

# 热循环对 82.2Mn-15.8Cu-2Al 热敏阻尼材料的内耗性能影响研究

邓翠贞<sup>1,2</sup>, 彭文屹<sup>1</sup>, 陈琳<sup>1</sup>, 孙玉龙<sup>1</sup>

(1. 南昌大学, 江西 南昌 330031)

(2. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

**摘要:** 利用内耗方法结合 DSC、SEM、XRD 研究了 82.2Mn-15.8Cu-2Al(at%)合金随热循环增加, 内耗峰、DSC 吸放热峰均向高温方向移动的变化规律。结果表明: 该变化规律是由于合金发生 Spinodal 分解, 形成富 Mn 区和富 Cu 区。结合微观组织的作用机制对内耗峰进行分析, 计算出了合金低温侧弛豫内耗峰激活能及弛豫时间指前因子分别为  $E_a=0.66$  eV (升温)、 $E_a=0.74$  eV (降温);  $\tau_0=1.4 \times 10^{-15}$  s (升温)、 $\tau_0=3.2 \times 10^{-18}$  s (降温)。采用峰分离方法, 分离出相互耦合的马氏体和反铁磁转变引起的内耗峰, 根据分峰拟合结果合理的解释试验现象。

**关键词:** 内耗; 82.2Mn-15.8Cu-2Al(at%)合金; 热循环

中图分类号: TG145

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3773-06

高锰含量的锰基合金由于在室温附近具有较好的阻尼性能, 经过近半个世纪的研究, 目前已成功成为实用型阻尼材料。此类合金从高温冷却过程中, 在一定的成分范围内, 会发生顺磁→反铁磁转变和马氏体相变<sup>[1]</sup>, 在升温过程中会发生反铁磁→顺磁转变和马氏体逆相变。

在  $\gamma$ -Mn 基合金中加入 Ni、Cu 等元素进行合金化, 可稳定锰基合金的  $\gamma$  相, 并可通过淬火将  $\gamma$  相保留至室温<sup>[2]</sup>。有报道<sup>[3-7]</sup>  $\gamma$ Mn-Cu 合金经时效后会形成局域的富 Mn 区和富 Cu 区。Mn-Ni(Cu)合金在一定的成分范围内, 马氏体转变温度和反铁磁转变温度很接近, 往往会发生相互耦合的现象<sup>[8-11]</sup>, 而相互耦合的马氏体转变和反铁磁转变很难区分。对 MnCu 合金内耗的研究大多是对马氏体相变内耗峰的研究<sup>[4,5,12]</sup>, 而马氏体相变及反铁磁转变相互耦合的研究报道较少。

选取高锰含量 (Mn $\geq$ 80 at%)的 MnCuAl 合金, 采用高精度多功能内耗仪、DSC、XRD 等实验手段对 MnCuAl 基合金的热性能、内耗性能等进行研究, 发现随着经历热循环次数的增加, 合金高温端内耗峰的峰值温度及 DSC 曲线上吸热峰的峰值温度均向高温移动。认为此现象是由于样品经历一定温度范围的热循环后发生了 Spinodal 分解, 通过控制实验条件, 调控合金 Spinodal 分解程度, 可以制备出对不同温度敏感的新型的热敏、阻尼功能材料。有报道的单独具有

热敏性能<sup>[13-15]</sup>或单独具有高阻尼性能<sup>[16,17]</sup>的材料较多, 而同时具有热敏性能且在特定温度有高阻尼性能的合金报道很少。本实验通过变频内耗试验, 尝试用峰分离方法分离出马氏体和反铁磁转变引起的内耗峰, 并合理的解释了试验现象, 对深入研究耦合在一起的马氏体、反铁磁转变中的马氏体、反铁磁转变各自独立的内耗机制有一定参考意义。

## 1 实验

样品的名义成分为: 82.2Mn-15.8Cu-2Al (at%)。以电解 Mn 片(纯度>99.9%)、纯 Cu 块(纯度>99.9%)、纯 Al 块(纯度>99.9%)为原料。在高纯氩气保护气氛的真空非自耗电弧炉中按要求成分配置所需的合金。将熔炼好的铸锭在 1133 K 保温 60 min, 再热轧成 1.5 mm 厚薄板, 轧制好的合金在 1153 K 下保温 120 min 后立即水淬。固溶处理后合金去除氧化皮, 采用电火花切割成 1.2 mm $\times$ 2.5 mm $\times$ 70 mm 的块状内耗实验试样。

