

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ TiNi ПРОВОЛОКИ НА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКУЮ ЭДС

© 2017

В.В. Рубаник (мл.), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
А.В. Лесота, младший научный сотрудник

Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск (Беларусь)

Ключевые слова: TiNi сплавы; термокинетическая ЭДС; прямое превращение; пластическая деформация.

Аннотация: Возникновение термокинетической электродвижущей силы (ЭДС) в сплавах никелида титана возможно при перемещении как участка нагрева вдоль протяженного TiNi образца, так и локального участка охлаждения. При этом нагрев в локальной зоне проводника обуславливает обратный фазовый переход ($T \geq A_n$), а охлаждение – прямой ($T \leq M_n$).

Ранее экспериментально установлено, что величина наводимой термокинетической ЭДС возрастает при перемещении зоны охлаждения через локально деформированный участок, причем увеличение ЭДС зависит от величины деформации TiNi образца. Необходимо отметить, что физическая природа данного явления до конца не изучена.

В работе предложена физическая модель, согласно которой термокинетическая ЭДС инициируется в результате возникновения разности потенциалов на участках с прямым и обратным фазовым превращениями, возникающими при движении зоны охлаждения вдоль TiNi сплава. При прохождении участком охлаждения деформированной зоны на границах зоны деформации возникает ЭДС, которая обусловлена разностью коэффициентов термоЭДС деформированного и недеформированного участков TiNi образца, а также воздействием температуры. Получены математические выражения, позволяющие рассчитать изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении пластически деформированного участка. Данные выражения подтверждают, что с увеличением величины пластической деформации (длина деформированного участка 6 см) увеличивается изменение термокинетической ЭДС.

Результаты расчетов изменения термокинетической ЭДС при прохождении участком охлаждения через зону деформации в сплавах TiNi хорошо согласуются с экспериментальными данными и могут служить основой при разработке способов и методов контроля однородности протяженных TiNi изделий.

ВВЕДЕНИЕ

К классическим термоэлектрическим явлениям относятся эффекты Пельтье, Зеебека, Томсона, основанные на возникновении термоЭДС между твердыми телами с различными электрическими свойствами при наличии градиента температуры. К термоэлектрическим явлениям в однородных материалах можно отнести эффекты Бенедикса и термокинетической ЭДС. Термокинетическая ЭДС возникает при перемещении локальной зоны температурного воздействия вдоль однородного проводника, при этом обязательным условием возникновения такого рода термоЭДС является реализация фазового превращения в этой зоне [1–4], например в результате инициирования аллотропных фазовых превращений в железе при температуре 700–800 °С [1; 2]. В ряде материалов фазовые превращения могут протекать при значительно более низких температурах, например в сплавах, обладающих эффектом памяти формы. При реализации термоупругих фазовых превращений инициирование ЭДС в этом случае возможно как при перемещении участка нагрева по проводнику [3], так и при перемещении локального участка охлаждения [4]. При этом нагрев в локальной зоне проводника инициирует обратный фазовый переход ($T \geq A_k$), а охлаждение – прямой ($T \leq M_k$). Ранее экспериментально установлено, что величина наводимой ЭДС возрастает при перемещении зоны охлаждения через локально деформированный участок и зависит от величины деформации [5]. Необходимо отметить, что физическая природа данного явления до конца не изучена.

Цель работы – выявление аналитической зависимости между величиной пластической деформации и значением термокинетической ЭДС в сплавах никелида титана.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В процессе перемещения участка охлаждения ($T < M_k$) с постоянной скоростью вдоль протяженного TiNi образца (изначально находящегося в аустенитном фазовом состоянии) по обе стороны от участка охлаждения будут протекать фазовые превращения. На переднем фронте в результате охлаждения происходит прямое фазовое превращение, на заднем фронте в результате нагрева охлажденного участка – обратное фазовое превращение.

На участках с фазовыми превращениями возникает контактная разность потенциалов, обусловленная взаимодействием аустенитной и мартенситной фаз с различным значением плотности электронных состояний на уровне Ферми [6]. Таким образом, при движении зоны охлаждения вдоль проволоочного TiNi образца на участках с прямым и обратным фазовыми превращениями за счет возникновения контактной разницы потенциалов между аустенитом и мартенситом будет возникать термоЭДС. Величина возникающей термоЭДС на участках с прямым и обратным фазовым превращением будет различна, в связи с разными значениями температур мартенситных переходов этих превращений [7; 8]. Таким образом, величина термокинетической ЭДС, возникающая в результате движения участка охлаждения ($T < M_k$) вдоль TiNi образца, равна разнице

значений термоЭДС, возникающих на участках с прямым и обратным фазовыми переходами.

