

文章编号: 1000-3851(2008)05-0039-06

# 纳米碳包镍/环氧树脂复合材料的 NTC 效应及其调节

张邦文\*, 李保卫

(内蒙古科技大学 材料与冶金学院, 白云鄂博矿稀土及铌资源高效利用省部共建教育部重点实验室, 包头 014010)

**摘要:** 采用磁场辅助固化工艺, 制备了纳米碳包镍/环氧树脂复合材料, 用 SEM 观察了复合材料的微观组织, 测量了复合材料的直流电学特性, 考察了磁场强度、纳米粒子含量、温度对电性能的影响。在无磁场情况下固化时, 纳米粒子在环氧树脂中均匀分布; 而施加磁场后, 纳米粒子在基体中以纤维状线性排列; 施加的磁场越大, 纤维组织发育得越粗壮, 获得的复合材料的电阻率越小。复合材料的  $I-U$  曲线呈现非线性特征, 表明电导机制依赖于导电粒子之间的隧道传递, 电阻率随温度上升而下降, 显示奇怪的负温度系数(NTC)效应, 且可由填料含量、磁场强度调节。为解释 NTC 起源, 提出一个修正的量子隧道模型。根据该模型, 复合材料的 NTC 效应归因于占统治地位的电子热活化隧道传递; 另一方面, 环氧树脂的低膨胀率促成了这一效果。

**关键词:** 纳米碳包镍; 环氧树脂; 复合材料; NTC; 隧道传递模型; 磁场

中图分类号: TQ327; TQ050.4+3; TN37; TB332 文献标志码: A

## NTC effect and the adjustment in nano Ni-C/ER composites

ZHANG Bangwen\*, LI Baowei

(Key Laboratory of High-Efficiency Utilization of Rare Earth and Niobium for Bayan Obo Resource, Ministry of Education, College of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

**Abstract:** Epoxy resin (ER) composites filled with aligned carbon coated nickel (Ni-C) nanoparticle were prepared by use of magnetic field assisted curing process, and the electrical properties were tested. The higher the content of nanoparticles, the greater the magnitude of the magnetic field applied, the lower the resistivity of the composites obtained.  $I-U$  characteristic of the composites is tested nonlinear, indicating that the electrical conduction depends on the tunneling transport of electron cross the adjacent Ni-C nanoparticles. The resistivity of the composites exhibits negative temperature coefficient (NTC) effect above the room temperature, and can be adjusted by varying the filler content and the magnitude of magnetic field. A modified quantum tunneling model was developed to understand the origin of NTC effect in the composites, which shows that the NTC effect is attributed to the dominant thermal activation tunneling of electron, and to the low thermal expansivity of the epoxy resin matrix.

**Keywords:** carbon coated nickel nanoparticle; epoxy resin; composite; NTC; tunneling model; magnetic field

负温度系数(NTC)材料是指电阻值随温度升高而下降的材料, 基于 NTC 效应的热敏电阻广泛应用于温度探测、抑制浪涌电流、温度补偿和控制等领域<sup>[1-3]</sup>。目前, 通用型 NTC 热敏电阻材料大多选择 Mn-Co-Ni-Cu-Fe 系过渡金属氧化物。众所周知, 金属氧化物易脆、抗热冲击性差, 长期使用容易诱发显微裂纹、热电击穿, 影响 NTC 器件的使用精度和稳定性。对于正在兴起的叠层和薄膜 NTC 热敏电阻, 这个问题显得更加突出。开发新

的柔性 NTC 热敏材料十分必要。

有的聚合物复合材料也显示 NTC 效应<sup>[4-6]</sup>, 但通常作为副作用出现在正温度系数(PTC)效应之后。这类材料主要是一些填充了导电粒子的半结晶聚合物, 如 PE/CB、PE/CNTs、PVDF/CB 等。在结晶温度以下, 随着温度的升高, 聚合物热膨胀稀释效应使电阻率升高, 发生 PTC 效应; 当温度高于结晶温度, 聚合物发生弹性-黏性转变, 导电填料团聚, 体系电阻率降低, 发生 NTC 效应。然而, 在

