

похибок перетворювача, в якому обидва помножувачі побудовані на основі лічильника, і працюють в режимі множення. Це дає змогу значно зменшити час комп'ютерного моделювання цієї структури на ЕОМ при достатньо великих розрядностях двійкових ЧПП, які входять до складу наведеної схеми.

1. Воронов А.А., Гарбузов А.Р. и др. Цифровые аналоги для систем автоматического управления. Л., 1960. 2. Dunworth A., Roche J.I. The error characteristics of the binary rate multiplier // *IEEE Transactions on Computers*, 1969, 18, №8. – P. 741 – 745. 3. Lancaster D.J. Matrix representation of the multiplying properties of binary rate multipliers // *IEEE Transactions on Industrial Electronics and Control Instrumentations*, 1976, 23, №1. – P. 70 – 75. 4. Struger O. Error analysis of pulse rate multipliers when used as function generators for linear 2-dimensional travel control of machine tools // *Elektrotechnik und Maschinenbau*, 1972, 89 № 10. P. 412 – 422. 5. Браго Е.Н., Аронзон Н.З. Вопросы теории алгоритмических погрешностей двоичных умножителей. – М., 1977. 6. Boghosian D.H., Abdul – Karim M.A.H. Determination of binary rate multiplier error utilizing a digital computing programme // *Computers and Electrical Engineering*, 1978, 5 №2, 151 – 158. 7. Баранов В.П. О погрешности цифро-частотного интегрирования. – *Автоматрия*, 1981, №2, с. 100 – 103. 8. Сізов Б.О. Підвищення точності роботи цифрового інтегратора, побудованого на основі дільника частоти // *Автоматика*, № 1, 1963. 9. Pulse control method and system using multiplier. Tsujikado S., Kamiya M., US Patent 6054830, Apr.25,2000. 10. Antaneh Alamu Abbo Design & Implementation of MLS Data Demodulation and Processing Unit (ASIC for an Integrated Navigation Receiver). Technical Report no TWAIO –96-03. Delft, October 1996. 11. Храпченко В.М. Об оценке двоичного умножения // *Проблемы кибернетики/ Под ред. А.А. Ляпунова. – М, 1963. – Вып.10. – С.165–177.* 12. Den Dulk R.C., Stuyt J.J. Versatile CMOS Rate Multiplier/Variable Divider. “*IEEE Journal of Solid – State Circuits*”. Vol. SC –18, NO.3, June 1983. – P. 267 – 272. 13. Максимович В.Н. Число-импульсные функциональные преобразователи с импульсными обратными связями: Автореф.дис. канд.тех.наук. – Львов, 1993. 14. J. Nieznanski. An Alternative Approach to the ROM-less Direct Digital Synthesis/ *IEEE JOURNAL OF SOLID-STATE CIRCUITS*, VOL.33, NO. 1, JANUARY 1998. – P.169–171. 15. Nieznanski J. Maximum pulse-position and counting error of binary rate multipliers/ *IEE PROCEEDINGS*, Vol.136, Pt. E, No.4, JULY 1989 M. – P.296–305. 16. Nosaka H., Yamaguchi Yo, Muraguchi A Wide – Bandwidth – Output Direct Digital Synthesizer with Multiple Delay Generators // *Japanese Journal of Applied Physics v.39 (2000) 2268-2272 Part 1, No. 4B, 30 April 2000.* 17. Паламарюк Г.О., Котов Н.И. Об исследовании основных статистических характеристик выходного сигнала блока // *Электронное моделирование. – 1985. Т. 7. – № 1. – С. 52–56.*

УДК 536.532

Я.Т. Луцик¹, Б.І. Стадник^{1,2}, С.П. Яцишин¹, Т.І. Домініук¹

¹Національний університет “Львівська політехніка”

²Ряшівська політехніка, Польща

ВПЛИВ ПОРУВАТОСТІ НА ЗМІНИ ТЕРМО-ЕРС ТЕРМОМЕТРИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

© Луцик Я.Т., Стадник Б.І., Яцишин С.П., Домініук Т.І., 2005

Досліджено зміни термоелектричних властивостей у зв'язку з поруватістю термометричних матеріалів.