Для расчета величины термокинетической ЭДС (E) предложена следующая формула:

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

где x_0 – координата источника охлаждения 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 охлаждения;

T^0 – температура проволочного TiNi образца в невозмущенном состоянии;

$S_{\text{пр.}}, S_{\text{обр.}}$ – коэффициент термоЭДС при прямом и обратном переходе;

$\gamma_{\text{обр.}}$ – доля мартенсита при обратном фазовом превращении;

T_{\min} – минимальная температура в зоне охлаждения.

Так как ЭДС возникает при охлаждении (нагреве) места контакта двух разнородных металлов, то при движении зоны охлаждения с температурой выше температуры начала прямого фазового перехода ($T \geq M_n$) термоЭДС в проволочном образце возникать не будет (так как весь образец находится в аустенитном состоянии). При движении зоны охлаждения вдоль проволочного образца TiNi с температурой ниже температуры окончания прямого фазового перехода ($T < M_s$) участок охлаждения будет находиться в мартенситном фазовом состоянии (учитывая, что охлаждение протяженного TiNi образца осуществляется мгновенно), при этом уменьшение температуры охлаждения будет влиять только на градиент температур данного участка. При уменьшении градиента температур будет увеличиваться ЭДС, возникающая в результате эффекта Бенедикса [9–11]. Так как величина данной ЭДС в сплавах TiNi при температуре ± 100 °C незначительна (<150 мкВ) [12], ее значением можно пренебречь.

При мартенситном превращении доля мартенситной фазы оказывается однозначной функцией температуры и не зависит от скорости охлаждения в широком интервале значений этих скоростей [13], т. е. величина термокинетической ЭДС не зависит от скорости движения зоны охлаждения.

Для расчета величины термокинетической ЭДС по формуле (1) необходимо знать распределение температуры вдоль TiNi образца при движении зоны охлаждения. При численном расчете данного распределения учитывается следующее:

– движение источника охлаждения вдоль проволочного образца происходит с постоянной скоростью;

– перенос тепловой энергии по длине образца осуществляется посредством теплопроводности;

– осуществляется конвекционный теплообмен с окружающей средой.

С учетом изложенной выше модели распределение температуры по длине образца будет описываться сле-

дующим неоднородным дифференциальным уравнением второго порядка в частных производных:

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

с начальными и краевыми условиями:

$$T(x, 0) = T_0, \quad 0 \leq x \leq x_f;$$

$$T(0, t) = T(x_f, t) = T_0, \quad t > 0,$$

где T – температура проволочного образца;

x – текущая координата вдоль оси проволоки;

c, ρ – удельная теплоемкость и плотность образца соответственно;

λ – теплопроводность;

$$b = \frac{ph}{S},$$

где p, S – периметр и площадь поперечного сечения проволоки соответственно;

b – коэффициент теплообмена с окружающей средой;

h – коэффициент теплопередачи;

T^W – температура окружающей среды.

Для описания зависимости доли мартенсита от температуры T при прямом ($A \rightarrow M$) и обратном ($M \rightarrow A$) мартенситных превращениях используем косинусные модельные функции Лианга – Роджерса [14]:

$$\gamma_{\text{пр.}}(T) = \frac{1}{2} [\cos(a_M(T - M_f)) + 1], \quad M_f < T < M_s, \quad (3)$$

$$\gamma_{\text{обр.}}(T) = \frac{1}{2} [\cos(a_A(T - A_s)) + 1], \quad A_s < T < A_f, \quad (4)$$

где величины a_M и a_A обозначают выражения, связанные с температурными константами:

$$a_M = \pi / (M_s - M_f),$$

$$a_A = \pi / (A_f - A_s).$$

Для нахождения величины коэффициента термоЭДС в гетерофазных системах применима формула [15]:

$$S(T) = \frac{(R(T)\sigma(T) - R_2\sigma_2)(S_1 - S_2) + S_2(R\sigma_1 - R_2\sigma_2)}{R_1\sigma_1 - R_2\sigma_2}, \quad (5)$$

где температура определена на участках:

$M_k \leq T \leq M_n$ – для прямого фазового перехода;

$A_n \leq T \leq A_k$ – для обратного фазового перехода.

