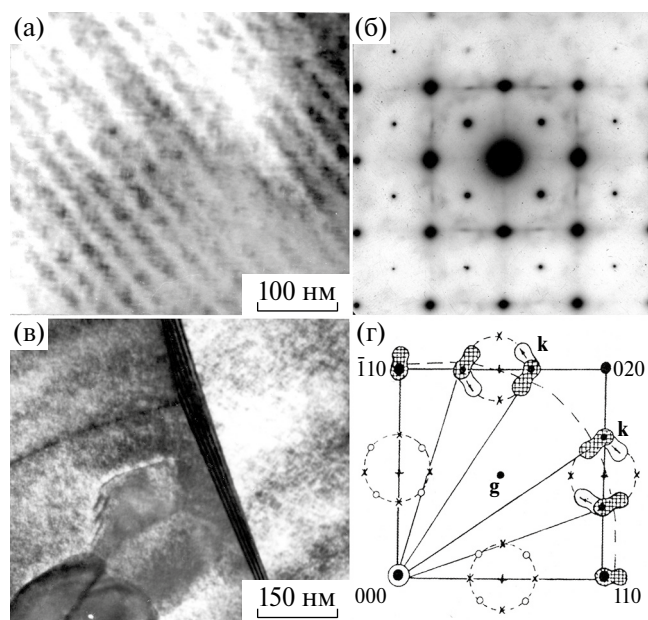


Рис. 2. Светлопольные (а, в) ПЭМ-изображения микроstructures сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ после закалки от 1073 К в воду и ПИО 473 К в течение одного часа, соответствующая микроэлектроннограмма (б, о. з. $[100]_{B2}$) и схема расшифровки сателлитных эффектов диффузного рассеяния в данном сечении (г).

(рис. 2б). Наблюдаемые дополнительные диффузные эффекты в виде гантелей (на схеме, рис. 2г, отмеченных штриховкой) связаны с сателлитами на $1/3\langle 110 \rangle^*$. Как показал анализ, они обусловлены преимущественно продольно-поляризованными (с параллельными векторами дифракционным g , волновым k и поляризационным e) смещениями атомов, вызванными модуляциями атомных концентраций. Поскольку они располагаются вблизи будущих рефлексов X -фазы можно заключить, что внутри изоструктурных β' -частиц, обогащенных Ni, постепенно формируется концентрационный и топологический ближние атомные порядки по типу будущей ромбоэдрической X -фазы.

Данные исследования позволяют заключить, что на первой стадии старения по гомогенному механизму распада происходит образование изоструктурных с $B2$ -матрицей и когерентных с ней равноосных высокодисперсных, обогащенных Ni частиц, названных нами β' . Обнаружено, что выделение пластинчатых наночастиц $X\text{-Ni}_4\text{Ti}_3$, в основном ответственных за упрочнение сплава, начинается на второй стадии после выдержки 1.5–2 ч при 523 К, 0.5 ч 573 К, 0.2 ч при 623 К, 0.1 ч при 673 К [5, 15]. Фаза $X\text{-Ni}_4\text{Ti}_3$ характеризуется ромбоэдрической решеткой ($a_{R-X}=0.672$ нм, $\alpha_{R-X}=114^\circ$) и на микроэлектроннограммах идентифицируется появлением собственных брэгговских рефлексов, в которых могут быть получены соответствующие темнопольные изображения (см. рис. 4–6). Схемы расшифровки составных микроэлектроннограмм $B2$ - и X -фаз приведены на рис. 3.7 в монографии [15].

