

ISSN 1561-8358 (print)

ISSN 2524-244X (online)

УДК 53.096:536.764

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-413-421>

Поступила в редакцию 22.07.2020

Received 22.07.2020

*К 45-ЛЕТИЮ ИНСТИТУТА ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ*

О. А. Петрова-Буркина¹, В. В. Рубаник, мл.¹, В. В. Рубаник¹, Т. В. Гамзелева²

¹*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь*

²*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь*

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНУ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС
ПРИ ОБРАТНОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА**

Аннотация. Определена зависимость термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана состава, близкого к эквиатомному, от продолжительности и температуры отжига в интервале 400–800 °С. Термокинетическую ЭДС измеряли прямым способом с помощью цифрового милливольтметра МНИПИ В7-72. Анализ фазового, элементного состава сплава и кинетику термоупругих фазовых превращений проводили на основании результатов рентгеноструктурных и калориметрических исследований, микрорентгеноспектрального анализа. Установлено, что отжиг при температуре 500 и 800 °С приводит к росту термокинетической ЭДС от 0,22 до 0,25 мВ. Удаление оксидного слоя с поверхности образца после отжига при 700 °С в течение 0,5 ч приводит к росту величины термокинетической ЭДС в первом термоцикле от 0,22 до 0,26 мВ. Термоциклирование образцов без оксидного слоя вызывает уменьшение термокинетической ЭДС за 20 термоциклов до 0,98 мВ, а при наличии оксидного слоя – до 0,3 мВ. Увеличение времени отжига при 700 °С до 20 ч приводит к снижению термокинетической ЭДС до 0,16 мВ. Величина термокинетической ЭДС после термообработки связана с изменением физико-механических свойств сплава и характеризуется смещением характеристических температур фазового перехода. Результаты исследований важны для понимания физики протекания термоэлектрических явлений в сплавах с эффектом памяти формы при нестационарном нагреве и могут быть использованы как для контроля однородности их физико-механических свойств, так и при проектировании исполнительных элементов, интеллектуальных датчиков и механизмов систем управления.

Ключевые слова: память формы, никелид титана, термокинетическая ЭДС, мартенситные превращения, фазовый переход, отжиг, оксидный слой

Для цитирования: Влияние термообработки на величину термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана / О. А. Петрова-Буркина [и др.] // Вест. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2020. – Т. 65, №4. – С. 413–421. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-413-421>

*TO THE 45TH ANNIVERSARY OF THE INSTITUTE OF TECHNICAL ACOUSTICS
OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS*

Olga A. Petrova-Burkina¹, Vasili V. Rubanik Jr.¹, Vasili V. Rubanik¹, Tat'jana V. Gamzeleva²

¹*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Republic of Belarus*

²*O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, Minsk, Republic of Belarus*

**INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THERMOKINETIC EMF DURING REVERSE PHASE TRANSITION
IN TITANIUM NICKELIDE**

Abstract. The effect of duration and annealing temperature in the range of 400–800 °С on the thermokinetic EMF value in titanium nickelide, the composition of which is close to the equi-atomic one, at a reverse phase transition was investigated. Thermokinetic EMF was measured directly using a digital millivoltmeter MNIPI V7-72. The phase and elemental composition of the alloy and the kinetics of thermoelastic phase transformations have been checked by X-ray diffraction and calorimetric studies, and X-ray microanalysis. Annealing at temperatures of 500 and 800 °С leads to an increase in the

thermokinetic EMF value from 0.22 to 0.25 mV. Removal of the oxide layer from the sample surface annealed at 700 °C for 0.5 h leads to an increase in the thermokinetic EMF value from 0.22 to 0.26 mV for the 1-st thermal cycle. It was found that thermal cycling causes a decrease in the thermokinetic EMF values down to 0.98 mV for the 20th thermal cycle for the samples without an oxide layer and to 0.3 mV for the samples with an oxide layer, respectively. With the increase in annealing time up to 20 h at 700 °C, the decrease in the thermokinetic emf value to 0.16 mV was observed. The thermokinetic EMF value after heat treatment is associated with changes in the physical and mechanical properties of the alloy and characterized by a shift of the characteristic temperatures of the phase transition. The research results are important for understanding the physics of thermoelectric phenomena in shape memory alloys during nonstationary heating and can be used both to control the homogeneity of their physical and mechanical properties and to design smart actuators and sensors, mechanisms of control systems.

Keywords: shape memory, titanium nickelide, thermokinetic EMF, martensitic transformations, phase transition, annealing, oxide layer

For citation: Petrova-Burkina O. A., Rubanik V. V., Jr., Rubanik V. V., Gamzeleva T. V. Influence of heat treatment on thermokinetic EMF during reverse phase transition in titanium nickelide. *Vestsi Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2020, vol. 65, no. 4, pp. 413–421 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-413-421>

Введение. Сплавы с памятью формы на основе никелида титана широко используются в качестве функциональных материалов, обладающих уникальным комплексом свойств. Сфера их применения чрезвычайно широка – от медицинских имплантатов до интеллектуальных конструкций космической техники [1]. Ранее установлена возможность наведения термокинетической ЭДС в никелиде титана при реализации термоупругих фазовых превращений. Иницирование таких превращений возможно при перемещении локального участка нагрева или охлаждения вдоль проводника [2–4]. При этом при нагреве в локальной зоне проводника должен происходить обратный фазовый переход мартенсита в аустенит ($M \rightarrow A$), а при охлаждении – прямой ($A \rightarrow M$). Установлено также, что величина термокинетической ЭДС при обратном фазовом превращении зависит от деформационного состояния и температуры в области нагрева, количества термоциклов в интервале температур превращений [2, 3, 5, 6], что, в свою очередь, приводит к изменениям характеристических температур и последовательности мартенситных превращений.