The thermoelectric properties of thermoelectric materials were investigated in complex with their porosity.

Вступ

Найкращими матеріалами високотемпературної термометрії вважають монокристалічні матеріали, які характеризуються найвищою стабільністю термоелектричних та інших електричних

властивостей [1]. Ця унікальна здатність вважається одним з проявів виняткових електро-механоструктурних властивостей, зумовлених наслідками зонного чи іншого очищення матеріалів від домішок вмістом до 10^{-3} ат. % [2]. З іншого боку, саме такий вміст домішки, введеної у вигляді присадок оксидів металів ще на етапі виготовлення порошків металокерамічних заготовок, зумовлює виняткову стабільність електричних та механічних характеристик тих самих матеріалів за значно вищих температур у джерелах світла [3].

Недоліки відомих праць

Механізм дії присадок активно вивчався. Він зумовлений, за [3], виникненням поруватості (з діаметром пор $\sim 1\text{--}3$ мкм), пов'язаної з нерозчинною домішкою каю, яка перебуває за температури, що вища за 2200 К, у газоподібному стані під тиском до 1 МПа. Мікропори фіксують границі зерен і спричинюють формування “стапельної” структури з подовженими переплетеними зернами. Дія згаданої присадки у термометричних молібденових дротах детально досліджувалась нами у [2], у молібденренієвих стопах – у [4], а у вольфрамренієвих стопах при температурах до 2300 К – у [5]. Основну увагу приділяли вивченню зв'язку дрейфу інтегральної термо-ЕРС зі структурно-чутливими характеристиками. Проте не було однозначних даних щодо впливу поруватості металокерамічного матеріалу на термоелектричні властивості та їх стабілізацію [6].

Метою цієї праці є вивчення можливостей підвищення стабільності термоелектричних характеристик сучасних термометричних матеріалів (далі по тексту – ТМ), з одного боку, у світлі розвитку прикладних аспектів нанотехнології, а, з іншого боку, залученням статистичної термодинаміки нерівноважних процесів до вивчення термодинамічних об'єктів, якими можна вважати досліджувані ТМ.

Експериментальні дослідження

Розумінню суті процесів, що відбуваються в металокерамічних матеріалах, може сприяти застосування основних положень теорії консолідації [7], яка вивчає компактні бездефектні матеріали з певним набором дефектів внутрішньої структури, включаючи пори. Ми вивчали зв'язок термоелектричних характеристик і щільності досліджуваних металокерамічних зразків на різних технологічних етапах виготовлення.

Для дослідження були виготовлені молібденові штабки 11×11 мм³ з вихідною нерівномірною густиною ТМ за довжиною (під час їх пресування насипний об'єм порошку розподілявся нерівномірно по довжині). Зміна лінійного розподілу густини становила від 9,65 г/см³ на одному кінці штабки до 9,83 г/см³ на іншому кінці. Штабки підлягали подальшому ротаційному куванню, після чого почерговим деформуванням – протягуванням крізь фільтри та відпалювання з них отримали дріт діаметром 0,5 мм. На різних етапах деформування/відпалу відбирали зразки для оцінки поточної густини однакових за довжиною ділянок ТМ залежно від їх місцезнаходження в бухті. Відхилення інтегральної термо-ЕРС зазначених зразків вивчали порівнянням з монокристалічним молібденовим дротом такого самого діаметра, причому для усунення впливу поверхневих дефектів зразки доводили до заданого діаметра шліфуванням та електрохімічним травленням.

