

ISSN 1561-8323 (Print)

ISSN 2524-2431 (Online)

УДК 53.096

DOI: 10.29235/1561-8323-2018-62-2-250-256

Поступило в редакцию 01.11.2017

Received 01.11.2017

Член-корреспондент В. В. Рубаник*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь***ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ**

Аннотация. Известно, что термокинетическая ЭДС возникает в однородных материалах при движении зоны температурного воздействия вдоль проводника, при этом обязательным условием возникновения такого рода ЭДС является реализация фазового превращения в локальной зоне температурного воздействия. Например, в случае аллотропных фазовых превращений в железе при температуре 700–800 °С. Естественно предположить, что такое явление может наблюдаться и в сплавах с эффектом памяти формы при термоупругом фазовом превращении, протекающем при значительно более низких температурах.

Исследования, приведенные в данной работе, показали, что наведение термокинетической ЭДС в сплавах никелида титана возможно как при перемещении зоны нагрева (в результате обратного фазового превращения), так и при перемещении зоны охлаждения (в результате прямого фазового превращения) вдоль TiNi сплава. Также предложено физическое обоснование возникновения ЭДС, согласно которому термокинетическая ЭДС инициируется в результате возникновения разности потенциалов на участках с прямым и обратным фазовым превращениями, возникающими при движении зоны температурного воздействия вдоль TiNi сплава.

Рассмотрено возникновение термо-ЭДС в тонкой аморфно-кристаллической ленте $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при перемещении вдоль нее высокотемпературной локальной зоны нагрева. Данное явление связано с процессом кристаллизации материала, т. е. переходом из аморфного состояния в кристаллическое. Термо-ЭДС возникает и при локальном нагреве границы раздела аморфной и кристаллической фаз. В этом случае проявление термо-ЭДС связывается с существованием областей с различными потенциалами и подобно термо-ЭДС, возникающей в термопаре.

Исследования явления возникновения термо-ЭДС, несомненно, позволяют более полно понять процессы, происходящие при тепловом воздействии на сплавы с памятью формы при термоупругих фазовых превращениях, и могут найти практическое применение при неразрушающем контроле физико-механических свойств этих сплавов и в качестве источников электроэнергии.

Ключевые слова: TiNi сплавы, термокинетическая ЭДС, аморфные ленты, фазовое превращение

Для цитирования: Рубаник, В. В. Термокинетическая ЭДС в сплавах с эффектом памяти формы при термоупругих фазовых превращениях / В. В. Рубаник // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2018. – Т. 62, № 2. – С. 250–256. DOI: 10.29235/1561-8323-2018-62-2-250-256

Corresponding Member Vasili V. Rubanik*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Republic of Belarus***THERMOKINETIC EMF IN SHAPE MEMORY ALLOYS UNDER THERMOELASTIC PHASE TRANSFORMATIONS**

Abstract. It is known that thermokinetic EMF occurs in homogeneous materials when the heating zone moves along a conductor. The obligatory occurrence of this kind of EMF is associated with phase transformations that proceed in a local heat-affected zone, for example, iron undergoes an allotropic transformation at 700–800 °С. It is natural to assume that this phenomenon can be observed in shape memory alloys under thermoelastic phase transformation that takes place at much lower temperatures.

The studies presented here showed that the thermokinetic EMF appearance in titanium nickelide alloys is possible during the movement both of the heating zone (reverse phase transformation) and of the cooling zone (direct phase transformation). The physical justification for the EMF appearance is provided, according to which thermokinetic EMF is initiated as a result of a potential difference between the areas of direct and reverse phase transformations that occur due to the temperature influence along the TiNi wire sample.

The paper also considers the thermokinetic EMF appearance in an amorphous–crystalline thin ribbon of $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ when a high-temperature local heating zone moves along it. This phenomenon is associated with the process of crystallization of material, i. e., amorphous to a crystalline state transition. Thermokinetic EMF also occurs when the interface between the amorphous and crystalline phases is heated locally. In this case, the thermokinetic EMF appearance is associated with a potential difference between the regions and similar to thermokinetic EMF occurring in the thermocouple.