Известно, что термическая обработка сплавов никелида титана в значительной степени влияет на характеристические температуры и кинетику мартенситных превращений [7]. При термообработке на воздухе в результате взаимодействия с кислородом на поверхности никелида титана образуется оксидный слой, химический состав которого зависит от режимов термообработки (температуры отжига, времени отжига, режим закалки) и который по своим физико-механическим свойствам отличается от никелида титана, а также влияет на кинетику мартенситных превращений [8–10]. Поэтому *целью данной работы* являлось исследование влияния температуры и длительности отжига на величину термокинетической ЭДС при реализации обратного фазового превращения в локальной области нагрева никелида титана.

Оборудование и методика исследования. В качестве объекта исследований нами выбраны проволоочные образцы из никелида титана Ti – 50 ат.% Ni длиной 0,4 м и диаметром 0,6 мм, изготовленные в ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва, Россия) по стандартной заводской технологии [11]. Выбор материала обусловлен тем, что в нем температура окончания обратного фазового перехода из мартенсита в аустенит A_k не превышает 100 °C, а при комнатной температуре материал находится в «низкотемпературном» мартенситном состоянии.

Для изучения термокинетической ЭДС использовали прямой способ измерения цифровым милливольтметром МНИПИ В7-72. Испытания проводили на экспериментальной установке, конструкция которой позволяет перемещать область нагрева по образцу с заданной скоростью. Места контакта с подводными проводами термоизолировали. Температуру на поверхности образца контролировали тепловизором с точностью ± 2 °C. Предварительно производили чернение поверхности проволоки. Рабочая длина образца, по которой перемещали область нагрева, составляла 30 см. В процессе измерений скорость перемещения области нагрева поддерживали 0,4 см/с, максимальная температура проволоки в зоне нагрева составляла 100 °C, что выше температуры окончания обратного фазового перехода в изучаемом материале из мартенсита в аустенит (A_k).

Исследование влияния температуры отжига на величину наводимой термокинетической ЭДС осуществляли после отжига в интервале температур 400–800 °С с шагом 50 °С в печи в течение 0,5 ч на воздухе. Для установления влияния оксидного слоя на значение термокинетической ЭДС был выбран рекристаллизационный отжиг при 700 °С в течение 0,5 ч, как наиболее часто используемый при производстве изделий из этого сплава и позволяющий обеспечить полную гомогенизацию структуры сплава после различных технологических операций при изготовлении проволоки [1, 12]. Для снятия с поверхности оксидного слоя после отжига применяли химическое травление в растворе $\text{HF} + 3\text{HNO}_3 + 6\text{H}_2\text{O}_2$. Длительность отжига 20 ч была выбрана исходя из того, что при таком режиме происходят наиболее существенные изменения структуры и толщины оксидного слоя [13].

Кинетику мартенситных превращений исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре DSC822e (METTLER TOLEDO) при скоростях нагрева и охлаждения 10 °С/мин в режиме съемки, включающем нагрев и охлаждение в интервале температур фазового превращения 20–100 °С. По калориметрическим кривым определяли температуры окончания (A_k , M_k) и начала мартенситных переходов (A_n , M_n) методом пересечения касательных по стандарту ASTM F2004-00 (Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis: ASTM F2004-00, ASTM, 100 BarrHarbor Drive, West Conshohocken, PA, 19428).

Рентгеноструктурный анализ сплава проводили на дифрактометре ДРОН-2 в FeK_α -излучении при комнатной температуре ~20 °С.

Элементный состав образцов Ti – 50 ат.% Ni определяли на сканирующем электронном микроскопе CamScan 4 с энергодисперсионным микрорентгеноспектральным анализатором INCA 350 фирмы Oxford Instruments.

Результаты и их обсуждение. Как видно на рис. 1, при температурах отжига ($T_{\text{отж}}$) 500 и 800 °С наблюдается рост термокинетической ЭДС до 0,25 мВ. То есть при таких режимах термообработки происходят более существенные изменения физико-механических свойств сплава, обеспечивающих максимальные значения термокинетической ЭДС. В других случаях величина термокинетической ЭДС составляет порядка 0,22 мВ.

Известно, что в сплавах, близких к эквиатомному составу, наблюдается слабая зависимость температур мартенситных превращений от режимов термообработки, что обусловлено видом диаграммы состояния TiNi [1]. Исследования характеристических температур методом ДСК при различной температуре термообработки (рис. 2) показали, что фазовые переходы во всех случаях реализуются по схеме $\text{B2} \leftrightarrow \text{B19}'$. То есть высокотемпературная фаза (А) с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой, упорядоченной по типу CsCl (B2), при охлаждении через интервал температур $M_n \div M_k$ переходит в низкотемпературную орторомбическую фазу (М) с моноклинными искажениями B19'. При повышении температуры в интервале $A_n \div A_k$ реализуется обратное мартенситное превращение и происходит перестройка кристаллической решетки $\text{B19}' \rightarrow \text{B2}$. При этом наблюдается уменьшение характеристических температур фазового перехода после отжига при 500 °С. Отжиг при $T_{\text{отж}} = 700\text{--}800$ °С приводит к расширению температурного интервала обратного фазового перехода $\text{B19}' \rightarrow \text{B2}$. В остальных случаях характеристические температуры изменяются незначительно.