室温以上显示大范围的 NTC 效应的聚合物复合材料还鲜见报道。最近, 李苗实<sup>[7]</sup>等在 PVC/CB 复合材料电性能的研究中, 发现单组分 PVC/CB 体系存在稳定的 NTC 效应, 引入第二组分 (EPDM、EPR) 后, 电阻-温度曲线明显低于单组分体系的电阻-温度曲线。他们认为, NTC 效应源于 PVC 的—Cl 基团与炭黑粒子的极性基团的相互作用, 冻结了表面的活性电子, 在温度升高过程中, 这些电子逐渐吸收能量, 产生的隧道效应不断增强。但对 NTC 的机制缺乏定量的解释。

本文作者采用磁场辅助固化工艺, 制备了具有 NTC 效应的纳米碳包镍/环氧树脂 (Ni-C/ER) 复合材料, 考察了制备工艺如颗粒含量、磁场强度对 NTC 效应的影响, 提出一个修正的量子隧道模型, 以理解复合材料中 NTC 效应的起源。

## 1 实验

实验材料包括碳包镍 (Ni-C) 纳米粒子、环氧树脂、固化剂、溶剂等。Ni-C 纳米粒子采用激光复合感应加热法制备<sup>[8]</sup>, 内核为面心立方镍, 直径 20~30 nm, 外壳为无定形碳, 厚 3~5 nm。环氧树脂为双酚-A 二缩水甘油酯 (CYD128, 岳阳树脂厂), 固化剂为三乙烯四胺, 溶剂为丙酮。复合材料的制备程序参见文献[8], 制得的试样为圆片状, 厚 2 mm, 直径 25 mm。

截取小片试样在液氮中激冷扳断, 用扫描电镜 (Philips Fei, Quanta 200) 观察断面组织, 加速电压为 20 kV。试样电阻率在小型控温炉中测量, 控温炉温度在 25~200℃ 可调。当电阻率低于  $10^6 \Omega$ , 用万用表 (Fluke 187) 测量; 高于  $10^6 \Omega$ , 用高阻计 (EST121, 北京劳保所) 测量。测量采用二电极法, 测量时在试样表面涂敷银浆保证电接触良好。

## 2 结果及讨论

图 1 是 4.6% Ni-C/ER 复合材料(体积分数, 下同)断面的扫描电镜(SEM)图片, 白色箭头表示磁场方向, **B** 表示磁感应强度。图 1 中白色物质为 Ni-C 纳米粒子, 深色背景为树脂基体。由于环氧树脂塑性小、易脆, 断面有明显的裂纹和解理面。比较图 1(a)、1(b)可见, 在无磁场 ( $B=0$ ) 情况下固化时, 纳米粒子均匀分布在树脂中, 局部有微弱团聚; 施加一个较小磁场后 ( $B=0.1$  T), 纳米粒子沿磁场方向线性排列, 形成粗 1~5  $\mu\text{m}$ 、间距 20~