Studies on the thermokinetic EMF appearance due to the temperature effect on shape memory alloys during thermoelastic phase transformations allows one to more fully understand the thermokinetic EMF phenomenon. The results can find practical application in non-destructive testing of physical-mechanical properties of these alloys and as energy sources.

Keywords: TiNi alloys, thermokinetic EMF, amorphous ribbons, phase transformation

For citation: Rubanik V. V. Thermokinetic EMF in shape memory alloys under thermoelastic phase transformations. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2018, vol. 62, no. 2, pp. 250–256 (in Russian). DOI: 10.29235/1561-8323-2018-62-2-250-256

Наряду с термоэлектрическими явлениями Пельтье, Томсона, Зеебека, возникающими на границе раздела разнородных металлов, известно и явление возникновения электродвижущей силы (ЭДС) в однородном проводнике при нестационарном нагреве, т. е. перемещении вдоль него нагретого участка. При этом обязательным условием возникновения такого рода ЭДС является реализация фазового превращения в локальной зоне нагрева, например, в случае аллотропных фазовых превращений в железе при температуре 700–800 °С [1].

Естественно предположить, что такое явление может наблюдаться и в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ) при обратном термоупругом фазовом превращении, протекающем при значительно более низких температурах, т. е. в этом случае в локальной зоне нагрева материал должен перейти из низкотемпературного мартенситного состояния (М) с ОЦК структурой в высокотемпературное – аустенитное (А) с ГЦК структурой (М→А). Причем, температура A_k , при которой материал полностью находится в аустенитном состоянии в зависимости от химического состава может быть, например, от –100 °С и ниже (низкотемпературные сплавы) до +100 °С и выше (высокотемпературные сплавы).

Более того, было предположено, что термокинетическая ЭДС должна возникать и при нестационарном охлаждении, т. е. когда вдоль образца с ЭПФ, находящегося в высокотемпературном аустенитном состоянии (А), перемещать локальную зону охлаждения, в которой обеспечивается прямое термоупругое фазовое превращение из аустенита в мартенсит (А→М).

Действительно, перемещая локальную зону нагрева протяженностью ~1,5 см со скоростью 0,44 см/с вдоль проволоочного TiNi образца поочередно в одну, а затем в другую сторону, наблюдали возникновение устойчивой ЭДС (рис. 1). Нагрев осуществляли с помощью термовоздушной станции Lukey 702 от температуры начала перехода из мартенситного в аустенитное состояние $M_s = 45$ °С, при котором TiNi сплав находится в низкотемпературном мартенситном состоянии, до 200 °С, т. е. температуры заведомо выше $A_k = 76$ °С, при котором материал находится в аустенитном состоянии (рис. 2).

Поскольку в материалах на основе никелида титана количество мартенситной фазы определяется температурой образца, то и величина термокинетической ЭДС должна зависеть от величины температуры в зоне нагрева. Действительно, если температура в зоне нагрева ниже температуры начала обратного фазового перехода – термо-ЭДС в образце не наводится. Увеличение температуры в зоне нагрева до 55 °С вызывает возникновение термокинетической ЭДС, величина