Химическое травление образцов в растворе $\text{HF} + 3\text{HNO}_3 + 6\text{H}_2\text{O}_2$ после отжига при $T_{\text{отж}} = 700$ °С в течение 0,5 ч позволяет увеличить термокинетическую ЭДС до 0,26 мВ (рис. 3), однако последующая термическая обработка в течение 0,5 ч на воздухе возвращает

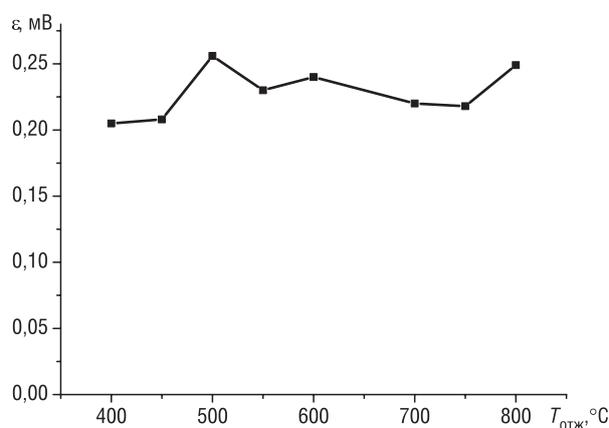


Рис. 1. Зависимость термокинетической ЭДС от температуры отжига образца Ti – 50 ат.% Ni

Fig. 1. Dependence of thermokinetic EMF of the Ti – 50 at.% Ni sample on the annealing temperature

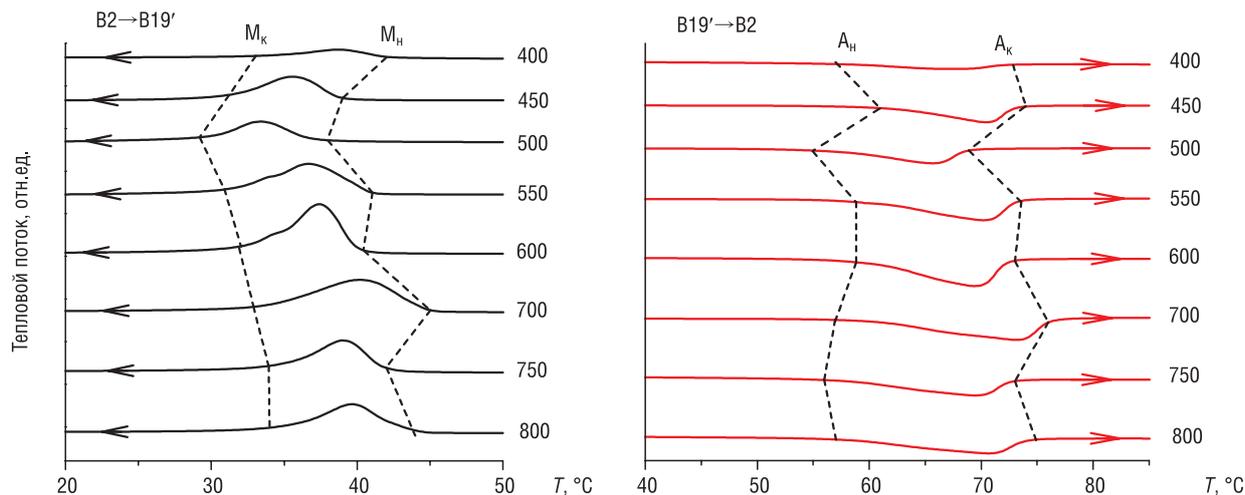


Рис. 2. Калориметрические кривые охлаждения (черный) и нагрева (красный) сплава Ti – 50 ат.% Ni после отжига в интервале температур 400–800 °C (указаны справа) в течение 0,5 ч

Fig. 2. Calorimetric curves of cooling (black) and heating (red) for the Ti – 50 at.% Ni alloy annealed in the temperature range of 400–800 °C (shown on the right side) for 0.5 h

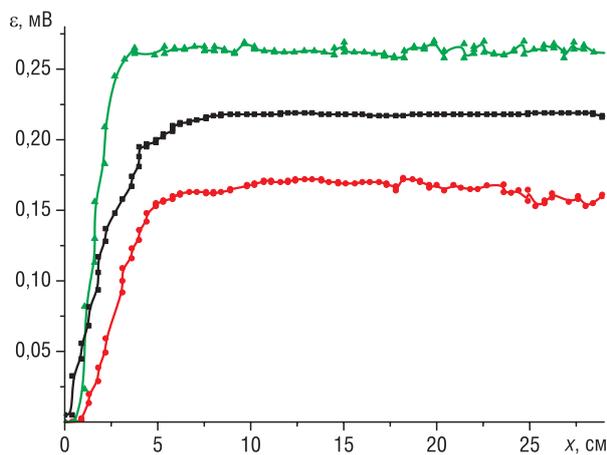


Рис. 3. Изменение термокинетической ЭДС в зависимости от местоположения области нагрева для образца Ti – 50 ат.% Ni после химического травления (зеленый), после отжига при температуре 700 °C в течение 0,5 ч (черный) и 20 ч (красный)

Fig. 3. Change of thermokinetic EMF depending on the location of the heating area for the Ti – 50 at.% Ni samples, chemically etched (green), annealed at 700 °C for 0.5 h (black) and for 20 h (red)

величину термокинетической ЭДС к 0,22 мВ. Отжиг в течение 20 ч на воздухе приводит к понижению ее величины до 0,16 мВ.

