



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с импульсным током

Анна Мисоченко ^{a, *}

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Малый Харитоньевский пер, 4, г. Москва, 101990, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-2885-1996>, ls3216@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.171.2:620.186.8

История статьи:

Поступила: 11 декабря 2024
Рецензирование: 09 января 2025
Принята к печати: 10 апреля 2025
Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Сплавы на основе TiNi
Импульсный ток
Прокатка с током
Мартенситные превращения
Рентгеноструктурный анализ
Стабилизация аустенита
Циклическое мартенситное превращение

АННОТАЦИЯ

Введение. Сплавы с памятью формы на основе TiNi обладают набором свойств, включающим в себя биосовместимость, коррозионную стойкость, низкую плотность, высокую удельную прочность, термическую стабильность, память формы и сверхупругость. Большое количество исследований в настоящее время посвящают различным деформационным способам обработки таких материалов с целью повышения механических свойств и свойств памяти формы. Одним из них является пластическая деформация с одновременным действием импульсного электрического тока. Поскольку свойства памяти формы в сплавах на основе TiNi обусловлены наличием термоупругих мартенситных превращений, то представляет интерес совместное влияние на них деформации и тока. **Цель работы.** Исследование особенностей проявления термических и деформационных мартенситных превращений в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ в процессе прокатки с одновременным действием импульсного электрического тока. **Методы исследования.** В работе проанализированы образцы сплавов $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ после прокатки с импульсным электрическим током плотностью 100 А/мм², длительностью импульса 100 мкс и скважностью 10 до различных степеней деформации ($\epsilon = 0; 0,4; 0,8; 1,2$). Исследование стабильности мартенситных превращений проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии при скорости нагрева/охлаждения 10 °С/мин в диапазоне температур –150...+150 °С. Фазовый состав изучен методом рентгеноструктурного анализа в CuK α -излучении при $U = 40$ кВ и $I = 40$ мА в диапазоне углов $2\theta = 15...100^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,05^\circ$ и временем экспозиции 5 с. **Результаты и обсуждение.** Показано, что прокатка с током приводит к проявлению двухстадийного прямого мартенситного превращения при охлаждении в обоих сплавах, а повышение степени деформации расширяет температурную область существования R-фазы. Показана возможность стабилизации высокотемпературной аустенитной B2-фазы в сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$, а также возникновение циклично-протекающего деформационного превращения мартенсит→аустенит→мартенсит в сплаве $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$. Обсуждаются возможные механизмы проявления этих особенностей.

Для цитирования: Мисоченко А.А. Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с импульсным током // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 255–269. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-255-269.

Введение

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе интерметаллида TiNi обладают уникальным набором свойств, включающим в себя низкую плотность, биосовместимость, коррозионную стойкость, высокую удельную прочность, пластичность, обратимость деформации при нагреве (память формы) и при снятии нагрузки без

нагрева (сверхупругость) [1]. Большое количество исследований в настоящее время посвящено различным деформационным способам обработки таких материалов с целью повышения механических свойств и свойств памяти формы [2, 4]. Однако традиционные методы обработки металлов давлением (ОМД) без воздействия нагрева приводят к разрушению этих сплавов, поэтому в настоящее время общепринятой технологией производства полуфабрикатов из этих сплавов является применение теплой и горячей деформации [5, 6].

В свою очередь, повышение температуры деформации ведет к снижению прочности [6, 7].

*Адрес для переписки

Мисоченко Анна Александровна, к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Малый Харитоньевский пер, 4,
101990, г. Москва, Россия
Тел.: +7 916 361-48-63, e-mail: ls3216@yandex.ru

Ряд работ [8, 9] свидетельствует о возможности избежать этой проблемы при использовании импульсного электрического тока в процессе пластической деформации – электропластического эффекта (ЭПЭ). Известны исследования по применению ЭПЭ при прокатке [10, 11], волочении [12], гибке [13], микроштамповке [12, 14], вытяжке [15], осадке [16], а также широко исследовано деформационное поведение различных материалов (чистых металлов и сплавов) при растяжении [14, 17]. Особенности деформационного поведения сплавов с ЭПФ и их отличия от традиционных металлических материалов при растяжении с током показаны в [8, 18]. Исследования на образцах из TiNi при прокатке с током показали повышение деформируемости [19, 20] и механических свойств [21]. Кроме того, при использовании импульсного тока в процессе прокатки показана возможность получения наноструктуры (НС) [19] и повышения характеристик ЭПФ и сверхупругости [22]. Образование НС-состояния также отмечено в этих сплавах при электроимпульсной обработке, заменяющей традиционный постдеформационный отжиг [23].

Особенности влияния тока на структуру при различных схемах деформирования в разных металлах и сплавах описаны в [24, 25]. Отмечено, что подвод электрической и тепловой энергии обычно приводит к структурным перестройкам, таким как уменьшение плотности дислокаций [26], появление двойников [27], динамическая рекристаллизация [28], измельчение зерен [29], эволюция кристаллографической текстуры [30] и формирование ориентированных микроструктур [31, 32], а также перераспределение включений и влияние на эффекты старения [33]. Однако применительно к сплавам с ЭПФ ток также может влиять на температуры и характер проявления мартенситных превращений (МП).

Возможность управления фазовыми превращениями при использовании тока в процессе деформации прокаткой показана в [34]. В работе проведено сравнение проявления МП в сплаве TiNi после холодной прокатки и прокатки с импульсным током. При использовании тока отмечается меньшая интенсивность деформационных процессов (релаксационный механизм). Так, например, показано, что холодная прокатка сплава может приводить к подавлению МП, а ис-

пользование тока при той же степени деформации способствует его проявлению. Хотя нагрев при прокатке с током (при плотности не более 100 А/мм^2 , скорости 5 см/сек и длине образца 10 см) сплавов TiNi не превышает $50...70^\circ\text{C}$ [35], является локальным и незначительным для прохождения процессов динамической рекристаллизации, эта температура может оказать существенное влияние на протекание МП, которые являются основной характеристикой сплавов с памятью формы.

Целью работы является исследование особенностей проявления мартенситных превращений, в том числе деформационных, в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с током. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- проведение и анализ калориметрических исследований термических мартенситных превращений в сплавах $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ и $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ после прокатки с импульсным током до различных деформаций;

- анализ деформационных мартенситных превращений методом рентгеноструктурного фазового анализа в сплавах $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ и $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ в процессе прокатки с импульсным током;

- анализ структурных состояний в сплавах $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ и $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ в процессе прокатки с импульсным током.

Методика исследований

Исследование проводилось на горячекатаных прутках из сплавов $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ и $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ диаметром 6 мм и длиной 100 мм. Средний размер зерна в исходном закаленном состоянии составил 30 мкм для $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ и 60 мкм для $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$. После закалки (800°C / вода) при комнатной температуре (T_k) сплавы имели преимущественную структуру B19' мартенсита и аустенита B2 соответственно. Характеристические температуры сплавов приведены в таблице.

Образцы подвергали прокатке с током при комнатной температуре до достижения истинной деформации $e = 0,4; 0,8$ и $1,4$ ($e = \ln S_0/S_f$, где S_0 и S_f – начальная и конечная площади поперечного сечения до и после деформации соответственно). Прокатку вели на прокатном стане с калиброванными валками при разовом обжатии за проход 50 мкм со скоростью движения образца в кали-

Характеристические температуры мартенситных превращений

Characteristic temperatures of martensitic transformations

Сплав / Alloy	Исходная обработка / Initial processing	Прямое мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$ / Direct martensitic transformation $B2 \rightarrow B19'$		Обратное мартенситное превращение $B19' \rightarrow B2$ / Reverse martensitic transformation $B19' \rightarrow B2$		Фазовый состав при T_k / Phase composition at room temperature
		$M_s, ^\circ\text{C}$ / $M_s, ^\circ\text{C}$	$M_f, ^\circ\text{C}$ / $M_f, ^\circ\text{C}$	$A_s, ^\circ\text{C}$ / $A_s, ^\circ\text{C}$	$A_f, ^\circ\text{C}$ / $A_f, ^\circ\text{C}$	
$\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$	Закалка (вода) 800 °C (1 час)	-5°	-37	-5	17	аустенит B2
$\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$		45	25	58	77	мартенсит B19'

$M_s, ^\circ\text{C}$ / $M_s, ^\circ\text{C}$ – температура начала прямого МП ($B2 \rightarrow B19'$) / Direct martensitic transformation ($B2 \rightarrow B19'$) start temperature;

$M_f, ^\circ\text{C}$ / $M_f, ^\circ\text{C}$ – температура конца прямого МП / Direct martensitic transformation finish temperature;

$A_s, ^\circ\text{C}$ / $A_s, ^\circ\text{C}$ – температура начала обратного МП ($B19' \rightarrow B2$) / Reverse martensitic transformation ($B2 \rightarrow B19'$) start temperature;

$A_f, ^\circ\text{C}$ / $A_f, ^\circ\text{C}$ – температура конца обратного МП / Reverse martensitic transformation finish temperature.