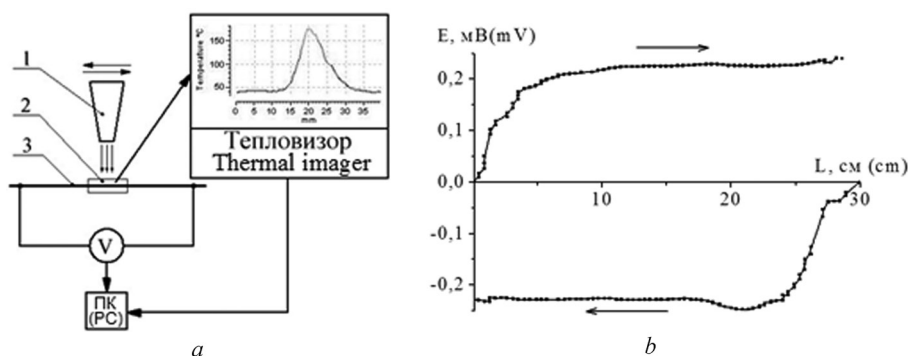


Рис. 1. Схема измерительного комплекса (а) и распределение термокинетической ЭДС по длине образца (b): 1 – нагреватель; 2 – область нагрева; 3 – образец. Стрелками указано направление перемещения зоны нагрева

Fig. 1. Scheme of the measuring complex (a) and distribution of thermokinetic EMF along the length of the sample (b): 1 – heater; 2 – heating area; 3 – sample. Arrows indicate the direction of heating zone movement

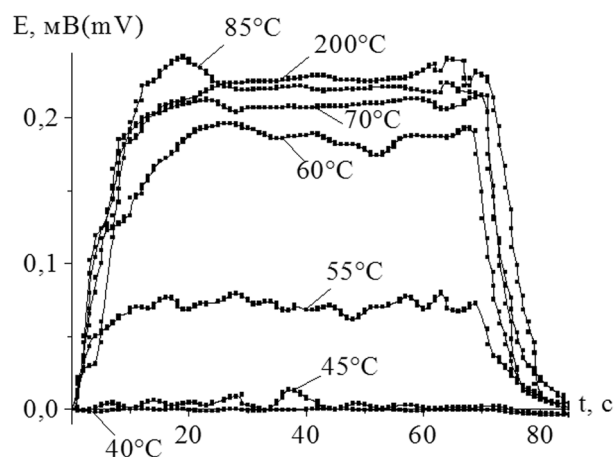


Рис. 2. Зависимости термокинетической ЭДС от температуры в зоне нагрева

Fig. 2. Dependences of thermokinetic EMF on temperature in heating zone

тенситной фазы. При температуре в зоне нагрева ниже температуры A_n термокинетическая ЭДС в образце не наводится, в интервале температур от A_n до A_k – ЭДС постепенно достигает своего максимального значения (0,22 мВ), дальнейшее увеличение температуры не приводит к изменениям величины ЭДС. При этом величина термокинетической ЭДС практически не зависит от скорости перемещения зоны нагрева образца в интервале от 0,3 до 2 см/с [4].

Для объяснения возникновения термокинетической ЭДС предложена следующая модель, согласно которой в процессе перемещения участка нагрева ($T > A_n$) с постоянной скоростью вдоль протяженного TiNi образца (изначально находящегося в мартенситном фазовом состоянии) по обе стороны от участка нагрева будут протекать фазовые превращения. На переднем фронте в результате нагрева – обратное фазовое превращение, на заднем фронте в результате охлаждения нагретого участка, посредством теплообмена с окружающей средой, – прямое фазовое превращение. Предполагается, что на участках с фазовыми превращениями возникает контактная разность потенциалов, обусловленная взаимодействием аустенитной и мартенситной фаз с различным значением плотности электронных состояний на уровне Ферми [5]. Таким образом, при движении зоны нагрева вдоль проволочного TiNi образца на участках с прямым и обратным фазовыми превращениями за счет возникновения контактной разности потенциалов между аустенитом и мартенситом будет возникать термо-ЭДС. Величина возникающей термо-ЭДС на участках с прямым и обратным фазовым превращением будет различна, в связи с разными значениями температур мартенситных переходов этих превращений. Таким образом, величина термокинетической ЭДС, возникающая в результате движения участка нагрева ($T > A_n$) вдоль TiNi образца, равна разнице значений термо-ЭДС, возникающих на участках с прямым и обратным фазовым переходами.