Как известно [1, 14, 15], сплавы эквиатомного состава чувствительны к фазовому наклепу – термоциклирование в интервале температур превращения, что связано с изменением их физико-механических свойств. Движение межфазной границы при термоциклировании сопровождается релаксацией пиковых напряжений путем пластического сдвига, что приводит к упрочнению матрицы и, как следствие, – к изменению характеристических температур превращений. При термоциклировании образца Ti – 50 ат.% Ni, подвергнутого химическому травлению после рекристаллизационного отжига при 700 °C в течение 0,5 ч, происходит снижение термокинетической ЭДС, так же как и в случае термоциклирования после отжига при температуре 700 °C в течение 0,5 ч (рис. 4). Однако в первом случае при термоциклировании в течение 20 термоциклов уменьшение значения термокинетической ЭДС не такое

интенсивное. После 1-го термоцикла наблюдается резкое падение термокинетической ЭДС до 0,21 мВ. Далее с ростом количества термоциклов термокинетическая ЭДС плавно уменьшается и в 20-м термоцикле составляет 0,98 мВ. Тогда как во втором случае, после отжига при температуре 700 °C в течение 0,5 ч, ее величина в 20-м термоцикле составляет 0,13 мВ.

Калориметрические исследования образцов после разных режимов термообработки показали (рис. 5), что фазовые переходы для всех режимов термообработки реализуются по схеме B2→B19'→B2. Химическое травление и отжиг в течение 20 ч уменьшают температуры начала A_n и конца A_k обратного фазового перехода B19'→B2. Химическое травление сужает также интервалы прямого B2→B19' фазового перехода.

Как известно [8–10], при термообработке в результате взаимодействия с воздухом на поверхности никелида титана образуется оксидный слой. При этом 80 % кислорода взаимодействует

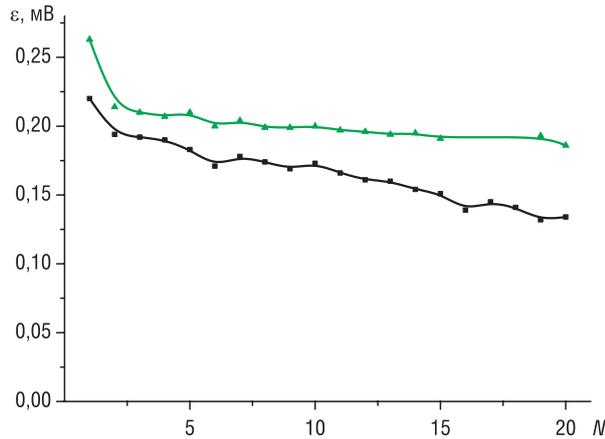


Рис. 4. Зависимость термокинетической ЭДС от количества термоциклов для образца Ti – 50 ат.% Ni после химического травления (зеленый) и после отжига при температуре 700 °С в течение 0,5 ч (черный)

Fig. 4. Dependence of thermokinetic EMF on the number of thermal cycles for the Ti – 50 at.% Ni samples, chemically etched (green) and annealed at 700 °C for 0.5 h (black)

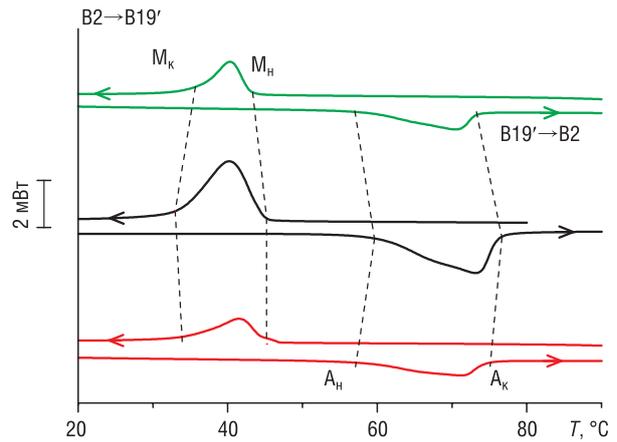


Рис. 5. Калориметрические кривые образцов Ti – 50 ат.% Ni после химического травления (зеленый), после отжига при температуре 700 °С в течение 0,5 ч (черный) и 20 ч (красный)

Fig. 5. Calorimetric curves for the Ti – 50 at.% Ni chemically etched samples (green), annealed at 700 °C for 0.5 h (black), and for 20 h (red)

с титаном и никелем с образованием оксидного слоя, а 20 % растворяется в материале. После высокотемпературного отжига при 700 °С состав зон, обогащенных титаном и никелем, практически однороден: наружный темный слой состоит преимущественно из диоксида титана TiO_2 со структурой рутила, а светлый, граничащий с матрицей, – преимущественно из NiO с примесями состава TiO_2 и Ti_3Ni . Рентгеноструктурные исследования показали (рис. 6), что на поверхности образцов присутствуют только окислы титана: TiO , TiO_2 , Ti_4O_7 , Ti_2O_3 , $Ti_{17}O_9$. При этом более длительный отжиг приводит к увеличению количества и интенсивности пиков оксидов титана. После химического травления на поверхности образца еще наблюдаются пики диоксида титана TiO_2 со структурой рутила.