За результатами досліджень встановлено наявність істотних відмінностей термоелектричних властивостей за довжиною бухти дроту; зокрема, ділянкам із вищою вихідною густиною відповідав вищий рівень термо-ЕРС (рис. 1). Розходження зразків за густиною й інтегральною термо-ЕРС виявились не тільки корельованими, а й співмірними. Коли розходження за густиною ТМ становили 0,18 г/см³ або 0,54 %, то за термо-ЕРС (при 1773К) досягали $\sim 25\text{--}35$ мкВ або 0,25–0,4 %.

Одночасно з вивченням змін інтегральної термо-ЕРС визначалась термоелектрична неоднорідність зразків. Відома технологія виготовлення молібденового дроту [8] забезпечує термоелектричну неоднорідність – ± 120 мкВ.

Наведені значення неоднорідності створювались на перших стадіях обробки заготовок (всього їх – до 60) і значною мірою зберігались у готовому дроті. Причому у ході почергових деформувань/відпалів (під час ущільнення ТМ) нерівномірності густини зразків вирівнювались, а розкид інтегральної термо-ЕРС зменшувався.

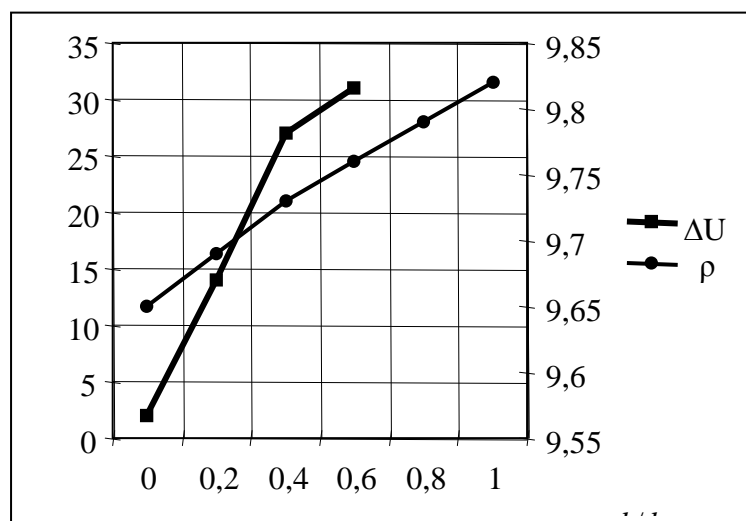


Рис. 1. Зміни інтегральної термо-ЕРС ΔU (мВ) і густини ρ (г/см³) залежно від місцезнаходження l/l_0 ділянки металокерамічного молібденового дроту у бухті

Термоелектрична неоднорідність молібденового дроту зумовлена низкою технологічно близьких чинників, до яких можна зарахувати механічно-деформаційні та температурно-часові чинники. Виявлено взаємозв'язок розкиду фізико-механічних (спіралізованість) та термоелектричних (неоднорідність термо-ЕРС) властивостей за довжиною дроту у бухті. Зміни інтегральної термо-ЕРС залежали від загартування, отриманого під час виготовлення дроту протягуванням. Особливо негативною виявилась дія нерівномірних теплових чинників у процесі переробки штабок у дріт. До таких належать розходження між режимами на різних етапах деформування.

Під час протягування дріт піддавали неодноразовому нагріву й охолодженню, що сприяло утворенню монолітної структури. Збільшенню кількості проходів від двох до восьми та зниженню їх температури від 500⁰С до 250⁰С відповідали істотніші зміни інтегральної термо-ЕРС (рис.2). Вирівнюванням температурних режимів деформації в результаті підігріву окремих фільтер та міжфільтерних проміжків і, як наслідок, пересуненням здійснюваного деформування у діапазон температур теплового деформування вдалося істотно зменшити розкид інтегральної термо-ЕРС, тобто покращити на 30–40 % термоелектричну неоднорідність дроту, зменшивши її до ± 75 мкВ.