Для расчета величины термокинетической ЭДС (E) предложено следующее выражение:

$$E(t, T_{\max}) = \int_{x=0}^{x=x_0+vt} \left[\left(\frac{\partial S_{\text{пр}}(T(x, t))}{\partial x} \right) (T(x, t) - T^0) (1 - \gamma_{\text{обр}}(T_{\max})) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^x \left[\left(\frac{\partial S_{\text{обр}}(T(x, t))}{\partial x} \right) (T(x, t) - T^0) \right] dx, \quad (1)$$

где x_0 – координата источника нагрева в начальный момент времени; t – время; $T(x, t)$ – температура проволочного образца в точке с координатой x в момент времени t ; v – скорость движения участка нагрева; T^0 – температура проволочного TiNi образца в невозмущенном состоянии; $S_{\text{пр}}$,

на которой составляет 30 % от максимально наблюдаемой. В случае перехода материала в зоне нагрева полностью в высокотемпературную аустенитную фазу, что соответствует нагреву выше $A_k = 76$ °С, наблюдается максимальное значение термо-ЭДС, равное 0,22 мВ (рис. 2) [2; 3].

Таким образом, перемещение зоны нагрева в протяженных проволочных образцах никелида титана, находящихся в мартенситном состоянии, вызывает возникновение в них постоянной по величине и направлению электродвижущей силы. При изменении направления перемещения области нагрева на противоположное ЭДС меняет знак. Величина термокинетической ЭДС зависит от температуры в зоне нагрева и определяется полнотой фазовых превращений, т. е. количеством мар-

$S_{\text{обр}}$ – коэффициент термо-ЭДС при прямом и обратном фазовом превращении; $\gamma_{\text{обр}}$, $\gamma_{\text{пр}}$ – количество мартенсита при обратном и прямом фазовом превращении.

В расчетах необходимо также учитывать, что на участке с прямым переходом фазовое превращение будет претерпевать только та доля TiNi образца, которая совершила обратный фазовый переход при нагреве. Таким образом, доля TiNi образца, которая будет претерпевать прямой фазовый переход, зависит как от температуры, до которой охладится образец при конвекционном взаимодействии с окружающей средой, так и от количества образованного аустенита при обратном фазовом превращении ($1 - \gamma_{\text{обр}}(T_{\text{max}})$).

Так как термо-ЭДС возникает при контакте двух разнородных веществ и изменении температуры, то при движении зоны нагрева с температурой ниже температуры начала обратного фазового перехода ($T < A_n$), термо-ЭДС в проволочном образце возникать не будет (образец находится в мартенситном состоянии). При движении зоны нагрева вдоль проволочного образца TiNi с температурой выше температуры конца обратного фазового перехода ($T > A_k$), участок зоны нагрева будет находиться в аустенитном состоянии. При этом, чем выше температура нагрева, тем больше градиент температуры около участка нагрева. При увеличении градиента температур будет увеличиваться ЭДС, возникающая в результате эффекта Бенедикса [6; 7]. Так как величина данной ЭДС незначительна, ее значением можно пренебречь. В связи с тем, что при мартенситном превращении доля мартенситной фазы оказывается однозначной функцией температуры и не зависит от скорости нагрева в широком интервале значений этих скоростей [8], величина термокинетической ЭДС также не должна зависеть от скорости движения зоны нагрева.

Для нахождения распределения температуры вдоль образца при движении зоны нагрева рассматривается случай, когда:

в месте нахождения источника нагрева нагрев проволочного образца до заданной температуры происходит мгновенно;

движение источника нагрева вдоль проволочного образца происходит с постоянной скоростью;

перенос тепловой энергии по длине образца в обе стороны от зоны нагрева осуществляется вследствие теплопроводности;

имеет место конвекционный теплообмен образца с окружающей средой.