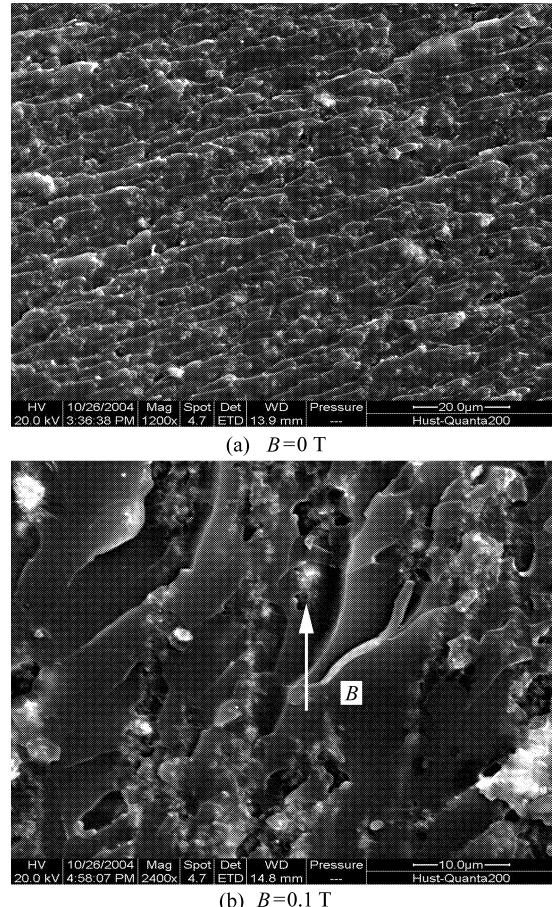


图 1 4.6% Ni-C/ER 复合材料试样断面的 SEM 图像

Fig. 1 SEM images of 4.6% Ni-C/ER sample section

30  $\mu\text{m}$  的纤维束; 如果继续增大磁场<sup>[8]</sup>, 形成的纤维组织更粗壮、完善。说明纤维组织以及由其组成的导电通路可以由外加磁场控制。我们的分子动力学模拟显示, Ni-C 纳米粒子在磁场作用下借助磁偶极相互作用排列、生长, 是形成纤维结构的主要原因。

图 2 给出了不同磁场中固化获得的试样的体积电阻率 ( $\rho$ ) 与导电粒子体积分数 ( $\phi$ ) 的关系。纯环氧树脂基体电阻率大于  $10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$ , 属于绝缘物质。随着导电相纳米 Ni-C 的加入, 电阻率以指数率迅速下降, 在  $\phi=6.3\%$ , 下降到约  $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$ 。在树脂固化过程中, 施加的磁场越大, 导电颗粒形成纤维相越容易、越粗壮, 因此, 复合材料的导电性越好, 对应的电阻曲线下降得越快。在  $\phi=0.6\% \sim 3\%$ , 施加 0.1 T、0.8 T 磁场获得的试样的电阻率比不加磁场的情况分别下降了 2 个、3 个数量级, 导电性大大改善。随着纳米粒子的继续加入, 树脂黏度增大, 颗粒扩散被抑制, 形成纤维相的能力减弱,

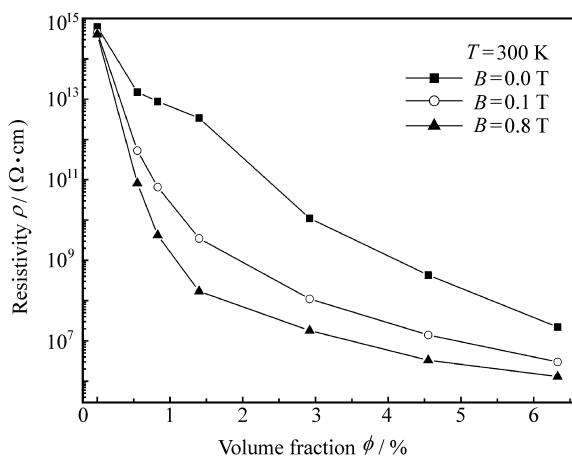


图 2  $B=0\text{ T}$ 、 $0.1\text{ T}$  和  $0.8\text{ T}$  情况下获得的复合材料体积的电阻率与填料体积含量的关系

Fig. 2 Resistivity - loading content curves of Ni - C/ER composite obtained at curing magnetic field of  $B=0\text{ T}$ ,  $0.1\text{ T}$  and  $0.8\text{ T}$

使电阻率曲线的差别逐渐减小。

图 2 还表明, 在电阻率下降过程中, 不同复合材料都经历了绝缘体-半导体转变, 即出现所谓的导电渗流现象。根据统计渗流理论<sup>[9]</sup>, 当填料体积分数  $\phi$  高于渗流阈值  $\phi_c$  时,  $\rho$  与  $\phi$  服从关系式:  $\rho=A(\phi-\phi_c)^t$ 。其中:  $A$  为比例常数;  $t$  为临界指数, 与渗流机制有关。对三维二元复合体系,  $t$  的理论值为 2.0, 实验值报道为  $1.3\sim3.1$ <sup>[10]</sup>。该式表明, 在绝缘体/导体混合体系中, 当导体填料的含量  $\phi>\phi_c$  后,  $\log \rho$  与  $(\phi-\phi_c)$  存在一种线性关系, 其斜率就是  $t$ 。从图 2 可以估计,  $\phi_c\approx2.0\% (B=0.1\text{ T})$ ,  $\phi_c\approx1.5\% (B=0.8\text{ T})$ 。用渗流理论对曲线  $B=0.1\text{ T}$  和  $B=0.8\text{ T}$  进行拟合, 分别得  $t=2.15$ ,  $t=2.28$ , 结果与理论值接近。然而, 曲线  $B=0\text{ T}$  的渗流转变不太明显, 这是因为 Ni - C 纳米粒子具有固有磁距, 在液态树脂中可能形成一些潜在的导电网络, 模糊或弱化了体系的渗流转变。