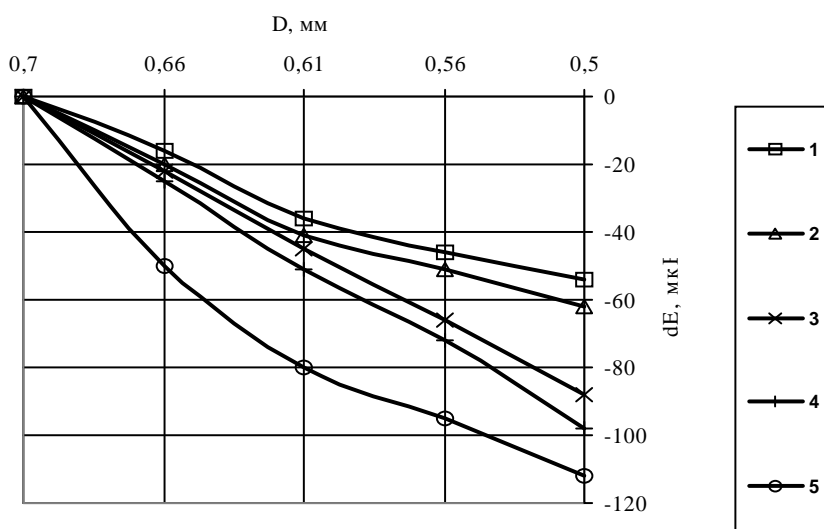


Рис.2. Зміни термо-ЕРС залежно від діаметра вольфрамового дроту при його волочінні крізь фільтери: 1 – два проходи при 500⁰С; 2 – три проходи при 500⁰С; 3 – чотири проходи при 500⁰С; 4 – вісім проходів при 500⁰С; 5 – три проходи при 250⁰С (дані МЕЛЗ)

Можна припустити, що значна частина термоелектричної неоднорідності зумовлена саме поруватістю матеріалу, стінки пор якого вкриті плівкою калію з термоелектричними властивостями, різко відмінними від властивостей матриці.

Зважаючи на структуру праці, досліджено акустичну емісію вольфрамового електрода, який підлягав лінійному пружно-пластичному розтягу. Зусилля розтягу становили 0 ... 3 кГ при діаметрі дроту 0,2 мм, що відповідало напруженням розтягу 0... 100 кГ/мм². Напружений розтягом термоелектрод нагрівали до 700 К на довжині до 20 мм. Під час проходження пластичної деформації у матеріалі виникали мікротріщини, які зумовлювали появу імпульсів акустичної та інших видів емісії. Акустична емісія реєструвалась пристроєм на основі плати L154, який забезпечував розділову здатність до 70 кГц, що згідно з [20] достатньо для вивчення переважної частини спектра випромінюваної енергії. Дослідженнями встановлено наявність згаданої емісії уже при зусиллях 7 кГ/мм², що відповідало навантаженню 0,2 кГ.

Аналіз експериментальних результатів

Практика використання ТМ дає змогу на сучасному етапі забезпечити максимальну стабільність їх стану, незалежно від технології виготовлення та умов експлуатації. Це стосується електроопору та інтегральної термо-ЕРС і відображається у вигляді мінімального дрейфу цих характеристик. Як показано у [9], зміни визначаються флуктуаційно-дисипаційними відхиленнями (шумами), які істотно залежать від технологічної – здебільшого механічно-термічної – передісторії конкретних ТМ. Переважно походження цих шумів – електромеханохімічне, що відповідає перевалюванню певних ступенів вільності основного рівняння термодинаміки необоротних процесів (рис. 3).