С учетом изложенных выше предположений распределение температуры по длине образца описывается неоднородным дифференциальным уравнением второго порядка в частных производных

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\sigma \frac{\partial T}{\partial x} \right) - Q(x + v_0 t) - b(T - T^w) \quad (2)$$

с начальными и краевыми условиями:

$$T(x, 0) = T^w, \quad 0 \leq x \leq x_f;$$

$$T(0, t) = T(x_f, t) = T^w, \quad t > 0.$$

Здесь x_f – координата конца проволочного образца; c , ρ – удельная теплоемкость и плотность материала образца соответственно; σ – теплопроводность; $b = \frac{p\alpha}{S}$; p , S – периметр и площадь поперечного сечения проволоки; α – коэффициент теплообмена с окружающей средой; T – температура проволочного образца в заданный момент времени; T^w – температура окружающей среды; v_0 – скорость движения участка нагрева; Q – мощность внутреннего источника тепловыделения.

Экспериментальное значение термокинетической ЭДС, возникающей при движении зоны нагрева вдоль проволочного образца TiNi, составляло до 0,2 мВ (рис. 2), что хорошо согласуется с рассчитанным по (1) и (2) значением 0,23 мВ.

В случае, если TiNi образец находится в исходном высокотемпературном аустенитном состоянии (А), то перемещая вдоль него локальную зону охлаждения (рис. 1), в которой обеспечивается прямое термоупругое фазовое превращение А→М, также наблюдали возникновение термокине-

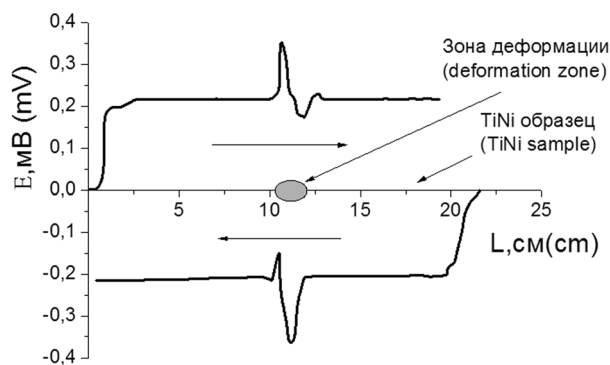


Рис. 3. Зависимость величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны охлаждения в протяженном TiNi образце с участком, деформированным изгибом

Fig. 3. Dependence of the thermokinetic EMF value on the location of cooling zone in the extended TiNi sample with the area deformed during bending

термокинетической ЭДС (рис. 3) [10]. Это явление может быть использовано для неразрушающего контроля физико-механических свойств протяженных изделий, претерпевающих в зоне нагрева (охлаждения) фазовые превращения.

На основании данного явления были разработаны устройство и способ неразрушающего контроля однородности TiNi проволоки на ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ».

Термоэлектрические явления наблюдаются и при нестационарном нагреве выше температуры кристаллизации материала, находящегося в аморфном или аморфно-кристаллическом состоянии [11]. Если вдоль тонкой аморфной ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ толщиной 40 мкм и шириной 2 мм, полученной сверхбыстрым охлаждением из расплава¹, перемещать зону нагрева с температурой 500 °С, что выше температуры кристаллизации, по образцу со скоростью 0,4 см/с, то возникает термо-ЭДС величиной 6 мВ (рис. 4, а), сохраняясь до прекращения нагрева.

Дальнейшие исследования термокинетической ЭДС проводили на ленте $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, состоящей из участка в середине образца, находящегося в кристаллической фазе (K_p) и участков на концах образца, находящихся в аморфной фазе (A_m) (рис. 4, с). Максимальная температура про-