брах 5 см/с. Размер калибров варьировался от 1 до 7 мм. Прокатный стан был оснащен генератором импульсного тока. Подача импульсов тока осуществлялась с помощью скользящего контакта (отрицательный полюс) до зоны деформации и одного из валков (положительный полюс) (рис. 1) с частотой 1000 Гц и скважностью 10.

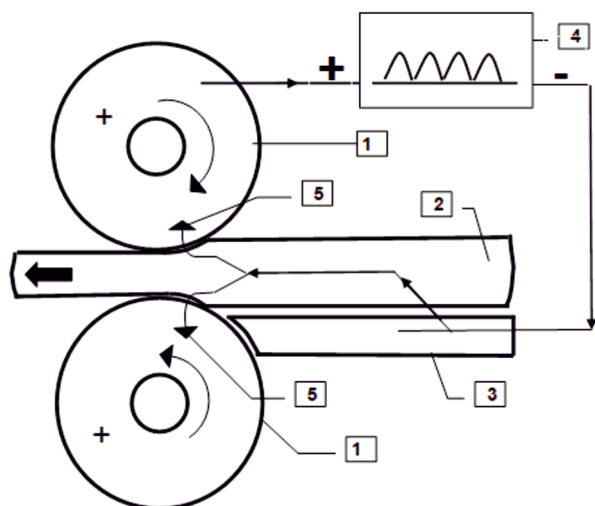


Рис. 1. Схема подачи тока на образец:

1 – валки прокатного стана; 2 – цилиндрический образец; 3 – подающий стол (скользящий контакт); 4 – источник импульсного тока; 5 – линии тока

Fig. 1. Schematic of current supply circuit:

1 – mill rolls; 2 – cylindrical sample; 3 – feed table (sliding contact); 4 – pulsed current source; 5 – current lines

Амплитудная плотность тока составляла $j = 100 \text{ A/mm}^2$, длительность импульса $100 \cdot 10^{-6} \text{ с}$. Температура нагрева образца током контролировалась с помощью термопары алюмель-хромель при пропускании тока, но без деформации, и составила не более 50...70 °C. Образец находился под током не более 2 секунд. После каждого этапа образцы охлаждали в воде, чтобы избежать дополнительного нагрева током. При необходимости после прокатки проводился постдеформационный отжиг при температуре 450 °C в течение 1 часа.

Температуры и характер проявления термических мартенситных превращений изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на аппарате Mettler Toledo 822e. Калориметрические кривые были получены в диапазоне температур от -150 до 150 °C со скоростью нагрева/охлаждения 10 °C/мин. Деформационные мартенситные превращения анализировали путем проведения фазового анализа в отобранных в процессе прокатки с током образцах. Рентгеноструктурный фазовый анализ был выполнен на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA (Швейцария) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в диапазоне углов $2\theta = 15...100^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,05^\circ$ и временем экспозиции 5 с при напряжении $U = 40 \text{ кВ}$ и силе тока $I = 40 \text{ мА}$.

Качественная оценка полученных картин проводилась с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (программное обеспечение ARL X'TRA) путем сравнения с базой данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2 [36]. Оценка структурных состояний после прокатки выполнялась с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 2100 высокого разрешения фирмы JEOL (Япония) при максимальном ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты и их обсуждение

Калориметрические исследования фазовых переходов сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ после прокатки с импульсным электрическим током в отожженном состоянии ($450\text{ }^{\circ}C$) показали наличие двухстадийного МП через промежуточную R-фазу (рис. 2, а). Хотя эта фаза является характерной для сплавов, обогащенных никелем [37], ряд авторов наблюдает ее и в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$, объясняя ее наличие высокими внутренними напряжениями, например, после термоциклирования [38] или пластической деформации [39]. В сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ R-фаза наблюдается сразу после отжига в недеформированном состоянии и связана с наличием характерных для этого состава частиц Ti_3Ni_4 [37]. При этом после прокатки с током не наблюдается смещения температур начала МП ($B2 \rightarrow R$), однако заметно смещение

перехода $R \rightarrow B19'$ (рис. 2, б). Этот эффект расширения температурной области существования R-фазы под действием импульсного тока наблюдается также при сравнении фазовых переходов с исходным недеформированным состоянием.

Особенностью сплавов на основе TiNi является проявление мартенситного перехода (МП) не только при охлаждении и нагреве, но и в процессе деформационного воздействия [37]. Согласно рентгеноструктурному анализу все пики дифрактограммы в исходном закаленном состоянии в этом сплаве соответствуют мартенситной фазе $B19'$ с моноклинной решеткой (рис. 3, а). Холодная прокатка без тока приводит к обратному мартенситному переходу – основной фазой становится B2-аустенит, пики от мартенсита присутствуют в небольшом количестве (рис. 3, б). Такое проявление обратного деформационного МП является характерным для сплава в мартенситном состоянии при больших степенях деформации [40] и связано с повышением плотности дислокаций, приводящей к стабилизации аустенита [41]. Впервые обратное превращение мартенсит $\rightarrow$ аустенит под действием деформации наблюдали в [42], позже оно было подтверждено в [43]. При этом данное превращение наблюдается при больших пластических деформациях и предшествует началу деформационной аморфизации. Причиной авторы видят переход от механизмов скольжения и двойникования к ротационным модам деформации. По мнению

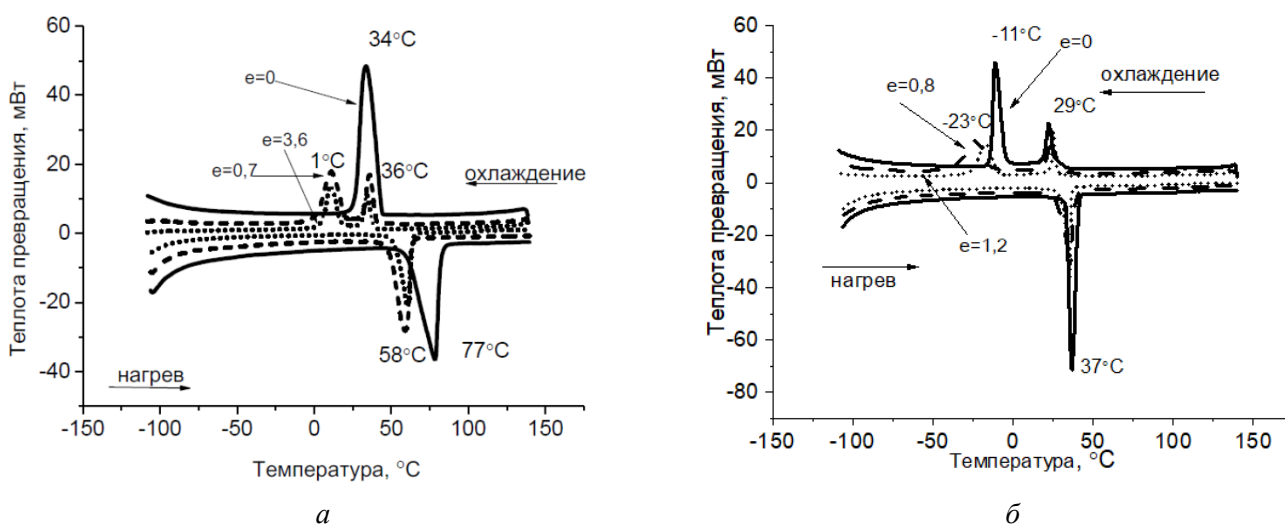


Рис. 2. Фазовые переходы в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ (а) и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (б) после прокатки с импульсным током в отожженном состоянии ($450\text{ }^{\circ}C$)