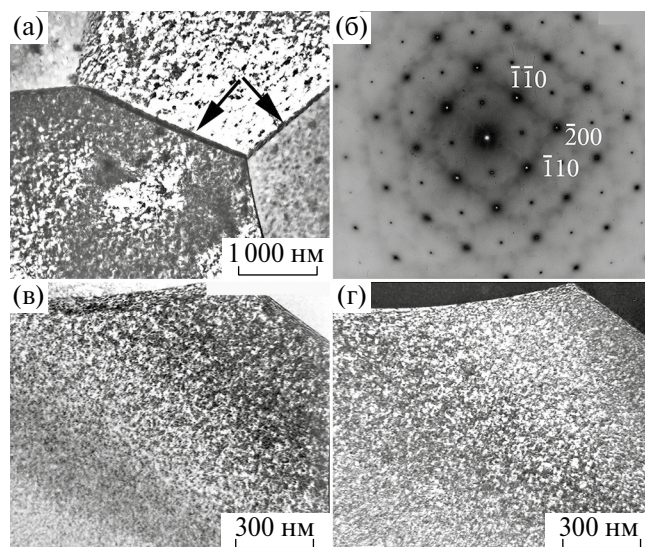


Рис. 3. Светло- (а, в) и темнопольное (г) – в матричном рефлексе $\bar{1}10_{B2}$ на микроэлектроннограмме 36, ПЭМ-изображения микроstructures и соответствующая микроэлектроннограмма (б, о. з. $[001]_{B2}$) сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ после ПИО при 573 К в течение 1 ч.

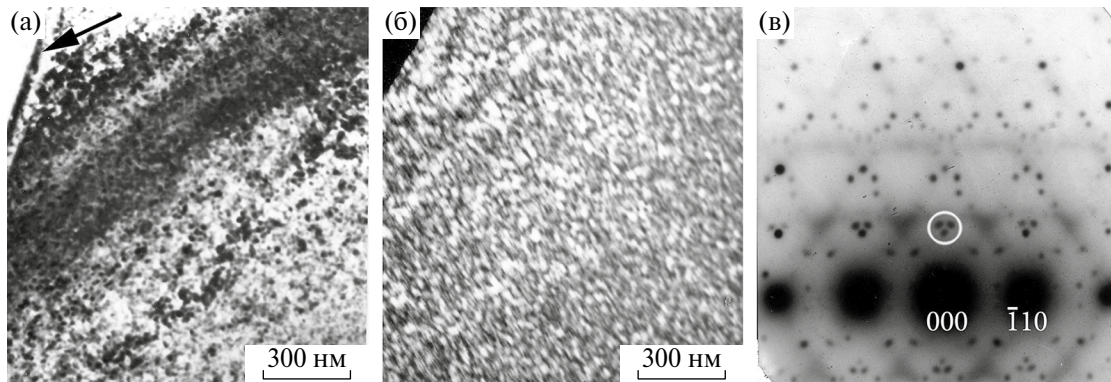


Рис. 4. Светло- (а) и темнопольное (б) — в трех рефлексах, обозначенных кольцом на микроэлектроннограмме 4в, ПЭМ-изображения микроstructures и соответствующая микроэлектроннограмма (в, о. з. $[115]_{B2}$) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после ПИО при 623 K в течение 1 ч.

ПИО при более высоких температурах (выше 673 K) вызывает гомогенное старение в одну стадию, сразу начинаясь с выделения $X-Ni_4Ti_3$ фазы (рис. 6). Важно отметить, что по мере увеличения температуры и длительности старения кинетика выделения частиц $X-Ni_4Ti_3$ ускоряется, их размеры растут, а плотность в единице объема убывает (ср. рис. 4–7). Габитус частиц $X-Ni_4Ti_3$ близок $\{111\}_{B2}$. Ориентационные соотношения (о. с.) близки: $\{111\}_{B2} \parallel (111)_{R-X} \parallel (001)_{H-X}$; $\{321\}_{B2} \parallel (101)_{R-X} \parallel (010)_{H-X}$ (R -обозначен ромбоэдрический вариант решетки, H -гексагональный) [15]. Вследствие большого количества кристаллографически эквивалентных вариантов о. с. (до 48 в одном зерне) полная расшифровка микроэлектроннограмм затруднительна, но часть их расчетных схем для рациональных сечений приведена в работе [15].