为探索复合材料的导电机制, 测量了三组试样的电流-电压( $I-U$ )关系, 它们是  $1.4\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0.8\text{ T}$ )、 $4.6\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0\text{ T}$ )和  $4.6\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0.8\text{ T}$ ), 结果见图 3。 $1.4\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0.8\text{ T}$ )是一种含导电颗粒较少的线性复合材料, 其  $I-U$  曲线是非线性和不对称的。非线性极可能源于隧道传递<sup>[10-11]</sup>, 这是粒状导体在绝缘基体中电子输运的主要机制之一。发生隧道传递时, 相邻导电颗粒(或颗粒簇、颗粒链)组成隧道结, 中间绝缘层构成隧道势垒。在电场或热激励下, 电子可

以克服势垒越过隧道, 从而在导电粒子之间跳跃传递。 $I-U$  曲线不对称, 表明电流与测试电场的方向有关, 或者说材料的导电通路在两个方向不完全对称。由于填料含量较低且存在颗粒排列, 出现这种情况是可能的。 $4.6\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0\text{ T}$ )是一种颗粒含量较高但随机分布的复合材料, 其  $I-U$  曲线呈现非线性和对称性。与前者相比, 这里的非线性更显著。因为在前者中纳米颗粒线性排列, 虽然表观体积分数低, 但颗粒实际间距比后者小, 需要的隧穿电压比后者更低。颗粒随机分布, 意味着导电网络存在某种统计对称性, 因此其  $I-U$  曲线是对称的。对于  $4.6\% \text{ Ni - C/ER}$  ( $B=0.8\text{ T}$ ), 一种颗粒含量较高且线性排列的复合材料,  $I-U$  曲线表现了良好的线性和对称性。说明构成导电通路中的颗粒已经接触或足够接近, 只要很小的电势就可以克服隧道势垒, 以致电子传递是欧姆的(线性的), 同时, 也说明渗流路径发育充分, 其空间结构几乎对称。

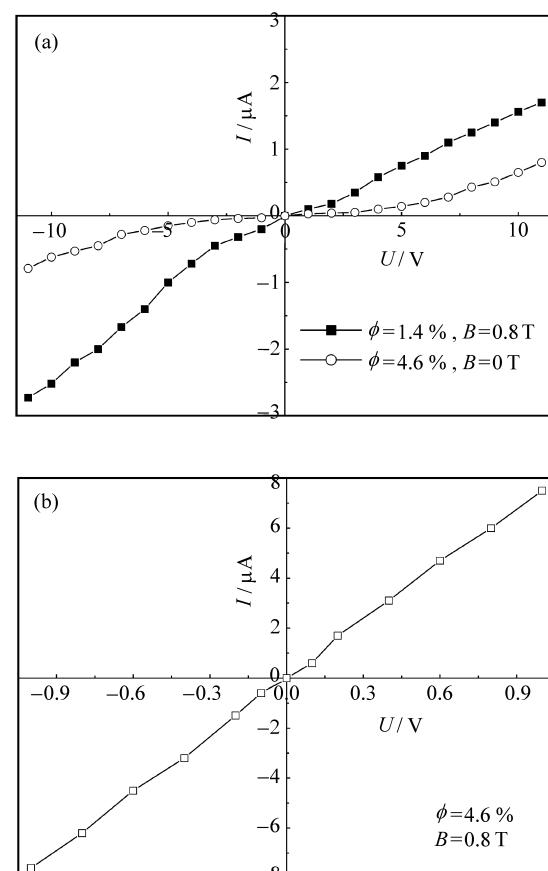


图 3 3 组复合材料的  $I-U$  特性  
Fig. 3  $I-U$  relationship of three Ni - C/ER composites