Fig. 2. Phase transitions in $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ (a) and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (b) alloys after current-assisted rolling in the annealed state ($450\text{ }^{\circ}C$)

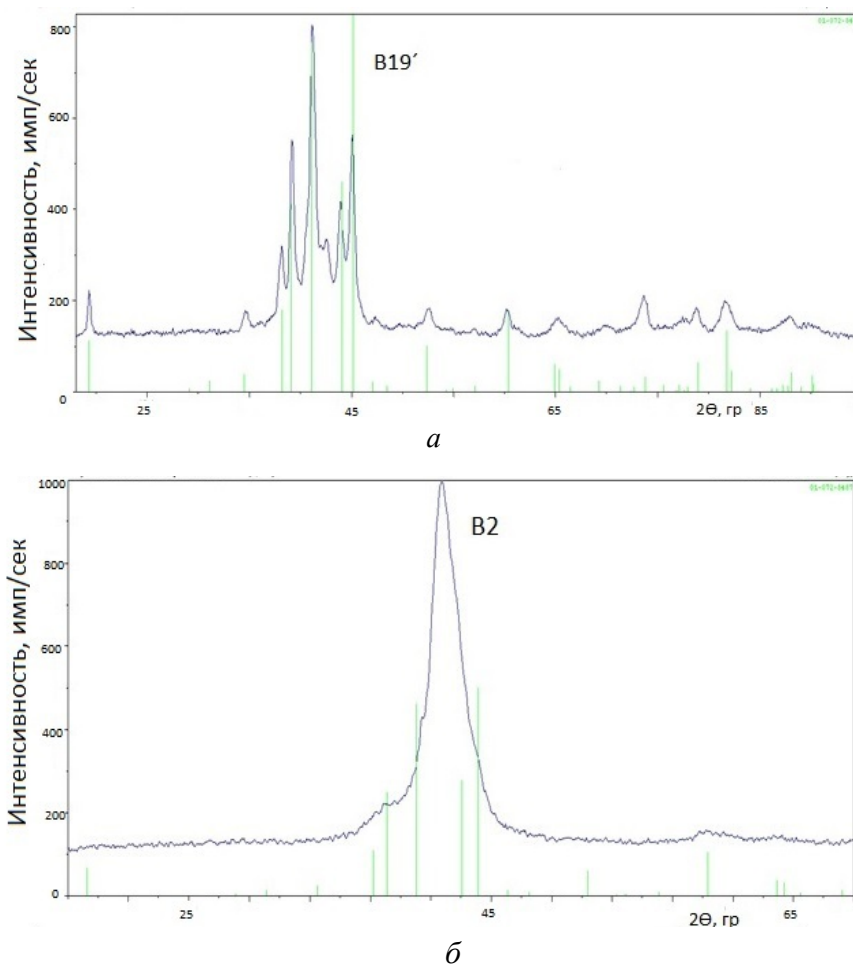


Рис. 3. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ после закалки (а) и холодной прокатки без тока до $\varepsilon = 0,7$ (б) с наложением табличных данных соответствия фазе B19' (зеленые линии)

Fig. 3. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ alloy after quenching (a) and cold rolling without current to $\varepsilon = 0.7$ (б) with the overlay of tabular data corresponding to the B19' phase (green lines)

[40], B2-фаза является более устойчивой к большим деформациям, в то время как B19' способна к разупорядочению при накоплении дефектов кристаллического строения.

При прокатке с импульсным током до небольшой степени деформации ($\varepsilon = 0,4$) в сплаве $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ также наблюдается обратное деформационное превращение мартенсит B19' $\rightarrow$ аустенит B2, основной фазой становится B2 (рис. 4). Помимо указанных выше причин следует отметить, что в настоящей работе не исключена также возможность локального кратковременного разогрева электрическим током. Поскольку характеристические температуры МП являются чувствительными даже к небольшому разогреву, а температура A_K в образцах после прокатки не превышает $58^\circ C$ (рис. 2, а), то локального кратко-

временного нагрева может оказаться достаточно для перехода мартенсит B19' $\rightarrow$ аустенит B2.

Дальнейшее повышение деформации сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ при прокатке с импульсным электрическим током до 0,8 приводит к повышению напряжения в образовавшейся аустенитной фазе, что является механизмом проявления прямого МП (аустенит B2 $\rightarrow$ мартенсит B19'). При этом заметно увеличение доли мартенситной фазы, проявляющееся в повышении относительной интенсивности соответствующих этой фазе пиков на дифрактограмме (рис. 4). Последующее повышение деформации до $\varepsilon = 1,4$ приводит к тому, что основной пик от B2-фазы вновь становится наиболее выражен. То есть имеет место обратное деформационное МП из ранее образованного мартенсита, механизмы которого до-

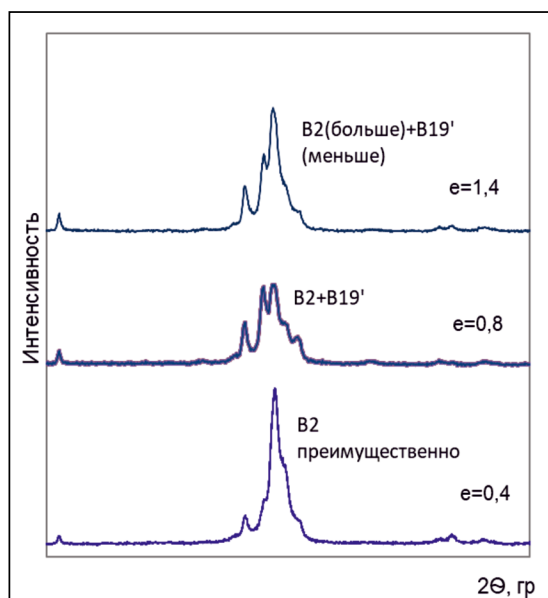


Рис. 4. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ после прокатки с током до различных степеней деформации

Fig. 4. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ alloy after current-assisted rolling to various strain levels (ϵ)

минируют над тепловым действием тока. Таким образом, наблюдается проявление циклично протекающего мартенситного превращения, обусловленного поочередным доминированием

механизмов деформации (повышение напряжений в аустенитной фазе с переходом ее в мартенсит деформации) и нагревом от воздействия импульсного тока (с переходом мартенсита в аустенит).

В сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ при всех исследуемых промежуточных степенях деформации основной фазой оставался B2-аустенит, как и в исходном закаленном состоянии (рис. 5). При этом отсутствует деформационно образовавшийся мартенсит, который, как правило, наблюдают в сплавах данного состава в процессе деформации [37], обусловленный сдвигом температур обратного превращения в область более высоких (эффект стабилизации мартенсита под действием предварительной деформации) [44]. Возможной причиной отсутствия мартенсита в случае деформирования с током может быть кратковременный локальный разогрев. По-видимому, в этом случае тепловое действие тока доминирует над механизмами образования деформационно индуцированного мартенсита и приводит к стабилизации высокотемпературной B2-фазы.