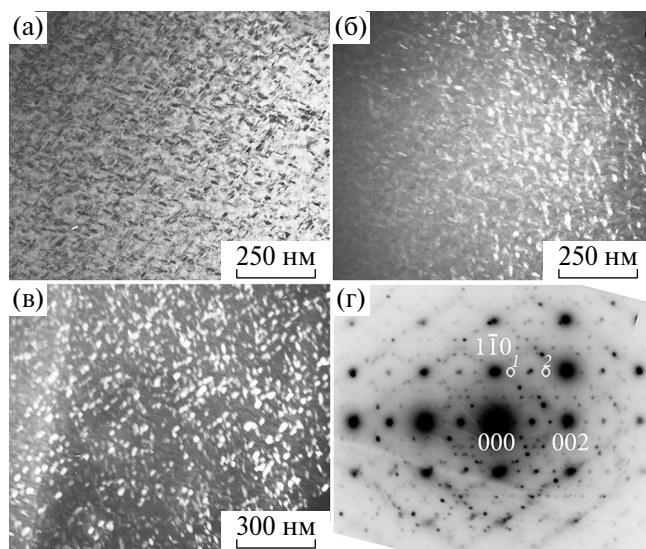


Рис. 5. Светло- (а) и темнопольные (б, в) в рефлексах, обозначенных цифрами 1 и 2 на микроэлектроннограмме 5г, ПЭМ-изображения микроstructures и соответствующая микроэлектроннограмма (г, о. з. $[110]_{B2}$) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после ПИО при 673 K в течение 1 ч.

Наконец, с гомогенным внутризерненным конкурирует гетерогенный механизм распада, при котором имеет место выделение на границах зерен (см. рис. 3а, 4а, 6), субграницах и дислокациях (рис. 6б) (отмечено стрелками на рис. 3, 4, 6). Гетерогенный механизм распада, в том числе образуя зоны, свободные от выделений вблизи границ, играет негативную роль, в основном приводя к снижению пластичности стареющих сплавов.

На зависимости механических свойств сплава после ПИО, представленной на рис. 8 и в табл. 1, это отчетливо проявляется. Анализ показывает, что ПИО при 473 и 573 K, 1 ч закаленного сплава незначительно (в пределах экспериментальной погрешности $\pm 3\%$) уменьшает $\sigma_{0.2}$, приводя к снижению σ_B и значительно снижает δ , вследствие эффекта зернограницного выделения избыточных β' - и $X-Ni_4Ti_3$ -фаз.

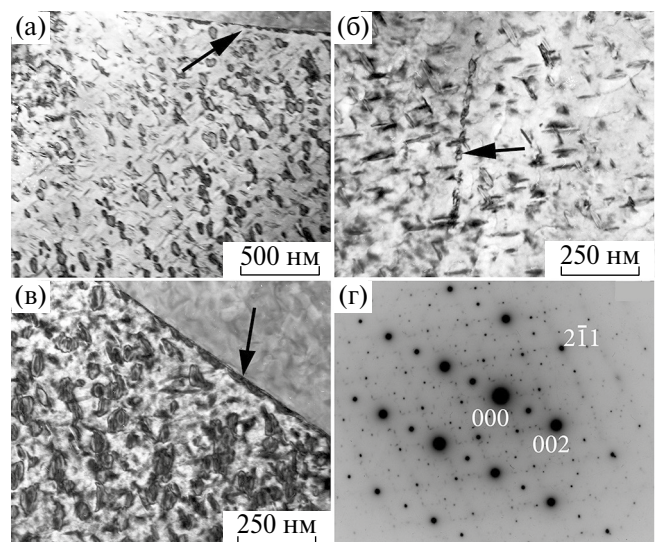


Рис. 6. Светлопольные (а–в) ПЭМ-изображения микроstructures и соответствующая микроэлектроннограмма (г, о. з. $[120]_{B2}$) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после ПИО при 773 K в течение 1 ч.