图 4 给出复合材料电阻率与温度倒数的依赖关

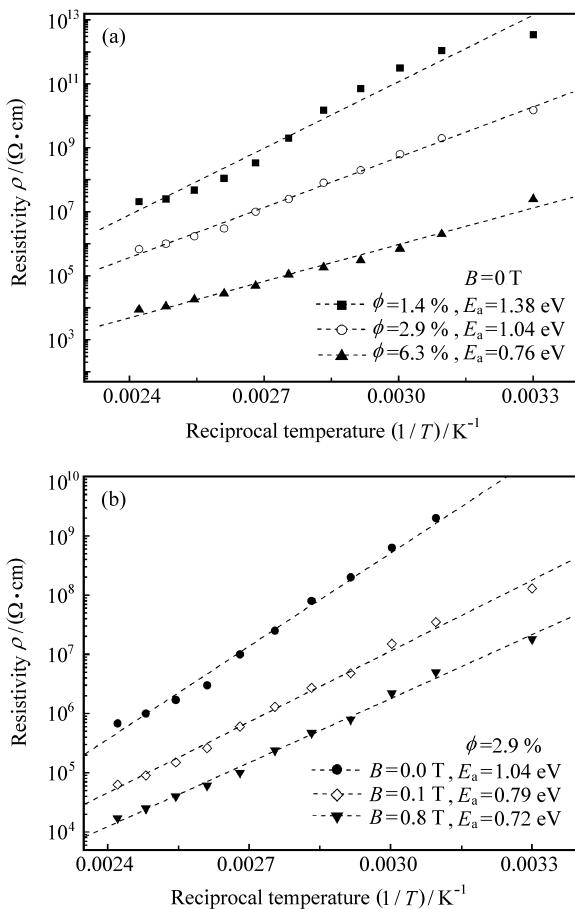


图 4 复合材料电阻率与温度倒数的关系

Fig. 4 Resistivity versus reciprocal temperature of the composites

系, 纵坐标为电阻率的对数形式, 测量温度为 300~420 K。可见, 这种关系基本是线性的, 即电阻率随温度升高而呈指数率下降, 复合材料表现 NTC 效应, 电阻率变化跨越 3~5 个数量级, 在 420 K 附近接近  $10^4$  Ω·cm。未加磁场时(图 4(a)), 填料含量越低, 电阻率值越大, 变化幅度越大, NTC 的敏感性越高; 颗粒含量不变(图 4(b)), 施加的磁场越小, 电阻率值越大, 同样, NTC 的敏感性越好。上述事实说明, Ni-C/ER 复合体系有较好的 NTC 效应, 其电阻率可以通过填料含量、固化磁场等参数控制, 有望成为一类新的 NTC 电阻材料。

如前所述, 绝缘/导体混合体系的电子传递依赖于导电粒子之间的隧道传递。对复合体系, 温度对隧道电流的影响体现在两方面: (1) 促进电子热激发, 增大电子在隧道结之间的发射率; (2) 导致基体膨胀, 增大隧道间隙。两者作用是矛盾的, 并且交织在一起。正确理解 NTC 效应的起源, 必须

综合考虑这些因素。

### 3 NTC 效应的机制分析

1969 年, Hill<sup>[12]</sup> 提出了一个隧道电流模型, 理解粒状金属薄膜的电子输运。根据这个模型, 当活化能  $E_a \gg kT$ , 隧道电流密度可表示为

$$J = \frac{8\pi m_e e}{h^2 B^2} \sinh\left(\frac{eV}{kT}\right) \frac{\pi B k T}{\sin(\pi B k T)} \cdot \exp\left(-A\sqrt{\varphi} - \frac{E_a}{kT}\right) [1 - \exp(-BE_a)] \quad (1)$$