Отличительной особенностью дифрактограмм образцов после прокатки с током является наличие хорошо выраженного уширения ос-

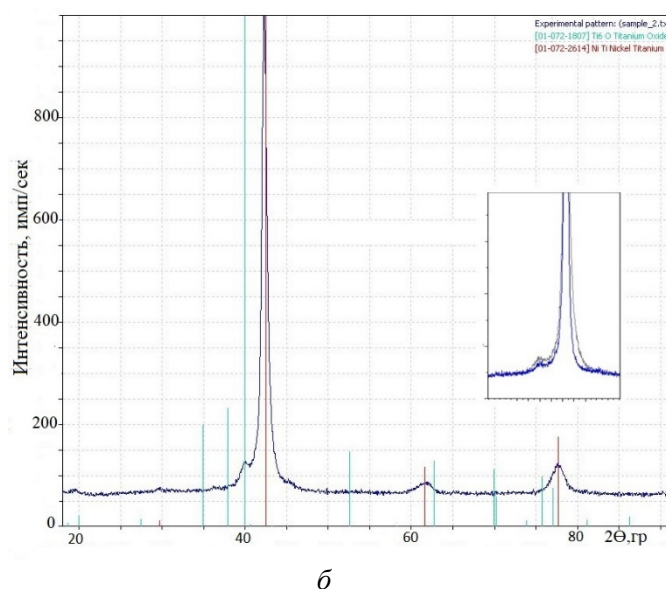
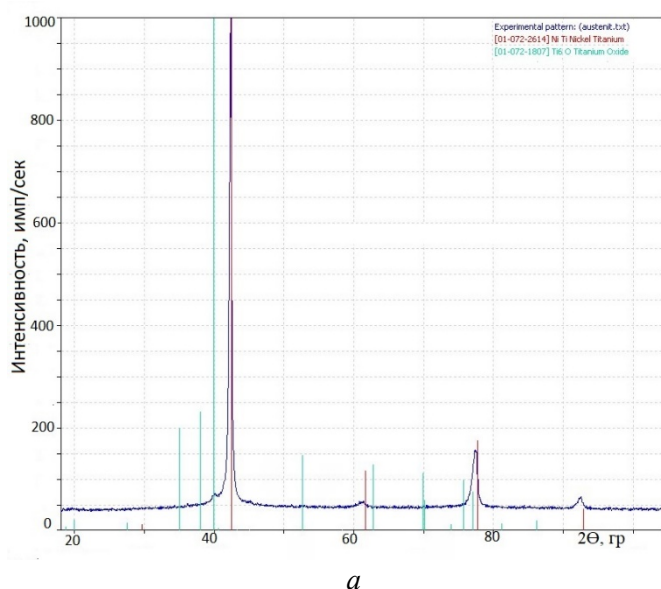


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ после закалки 800 °C / вода (а) и прокатки с током до $\epsilon = 0,4$ (б) с наложением табличных данных соответствия фазе B2 (красные линии) и частиц Ti_4Ni_2O (зеленые линии); во вставке – сравнение уширения основного пика B2 (110) после закалки (синий) и прокатки с током, $\epsilon = 0,4$ (серый)

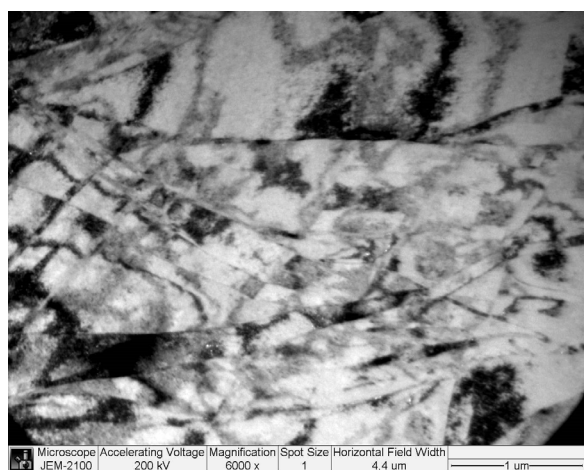
Fig. 5. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloy after quenching from 800 °C in water (a) and current-assisted rolling to $\epsilon = 0.4$ (b) with an overlay of tabular data corresponding to the B2 phase (red lines) and Ti_4Ni_2O particles (green lines); inset: comparison of the broadening of the main B2 (110) peak after quenching (blue) and current-assisted rolling, $\epsilon = 0.4$ (grey)

нового максимального пика В2 (110) (рис. 5, б, вставка) из-за повышения дефектности с ростом степени деформации, а также наиболее выраженный пик оксидов титана. При этом уширение основного пика логично связано с повышением микроискажений в кристаллической решетке ввиду деформации. Частицы оксидов, часто наблюдаемые и исследуемые другими авторами [37, 45], попадают в сплав на стадии выплавки и почти всегда присутствуют в составе. Уширение соответствующего рентгеновского пика может свидетельствовать об их измельчении под действием деформации прокаткой с током, при этом теплового действия тока оказывается недостаточно для их растворения.

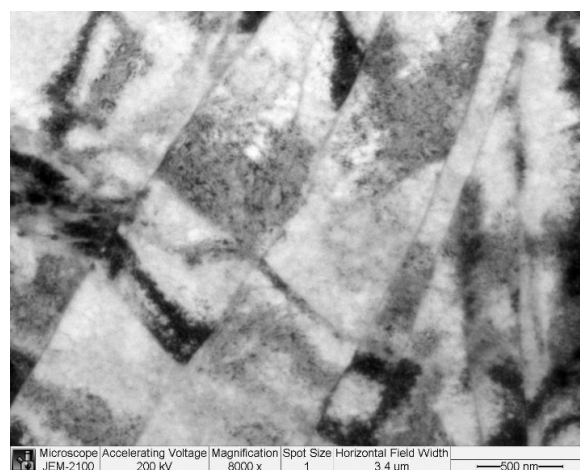
Результаты микроструктурных исследований методом ПЭМ свидетельствуют о сильной

фрагментации исходных зерен после прокатки с током до $\epsilon = 0,4$ в сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (рис. 6, а). В структуре наблюдаются полосы деформации преимущественно в направлении прокатки, толщина которых неоднородна и варьируется от 500 нм (большинство) (рис. 6, б) до 30 нм (рис. 6, в). После деформации до $\epsilon = 1,4$ микроструктура имеет схожую морфологию зерен, однако является более однородной. При этом характерным является наличие тонких полос сдвига (толщина примерно 20...30 нм) внутри широких (400...500 нм) деформационных полос (рис. 6, з).

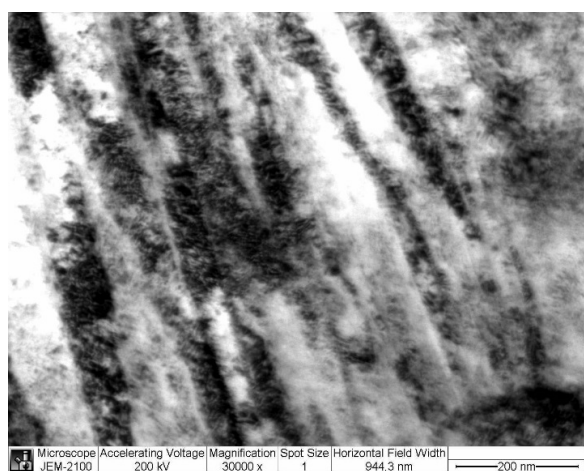
На рис. 7 представлены результаты тонкой микроструктуры сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ в процессе прокатки с импульсным током до $\epsilon = 0,8$ и 1,4. Анализ результатов показал, что деформация



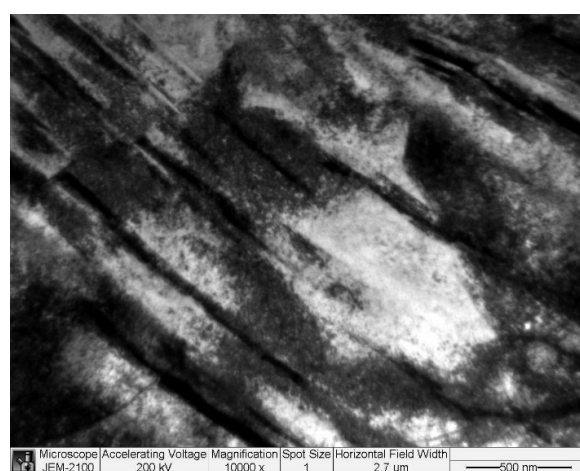
а



б



в



з

Рис. 6. Результаты просвечивающей электронной микроскопии сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ после прокатки с током до $\epsilon = 0,4$ при различных увеличениях: $\times 6000$ (а), $\times 8000$ (б), $\times 30\,000$ (в); и до $\epsilon = 1,4$ (з)