В данной модели обобщенное удельное электрическое сопротивление R и теплопроводность σ рассматриваются как нормализованная сумма фазовых вкладов [16; 17]:

$$R = \sum N_i R_i j_i(R) / \sum N_i j_i(R), \quad (6)$$

$$\sigma = \sum N_i \sigma_i j_i(\sigma) / \sum N_i j_i(\sigma),$$

где сумма концентраций фаз N_i равна 1 и конфигурационные параметры $j_i(R)$ и $j_i(\sigma)$ вдоль электрических (тепловых) токов имеют вид:

$$j_i(\sigma) = \frac{3\sigma}{A\sigma + (3-A) \cdot \sigma_i}, \quad (7)$$

$$j_i(R) = \frac{3R}{AR + (3-A) \cdot R_i}.$$

Параметр A равен 0, 3 или 1, согласуется со случаями параллельного и последовательного электрического соединения или со случаем сферических включений соответственно.

Если в локальной области образца температура охлаждения не достигает M_c , т.е. область охлаждения находится в двухфазном состоянии, то на участке прямого фазового перехода величина термоЭДС зависит от температуры охлаждения, а термоЭДС, возникающая на участке обратного фазового перехода ($M \rightarrow A$), – от доли мартенсита, образованного при прямом переходе. Зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения, рассчитанная по формулам (1)–(7), представлена на рис. 1. Полученные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными [4].

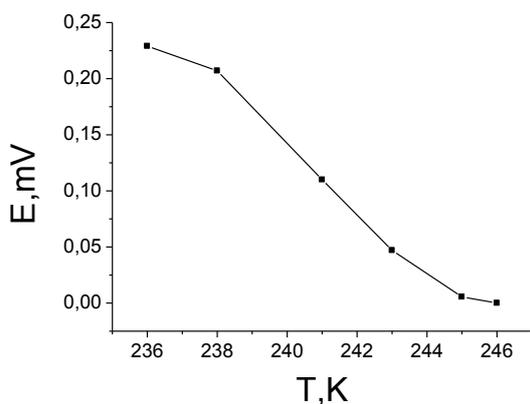


Рис. 1. Рассчитанная зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения для проволочного TiNi образца

По результатам анализа выражений (1)–(7), полученных при расчете величины термокинетической ЭДС, возникающей в никелиде титана при прямом фазовом превращении, было выдвинуто предположение, что на деформированных участках проволочного TiNi образца значение термокинетической ЭДС будет изменяться. Данное изменение вызвано тем, что на участке деформации появляются различного рода дефекты, которые существенно влияют на значение коэффициента термоЭДС.

Для расчета изменения величины термокинетической ЭДС в зоне деформации предложена модель, согласно которой при прохождении участком охлаждения деформированной зоны на границах зоны деформации возникает ЭДС, которая обусловлена разностью коэф-

фициентов термоЭДС деформированного и недеформированного участков TiNi образца, а также воздействием температуры (рис. 2).

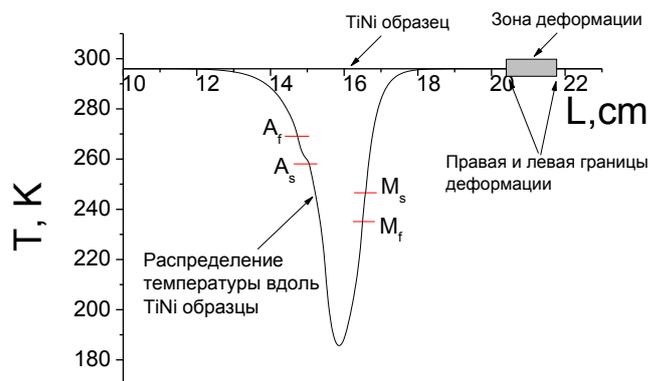


Рис. 2. Распределение температуры вдоль проволочного TiNi образца, содержащего зону деформации

Согласно предложенной модели, изменение величины термокинетической ЭДС (ΔE) при прохождении участком охлаждения зоны деформирования можно рассчитать следующим образом:

$$\Delta E = \int_{t_0}^t \left[(S_1(T(x_L, t)) - S_2)(T(x_L, t)) - (S_1(T(x_r, t)) - S_2)(T(x_r, t)) \right] dt, \quad (8)$$

где x_l – координата левой границы зоны деформации; x_r – координата правой границы зоны деформации; $S_1(T(x_L, t))$ – коэффициент термоЭДС проволочного TiNi образца в координате x_L в момент времени t ; S_2 – коэффициент термоЭДС деформированного участка проволочного образца.