В ходе изучения микроструктуры поперечного среза (рис. 7) образцов Ti – 50 ат.% Ni нами установлено, что высокотемпературный рекристаллизационный отжиг при 700 °С приводит к образованию оксидного слоя, который расслаивается на две зоны: темную приповерхностную и светлую, граничащую с матрицей. Однако после отжига в течение 0,5 ч темная зона оксидного слоя имеет неоднородную структуру. Распределение Ni и Ti в оксидном слое носит довольно хаотичный характер: на разных участках съемки на одинаковой глубине оксидного слоя содержание этих химических элементов значительно колеблется как в сторону уменьшения, так и в сторону увеличения концентрации. При повышении длительности отжига до 20 ч наблюдается четкое разделение распределения Ti и Ni по глубине окисленного слоя. Толщина оксидного слоя в обоих случаях составляет примерно 18 мкм. Кривые распределения содержания Ni и Ti (рис. 8) в полной мере подтверждают

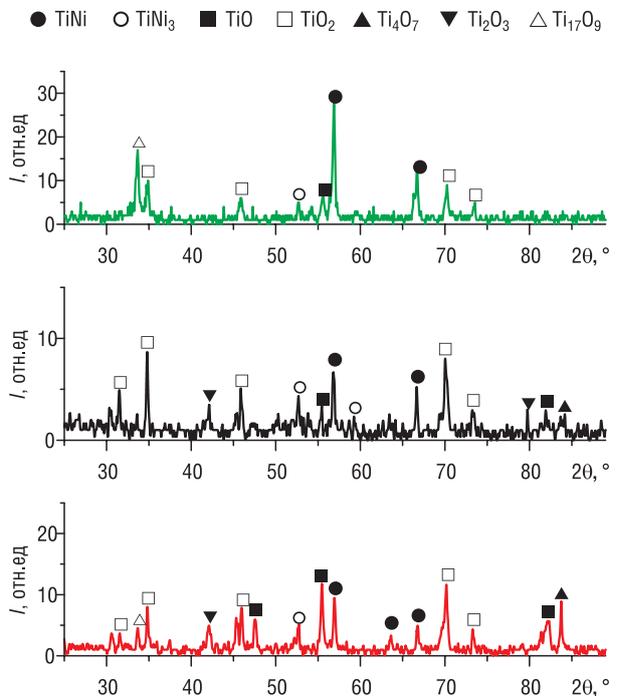


Рис. 6. Рентгенограммы сплава Ti – 50 ат.% Ni после химического травления (зеленый), после отжига при температуре 700 °С в течение 0,5 ч (черный) и 20 ч (красный)

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of the Ti – 50 at.% Ni chemically etched samples (green) and annealed at 700 °C for 0.5 h (black), and for 20 h (red)

визуальную оценку содержания исследуемых элементов в оксидном слое. Темный слой обогащен титаном, а содержание никеля в этом слое приближается к нулю. Светлый слой, напротив, обогащен никелем, с увеличением продолжительности отжига до 20 ч его толщина увеличивается. В самой матрице после всех режимов отжига видны темные области, предположительно, обогащенные титаном (рис. 7).

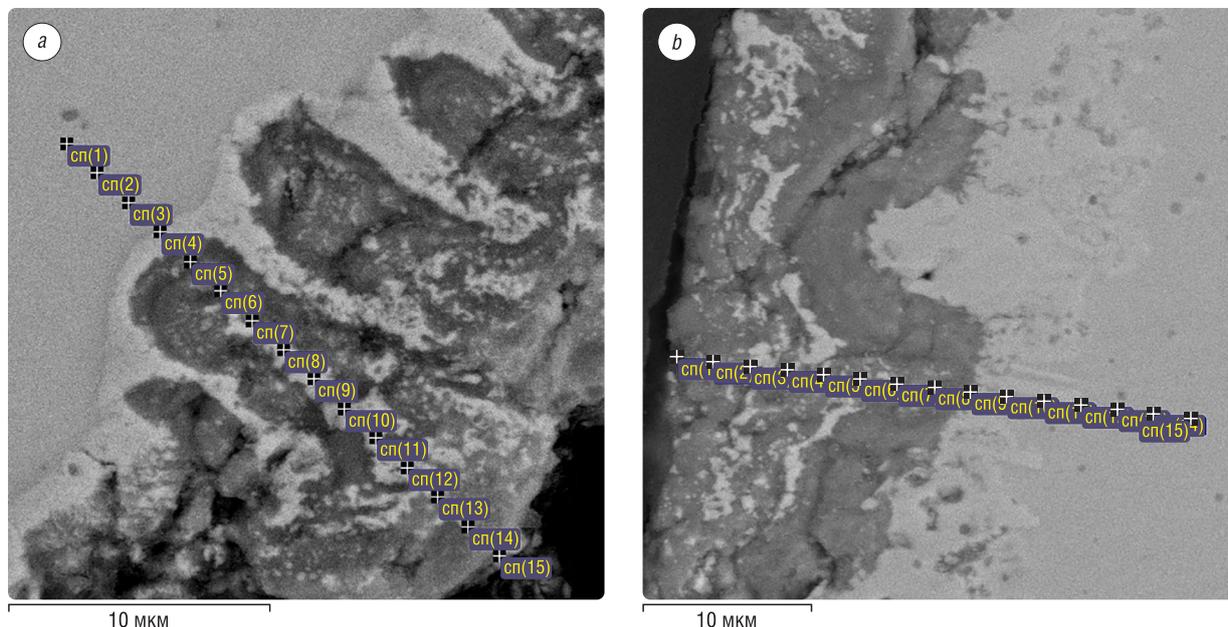


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Ti – 50 ат.% Ni после отжига при температуре 700 °C в течение 0,5 ч (a) и 20 ч (b)

Fig. 7. Electron microscopic image of the structure of the Ti – 50 at.% Ni alloy annealed at 700 °C for 0.5 h (a) and for 20 h (b)