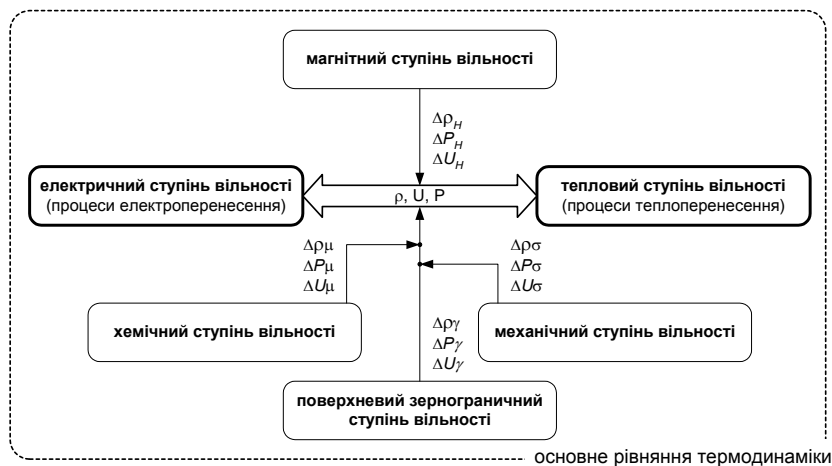


Рис.3. Флуктуаційне формування функцій перетворення та функцій відхилень первинних перетворювачів температури засобів електротермометрії

Залучення термодинаміки необоротних процесів та елементів теорії спікання й механіки деформування і руйнування. Тут формування мікротріщин пов'язане з локальними дефектами розтягу, розмір яких за [10] становить декілька міжатомних відстаней. У теорії спікання [11] розмір дефектів ~ 0,1 мкм (менший розмір пор не можна виявити засобами традиційної оптичної мікроскопії). В обох випадках порушена монолітність матеріалу формуванням додаткових внутрішніх поверхонь за рахунок енергії, нагромадженої на етапах попередньої технологічної обробки.

Можна оцінити приріст поверхні для наведених вище значень поруватості ТМ, отриманих за металокерамічною технологією. Враховуємо, що збільшення поверхні S за рахунок n мікропор сферичної форми радіуса r зв'язане з об'ємом цих пор V виразом: $S = 3V/r$. У такому разі для 1 % середньої поруватості зразків, що відповідала експериментальним даним, і радіусу пор – 10 мкм їхня поверхня перевищує зовнішню поверхню зразка приблизно у 50 разів, а для такої самої поруватості при дрібніших порах радіусом 1 мкм і 0,1 мкм перевищення поверхні пор над загальною поверхнею монолітного зразка становить відповідно 500 і 5000 разів.

Наприклад, згідно з [12] у виливках алюмінію чи цинку під час мікроруйнування виникали дефекти щільності у вигляді мікропор діаметром 0,5–2 мкм. Їх вміст у приповерхневих шарах завтовшки 2 – 4 мкм був майже на 2 порядки вищим порівняно з об'ємом зразка і становив 0,4 % для алюмінію та 0,8 % для цинку.

Для врахування чинника поруватості у основне рівняння термодинаміки необоротних процесів вводять ступінь вільності γdM , де γ – поверхневий натяг, M - площа поверхонь розділу. Поруватий у вихідному стані ТМ являє собою термодинамічну систему, віддалену від стану рівноваги у зв'язку з наявним запасом вільної поверхневої енергії. Спікання описується, приблизно, тими самими закономірностями, що й інші нестационарні необоротні процеси наближення термодинамічної системи до рівноваги (перебудова структури, явища релаксації тощо). Реальні металокерамічні ТМ можна розглядати як неперервні дисперсно-поруваті середовища, розмір окремих частинок/зерен і пор яких значно менший за розміри ТМ. Зміни термодинамічних параметрів пов'язують зі зменшенням площі внутрішніх поверхонь (розміру пор), тобто з ущільненням.