内耗试验测量采用中国科学院固体物理所研制的高精度多功能内耗仪型号: MFP-1000。方法一: 高温炉, 强迫振动模式, 振动频率 0.5 Hz, 升温速率为 2 K/min, 升温范围为室温~743 K, 氩气气氛, 试验结束后随炉冷却。在装内耗试样同时, 在炉体内, 靠近样品的固定支架上固定几片与内耗试样相同的试样, 确保与

收稿日期: 2016-12-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51461030, 51561025); 江西省自然科学基金 (20151BAB206006)

作者简介: 邓翠贞, 女, 1979 年生, 博士生, 讲师, 南昌航空大学分析测试中心, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83953272, E-mail: dengcui zhen@nchu.edu.cn; yuzbei01@tom.com

内耗样品受同样的热循环,根据需要在经过某次热循环后,开炉体取下一片,样品经过金相抛光用于 XRD 测试,再将样品用腐蚀液腐蚀,用于 SEM 和 EDS 分析。方法二:低温炉,强迫振动模式,测试频率为 0.25、0.5、1、2、4 Hz,升温速率为 1 K/min,升温范围为 185~573 K,氩气气氛,降温过程为随炉冷却至室温,再采用液氮制冷。DSC 试验采用德国耐驰的 DSC200F3,SEM 分析采用 Nova Nano SEM450 场发射扫描电子显微镜,XRD 分析采用 D8ADVANCE-A25 X-射线多晶衍射仪。

## 2 实验结果

### 2.1 DSC 性能

图 1 给出了 82.2Mn-15.8Cu-2Al 样品经历 0~9 次热循环的 DSC 曲线。温度范围:样品在高纯氩气保护下,先从室温降温至 256 K 再以 10 K/min 的速率升至 693 K,在 693 K 恒温 60 min,再以 10 K/min 速率降至 256 K 后,结束实验,样品随炉升温至室温,如此循环数次。由图可知,样品在升温、降温过程中均有 1 个吸、放热峰,随着经历循环次数的增加,吸、放热峰峰值温度向高温方向移动,同时峰型越来越尖锐。

### 2.2 内耗性能

图 2 给出了 82.2Mn-15.8Cu-2Al 样品经历多次内耗实验(内耗实验方法一)的内耗温度谱。由图可知,第 1 次内耗实验时在 325、360 K 附近有 2 个内耗峰,同时分别对应着 2 个模量上升的拐点。模量经历低温区相对减缓的软化,达到极小值后急剧上升,最终模量比低温区模量上扬大于 20%。样品随着热循环次数的增加,低温端的内耗峰峰值逐渐减小,峰型宽化。高温端的内耗峰向高温移动。样品随着循环次数的增加,其模量最低点对应的温度向高温移动的趋势是先快后慢,最终基本趋于稳定。

### 2.3 显微组织及物相分析

图 3 是原始试样和经历 4、5 次热循环(内耗实验方法一)试样的 SEM 背散射电子像。从图 3a 可见原始

样品内部有少量孪晶。图 3b、图 3c 中低亮度相析出较图 3a 多,且在图 3c 可见大颗粒的低亮度的相。

图 4a 是不同次数热循环后试样的 XRD 图谱。由该图可知原始试样(1#样)为 fcc 的  $\gamma$ -MnCu 相<sup>[18]</sup>。随着热循环次数的增加, fcc 结构的(220)衍射峰逐渐分裂成为 fct 结构的 2 个衍射峰。对 5 次热循环的试样(2#样)的数