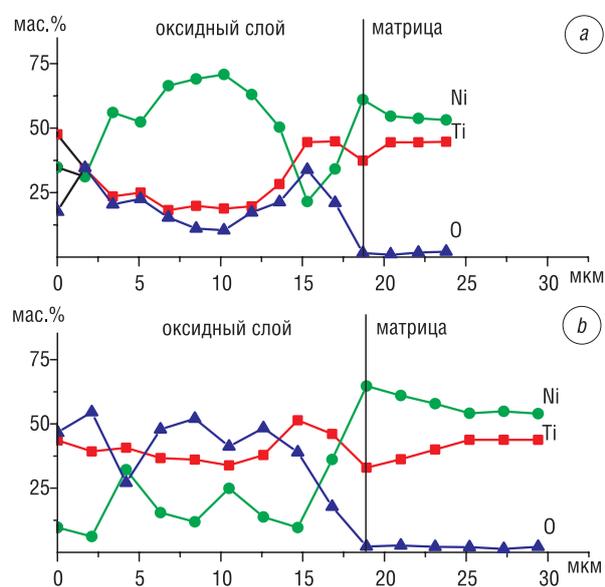


Рис. 8. Распределение химических элементов вблизи поверхности образца сплава Ti – 50 ат.% Ni после отжига при температуре 700 °C в течение 0,5 ч (a) и 20 ч (b) (точки на кривых соответствуют точкам спектрального анализа на рис. 7)

Fig. 8. Distribution of chemical elements near the surface of the Ti – 50 at.% Ni alloy sample annealed at 700 °C for 0.5 h (a) and for 20 h (b) (the points on the curves correspond to the points of spectral analysis in Fig. 7)

Спектральный микроанализ (рис. 9) подтверждает, что в матрице действительно присутствуют области, обогащенные титаном и никелем. Структура этих зон практически однородна: наружный темный слой состоит преимущественно из диоксида титана TiO_2 , а светлый, граничащий с матрицей, – большей частью из NiO с примесями TiO_2 и Ti_3Ni . То есть продолжительность отжига в Ti – 50 ат.% Ni влияет на структуру оксидного слоя.

Заключение. В ходе исследования нами установлено, что температура отжига в интервале 400–800 °C и его длительность влияют на величину наводимой термокинетической ЭДС в протяженном образце сплава Ti – 50 ат.% Ni. Ее рост до 0,25 мВ наблюдается при температуре отжига 500 и 800 °C. При отсутствии оксидного слоя термокинетическая ЭДС достигает значения 0,26 мВ. При длительном отжиге 700 °C в течение 20 ч, когда наружный темный слой образца состоит преимущественно из диоксида титана TiO_2 , значение термокинетической ЭДС снижается до 0,16 мВ. Термоциклирование образцов после химиче-

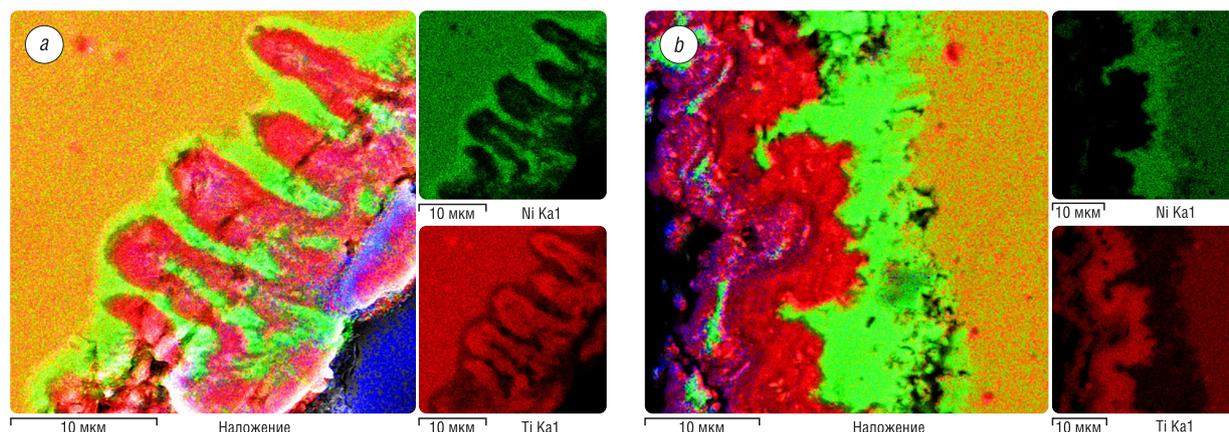


Рис. 9. Распределение никеля и титана в оксидном слое сплава Ti – 50 ат.% Ni после отжига при температуре 700 °С в течение 0,5 ч (а) и 20 ч (б). Снимки сделаны с тех же полей, что и на рис. 7

Fig. 9. Distribution of nickel and titanium in the oxide layer of the Ti – 50 at.% Ni alloy annealed at 700 °C for 0.5 h (a) and for 20 h (b). The photos were taken from the same fields as in Fig. 7

ского травления в течение 20 термоциклов приводит также к снижению термокинетической ЭДС до 0,98 мВ. Тогда как при термоциклировании после отжига при температуре 700 °С в течение 0,5 ч ее величина в 20-м термоцикле составляет 0,13 мВ.

Термоциклирование в интервале температур фазового превращения, температура и длительность термообработки, варьирование концентрации титана и никеля и структуры оксидного слоя приводят, в свою очередь, к изменению свойств никелида титана и термокинетической ЭДС, а также к смещению характеристических температур [1, 16].

Полученные результаты устанавливают зависимость наведенной термокинетической ЭДС в сплаве никелида титана от режимов термообработки, что позволяет более полно контролировать и изучать термоупругие превращения в этих материалах и может применяться для контроля однородности их физико-механических свойств. Также химическое травление и длительный отжиг возможно использовать как один из способов целенаправленного изменения термокинетической ЭДС на выбранных участках проволочных TiNi-изделий, что может найти практическое применение при проектировании интеллектуальных датчиков и различных исполнительных механизмов систем управления.