其中:  $A = 4\pi s \sqrt{2m_e}/h$ ;  $B = A/2\sqrt{\varphi}$ ;  $m_e$ 、 $e$  为电子质量和电荷;  $h$  为 Planck 常数;  $s$  为隧道距离;  $\varphi$  为平均势垒高度;  $V$  为隧道电压降;  $E_a$  为活化能。

通常  $eV \ll kT$ , 将式(1)中 sinh 项展开取一级近似, 有

$$\sinh\left(\frac{eV}{kT}\right) \frac{\pi B k T}{\sin(\pi B k T)} \approx \frac{\pi B e V}{\sin(\pi B k T)} \quad (2)$$

在关心的温度范围内(300~450 K),  $\sin(\pi B k T)$  随温度是慢变的, 式(2)可近似看作常数, 又考虑到通常  $\exp(-BE_a) \rightarrow 0$ , 这样, 式(1)可以改写为

$$J = \frac{c_1}{s^2} \exp\left(-c_0 s - \frac{E_a}{kT}\right) \quad (3)$$

其中:  $c_0 = 4\pi(2m\varphi)^{1/2}/h$ ;  $c_1 = \varphi B V e^2 / [h \sin(\pi B k T)]$ 。

对于聚合物, 有必要考虑热膨胀对隧道电阻率的影响。为简单起见, 考虑线热膨胀, 恒压条件下复合材料的线热膨胀系数定义为

$$\alpha = \alpha_s - \alpha_m = \frac{1}{s} \left( \frac{ds}{dT} \right)_p \quad (4)$$

其中:  $\alpha_s$ 、 $\alpha_m$  表示基体和金属颗粒的膨胀系数, 下标 p 表示环境压力不变。

式(4)两边对  $T$  积分, 考虑到通常  $\alpha(T-T_R) \leqslant 1$ , 得  $s = s_R \exp \alpha(T-T_R) \approx s_R [1 + \alpha(T-T_R)]$ , 这里下标 R 表示室温。把 s 代入式(3), 得

$$\begin{aligned} J &= \frac{c_1}{s_R^2 [1 + \alpha(T-T_R)]^2} \cdot \\ &\exp\left\{-c_0 s_R [1 + \alpha(T-T_R)] - \frac{E_a}{kT}\right\} \\ &\approx \frac{c_1}{s_R^2} \exp\left\{-c_0 s_R [1 + \alpha(T-T_R)] - \frac{E_a}{kT}\right\} \end{aligned} \quad (5)$$

写成电阻率形式

$$\rho = \rho_0 \exp\left\{c_0 s_R [1 + \alpha(T-T_R)] + \frac{E_a}{kT}\right\} \quad (6)$$

其中,  $\rho_0$  为常数。指数项中, 第 1 项(热膨胀)对电子隧道传递起负面作用, 而第 2 项(热活化)对电子传递有正的贡献。如果第 1 项大于第 2 项, 就是

PTC 效应; 反之, 就是 NTC 效应。

对于 Ni-C/ER 体系, 根据文献[13-15], 对环氧树脂取  $\alpha_s = 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ , 对 Ni 取  $\alpha_m = 1.4 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ ,  $\varphi = 0.5 \text{ eV}$ ,  $E_a = 0.5 \text{ eV}$ , 发现  $c_0 s_R [1 + \alpha(T - T_R)]$  比  $E_a/kT$  小一个数量级。这意味着电子的热活化隧道效应占统治地位, 热膨胀引起的电阻升高非常小, 即 Ni-C/ER 体系有净 NTC 效应。这样式(6)简化为

$$\rho \propto \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (7)$$

上式表明,  $\log \rho$  线性地依赖于  $T^{-1}$ ,  $\log \rho - T^{-1}$  曲线的斜率等于  $E_a$ 。显然, 该理论的预测结果与图 4 的实验数据吻合。进一步证实, 隧道传递是 Ni-C/ER 体系电子输运的主要机制。用关系式(7)对图 4 的数据进行线性拟合发现, 未加磁场时 ( $B = 0 \text{ T}$ ), 1.4% Ni-C/ER、2.9% Ni-C/ER、6.3% Ni-C/ER 三组复合材料的活化能  $E_a$  分别等于 1.38 eV、1.04 eV、0.76 eV; 而 0.1 T 和 0.8 T 磁场处理的试样 2.9% Ni-C/ER,  $E_a$  分别等于 0.79 eV、0.72 eV, 表明隧道传递的活化能随导电粒子含量的增加、排列程度的增强而减小。这是因为, 活化能正比于隧道距离<sup>[11]</sup>, 无论增加填料含量还是施加磁场, 都使颗粒间距减小, 从而使活化能降低。