Необходимо отметить, что $S_1(T(x_L, t))$ является функцией температуры и существенно изменяется на участках фазовых переходов, S_2 на участках фазовых переходов принимаем постоянным.

Так как изменение коэффициента термоЭДС зависит от количества дефектов проволочного образца [18; 19], логично предположить, что, задавая разную по величине пластическую деформацию, можно влиять на коэффициент термоЭДС и, как следствие, на величину термокинетической ЭДС в зоне деформации.

В соответствии с данным предположением по формуле (8) рассчитана зависимость изменения значения термокинетической ЭДС от величины пластической деформации. При расчете длина зоны деформации составляла половину проволочного TiNi образца, также учитывалось влияние величины ЭДС, возникающей на участке обратного фазового перехода, так как при достижении минимальной температуры участка деформации дополнительный вклад в изменение ЭДС будет вносить участок с обратным фазовым превращением.

На рис. 3 представлены расчетные и экспериментальные [20] зависимости изменения величины термокинетической ЭДС от величины деформации (относительная

деформация при волочении) в зоне перехода между деформированным и отожженным участком проволоочного TiNi образца.

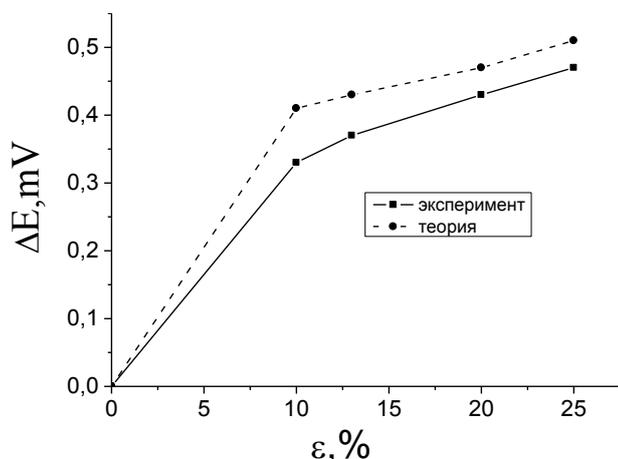


Рис. 3. Зависимость изменения термокинетической ЭДС от величины пластической деформации волочением (теория, эксперимент)

Видно, что с ростом величины относительной деформации деформированного участка (длина деформированного участка 6 см) увеличивается изменение термокинетической ЭДС. Теоретические исследования хорошо согласуются с экспериментальными данными.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Полученные выражения позволяют рассчитать значение термокинетической ЭДС при прямом фазовом переходе, а также влияние пластической деформации на изменение наводимой термокинетической ЭДС. Установлено, что при прямом фазовом переходе термокинетическая ЭДС возникает при температуре охлаждения меньше M_n и увеличивается до M_c , дальнейшее уменьшение температуры на величину ЭДС не влияет.

Получены выражения, позволяющие рассчитать влияние предварительной пластической деформации TiNi образца на величину термокинетической ЭДС.

Выявлено, что изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении деформированного участка зависит от количества дефектов в зоне деформации, которые, в свою очередь, влияют на величину коэффициента термоЭДС TiNi образца. Таким образом, задавая разную по величине пластическую деформацию, можно влиять на коэффициент термоЭДС и, как следствие, на величину термокинетической ЭДС в зоне деформации.