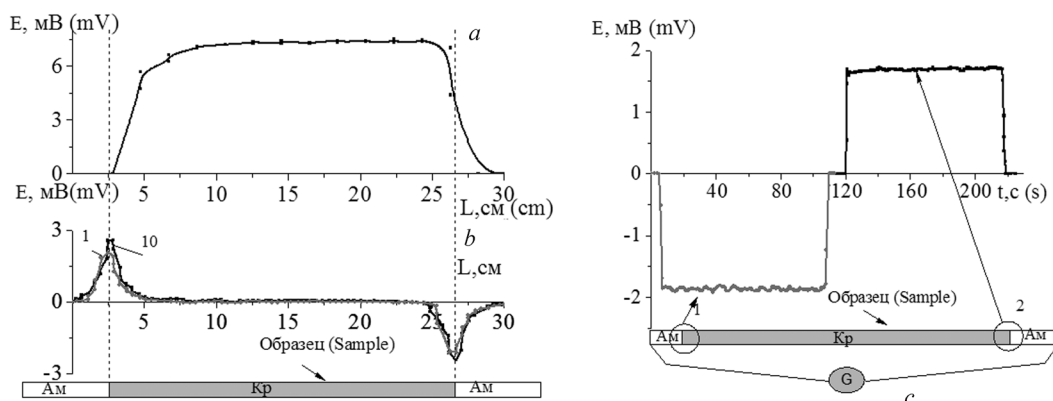


Рис. 4. Зависимости величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны нагрева в ленточном образце $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$: а – во время кристаллизации (нагрев до 500 °С); б – после кристаллизации (нагрев до 100 °С) для 1 и 10 циклов; с – от времени при нагреве частично кристаллизованного образца $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в областях 1 и 2 до температуры 100 °С

Fig. 4. Dependences of the thermokinetic EMF value on the location of the heating zone in $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ribbon: а – during crystallization (heating to 500 °С); б – after crystallization (heating to 100 °С) for 1 and 10 cycles; с – on the time when a partially crystallized $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ sample upon heating to 100 °С in areas 1 and 2

тической ЭДС [9]. При этом, естественно, необходимо, чтобы температура на участке охлаждения снижалась до температуры окончания превращения M_k , при которой материал полностью находится в мартенситном состоянии.

Так как кинетика термоупругих фазовых превращений зависит от химсостава образца, последний должен влиять и на значения термокинетической ЭДС. Более того, должна существовать и зависимость термокинетической ЭДС от деформационного состояния образца. Действительно, если в TiNi образце создать деформированный участок, то при перемещении зоны охлаждения или нагрева в зависимости от исходного состояния образца в этих участках наблюдается увеличение значения

¹ Устройство преобразования термомеханической энергии в электрическую: пат. 8747 Респ. Беларусь, МПК F 03 G 7/06 / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., О. А. Петрова-Буркина; дата публ.: 30.12.12.

волокни в зоне нагрева составляла 100 °С, что выше температуры обратного фазового перехода на участке ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, находящемся в кристаллической фазе, и ниже температуры кристаллизации. Нагрев ленты в области перехода от участка с кристаллической к участку с аморфной фазами приводит к возникновению устойчивой термо-ЭДС величиной до 3 мВ по абсолютному значению. При этом полярность термо-ЭДС не зависит от направления перемещения зоны нагрева и при периодическом тепловом воздействии по указанному режиму в области перехода от кристаллического к аморфному состоянию сохраняет свой знак и величину (рис. 4, b).

Явление возникновения устойчивой во времени термо-ЭДС порядка $\pm 1,8$ мВ наблюдается и при стационарном локальном нагреве границы раздела кристаллической и аморфной фаз ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (рис. 4, c) до максимальной температуры 100 °С, что выше температуры обратного фазового перехода A_k на участке ленты сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, находящемся в кристаллической фазе, и ниже температуры кристаллизации. При этом знак термо-ЭДС меняется в зависимости от места расположения нагреваемого участка (от направления перехода: из аморфного в кристаллическое или наоборот).