Fig. 6. Transmission electron microscopy images of $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ alloy after current-assisted rolling to $\epsilon = 0.4$ at various magnifications: $\times 6000$ (a), $\times 8000$ (б), $\times 30\,000$ (в); and to $\epsilon = 1.4$ (з)

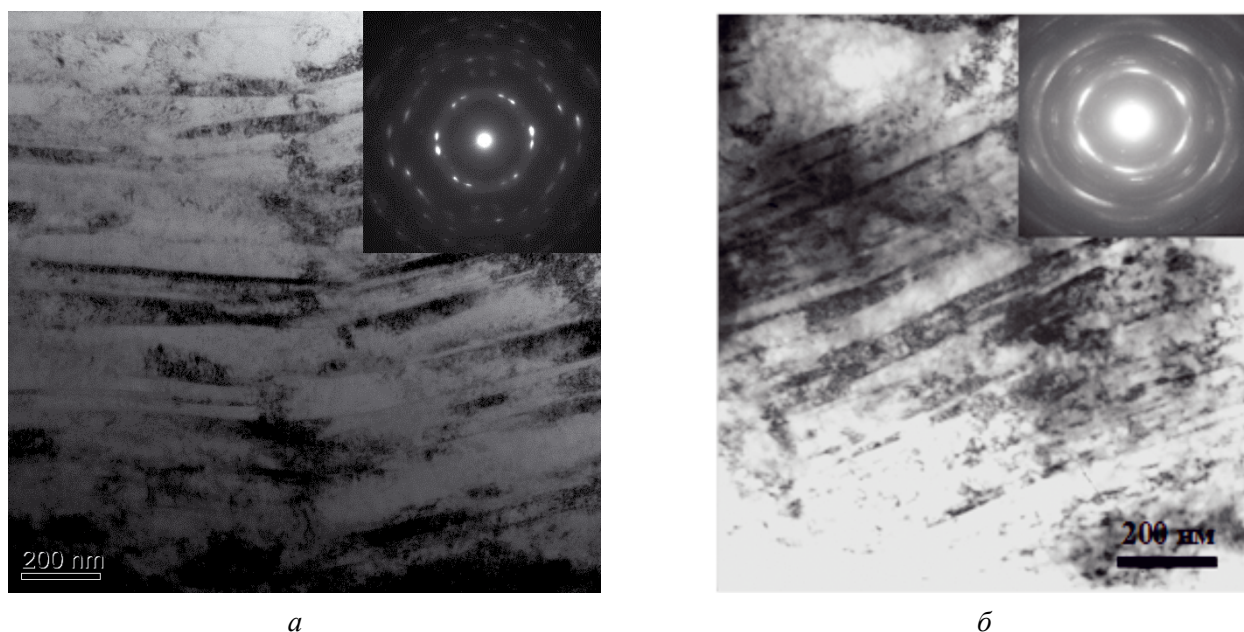


Рис. 7. Результаты просвечивающей электронной микроскопии сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ в процессе прокатки с током:
 $e = 0,8$ (а); $e = 1,4$ (б)

Fig. 7. Transmission electron microscopy images of $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ alloy during current-assisted rolling:
to $\varepsilon = 0.8$ (a); to $\varepsilon = 1.4$ (b)

в этом сплаве осуществляется путем двойникования исходных мартенситных пластин. Светлопольное изображение структуры после деформации до $e = 0,8$ характеризуется наличием тонких (20...30 нм) полос деформации, а электроннограмма – наличием двойных рефлексов (рис. 7, а). С увеличением деформации до $e = 1,4$ происходит дальнейшее утонение деформационных полос до толщин менее 10 нм. Для электроннограммы, соответствующей этому состоянию, характерны рефлекс, вытянутые вдоль окружности, которые свидетельствуют о сильных искажениях в решетке материала после прокатки. Расположение колец характерно для В2-фазы, однако встречаются области, где наряду с этой основной фазой заметны рефлекс, характерные для мартенсита (рефлекс с близкими межплоскостными расстояниями в районе кольца (110)) (рис. 7, б). Сравнение процесса деформирования при прокатке с током сплавов с исходной аустенитной и мартенситной структурой позволяет заключить, что сплав $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ деформируется более интенсивно, и подтверждает результаты рентгеноструктурного анализа.

Таким образом, особенностью структурообразования сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ является цикличность протекания прямого и обратного пре-

вращения мартенсит→аустенит→мартенсит в процессе прокатки с импульсным током. Возможной причиной этого явления являются попеременно доминирующие механизмы деформационного мартенситного превращения и локального влияния теплового действия тока на характеристические температуры. Особенностью влияния импульсного тока при прокатке на мартенситные превращения в сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ является, напротив, отсутствие деформационно-индуцированного мартенсита В19' и стабилизация высокотемпературной аустенитной В2-фазы. Обнаруженные особенности проявления МП могут найти применение в процессах управления структурно-фазовым состоянием сплавов с памятью формы с целью достижения максимальных функциональных свойств (обратимая деформация, реактивные напряжения, сверхупругость).

Выводы

1. Прокатка с током с последующим отжигом при 450 °С изменяет стадийность проявления прямого термического мартенситного превращения при охлаждении с В2→В19' на В2→R→В19' в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$, являющихся



в исходном закаленном состоянии однофазными мартенситным и аустенитным соответственно. При этом повышение степени деформации при прокатке с импульсным током расширяет температурную область существования R-фазы.

2. В сплаве $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ в процессе прокатки с импульсным током обнаружено циклично протекающее прямое и обратное деформационное превращение мартенсит $\rightarrow$ аустенит $\rightarrow$ мартенсит, являющееся результатом поочередно доминирующих механизмов деформации и локального влияния теплового действия тока на характеристические температуры.

3. Влияние тока при прокатке на мартенситные превращения в сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ выражается в отсутствии деформационно-индуцированного мартенсита B19' и стабилизации высокотемпературной аустенитной B2-фазы.