Результаты расчетов изменения термокинетической ЭДС при прохождении участком охлаждения через зону деформации в сплавах TiNi хорошо согласуются с экспериментальными данными и могут служить основой при разработке способов и методов контроля однородности протяженных TiNi изделий.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фурмаков Е.Ф. Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. 1999. Вып. 21. С. 377–378.
2. Фурмаков Е.Ф. Датчик термокинетической ЭДС // Крым 2004: сб. тезисов одиннадцатой Междунар. конф. М., 2004. С. 11–12.
3. Рубаник В.В., Лесота А.В., Рубаник В.В. мл. Расчет термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана // Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 96–100.
4. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. Термоэлектрические явления при прямом фазовом превращении в TiNi сплаве // Приборостроение-2015: материалы 8-й междунар. науч.-техн. конф. Т. 1. Минск, 2015. С. 24–26.
5. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. Контроль деформационного состояния протяженных TiNi изделий с помощью термокинетической ЭДС // Физическое материаловедение: VII Междунар. школа с элементами научной школы для молодежи: сб. конкурсных докладов. Тольятти, 2016. С. 237–242.
6. Кулькова С.Е., Валуйский Д.В., Смолин И.Ю. Изменения электронной структуры при B2–B190 маргениситном превращении в никелиде титана // Физика твердого тела. 2001. Т. 43. № 4. С. 706–713.
7. Matsumoto H. Enhancement of a peak in electrical resistivity of NiTi alloy in early stage of transformation cycles // Journal of alloys and compounds. 2004. Vol. 364. № 1-2. P. 132–136.
8. Ramachandran B., Tang R.C., Chang P.C., Kuo Y.K., Chien C., Wu S.K. Cu-substitution effect on thermoelectric properties of the TiNi-based shape memory alloys // Journal of applied physics. 2013. Vol. 113. № 20. P. 203702.
9. Anatyshuk L.I., Bulat L.P. Thermoelectric phenomena under large temperature gradients // Thermoelectrics Handbook: macro to nano-structured materials. New York: CRC Press, 2005. P. 3–11.
10. Golestaneh A.A. Martensitic phase transformation in shape-memory alloys // International Conference on Martensitic Transformation. Cambridge, 1979. P. 679–692.
11. Benedicks C. Tetziger. Stand grundlegenden Keuntrisse der Thermoelektrizität // Erg. Exact. Naturwiss. 1929. Bd. 8. P. 26–67.
12. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А. Проявление термоэлектрических явлений в NiTi // Влияние электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов. Новокузнецк, 2011. С. 60–65.
13. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: МИЦ, 2006. 286 с.
14. Liang C., Rogers C.A. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials // Journal of Intelligent Material Systems and Structures. 1990. Vol. 1. № 2. P. 207–234.
15. Shchennikov V.V., Ovsyannikov S.V., Vorontsov G.V. Investigations of multiphase states in vicinity of pressure-induced phase transitions // Physica Status Solidi (b). 2004. Vol. 241. № 14. P. 3203–3209.