Таким образом, в тонкой аморфно-кристаллической ленте $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при перемещении вдоль нее высокотемпературной локальной зоны нагрева наблюдается возникновение устойчивой во времени термо-ЭДС порядка 6 мВ, что связано с процессом кристаллизации материала, т. е. переходом из аморфного состояния в кристаллическое. Термо-ЭДС возникает и при локальном нагреве границы раздела аморфной и кристаллической фаз. В этом случае проявление термо-ЭДС связывается с существованием областей с различными потенциалами и подобно термо-ЭДС, возникающей в термопаре.

Исследования явления возникновения термо-ЭДС несомненно позволяют более полно понять процессы, происходящие при тепловом воздействии на сплавы с памятью формы при термоупругих фазовых превращениях, а также переходе из аморфного в кристаллическое состояние, и могут найти практическое применение при неразрушающем контроле физико-механических свойств этих сплавов и в качестве источников электроэнергии¹.

Список использованных источников

1. Фурмаков, Е. Ф. Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле / Е. Ф. Фурмаков // *Фундаментальные проблемы естествознания и техники. Труды конгресса* – 98. – СПб.: Изд-во СПбГУ, 1999. – Т. 1, вып. 21. – С. 377–378.
2. Рубаник, В. В. Электросопротивление никелида титана при нестационарном нагреве / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., О. А. Петрова-Буркина // *Письма о материалах*. – 2012. – Т. 2. – С. 71–73.
3. Rubanik, V. V. Peculiarities of thermoelectric force behaviour in nikelide titane under unsteady heating / V. V. Rubanik, V. V. Rubanik Jr., O. A. Petrova-Burkina // *Materials Science Forum*. – 2013. – Vol. 738–739. – P. 292–296.
4. Рубаник, В. В. Расчет термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана / В. В. Рубаник, А. В. Лесота, В. В. Рубаник мл. // *Письма о материалах*. – 2017. – Т. 7, № 2. – С. 96–100.
5. Кулькова, С. Е. Изменения электронной структуры при В2–В19' мартенситном превращении в никелиде титана / С. Е. Кулькова, Д. В. Валуйский, И. Ю. Смолин // *Физика твердого тела*. – 2001. – Т. 43, № 4. – С. 706–713.
6. Bulat, L. P. Thermoelectric Phenomena under Large Temperature Gradients. *Thermoelectrics Handbook: Macro to Nano-Structured Materials* / L. P. Bulat., L. I. Anatychuk. – New York, London, Tokyo: CRC Press, 2005. – Ch. 3. DOI: 10.1201/9781420038903.ch3
7. Golestaneh, A. A. *Materials of the International Conference «Martensitic on Transformation»* / A. A. Golestaneh. – Massachusetts, 1979. – 58 p.
8. Гюнтер, В. Э. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В. Э. Гюнтер, В. Н. Ходоренко. – Томск, 2006. – 55 с.

¹ Устройство для измерения термо-ЭДС на участке протяженного изделия из сплава с памятью формы и способ определения неоднородных участков протяженного изделия из сплавов с памятью формы: пат. 19012 Респ. Беларусь, МПК G 01 N 25/16 / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., О. А. Петрова-Буркина; дата публ. 28.02.15; Устройство для измерения электросопротивления на участке протяженного изделия из сплава с памятью формы и способ определения неоднородных участков протяженного изделия из сплавов с памятью формы: пат. 19017 Респ. Беларусь, МПК G 01 N 25/16 / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., О. А. Петрова-Буркина; дата публ. 28.02.15; Способ определения неоднородных участков протяженного изделия из сплава с памятью формы: пат. РФ, МПК G01N 25/16 / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., А. В. Лесота; дата публ.: 29.07.16.

9. Рубаник, В. В. Термокинетическая ЭДС в сплаве TiNi при инициировании прямого фазового перехода / В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл., А. В. Лесота // Вестн. Тамбовского ун-та. Сер. Естественные и технические науки. – 2015. – Т. 20, вып. 2. – С. 490–493.