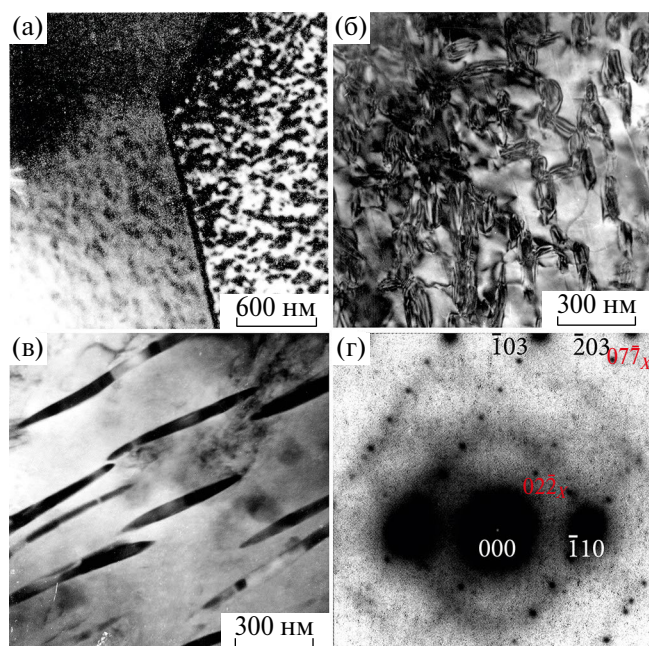


Рис. 7. Светлопольные (а–в) ПЭМ-изображения микроструктуры и соответствующая микроэлектронграмма (г, о. з. $[331]_{B2}$) сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после ПТО при 773 К в течение 2 (а, б), 5 ч (в).

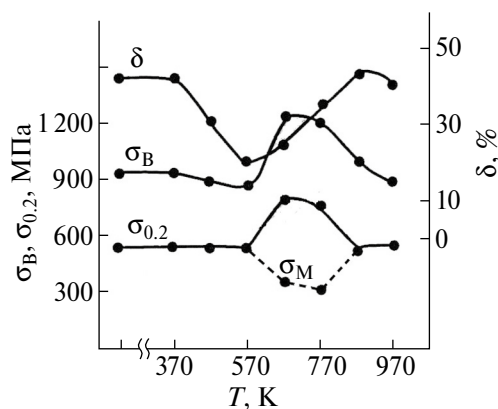


Рис. 8. Зависимости пределов прочности σ_B , дислокационной $\sigma_{0.2}$ и фазовой σ_M текучести и относительного удлинения δ от температуры старения закаленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$.

Таблица 1. Механические свойства сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после ПТО

Обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_M , МПа	δ , %
закалка	940	550	—	42
ПТО 373К	920	530	—	43
ПТО 473К	870	520	—	31
ПТО 573К	850	530	—	21
ПТО 673К	1210	800	350	25
ПТО 773К	1180	770	310	36
ПТО 873К	970	510	—	44
ПТО 973К	870	530	—	41

Старение при 673 и 773 К, 1 ч с выделением упрочняющей фазы $X-Ni_4Ti_3$ сопровождается заметным снижением устойчивости $B2$ -матрицы по отношению к ТМП за счет ее обеднения Ni и коррелирует с появлением на инженерных кривых “ σ – ϵ ”-площадки фазовой псевдотекучести (σ_M) вследствие деформационно-индуцированного ТМП и одновременным повышением $\sigma_{0.2}$, σ_B и δ . Значения предела фазовой псевдотекучести σ_M близки (310–350) МПа (табл. 1).

По данным рис. 8 и табл. 1 видно, что ПТО при 673 К приводит к увеличению σ_B от 940 МПа до 1210 МПа, $\sigma_{0.2}$ от 550 МПа до 800 МПа и снижению δ от 42 до 25 %. Применение ПТО обусловило, начиная от 773 К вплоть до 973 К, плавное снижение σ_B и $\sigma_{0.2}$ и повышение δ (до 41 %). Отметим, что механические свойства сплава после ПТО при 873 и 973 К практически совпали со свойствами закаленного сплава.

Таким образом, этапу разупрочнения сплава при повышении температуры ПТО предшествовал промежуточный этап некоторого роста величины σ_B и $\sigma_{0.2}$ при относительно высоких значениях δ (25 и 36 %) в интервале температур 673–773 К. С учетом фазового состава и микроструктуры можно заключить, что данный эффект упрочнения связан, во-первых, с развитием термодиффузионно-индуцированных процессов распада с выделением высокодисперсных обогащенных никелем частиц Ni_4Ti_3 и, во-вторых, с мартенситным превращением при механических испытаниях [33]. Тогда как второй этап общего разупрочнения в основном обусловлен продолжающимся при ПТО огрублением частиц, в том числе вследствие ускорения кинетики распада и уменьшения или прекращения действия барьерного эффекта выделений, объемная доля которых при более высоких температурах существенно снижается, а размеры увеличиваются. Кинетику изотермического распада в интервале 1–5 ч наглядно иллюстрируют рис. 6, 7.