除热活化外, Ni-C/ER 体系的 NTC 效应可能还与纳米粒子特有的核壳结构有关。无定形碳通常不导电, 纳米 Ni-C 的无定形碳壳与分隔这些颗粒的树脂薄膜组成了一个最低隧道距离, 防止纳米 Ni 直接接触和短路, 有利于产生持久的、与温度相关的隧道传递。

## 4 结 论

(1) 采用磁场辅助固化工艺, 制备了纳米碳包镍/环氧树脂复合材料。在无磁场情况下固化时, 纳米粒子均匀分布在树脂中; 施加磁场后, 借助磁偶极相互作用, 纳米粒子沿磁场方向线性排列、聚集, 形成纤维状组织。磁场越大, 纤维组织越粗壮。

(2) Ni-C/ER 的  $I-U$  曲线呈现非线性特征, 表明复合材料的电导行为依赖于导电粒子之间的隧道传递; 随着颗粒含量的增加以及固化磁场的增大, 构成导电通路中的颗粒越来越接近, 并开始接触, 电子传递逐渐趋于欧姆性(线性)。

(3) 随着导电粒子的增加, Ni-C/ER 复合材料经历了绝缘体-导体转变, 其转变特征可用渗流

理论解释, 磁场的使用使该转变大大提前。在 300 ~ 420 K, Ni-C/ER 体系的电阻率显示稳定的 NTC 效应, 且可以通过填料含量、磁场强度控制。该复合材料有望成为一类新的 NTC 电阻材料。

(4) 提出一个修正的量子隧道模型:  $\rho = \rho_0 \exp\{c_0 s_R [1 + \alpha(T - T_R)] + E_a/kT\}$ 。根据该模型, Ni-C/ER 体系的 NTC 效应与纳米粒子占统治地位的热活化隧道传递有关, 而环氧树脂热膨胀的负面影响可忽略。

## 参 考 文 献:

- [1] 王卫民, 赵鸣, 张慧君, 高峰, 等. NTC 热敏电阻材料组成及制备工艺研究进展 [J]. 材料科学与工程学报, 2005, 23(2): 286-289.  
Wang Weimin, Zhao Ming, Zhang Huijun, Gao Feng, et al. Progress on the compositions and technique of the NTC thermistor materials [J]. J Materials Science & Engineering, 2005, 23(2): 286-289.
- [2] Vakiv M, Shpotyuk O, Mrooz O, Hadzaman I. Controlled thermistor effect in the system  $\text{Cu}_x \text{Ni}_{1-x-y} \text{Co}_y \text{Mn}_{2-y} \text{O}_4$  [J]. J European Ceramic Society, 2001, 21(10): 1783-1785.
- [3] Park K. Microstructure and electrical properties of  $\text{Ni}_{1.0} \text{Mn}_{2-x} \text{Zr}_x \text{O}_4$  ( $0 \leq x \leq 1.0$ ) negative temperature coefficient thermistors [J]. Materials Science and Engineering B, 2003, 104(1): 9-14.
- [4] 田洪池, 田明, 刘莉萍, 施凤莲, 等. 碳黑/热塑性硫化胶复合材料导电的奇异性 [J]. 复合材料学报, 2004, 21(5): 35-41.  
Tian Hongchi, Tian Ming, Liu Liping, Shi Fenglian, et al. Electrical conductivity singularity in CB/thermoplastic vulcanizates composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2004, 21(5): 35-41.
- [5] 沈烈, 徐建文, 益小苏. 体积膨胀的稀释作用对聚合物基导电复合材料 PTC 效应的影响 [J]. 复合材料学报, 2001, 18(3): 34-37.  
Shen Lie, Xu Jianwen, Yi Xiaosu. Effect of dilution due to thermal volume expansion on PTC effect of the conductive polymer composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2001, 18(3): 34-37.
- [6] He X J, Du J H, Ying Z, Cheng H M, et al. Positive temperature coefficient effect in multiwalled carbon nanotube/high-density polyethylene composites [J]. Appl Phys Lett, 2005, 86: 062112.
- [7] 李苗实, 张国, 李继新, 王新雷, 等. 不同炭黑填充的 PVC/EPDM 复合 NTC 材料电性能的研究 [J]. 弹性体, 2007, 17(2): 66-70.  
Li Zhuoshi, Zhang Guo, Li Jixin, Wang Xinlei, et al. Research on the conductivity of different CB filled PVC/EPDM NTC composites [J]. China Elastomerics, 2007, 17(2): 66-70.