Список литературы

1. Shape memory alloys: fundamentals, modelling and applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. – Montreal: University of Quebec, 2003. – 844 p.
2. Tsuchiya K., Ahadi A. Anomalous properties of TiNi processed by severe plastic deformation // Advances in Shape Memory Materials / Q. Sun, R. Matsui, K. Takeda, E. Pieczyska, eds. – Cham: Springer, 2017. – P. 191–201. – (Advanced Structured Materials; vol. 73). – DOI: 10.1007/978-3-319-53306-3_14.
3. Influence of rotary forging and post-deformation annealing on mechanical and functional properties of titanium nickelide / V.A. Andreev, R.D. Karelin, V.S. Komarov, V.V. Cherkasov, N.A. Dormidontov, N.V. Laisheva, V.S. Yusupov // Metallurgist. – 2024. – Vol. 67. – P. 1912–1919. – DOI: 10.1007/s11015-024-01688-4.
4. Grain growth in $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ high-temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion / A.V. Shuitcev, Y. Ren, D.V. Gunderov, R.N. Vasin, L. Li, R.Z. Valiev, Y.F. Zheng, Y.X. Tong // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 918. – P. 147478. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.147478.
5. Горячая ротационная ковка прутков диаметром 2–20 мм из сплавов с памятью формы на основе никелида титана / В.А. Андреев, В.С. Юсупов, М.М. Перкас, Н.В. Якушевич // Перспективные материалы и технологии. В 2 т. Т. 1. – Витебск: Витеб. гос. технол. ун-т, 2017. – С. 61–69.
6. Влияние режимов ротационной ковки и последеформационной термической обработки на механические и функциональные свойства никелида титана / В.А. Андреев, Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, В.В. Черкасов, Н.А. Дормидонтов, Н.В. Лайшева, В.С. Юсупов // Metallurg. – 2023. – № 12. – С. 87–92. – DOI: 10.52351/00260827_2023_12_87.
7. Влияние тепловой деформации методом абс-прессования на механические свойства никелида титана / А.И. Лотков, В.Н. Гришков, А.А. Батурин, Е.Ф. Дударев, Д.Ю. Жапова, В.Н. Тимкин // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5, № 2. – С. 170–174. – DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-170-174.
8. Федоткин А.А., Столяров В.В. Особенности деформационного поведения наноструктурных титановых сплавов при растяжении под действием импульсного тока // Машиностроение и инженерное образование. – 2012. – № 1 (30). – С. 28–35.
9. Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V. Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ // Materials Today: Proceedings. – 2017. – Vol. 4 (3). – P. 4753–4757. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.065.
10. Столяров В.В. Электропластический эффект в крупнозернистом и ультрамелкозернистом титане // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2023. – Т. 89, № 8. – С. 62–66. – DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-8-62-66.
11. In situ electro-plastic treatment for thermo-mechanical processing of CP titanium / M.A. Khalik, S.H. Zahiri, S.H. Masood, S. Palanisamy, S. Guliz // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 115. – P. 2639–2657. – DOI: 10.1007/s00170-021-07342-6.
12. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы / Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
13. Numerical simulation and experiment of electrically-assisted incremental forming of thin TC4 titanium alloy sheet / B. Jiang, W. Yang, Z. Zhang, X. Li, X. Ren, Y. Wang // Materials. – 2020. – Vol. 13 (6). – P. 1335. – DOI: 10.3390/ma13061335.
14. Electroplasticity in electrically-assisted forming: process phenomena, performances and modelling / Z. Xu, T. Jiang, J. Huang, L. Peng, X. Lai, M.W. Fu // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2022. – Vol. 175. – P. 103871. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103871.
15. Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M. Electrically-assisted deep drawing of 5754 aluminum alloy sheet // Materials Research Proceedings. – 2023. – Vol. 28. – P. 987–1006. – DOI: 10.21741/9781644902479-109.
16. Electroplasticity mechanisms in hcp materials / S. Herbst, E. Karsten, G. Gerstein, S. Reschka, F. Nürnberger, S. Zaefferer, H.J. Maier // Advanced Engineering Materials. – 2023. – Vol. 25. – P. 2201912. – DOI: 10.1002/adem.202201912.

17. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium / C. Rudolf, R. Goswami, W. Kang, J. Thomas // *Acta Materialia*. – 2021. – Vol. 209. – P. 116776. – DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116776.
18. *Stolyarov V., Calliari I., Gennari C.* Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials // *Materials Letters*. – 2021. – Vol. 299. – P. 130049. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130049.
19. *Potapova A.A., Stolyarov V.V.* Deformability and structural features of shape memory TiNi alloys processed by rolling with current // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 579. – P. 114–117. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.05.003.
20. Деформационная способность сплава с памятью формы *TiNiHf* при прокатке с импульсным током / В.В. Столяров, В.А. Андреев, Р.Д. Карелин, У.Х. Угурчиев, В.В. Черкасов, В.С. Комаров, В.С. Юсупов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 66–75. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75.
21. *Zhu R., Tang G.* The improved plasticity of NiTi alloy via electropulsing in rolling // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 33 (5). – P. 1743–2847. – DOI: 10.1080/02670836.2016.1231745.
22. *Potapova A.A., Resnina N.N., Stolyarov V.V.* Shape memory effects in TiNi-based alloys subjected to electroplastic rolling // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23 (7). – P. 2391–2395. – DOI: 10.1007/s11665-014-1046-0.
23. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy / R.F. Zhu, Y.B. Jiang, L. Guan, H.L. Li, G.Y. Tang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 658. – P. 548–554. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.10.239.
24. *Stolyarov V., Misochenko A.* A pulsed current application to the deformation processing of materials // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (18). – P. 6270. – DOI: 10.3390/ma16186270.
25. Application of high-density electropulsing to improve the performance of metallic materials: mechanisms, microstructure and properties / Y. Sheng, Y. Hua, X. Wang, X. Zhao, L. Chen, H. Zhou, J. Wang, C.C. Berndt, W. Li // *Materials*. – 2018. – Vol. 11 (2). – P. 185. – DOI: 10.3390/ma11020185.
26. Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability / A. Ghiotti, S. Bruschi, E. Simonetto, C. Gennari, I. Calliari, P. Bariani // *CIRP Annals*. – 2018. – Vol. 67 (1). – P. 289–292. – DOI: 10.1016/j.cirp.2018.04.054.
27. Effect of current frequency on the mechanical properties, microstructure and texture evolution in AZ31 magnesium alloy strips during electroplastic rolling / X. Li, G. Tang, J. Kuang, X. Li, J. Zhu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 612. – P. 404–413. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.075.
28. Thermoelectric coupling deep drawing process of ZK60 magnesium alloys / L. Zhan, R. Li, J. Wang, X. Xue, Y. Wang, Z. Lv // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 126. – P. 3005–3014. – DOI: 10.21203/rs.3.rs-1791252/v1.
29. Recrystallization and microstructure evolution of the rolled Mg-3Al-1Zn alloy strips under electropulsing treatment / Y. Liu, J. Fan, H. Zhang, W. Jin, H. Dong, B. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 622. – P. 229–235. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.10.062.
30. Extraordinary bending formability of Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr alloy sheet through pulsed current / W. Zhang, S. Wang, J. Pan, J. Yang // *Metals and Materials International*. – 2023. – Vol. 29. – P. 3371–3384. – DOI: 10.1007/s12540-023-01450-6.
31. Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment / R.K. Zhang, X.H. Li, J. Kuang, X.P. Li, G.Y. Tang // *Materials Science and Technology*. – 2017. – Vol. 33. – P. 1421–1427. – DOI: 10.1080/02670836.2017.1291164.
32. Abnormal texture development in magnesium alloy Mg-3Al-1Zn during large strain electroplastic rolling: effect of pulsed electric current / J. Kuang, T.S.E. Low, S.R. Niezgoda, X. Li, Y. Geng, A.A. Luo, G. Tang // *International Journal of Plasticity*. – 2016. – Vol. 87. – P. 86–99. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2016.09.004.
33. *Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M.* The effect of pulsed electric current on the structural and mechanical behavior of 6016 aluminium alloy in different states of hardening // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2023. – Vol. 23. – Art. 166. – DOI: 10.1007/s43452-023-00700-z.
34. *Potapova A.A., Stolyarov V.V.* Relaxation effect of pulse current on $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ structure during rolling // *Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31 (13). – P. 1541–1544. – DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000021.
35. *Мисоченко А.А., Столяров В.В.* Тепловое действие импульсного тока в сплавах с различными теплофизическими свойствами // *Станкоинструмент*. – 2023. – № 4 (33). – С. 34–41. – DOI: 10.22184/2499-9407.2023.33.4.34.41.
36. База данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2. – URL: <https://www.icdd.com/pdf-2/> (дата обращения: 07.12.2024).
37. *Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н.* Предпереходные явления и мартенситные превращения. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.
38. Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol / A.R. Pelton, G.H. Huang,



P. Moinec, R. Sinclair // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 532. – P. 130–138.

39. Deformation behavior, structure and properties of an equiatomic Ti–Ni shape memory alloy compressed in a wide temperature range / V. Komarov, I. Khmelevskaya, R. Karelin, R. Kawalla, G. Korpala, U. Prah, V. Yusupov, S. Prokoshkin // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2021. – Vol. 74. – P. 2419–2426. – DOI: 10.1007/s12666-021-02355-x.

40. Сурикова Н.С., Литовченко И.Ю., Корзникова Е.А. Структурные превращения в монокристаллах никелида титана при интенсивной пластической деформации // *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. – 2013. – Т. 18, № 4-2. – С. 1966–1967.