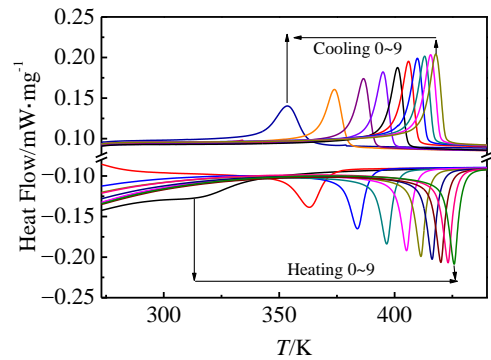


图 1 82.2Mn-15.8Cu-2Al 经热循环的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curves for 82.2Mn-15.8Cu-2Al (at%) through thermal cycling of 0~9 cycle

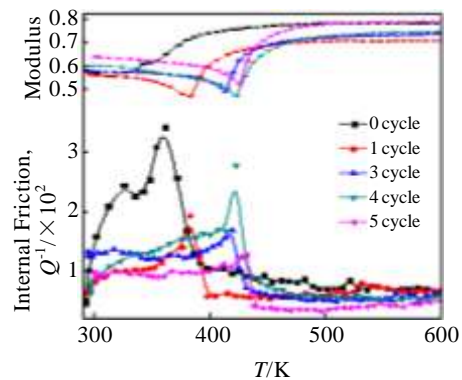


图 2 经热循环的升温过程内耗、模量-温度曲线

Fig.2 Internal friction and modulus-temperature curves for 82.2Mn-15.8Cu-2Al during heating through thermal cycles of 0~5 ( $f=0.5$  Hz)

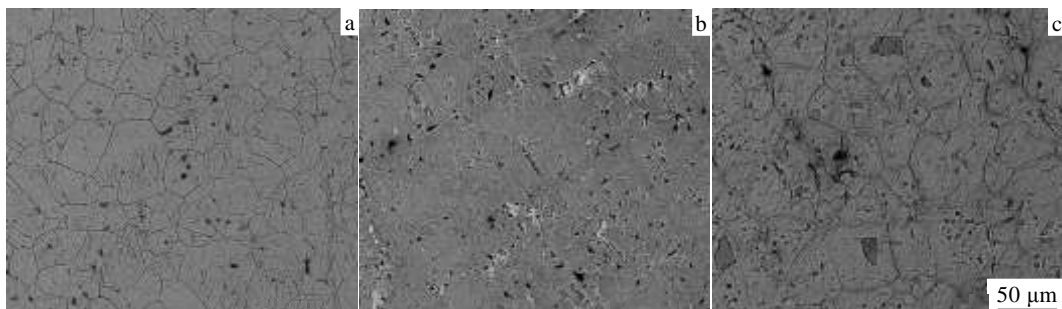


图 3 经历不同热循环试样的 SEM 背散射电子像

Fig.3 SEM-backscattered electron images of 82.2Mn-15.8Cu-2Al through different thermal cycling: (a) original, (b) 4 cycle, and (c) 5 cycle

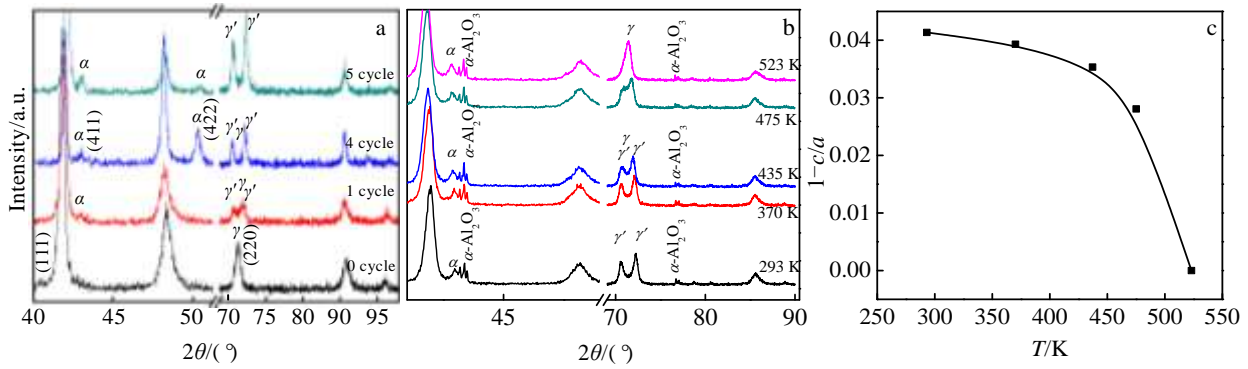


图 4 经不同次数热循环和不同温度的试样 XRD 图谱及畸变度与温度关系

Fig. 4 (a) XRD patterns of sample 1# through thermal cycling of 0, 1, 4, 5 cycles; (b) XRD patterns of sample 2# at different temperatures; (c) distortion degree vs temperature curve of sample 2#