- [8] Zhang B, Xie C, Hu J, et al. Novel 1-3 metal nanoparticle/polymer composites induced by hybrid external fields [J]. Composites Sci and Tech, 2006, 66(11): 1558-1563.
- [9] Stauffer D, Aharony A. Introduction to percolation theory [M]. 2nd ed. London: Taylor and Francis, 1992: 30-85.
- [10] Ounaies Z, Park B, Wise K E, et al. Electrical properties of single wall carbon nanotube reinforced polyimide composites [J]. Composite Sci and Tech, 2003, 63(11): 1637-1646.
- [11] Sheng P, Sichel E K, Gittleman J L. Fluctuation - induced tunneling conduction in carbon - polyvinylchloride composites [J]. Phys Rev Lett, 1978, 40(18): 1197-1120.
- [12] Hill R M. Electrical conduction in ultra thin metal films I : Theoretical [J]. Proc Roy Soc London A, 1969, 309(1498): 377-392.
- [13] Glavchev I, Petrova Kr, Ivanova M. Determination of the coefficient of thermal expansion of epoxy composites [J]. Polymer Testing, 2002, 21(2): 177-179.
- [14] Weissenbek E, Pettermann H E, Suresh S. Elasto - plastic deformation of compositionally graded metal - ceramic composites [J]. Acta Mater, 1997, 45(8): 3401-3417.
- [15] Neugebauer C A, Webb M B. Electrical conduction mechanism in ultrathin, evaporated metal films [J]. J Appl Phys, 1962, 33(1): 74-82.

## KEYWORDS FOR COMPOSITES

### A: MATERIAL

aramid fibre  
carbon fibre  
carbon-carbon composites  
ceramic fibre  
ceramic-matrix composites  
discontinuous reinforcement  
fabrics/textiles  
fibres  
foams  
glass fibres  
glasses  
honeycomb  
hybrid  
intermetallics  
lamina/ply  
laminates  
layered structures  
metal-matrix composites  
moulding compounds  
nano-structures  
particle-reinforcement  
plates  
polymer(textile)fibre

polymer-matrix composites  
(PMCs)  
preform  
prepreg  
recycling  
resins  
smart materials  
strand  
tape  
thermoplastic resin  
thermosetting resin  
thin films  
tow  
3-dimensional reinforcement  
wood  
yarn

### B: PROPERTY

adhesion  
anisotropy  
buckling  
chemical properties  
corrosion  
creep  
cure behaviour

damage tolerance  
debonding  
defects  
delamination  
directional orientation  
elasticity  
electrical properties  
embrittlement  
environmental degradation  
fatigue  
fibre/matrix bond  
fracture  
fracture toughness  
fragmentation  
hardness  
high-temperature properties  
impact behaviour  
interface/interphase  
internal friction/damping  
magnetic properties  
mechanical properties  
microstructure  
optical properties/techniques  
physical properties  
plastic deformation

porosity  
residual/internal stress  
rheological properties  
strength  
stress concentrations  
stress relaxation  
stress transfer  
surface properties  
thermal properties  
thermomechanical  
transverse cracking  
vibration  
wear  
wettability

### C: ANALYSIS

analytical modelling  
computational modelling  
damage mechanics  
finite element analysis(FEA)  
laminate mechanics  
micro-mechanics  
numerical analysis  
statistical properties/  
methods