Список использованных источников

1. Пушин, В.Г. Сплавы с памятью формы. Структура, фазовые превращения, свойства, применение / В.Г. Пушин, Л.И. Юрченко, Н.Н. Куранова // Труды школы-семинара «Фазовые и структурные превращения в сталях». – Магнитогорск, 2001. – Вып. 1: 20–24 ноября 2000 г., Магнитогорск. – С. 135–191.
2. Рубаник, В.В. Термокинетическая ЭДС в никелиде титана / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., О.А. Петрова-Буркина // Материалы, технологии, инструменты. – 2012. – Т. 17, № 1. – С. 25–27.
3. Rubanik, V.V. Peculiarities of thermoelectric force behaviour in nikelidetitane upon non-stationary heating / V.V. Rubanik, V.V. Rubanik, Jr., O.A. Petrova-Burkina // Materials Science Forum. – 2013. – Vol. 738–739. – P. 292–296. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.292>
4. Rubanik, V.V. Thermokinetic EMF under direct phase transformation / V.V. Rubanik, A.V. Lesota, V.V. Rubanik, Jr. // Mater. Today Proc. Part B. – 2017. – Vol. 4, Iss. 3. – P. 4712–4716. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.04.057>
5. Rubanik, V.V. Thermokinetic EFM in nikelide titanium during reverse phase transformation / V.V. Rubanik, V.V. Rubanik, Jr., O.A. Petrova-Burkina // Shape Memory & Superelastic Technology (SMST-2019), Konstanz, Germany, May 13–17, 2019. – Konstanz, 2019. – P. 86–87.
6. Рубаник, В.В. Термокинетическая ЭДС в никелиде титана при обратном фазовом переходе / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник, мл., О.А. Петрова-Буркина // Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии»: Брест, 27–31 мая 2019 г.: сб. ст. / под ред. В.В. Рубаника. – Витебск: ВГТУ, 2019. – С. 652–654.
7. Никелид титана: медицинский материал нового поколения / [В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук и др.]; НИИ мед. материалов и имплантатов с памятью формы Сиб. физ.-техн. ин-та при Томском гос. ун-те. – Томск: [Изд-во МИЦ], 2006. – 296 с.
8. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy / G.S. Firstov [et al.] // Biomaterials. – 2002. – Vol. 23, Iss. 24. – P. 4863–4871. [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(02\)00244-2](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(02)00244-2)

9. Исследование влияния состояния поверхности изделий из сплавов TiNi на параметры эффектов памяти формы / С. Д. Прокошкин [и др.] // *Металлы*. – 2009. – № 6. – С. 76–84.
10. Моногенов, А. Н. Влияние оксидного слоя в никелиде титана на параметры формоизменения / А. Н. Моногенов, М. А. Перепелкин, В. Э. Гюнтер // *Материалы с памятью формы и новые медицинские технологии* / под ред. В. Э. Гюнтера. – Томск, 2010. – С. 332–336.
11. Андреев, В. А. Разработка технологии производства и исследование функционально-механических свойств проволоки из сплавов TiNi с эффектом памяти формы: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / В. А. Андреев. – СПб., 2008. – 136 л.
12. Functional properties of nanocrystalline, submicrocrystalline and polygonized Ti–Ni alloys processed by cold rolling and post-deformation annealing / V. Brailovski [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2011. – Vol. 509, № 5. – P. 2066–2075. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.10.142>
13. Беляев, С. П. Исследование процессов окисления и сегрегации на поверхности никелида титана / С. П. Беляев, Ф. З. Гильмутдинов, О. М. Канунникова // *Письма в Журн. техн. физики*. – 1999. – Т. 25, вып. 13. – С. 89–94.
14. Uchil, J. Effect of thermal cycling on R-phase stability in a NiTi shape memory alloy / J. Uchil, K. G. Kumara, K. K. Mahesh // *Mater. Sci. Eng., A*. – 2002. – Vol. 332. – P. 25–28. <https://doi.org/10.1117/12.514736>
15. Variation in kinetics of martensitic transformation during partial thermal cycling of the TiNi alloy / S. Belyaev [et al.] // *Thermochim. Acta*. – 2014. – Vol. 582. – P. 46–52. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2014.03.002>
16. Lesota, A. V. Calculation of the effect of plastic deformation on thermo-kinetic electromotive force in TiNi alloy / A. V. Lesota, V. V. Rubanik, V. V. Rubanik Jr. // *Lett. Mater.* – 2018. – Vol. 8, № 4. – P. 401–405. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-4-401-405>