Очевидно, что в условиях отсутствия распада за тот же интервал выдержки ПТО при 973 К не изменил механические свойства сплава по сравнению со свойствами закаленного сплава (табл. 1). Фрактография образцов сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ после механических испытаний на растяжение при КТ показала, что разрушение по деформационному и микроструктурному признакам является вязким внутризерненным с высокой дисперсностью ячеек (или чашечек) отрыва (рис. 9). Фрактографические картины сплава после закалки и различных режимов старения практически не отличаются. Размеры ячеек (или чашечек) составляют в среднем несколько микрометров. На дне чашечек разруше-

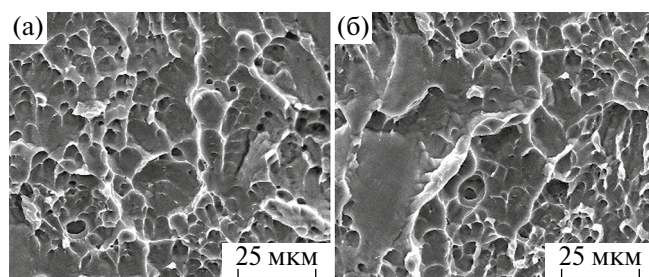


Рис. 9. Фрактография сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ после закалки от 1173 К (а) и ПИО при 673 К, 1 ч (б).

ния часто были видны глобулярные первичные карбонитриды и оксиды титана размерами около одного микрометра.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что микроструктура закаленного сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ обусловлена развитием в аустените при ПИО процесса выделения высокодисперсных частиц метастабильной фазы Ni_4Ti_3 в одну (при температуре выше 673 К) или две (ниже 673 К) стадии, в том числе гетерогенного на границах и субграницах зерен при повышенных температурах.

2. Обнаружено, что сплав благодаря старению при температурах 673–773 К характеризуется наряду с заметным упрочнением σ_B (вплоть до 1210 МПа), $\sigma_{0.02}$ (до 800 МПа) и σ_M (до 350 МПа) способностью к повышенной пластической деформации (δ до 36%) за счет эффекта одновременного повышения прочности и пластичности при мартенситном превращении.

3. По данным фрактографических исследований сплав в закаленном и состаренном состояниях отличается вязким мелкоячеистым разрушением внутризеренного типа как в аустенитном, так и в мартенситном состояниях образцов, подвергнутых разрушению при растяжении.

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

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигута Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
2. Duerig T.W., Melton K.L., Stockel D., Wayman C.M. (Eds.) Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Butterworth-Heinemann: London, UK. 1990. 512 p.
3. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана. Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 159 с.

4. Pushin V.G. Alloys with a Thermomechanical Memory: Structure, Properties, and Application // Phys. Met. Metall. 2000. V. 90. Suppl. 1. P. S68–S95.
5. Brailovski V., Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Rykлина 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. Metall. 2004. V. 97. Suppl. 1. P. S3–S55.
6. Razov A.I. Application of titanium nickelide-based alloys in engineering // Phys. Met. Metall. 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. Germany: Springer, 2014. P. 289–307.
9. Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Rykлина E.P., Khmelevskaya I.Yu. Application of Titanium Nickelide-based Alloys in Medicine // Phys. Met. Metall. 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 Biomedical Applications. Wordhead Publishing: Cambridge, UK. 2009. 320 p.
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 pages).
14. Kuranova N.N., Makarov V.V., Pushin V.G., Ustyugov Y.M. Influence of Heat Treatment and Deformation on the Structure, Phase Transformation, and Mechanical Behavior of Bulk TiNi-Based Alloys // Metals. 2022. V. 12. P. 2188.
15. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З., Браиловский В., Валиев Э.З., Волков А.Е., Глезер А.М., Добаткин С.В., Дударев В.Ф., Жу Ю.Т., Зайнулин Ю.Г., Колобов Ю.Р., Кондратьев В.В., Королев А.В., Коршунов А.И., Коуров Н.И., Кудреватых Н.В., Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Попов А.А., Попов Н.Н., Разов А.И., Хусаинов М.А., Чумляков Ю.И., Андреев С.В., Батулин А.А., Беляев С.П., Гришков В.Н., Гундеров Д.В., Дюпин А.П., Иванов К.В., Итин В.И., Касымов М.К., Кашин О.А., Киреева И.В., Козлов А.И., Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Пушина Н.Ю., Рыклина Е.П., Уксусников А.Н., Хмелевская И.Ю., Шеляков А.В., Шкловер В.Я., Шорохов Е.В., Юрченко Л.И. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура

- ра, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 440 с.
16. Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г. Влияние механо-термической обработки на структуру и механические свойства сплава $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$ с эффектами памяти формы // ФММ. 2022. Т. 123. № 10. С. 1063–1071.
 17. Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г., Попов Н.А. Структура и механические свойства стареющего сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ с эффектами памяти формы после механо-термической обработки // ФММ. 2023. Т. 124. № 2. С. 239–247.
 18. 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.
 19. Miyazaki S., Ishida A. Martensitic transformation and shape memory behavior in sputter-deposited TiNi -base thin films // Mater. Sci. and Eng. 1999. V. A273–275. P. 106–133.
 20. 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.
 21. Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. Влияние отклонения химического состава от стехиометрического на структурные и фазовые превращения и свойства быстрозакаленных сплавов $\text{Ti}_{50+x}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_{25}$ // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 299–311.
 22. Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kurov 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.
 23. Pushin V.G., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Gunderov D.V., Kurov 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.
 24. 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.
 25. 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.
 26. Ren X., Miura N., Zhang J., Otsuka K., Tanake 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.
 27. 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.
 28. Sarkar S., Ren X., Otsuka K. Evidence for strain glass in the ferroelastic-martensitic system $\text{Ti}_{50-x}\text{Ni}_{50+x}$ // Phys. Rev. Lett. 2005. V. 95. P. 205702.
 29. Jin Y.M., Wang Yu.U., Ren. Y. Theory and experimental evidence of phonon domains and their roles in pre-martensitic phenomena // Computational Mater. 2015. V. 1. P. 15002.
 30. Wang Y., Jin Y.M. Martensitic transformation precursors: phonon theory and critical experiments / Proc. Int. Conf. Solid-solid phase transformations in inorganic materials. 2015. P. 467–474.
 31. Ko W.S., Maisel S.B., Grabowski B., Jeon J.B., Neugebauer J. Atomic scale processes of phase transformations in nanocrystalline NiTi shape-memory alloys // Acta Mater. 2017. V. 123. P. 90–101.
 32. Deng Z., Li Q., Onuki Y., Sun Q. Multifunctional nanostructured NiTi alloy with invar, elinvar and rinvar properties // J. Alloys Comp. 2022. V. 909. P. 164682.
 33. Xu K., Luo J., Li C., Shen Y., Li C., Ma X., Li M. Mechanisms of stress-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in NiTi shape memory alloy related to superelastic stability // Scripta Mater. 2022. V. 217. P. 114775.

DECOMPOSITION FEATURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF AGING $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ ALLOY WITH SHAPE MEMORY EFFECTS SUBJECTED TO HEAT TREATMENT

N.N. Kuranova^{1,2}, V.V. Makarov¹, V.G. Pushin^{1,2,*}

¹ Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia

² Ural Federal University, Ekaterinburg, 620002 Russia

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

The features of the microstructure of the $\text{Ti-51 at.\%Ni}$ shape memory alloy have been studied after aging at various temperatures. In combination with studies using optical and electron microscopy and X-ray analysis, mechanical properties were tested for tensile strength at room temperature. It has been established that the aged alloy is distinguished by a high level of mechanical properties (tensile strength up to 1200 MPa with a

relative elongation of up to 35%) due to highly dispersed homogeneous decomposition and the effect of simultaneous hardening and increased plasticity as a result of deformation-induced martensitic transformation.

Keywords: shape memory alloys, aging, homo- and heterogeneous decomposition mechanisms, martensitic transformation, mechanical properties