Поверхневий (зернограничний) ступінь вільності може замінити або доповнити механічний ступінь вільності основного рівняння термодинаміки (рис. 3) залежно від стадії спікання/деформування металокерамічного ТМ. У теорії спікання відносно зменшення об'єму пор та інших екстенсивних параметрів у ході наближення термодинамічної системи до стану рівноваги описується введенням додаткових термодинамічних сили та потоку, зумовлених поверхневим натягом вільних поверхонь [13]. У деформаційній теорії спікання основний постулат відрізняється від такого самого постулату загальної теорії деформування тим, що в останній сили внутрішнього тертя пов'язуються зі швидкістю деформації, чим формують підстави механічного ступеня вільності pdV . Оскільки спікання вважається нестационарним, то у [14] зазначені термодинамічні сила й потік представлені в узагальненому вигляді відповідно до принципу мінімальної швидкості дисипації енергії. Це дає додаткові можливості для прогнозування дрейфу інтегральної термо-ЕРС під час експлуатації ТМ за умови вирішення поданих нижче проблем.

Зміни розподілу мікропор за розмірами та розташуванням у зоні градієнта температури призводить до посилення інтенсивності внутрішніх шумів у ТМ. Аналіз експериментальних результатів можна здійснити, враховуючи позиції, представлені у [6, 9]. Зміни номінальної статичної характеристики термоелектричних перетворювачів у часі за рахунок поруватості ТМ можна описати третьою складовою загального значення нестабільності $\Delta U(t)$, названою поверхневою складовою нестабільності $\Delta U_\gamma(t)$:

$$\Delta U(t) = \Delta U_\mu(t) + \Delta U_\sigma(t) + \Delta U_\gamma(t) = 1/e \int_x \nabla_x \mu(t) dx + 1/k \int_x \nabla_x \sigma(t) dx + \gamma/p \int_x \nabla_x M(t) dx, \quad (1)$$

де e – заряд електрона; k – стала, зв'язана з деформацією; p – стала, зв'язана з поверхневим натягом γ . Тут перша і друга складові – відповідні зміни термо-ЕРС, зумовлені електрохімічними шумами під дією градієнта хемічного потенціалу $\mu(t)$ або електромеханічними шумами під дією градієнта механічних напружень $\sigma(t)$.

Як випливає з теорії консолідації металокерамічного матеріалу, у разі існування поруватості механічні напруження прикладають саме до пор, не викликаючи змін у моноліті. Тому зміни інтегральної термо-ЕРС, зумовлені другою складовою, можна зв'язати через модуль Юнга з поверхневою складовою нестабільності. У результаті з'являються можливості вивчення впливу змін густини під час ущільнення на дрейф інтегральної термо-ЕРС металокерамічних ТМ через зміни зазначених складових.

Зауважимо, що стан матеріалу з порами однакових розмірів відповідно до [15] є нестійкий. Пори з розмірами, більшими від критичних, ростуть за рахунок конденсації на них вакансій, а пори менших діаметрів зменшуються за розміром за рахунок генерування вакансій з власної поверхні. Інтенсивність перерозподілу розмірів визначається, зокрема, коефіцієнтом дифузії, тобто у часі

формується взаємозв'язок третьої складової нестабільності із першою складовою, аж поки поруватість не зменшиться, а ТМ не ущільниться. Тоді третя складова зникає й замінюється у взаємодії з першою складовою на другу складову. Як показано вище, збільшення розмірів мікропор у 10 разів у стільки само разів зменшує загальну площу поверхні мікропор, як і поверхневу складову електромеханохімічних шумів.

Для практичної оцінки останньої достатньо знати поверхневий натяг та середнє значення розмірів мікропор, що вимагає, проте кропітких досліджень методами руйнівного контролю ТМ. Тому скористаємось (1) та встановленою [16] залежністю дефектності внутрішньої структури, включаючи механічні напруження, та модуля Юнга E_V . Згідно з теорією консолідації дійсне значення останнього у реальному матеріалі з дефектами структури та механічними напруженнями зв'язане з густиною через масштабний фактор $n = V_0/V$ спотворення швидкості поширення V звукових хвиль у металокерамічному матеріалі стосовно відповідної швидкості V_0 у бездефектному тілі:

$$E_V = \rho V^2 n^2. \quad (2)$$

Для пружного лінійного деформування, яке характеризується зусиллям σ та деформацією ε , зміни інтегральної термо-ЕРС визначаються другою складовою (1), а зв'язок приростів механічних напружень (для сталі деформації, зокрема нульової) і модуля Юнга подається виразом: $d\sigma|_{t=const} = \varepsilon dE_V$. Пружне деформування, наприклад, притаманне дротіві із монокристалічного молібдену діаметром до 0,4 мм. Зміни інтегральної термо-ЕРС ΔU_σ зв'язані зі змінами модуля Юнга при пружному деформуванні:

$$\Delta U_\sigma = -\frac{\varepsilon^2}{2e} \int_{T_c}^{T_H} \int_{E_{Tc}}^{E_{TH}} dE_V dT. \quad (3)$$

Для реального металокерамічного матеріалу з густиною ρ модуль Юнга набуває вигляду $E_V(\rho) = E_{V_0} \rho/\rho_0$, де $E_{V_0}; \rho_0$ – характеристики монолітного ТМ. Відповідно зміни інтегральної термо-ЕРС $\Delta U'_\sigma$ реального ТМ набувають значення множника ρ/ρ_0 :

$$\Delta U'_\sigma = -\frac{\varepsilon^2}{2e} \frac{\rho}{\rho_0} \int_{T_c}^{T_H} \int_{E_{Tc}}^{E_{TH}} dE dT. \quad (4)$$

Отже, поруваті ТМ реальної, меншої від ідеальної, щільності характеризуються меншими змінами інтегральної термо-ЕРС порівняно з ідеально щільними матеріалами за рахунок не так яскраво виражених залежностей між напруженнями та деформаціями. Це й зумовлює практично лінійну залежність між змінами термо-ЕРС і густини (рис. 1) для металокерамічних зразків різного ступеня ущільнення.

Оптимізація теплових чинників під час переробки штабки у дріт (термоелектрична неоднорідність покращана на 30–40 % – від ± 120 мкВ до ± 75 мкВ) внаслідок переходу від холодного до теплого деформування під час протягування (рис. 2) дала змогу стверджувати про зменшення напружень в околі пор, які визначають зміни інтегральної термо-ЕРС. Залишкова частина термоелектричної неоднорідності, на нашу думку, зумовлена саме наявністю пор з калієм на стінках або в об'ємі, залежно від температури.

Підкреслимо, що механізм впливу згаданих чинників реалізується на наноструктурному рівні через внутрішні шуми ТМ. Самі шуми спостерігались експериментально [17] у плівках молібдену (товщина 247 і 560 нм; осадження з швидкістю 1 та 2,4 нм/с) вивченням середньої густини електричної потужності другої та третьої гармонік сигналу відгуку на синусоїдальну тестову дію (частоти 10...1000 Гц), а також на дію сталого за величиною сигналу. Наявність гармонік, не висвітлена авторами згаданої експериментальної праці, може бути пояснена залученням механізму нагромадження і дисипації енергії на квазідефектах розтягу [10]. Під час пропускання струму

певної частоти у ТМ формуються фонони, які нагромаджуються на квазідефектах й релаксують оборотним або необоротним способом. Нагромадження буває багатофононним [18]. Захопленню двох і трьох фононів одним квазідефектом розтягу відповідають шуми у вигляді другої та третьої гармонік несучої частоти. Нагадаємо, що за необоротної релаксації енергії на згаданих квазідефектах формуються мікротріщини, які згодом перетворюються у мікропори. У момент утворення мікротріщини формуються акустичні, електричні та інші імпульси.