References

1. Pushin V. G., Yurchenko L. I., Kuranova N. N. Alloys with shape memory. Structure, phase transformations, properties, application. *Trudy shkoly-seminara "Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v stalyah"*. Вып. 1: 20–24 ноябрь 2000 г., Magnitogorsk [Proceedings of the School-Seminar "Phase and Structural Transformations in Steels". Issue 1: November 20–24, 2000, Magnitogorsk]. Magnitogorsk, 2001, pp. 135–191 (in Russian).
2. Rubanik V. V., Rubanik V. V., Jr., Petrova-Burkina O. A. Thermokinetic EMF in nikeliditane. *Materialy, tekhnologii, instrument = Materials, Technologies, Tools*, 2012, vol. 17, no. 1, pp. 25–27 (in Russian).
3. Rubanik V. V., Rubanik V. V., Jr., Petrova-Burkina O. A. Peculiarities of thermoelectric force behaviour in nikeliditane upon non-stationary heating. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 292–296. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.292>
4. Rubanik V. V., Lesota A. V., Rubanik V. V., Jr. Thermokinetic EMF under direct phase transformation. *Materials Today Proceedings. Part B*, 2017, vol. 4, iss. 3, pp. 4712–4716. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.04.057>
5. Rubanik V. V., Rubanik V. V., Jr., Petrova-Burkina O. A. Thermokinetic EFM in nikelide titanium during reverse phase transformation. *Shape Memory & Superelastic Technology (SMST-2019). Konstanz, Germany, May 13–17, 2019*. Konstanz, 2019, pp. 86–87.
6. Rubanik V. V., Rubanik V. V., Jr., Petrova-Burkina O. A. Thermokinetic EMF in nikeliditane during reverse phase transition. *Mezhdunarodnyi simpozium "Perspektivnye materialy i tekhnologii": sbornik statei* [International Symposium "Perspective Materials and Technologies": Collection of Articles]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University, 2019, pp. 652–654 (in Russian).
7. Gyunter V. E., Khodorenko V. N., Yasenichuk Yu. F., Chekalkin T. L. *Medical Materials and Implants with Form Memory*. Tomsk, 2006. 296 p. (in Russian).
8. Firstov G. S., Vitchev R. G., Kumar H., Blanpain B., Humbeeck J. Van. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy. *Biomaterials*, 2002, vol. 23, iss. 24, pp. 4863–4871. [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(02\)00244-2](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(02)00244-2)
9. Prokoshkin S. D., Ryklina E. P., Chernavina A. A., Abramov V. Ya., Krestnikov N. S. Investigation of the influence of the surface state of products made of tini alloys on the parameters of shape memory effects. *Metally = Metals*, 2009, no. 6, pp. 76–84 (in Russian).
10. Monogonov A. N., Perpelkin M. A., Gyunter V. E. Influence of the oxide layer in titanium nickelide on the parameters of shape change. Gyunter V. E., ed. *Materialy s pamyat'yu formy i novye medicinskie tekhnologii* [Materials with Shape Memory and New Medical Technologies]. Tomsk, 2010, pp. 332–336 (in Russian).
11. Andreev V. A. *Development of Production Technology and Research of Functional and Mechanical Properties of Wire Made of TiNi Alloys with the Effect of Shape Memory*. St. Petersburg, 2008. 136 p. (in Russian).
12. Brailovski V., Prokoshkin S., Inaekyan K., Demers V. Functional properties of nanocrystalline, submicrocrystalline and polygonized Ti–Ni alloys processed by cold rolling and post-deformation annealing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, no. 5, pp. 2066–2075. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.10.142>
13. Belyaev S. P., Gil'mutdinov F. Z., Kanunnikova O. M. Investigation of oxidation and segregation processes on the surface of titanium nickelide. *Pis'ma v Zhurnal tekhnicheskoi fiziki = Technical Physics Letters*, 1999, vol. 25, iss. 13, pp. 89–94 (in Russian).
14. Uchil J., Kumara K. G., Mahesh K. K. Effect of thermal cycling on R-phase stability in a NiTi shape memory alloy. *Materials Science and Engineering, A*, 2002, vol. 332, pp. 25–28. <https://doi.org/10.1117/12.514736>
15. Belyaev S., Resnina N., Sibirev A., Lomakin I. Variation in kinetics of martensitic transformation during partial thermal cycling of the TiNi alloy. *Thermochimica Acta*, 2014, vol. 582, pp. 46–52. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2014.03.002>
16. Lesota A. V., Rubanik V. V., Rubanik V. V., Jr. Calculation of the effect of plastic deformation on thermo-kinetic electromotive force in TiNi alloy. *Letters on Materials*, 2018, vol. 8, no. 4, pp. 401–405. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-4-401-405>

Информация об авторах

Петрова-Буркина Ольга Александровна – младший научный сотрудник, лаборатория физики металлов, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. Генерала Лядникова, 13, 210009, Витебск, Республика Беларусь). E-mail: olchik.1987@mail.ru

Рубаник Василий Васильевич, мл. – доктор технических наук, доцент, директор, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. Генерала Лядникова, 13, 210009, Витебск, Республика Беларусь). <https://orcid.org/0000-0002-9268-0167>. E-mail: jr@tut.by

Рубаник Василий Васильевич – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий лабораторией физики металлов, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. Генерала Лядникова, 13, 210009, Витебск, Республика Беларусь). <https://orcid.org/0000-0002-0350-1180>. E-mail: v.v.rubanik@tut.by

Гамзелева Татьяна Вадимовна – научный сотрудник, лаборатория электронно-зондового анализа, Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: iscentr@tut.by

Information about the authors

Olga A. Petrova-Burkina – Junior Researcher, Laboratory of Metal Physics, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Lyudnikov Ave., 210009, Vitebsk, Republic of Belarus). E-mail: olchik.1987@mail.ru

Vasili V. Rubanik, Jr. – D. Sc. (Engineering), Associate Professor, Director, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Lyudnikov Ave., 210009, Vitebsk, Republic of Belarus). <https://orcid.org/0000-0002-9268-0167>. E-mail: jr@tut.by

Vasili V. Rubanik – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Head of the Laboratory of Metal Physics, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Lyudnikov Ave., 210009, Vitebsk, Republic of Belarus). <https://orcid.org/0000-0002-0350-1180>. E-mail: v.v.rubanik@tut.by

Tat'jana V. Gamzeleva – Researcher, Laboratory of Electron Probe Analysis, O. V. Roman Powder Metallurgy Institute (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: iscentr@tut.by