41. Формирование структуры и свойств СПФ Ti–Ni после ИПД методом РКУП в оболочке / Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, И.Ю. Хмелевская, В.А. Андреев, В.С. Юсупов, С.Д. Прокошкин // *Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2023: XI-я Евразийская научно-практическая конференция: сборник трудов конференции, Москва, 18–20 апреля 2023 года*. – М.: Студио-Принт, 2023. – С. 78.

42. Формирование аморфной структуры в никелиде титана при пластической деформации / В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, В.П. Пилюгин, В.М. Гундырев, А.М. Пацелов // *Физика металлов и металловедение*. – 2005. – Т. 99, № 4. – С. 90–100.

43. Amorphization of titanium nickelide by means of shear under pressure and crystallization at the subsequent heating / N. Frolova, V. Zel'dovich, V. Pilyugin, V. Gundyrev, A. Patselov // *Materials Science Forum*. – 2013. – Vol. 738–739. – P. 525–529. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.525.

44. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations / S. Belyaev, N. Resnina, T. Rakhimov, V. Andreev // *Sensors and Actuators A: Physical*. – 2020. – Vol. 305. – P. 111911. – DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911.

45. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys / J. Frenzel, E.P. George, A. Dlouhy, C. Somsen, M.F.-X. Wagner, G. Eggeler // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58 (9). – P. 3444–3458. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.019.

Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Автор. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Martensitic transformations in TiNi-based alloys during rolling with pulsed current

Anna Misochenko ^{a, *}

A.A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, 4 Maly Kharitonievsky per., Moscow, 101990, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-2885-1996>, ls3216@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 December 2024

Revised: 09 January 2025

Accepted: 10 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

TiNi-based alloys

Pulsed current

Current-assisted rolling

Martensitic transformations

X-ray diffraction analysis

Austenite stabilization

Cyclic martensitic transformation

ABSTRACT

Introduction. Shape memory alloys based on TiNi possess a set of properties, including biocompatibility, corrosion resistance, low density, high specific strength, thermal stability, shape memory effect, and superelasticity. A significant number of studies are currently dedicated to various deformation methods of processing such materials, aiming to enhance their mechanical properties and shape memory characteristics. One such method is plastic deformation with the simultaneous application of pulsed current. Since the shape memory properties in TiNi-based alloys are due to the presence of thermoelastic martensitic transformations, the combined effect of deformation and current on these transformations is of particular interest. **The purpose** of this work is to investigate the characteristics of thermal and deformation-induced martensitic transformations in $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloys during rolling with simultaneous application of pulsed current. **Research methods.** The paper analyzes samples of $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloys after rolling with pulsed current at a density of 100 A/mm², a pulse duration of 100 μs, a pulse ratio of 10 to various strain levels ($\epsilon = 0; 0.4; 0.8; 1.2$). The study of the staging of martensitic transformations was carried out using differential scanning calorimetry at a heating/cooling rate of 10 °C/min in the temperature range of –150 to +150 °C. The phase composition was studied by X-ray diffraction analysis using Cu-K α radiation at $U = 40$ kV and $I = 40$ mA in the angular range of $2\theta = 15$ to 100 ° with a step size of $\Delta\theta = 0.05^\circ$ and an exposure time of 5 s. **Results and discussion.** The results show that current-assisted rolling leads to the manifestation of a two-stage direct martensitic transformation during cooling in both alloys. Furthermore, increasing the strain level broadens the temperature range of the R-phase existence. The possibility of stabilizing the high-temperature austenitic B2 phase in the $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloy, as well as the emergence of a cyclically occurring deformation-induced “martensite-austenite-martensite” transformation in the $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ alloy, are demonstrated. Possible mechanisms for these features are discussed.

For citation: Misochenko A.A. Martensitic transformations in TiNi-based alloys during rolling with pulsed current. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 255–269. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-255-269. (In Russian).

References

1. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F. *Shape memory alloys: fundamentals, modelling and applications*. Montreal, University of Quebec, 2003. 844 p.
2. Tsuchiya K., Ahadi A. Anomalous properties of TiNi processed by severe plastic deformation. Sun Q., Matsui R., Takeda K., Pieczyska E. (eds.). *Advances in Shape Memory Materials. Advanced Structured Materials*, vol. 73. Cham, Springer, 2017, pp. 191–201. DOI: 10.1007/978-3-319-53306-3_14.
3. Andreev V.A., Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Dormidontov N.A., Laisheva N.V., Yusupov V.S. Influence of rotary forging and post-deformation annealing on mechanical and functional properties of titanium nickelide. *Metallurgist*, 2024, vol. 67, pp. 1912–1919. DOI: 10.1007/s11015-024-01688-4.

* Corresponding author

Misochenko Anna., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 A. A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute
 of the Russian Academy of Sciences,
 4 Maly Kharitonievsky per.,
 101990, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 916 361-48-63, e-mail: ls3216@yandex.ru

4. Shuitcev A.V., Ren Y., Gunderov D.V., Vasin R.N., Li L., Valiev R.Z., Zheng Y.F., Tong Y.X. Grain growth in $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ high-temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 918, p. 147478. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147478.
5. Andreev V.A., Yusupov V.S., Perkas M.M., Yakushevich N.V. Goryachaya rotatsionnaya kovka prutkov diametrom 2–20 mm iz splavov s pamyat'yu formy na osnove nikelida titana [Hot rotary forging of bars with a diameter of 2–20 mm from shape memory alloys based on titanium nickelide]. *Perspektivnye materialy i tekhnologii*. V 2 t. T. 1 [Promising materials and technologies. In 2 vol. Vol. 1]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University Publ., 2017, pp. 61–69.
6. Andreev V.A., Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Dormidontov N.A., Laisheva N.V., Yusupov V.S. Vliyanie rezhimov rotatsionnoi kovki i posledeformatsionnoi termicheskoi obrabotki na mekhanicheskie i funktsional'nye svoystva nikelida titana [Influence of rotary forging and post-deformation heat treatment on mechanical and functional properties of titanium nickelide]. *Metallurg = Metallurgist*, 2023, no. 12, pp. 87–92. DOI: 10.52351/00260827_2023_12_87. (In Russian).
7. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Baturin A.A., Dudarev E.F., Zhapova D.Yu., Timkin V.N. Vliyanie teploi deformatsii metodom abc-pressovaniya na mekhanicheskie svoystva nikelida titana [The effect of warm deformation by abc-pressing method on mechanical properties of titanium nickelide]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2015, vol. 5 (2), pp. 170–174. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-170–174. (In Russian).
8. Fedotkin A.A., Stolyarov V.V. Osobennosti deformatsionnogo povedeniya nanostrukturnykh titanovykh splavov pri rastyazhenii pod deistviem impul'snogo toka [Features of the deformation behavior of nanostructured titanium alloys under tension under the action of pulsed current]. *Mashinostroyeniye i inzhenernoye obrazovanie = Mechanical Engineering and Engineering Education*, 2012, no. 1 (30), pp. 28–35.
9. Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V. Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (3), pp. 4753–4757. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.065.
10. Stolyarov V.V. Elektroplasticheskiy effekt v krupnozernistom i ul'tramelkozernistom titane [The electroplastic effect in coarse-grained and ultrafine-grained titanium]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Diagnostics of materials*, 2023, vol. 89 (8), pp. 62–66. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-8-62-66. (In Russian).
11. Khalik M.A., Zahiri S.H., Masood S.H., Palanisamy S., Guliz S. In situ electro-plastic treatment for thermomechanical processing of CP titanium. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 115, pp. 2639–2657. DOI: 10.1007/s00170-021-07342-6.
12. Baranov Yu.V., Troitskii O.A., Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. *Fizicheskie osnovy elektroimpul'snoi i elektroplasticheskoi obrabotki i novye materialy* [Physical foundations of electric pulse and electroplastic treatments and new materials]. Moscow, MSIU Publ., 2001. 844 p.
13. Jiang B., Yang W., Zhang Z., Li X., Ren X., Wang Y. Numerical simulation and experiment of electrically-assisted incremental forming of thin TC4 titanium alloy sheet. *Materials*, 2020, vol. 13 (6), p. 1335. DOI: 10.3390/ma13061335.
14. Xu Z., Jiang T., Huang J., Peng L., Lai X., Fu M.W. Electroplasticity in electrically-assisted forming: process phenomena, performances and modelling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 175, p. 103871. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103871.
15. Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M. Electrically-assisted deep drawing of 5754 aluminum alloy sheet. *Materials Research Proceedings*, 2023, vol. 28, pp. 987–1006. DOI: 10.21741/9781644902479-109.
16. Herbst S., Karsten E., Gerstein G., Reschka S., Nürnberger F., Zaefferer S., Maier H.J. Electroplasticity mechanisms in hcp materials. *Advanced Engineering Materials*, 2023, vol. 25, p. 2201912. DOI: 10.1002/adem.202201912.
17. Rudolf C., Goswami R., Kang W., Thomas J. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium. *Acta Materialia*, 2021, vol. 209, p. 116776. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116776.
18. Stolyarov V., Calliari I., Gennari C. Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials. *Materials Letters*, 2021, vol. 299, p. 130049. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130049.
19. Potapova A.A., Stolyarov V.V. Deformability and structural features of shape memory TiNi alloys processed by rolling with current. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 579, pp. 114–117. DOI: 10.1016/j.msea.2013.05.003.
20. Stolyarov V.V., Andreev V.A., Karelin R.D., Ugurchiev U.Kh., Cherkasov V.V., Komarov V.S., Yusupov V.S. Deformability of TiNiHf shape memory alloy under rolling with pulsed current. *Obrabotka metallov (tekhnologiya*,