10. Rubanik, V. V. Thermokinetic EMF under direct phase transformation / V. V. Rubanik, A. V. Lesota, V. V. Rubanik jr. // *Materials Today: Proceedings*. – 2017. – Vol. 4, N 3. – P. 4712–4716. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.057

11. Resnina N., Belyaev S., Shelyakov F. Martensitic transformation in amorphous-crystalline Ti-Ni-Cu and Ti-Hf-Ni-Cu thin ribbons // *The European Phys. J.* – 2008. – Vol. 158, N 1. – P. 21–26. DOI: 10.1140/epjst/e2008-00648-4

References

1. Furmakov E. F. Electric current caused by motion of interface in metal. *Fundamental'nye problemy estestvoznaniya i tekhniki. Trudy kongressa – 98 = Fundamental problems of natural sciences and engineering. Congress – 98 proceedings*. St. Petersburg, Saint Petersburg State University, 1999, vol. 1, no. 21, pp. 377–378 (in Russian).

2. Rubanik V. V., Rubanik V. V. jr., Petrova-Burkina O. A. Electrical resistance in titanium nickelide upon non-stationary heating. *Letters on materials*, 2012, vol. 2, pp. 71–73. DOI: 10.22226/2410-3535-2012-2-71-73

3. Rubanik V. V., Rubanik V. V. jr., Petrova-Burkina O. A. Peculiarities of thermoelectric force behaviour in nickelide titanium under unsteady heating. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 292–296.

4. Rubanik V. V., Lesota A. V., Rubanik V. V. jr. Calculation of the thermokinetic EMF during a reverse phase transformation in TiNi alloys. *Letters about materials*, 2017, vol. 7, no. 2, pp. 96–100. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-96-100

5. Kulkova S. E., Valujsky D. V., Smolin I. Yu. Changes in the electronic structure upon the B2–B19' martensitic transformation in titanium-nickel. *Physics of the Solid State*, 2001, vol. 43, no. 4, pp. 737–745. DOI: 10.1134/1.1366004

6. Bulat L. P., Anatychuk L. I. Thermoelectric Phenomena under Large Temperature Gradients. *Thermoelectrics Handbook: Macro to Nano-Structured Materials*. New York, London, Tokyo, CRC Press, 2005, ch. 3. DOI: 10.1201/9781420038903.ch3

7. Golestaneh A. A. *Materials of the International Conference «Martensitic on Transformation»*. Massachusetts, 1979. 58 p.

8. Gyunter V. E., Hodorenko V. N. *Nickelide of titanium. Medical material of new generation*. Tomsk, 2006. 55 p.

9. Rubanik V. V., Rubanik V. V. jr., Lesota A. V. Thermokinetic EMF in TiNi alloy under initiating direct phase transition. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki = Tambov University Reports. Series Natural and Technical Sciences*, 2015, vol. 20, no. 2, pp. 490–493 (in Russian).

10. Rubanik V. V., Lesota A. V., Rubanik V. V. jr. Thermokinetic EMF under direct phase transformation. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4, no. 3, pp. 4712–4716. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.057

11. Resnina N., Belyaev S., Shelyakov F. Martensitic transformation in amorphous-crystalline Ti-Ni-Cu and Ti-Hf-Ni-Cu thin ribbons. *The European Physical Journal Special Topics*, 2008, vol. 158, no. 1, pp. 21–26. DOI: 10.1140/epjst/e2008-00648-4

Информация об авторе

Рубаник Василий Васильевич – член-корреспондент, д-р техн. наук, директор. Институт технической акустики НАН Беларуси (пр-т Генерала Людникова, 13, 210023, Витебск, Республика Беларусь). E-mail: ita@vitebsk.by.

Information about the author

Rubanik Vasili Vasilievich – Corresponding Member, D. Sc. (Engineering), Director. Institute of Technical Acoustics of National Academy of Sciences of Belarus (13, General Lyudnikov Ave., 210023, Vitebsk, Republic of Belarus). E-mail: ita@vitebsk.by.