16. Shchennikov V.V., Ovsyannikov S.V., Derevskov A.Y., Shchennikov V.V. Jr. Automated portable high-pressure setup for study of phase transitions in solids // *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2006. Vol. 67. № 9-10. P. 2203–2209.
17. Ovsyannikov S.V., Shchennikov V.V., Komarovskii I.A., Vorontsov G.V., Korobeynikov I.V., Shchennikov V.V. Jr. Electrical and mechanical properties of multi-phase systems under external impacts // *Proceedings of the SPIE*. 2011. Vol. 7978. Id. 79781W.
18. Лухвич А.А. Влияние дефектов на электрические свойства металлов. Минск: Наука и техника, 1976. 99 с.
19. Лухвич А.А., Каролик А.С., Шарандо В.И. Структурная зависимость термоэлектрических свойств и неразрушающий контроль. Минск: Наука и техника, 1990. 192 с.
20. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. Термоэлектрические явления в деформированном сплаве TiNi // Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2016: материалы 8-й Евразийской науч.-практ. конф. М., 2016. С. 59–61.
1. Furmakov E.F. Electric current induced by the motion of phase interface in a metal. *Fundamentalnye problemy estestvoznaniya*, 1999, no. 21, pp. 377–378.
2. Furmakov E.F. Thermokinetic EMF sensor. *Sbornik tezisov odinnadsatoy Mezhdunar. konf. "Krym 2004"*. Moscow, 2004, pp. 11–12.
3. Rubanik V.V., Lesota A.V., Rubanik V.V. Jr. Calculation of the thermokinetic EMF during a reverse phase transformation in TiNi alloys. *Letters on materials*, 2017, vol. 7, no. 2, pp. 96–100.
4. Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr., Lesota A.V. Thermoelectric phenomena during the direct phase transformation in a TiNi alloy. *Materialy 8 mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. "Priborostroenie-2015"*. Minsk, 2015, vol. 1, pp. 24–26.
5. Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr., Lesota A.V. Control of the state of strain of extended TiNi goods using the thermokinetic EMF. *VII Mezhdunar. shkola s elementami nauchnoy shkoly dlya molodezhi "Fizicheskoe materialovedenie"*. Togliatti, 2016, pp. 237–242.
6. Kulkova S.E., Lалуjsky 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.
7. Matsumoto H. Enhancement of a peak in electrical resistivity of NiTi alloy in early stage of transformation cycles. *Journal of alloys and compounds*, 2004, vol. 364, no. 1-2, pp. 132–136.
8. Ramachandran B., Tang R.C., Chang P.C., Kuo Y.K., Chien C., Wu S.K. Cu-substitution effect on thermoelectric properties of the TiNi-based shape memory alloys. *Journal of applied physics*, 2013, vol. 113, no. 20, p. 203702.
9. Anatyshuk L.I., Bulat L.P. Thermoelectric phenomena under large temperature gradients. *Thermoelectrics Handbook: macro to nano-structured materials*. New York, CRC Press, 2005, pp. 3–11.
10. Golestaneh A.A. Martensitic phase transformation in shape-memory alloys. *International Conference on Martensitic Transformation*. Cambridge, 1979, pp. 679–692.
11. Benedicks C. Tetziger. Stand grundlegenden Keuntrisse der Thermoelektrizität. *Erg. Exact. Naturwiss*, 1929, bd. 8, pp. 26–67.
12. Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr., Petrova-Burkina O.A. Thermoelastic phenomena manifestation in NiTi. *Vliyanie elektromagnitnykh poley na plastichnost i prochnost materialov*. Novokuznetsk, 2011, pp. 60–65.
13. Gyunter V.E., Khodorenko V.N. *Nikelid titana. Meditsinskiy material novogo pokoleniya* [Nickel titanium. Medical material of the new generation]. Tomsk, MITs Publ., 2006. 286 p.
14. Liang C., Rogers C.A. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1990, vol. 1, no. 2, pp. 207–234.
15. Shchennikov V.V., Ovsyannikov S.V., Vorontsov G.V. Investigations of multiphase states in vicinity of pressure-induced phase transitions. *Physica Status Solidi (b)*, 2004, vol. 241, no. 14, pp. 3203–3209.
16. Shchennikov V.V., Ovsyannikov S.V., Derevskov A.Y., Shchennikov V.V. Jr. Automated portable high-pressure setup for study of phase transitions in solids. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2006, vol. 67, no. 9-10, pp. 2203–2209.
17. Ovsyannikov S.V., Shchennikov V.V., Komarovskii I.A., Vorontsov G.V., Korobeynikov I.V., Shchennikov V.V. Jr. Electrical and mechanical properties of multi-phase systems under external impacts. *Proceedings of the SPIE*, 2011, vol. 7978, id. 79781W.
18. Likhvich A.A. *Vliyanie defektov na elektricheskie svoystva metallov* [The influence of defects on the electric properties of metals]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1976. 99 p.
19. Likhvich A.A., Karolik A.S., Sharando V.I. *Strukturnaya zavisimost termoelektricheskikh svoystv i nerazrushayushchiy kontrol* [Structure dependence of thermoelectric properties and nondestructive control]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1990. 192 p.
20. Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr., Lesota A.V. Thermoelectric phenomena in deformed TiNi alloy. *Materialy 8 Evraziyskoy nauch.-prakt. konf. "Prochnost neodnorodnykh struktur PROST-2016"*. Moscow, 2016, pp. 59–61.

THE INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION OF TiNi WIRE
ON THE THERMOKINETIC EMF

© 2017

V.V. Rubanik Jr., PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

A.V. Lesota, junior researcher

Institute of Technical Acoustics of National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk (Belarus)

Keywords: TiNi alloys; thermokinetic EMF; direct phase transformation; plastic deformation.

Abstract: The initiation of thermokinetic EMF in titanium nickelide alloys is possible when shifting both the heating zone along the extended TiNi sample and the locally cooled zone. In this case, heating in the conductor local zone causes the reverse phase transformation ($T \geq A_s$), and cooling causes the direct phase transformation ($T \leq M_s$).

Previously, it was experimentally proved that the value of induced EMF increases when shifting the cooling zone through the locally deformed area, and the EMF increase depends on the deformation of TiNi sample. It should be noted that the physical nature of this phenomenon is not entirely investigated.

The paper suggests a physical model, according to which the thermokinetic EMF is initiated in the result of the difference of potentials in the areas with direct and reverse phase transformations occurring when shifting the cooling zones along TiNi alloy. When the cooling area passes the deformed zone, the EMF, caused both by the difference of thermo-EMF ratios of the deformed and non-deformed areas of TiNi sample and thermal effect, arises at the boundaries of deformation zones. Mathematical expressions allowing the calculation of thermokinetic EMF value change when passing a plastically deformed area were obtained. These expressions prove that thermokinetic EMF increases with the plastic deformation increase (the length of the deformed area is 6 cm).

The results of calculation of thermokinetic EMF change, when the cooling zone passes through the deformation zone in the TiNi alloys, fit the experimental data and can be used when developing methods of control of the extended TiNi products' homogeneity.