oborudovanie, instrumenty) = *Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24 (3), pp. 66–75. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75.

21. Zhu R., Tang G. The improved plasticity of NiTi alloy via electropulsing in rolling. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 33 (5), pp. 1743–2847. DOI: 10.1080/02670836.2016.1231745.

22. Potapova A.A., Resnina N.N., Stolyarov V.V. Shape memory effects in TiNi-based alloys subjected to electroplastic rolling. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23 (7), pp. 2391–2395. DOI: 10.1007/s11665-014-1046-0.

23. Zhu R.F., Jiang Y.B., Guan L., Li H.L., Tang G.Y. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 658, pp. 548–554. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.10.239.

24. Stolyarov V., Misochenko A. A pulsed current application to the deformation processing of materials. *Materials*, 2023, vol. 16 (18), p. 6270. DOI: 10.3390/ma16186270.

25. Sheng Y., Hua Y., Wang X., Zhao X., Chen L., Zhou H., Wang J., Berndt C.C., Li W. Application of high-density electropulsing to improve the performance of metallic materials: mechanisms, microstructure and properties. *Materials*, 2018, vol. 11 (2), p. 185. DOI: 10.3390/ma11020185.

26. Ghiotti A., Bruschi S., Simonetto E., Gennari C., Calliari I., Bariani P. Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability. *CIRP Annals*, 2018, vol. 67 (1), pp. 289–292. DOI: 10.1016/j.cirp.2018.04.054.

27. Li X., Tang G., Kuang J., Li X., Zhu J. Effect of current frequency on the mechanical properties, microstructure and texture evolution in AZ31 magnesium alloy strips during electroplastic rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 612, pp. 404–413. DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.075.

28. Zhan L., Li R., Wang J., Xue X., Wang Y., Lv Z. Thermoelectric coupling deep drawing process of ZK60 magnesium alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 126, pp. 3005–3014. DOI: 10.21203/rs.3.rs-1791252/v1.

29. Liu Y., Fan J., Zhang H., Jin W., Dong H., Xu B. Recrystallization and microstructure evolution of the rolled Mg-3Al-1Zn alloy strips under electropulsing treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 622, pp. 229–235. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.10.062.

30. Zhang W., Wang S., Pan J., Yang J. Extraordinary Bending Formability of Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr alloy sheet through pulsed current. *Metals and Materials International*, 2023, vol. 29, pp. 3371–3384. DOI: 10.1007/s12540-023-01450-6.

31. Zhang R.K., Li X.H., Kuang J., Li X.P., Tang G.Y. Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment. *Materials Science and Technology*, 2017, vol. 33, pp. 1421–1427. DOI: 10.1080/02670836.2017.1291164.

32. Kuang J., Low T.S.E., Niezgoda S.R., Li X., Geng Y., Luo A.A., Tang G. Abnormal texture development in magnesium alloy Mg-3Al-1Zn during large strain electroplastic rolling: effect of pulsed electric current. *International Journal of Plasticity*, 2016, vol. 87, pp. 86–99. DOI: 10.1016/j.ijplas.2016.09.004.

33. Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M. The effect of pulsed electric current on the structural and mechanical behavior of 6016 aluminium alloy in different states of hardening. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2023, vol. 23, art. 166. DOI: 10.1007/s43452-023-00700-z.

34. Potapova A.A., Stolyarov V.V. Relaxation effect of pulse current on $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ structure during rolling. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31 (13), pp. 1541–1544. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000021.

35. Misochenko A.A., Stolyarov V.V. Teplovoe deistvie impul'snogo toka v splavakh s razlichnymi teplofizicheskimi svoystvami [Heat effect in the metals during electropulse treatment]. *Stankoinstrument*, 2023, no. 4 (33), pp. 34–41. DOI: 10.22184/2499-9407.2023.33.4.34.41. (In Russian).

36. Database of the International Diffraction Data Center (ICDD) PDF-2 (2024). Available at: <https://www.icdd.com/pdf-2/> (accessed 07.12.2024).

37. Pushin V.G., Kondrat'ev V.V., Khachin V.N. *Predperekhodnye yavleniya i martensitnye prevrashcheniya* [Pre-transition phenomena and martensitic transformations]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 1998. 368 p.

38. Pelton A.R., Huang G.H., Moinec P., Sinclair R. Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 532, pp. 130–138.

39. Komarov V., Khmelevskaya I., Karelin R., Kawalla R., Korpala G., Prahl U., Yusupov V., Prokoshkin S. Deformation behavior, structure and properties of an equiatomic Ti–Ni shape memory alloy compressed in a wide temperature range. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, vol. 74, pp. 2419–2426. DOI: 10.1007/s12666-021-02355-x.

40. Surikova N.S., Litovchenko I.Yu., Korznikova E.A. Strukturnye prevrashcheniya v monokristallakh nikelida titana pri intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Structure transformations in titanium nickelide single crystals under severe plastic deformation]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki* = *Tambov University Reports. Series: Natural and Technical Sciences*, 2013, vol. 18 (4-2), pp. 1966–1967.

41. Karelin R.D., Komarov V.S., Khmelevskaya I.Yu., Andreev V.A., Yusupov V.S., Prokoshkin S.D. [Formation of the structure and properties of Ti-Ni SPF after IPD by the RCUP method in a shell]. *Prochnost' neodnorodnykh struktur – PROST 2023* [Strength of heterogeneous structures – PROST 2023]. Proceedings of the XI Eurasian Scientific and Practical Conference. Moscow, 2023, p. 78. (In Russian).

42. Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Pilyugin V.P., Gundyrev V.M., Patselov A.M. Formirovanie amorfnoi struktury v nikelide titana pri plasticheskoi deformatsii [Formation of amorphous structure in titanium nickelide under plastic deformation]. *Fizika metallov i metallovedenie* = *Physics of Metals and Metallography*, 2005, vol. 99 (4), pp. 90–100. (In Russian).

43. Frolova N., Zeldovich V., Pilyugin V., Gundyrev V., Patselov A. Amorphization of titanium nickelide by means of shear under pressure and crystallization at the subsequent heating. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 525–529. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.525.

44. Belyaev S., Resnina N., Rakhimov T., Andreev V. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2020, vol. 305, p. 111911. DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911.

45. Frenzel J., George E.P., Dlouhy A., Somsen C., Wagner M.F.-X., Eggeler G. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58 (9), pp. 3444–3458. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.019.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2025 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).