Висновки

1. Виконано експериментальні дослідження модифікованих полікристалічних термометричних матеріалів металокерамічної технології і вивчено механізми зміни їх термо-ЕРС при виготовленні і експлуатації, тобто в умовах спільної дії температурно-механічних чинників. Чим слабша їх дія, тим кращі монокристалічні матеріали. Інтенсивна дія згаданих чинників, зокрема термоциклювання, призводить з часом до кристалізації монокристалічних матеріалів, які стають набагато гіршими у часі від модифікованих полікристалічних матеріалів

2. Показано визначальну роль поруватості; пори гасять несприятливий вплив згаданих температурно-механічних чинників і сприяють збільшенню ресурсу роботи матеріалу. На підставі застосованої термодинаміки необоротних процесів введено поверхневу складову нестабільності інтегральної термо-ЕРС, яка описує вплив поруватості на стабільність термометричних характеристик.

1. Стадник Б.И., Куритный И.П. *Материалы высокотемпературной термометрии*. – М., 1990.
2. Стадник Б.И., Яцишин С.П., Гамула П.Р. *Влияние технологии изготовления термоэлектродной проволоки на ее метрологические характеристики // Контрольно-измерительная техника*. – Львов, 1989. – № 46. – С.53–56.
3. Паршиков В.Г., Колчин О.П., Несговоров В.В. и др. *Факторы, определяющие характер вторичной рекристаллизации в вольфрамовой проволоке с добавками // Электрические источники света*. – Саранск, 1978. – Вып. 9. — С. 92–98.
4. Яцишин С.П., Стадник Б.И., Куритный И.П. та ін. *Залежність термометричних властивостей металічних аморфних сплавів від їх складу та технологічних факторів виробництва // Вісник ЛПІ*. – Львів. – 1991. – № 257. – С. 88–92.
5. Самсонов Г.В. и др. *Датчики для измерения температуры в промышленности*. – К., 1972.
6. Колодій З.О. та ін. *Різновиди флуктуації в твердих тілах та концепція їх поєднаного вивчення // Вісник НУ "Львівська політехніка"*. – № 445. – 2002. – С. 3–11.
7. Бальшин Ю.М. *Научные основы порошковой металлургии и металлургия волокна*. – М., 1972.
8. Савицкий Е.М., Бурханов Г.С. *Монокристаллы тугоплавких и редких металлов и сплавов*. – М., 1972.
9. Стадник Б.И., Яцишин С.П. *Электромеханохимические шумы перетворювачів температури // Термоэлектрика*. – № 1. – 2003. – С. 56–64.
10. Журков С.Н. *Дилатонный механизм прочности твердых тел // Физика прочности и пластичности*. – Л., 1986. – С. 5–11.
11. Огородников В.В. *Свободная энергия дисперсно-пористой системы // Опыт обобщенной теории спекания. Под ред. Г.В.Самсонова*. – International Team for Studying Sintering. Beograd. – 1973. – С. 216–224.
12. Бетехтин В.И. *Микроразрушение в объеме и на поверхности кристаллических тел в процессе их испытания на долговечность // Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов*. – М., 1976, С. 71–74.
13. Булатов Н.К., Лундин А.В. *Термодинамика необратимых физико-химических процессов*. – М., 1981.
14. Огородников В.В. *Описание кинетики спекания в рамках термодинамики необратимых процессов // Опыт обобщенной теории спекания. Под ред. Г.В. Самсонова*. – International Team for Studying Sintering. Beograd. – 1973. – С. 225–234.
15. Косевич А.М. *Физическая механика реальных кристаллов*. – К., 1981.
16. Стадник Б.И., Мотало В.П., Залуцька Т.І. *Спосіб підвищення точності визначення функції перетворення ультразвукових сенсорів // Виміррювальна техніка та метрологія*. – № 64. – 2003. – С. 63–65.
17. Жигальский Г.П. *Неравновесный $1/f^{\alpha}$ шум в проводящих пленках и контактах // Успехи физических наук*. – 2003. – Т. 173. – № 5. – С. 465–490.
18. Золотухин И.В. *Физические свойства аморфных металлических материалов*. – М., 1986.
19. Баранов А.А. *Фазовые превращения и термоциклирование металлов*. – К., 1974.
20. Финкель В.М. *Физические основы торможения разрушения*. – М., 1977.