据分析计算得到其点阵常数  $a=0.3773 \text{ nm}$ 、 $c=0.3615 \text{ nm}$ ， $c/a \approx 0.958$ ，畸变度  $(1-c/a) \approx 0.042$ 。同时样品有 bcc 结构的  $\alpha\text{-Mn}$  析出， $\alpha\text{-Mn}$  的(411)晶面衍射峰，从无到有，且逐渐增强，但  $\alpha\text{-Mn}$  的(422)晶面衍射峰在原始样品和循环 1 次后的样品内未检出，经历 4 次循环的样品检测出该衍射峰，经历 5 次循环后发现该衍射峰的相对强度减弱。图 4b 是经历 5 次热循环的试样在不同温度下的 XRD 谱图，谱图中的  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  为实验容器  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  坩埚形成的衍射峰。从图可知，图谱随温度升高，因热胀冷缩的影响，衍射峰向低角度小幅偏移，随着温度的升高，在  $2\theta$  为  $70.65^\circ$ 、 $72.25^\circ$  处的 2 个峰慢慢靠拢，当温度为 523 K 时，完全合并为 1 个峰。图 4c 是 2# 样品随温度变化的畸变曲线，由图可知，随着温度升高，样品由 fct 结构的  $\gamma'$  相逐渐转变为 fcc 结构的  $\gamma$  相。

根据 Sugimoto<sup>[11]</sup>公式  $M_s (\text{C}) = 1227.4c_{\text{Mn}} - 982.4$  计算样品的  $M_s$  点为 299.7 K。对于热弹性马氏体相变，可以认为模量极小值的温度大体上相当于马氏体转变温度  $M_s$ <sup>[5]</sup>。根据变频试验结果，图 6b 原始试样降温过程中，模量的最小值所对应的温度为 295.5 K，同时模量在 255.5~295.5 K 没有频率效应，而低于 255.5 K 开始体现出弛豫结构特有的“纺锤”状的特征。可见样品的  $M_s$  为 295.5 K， $M_f$  为 255.5 K，因此，固溶样品室温水淬，发生了不完全马氏体转变。由此推断图 3a 中的少量孪晶是马氏体孪晶<sup>[2]</sup>。图 3b、3c 中晶粒内部析出的小颗粒的低亮度相随热循环次数增加，小颗粒慢慢长大形成块状。通过能谱分析，此析出相的锰含量明显比母相高，结合 XRD 实验结果推测此析出物是  $\alpha\text{-Mn}$ 。

### 3 讨论

#### 3.1 合金的 Spinodal 分解

学者<sup>[19]</sup>指出 Mn 浓度为 60 at%~90at%的  $\gamma\text{Mn-Cu}$  合

金在  $(\gamma + \alpha)$  亚稳互溶区存在 Spinodal 分解。对比 1# 和 2# 样，由两样品升温过程中的内耗-温度谱、模量-温度谱及 DSC 曲线(见图 5)可知：原始试样有 2 个明显的内耗峰，而经过热循环后样品有 4 个明显的内耗峰，模量曲线也由 1 个极小值转变为 1 个极小值加 2 个拐点，这可能是合金经过几次热循环(室温~743 K)后发生了 Spinodal 分解。随着热循环次数的增加，一方面，富 Mn 区的 Mn 含量升高，富 Mn 区的马氏体相变温度也随之移向高温，热循环 5 次后最终高温端逆马氏体转变峰在 425 K 附近；另一方面，富 Cu 区的 Mn 含量减小，富 Cu 区的马氏体相变温度也随之向低温方向移动，循环 5 次后低温端逆马氏体转变峰移至室温以下。根据图 4a 可知样品随着经历热循环次数增加，在室温下检测到

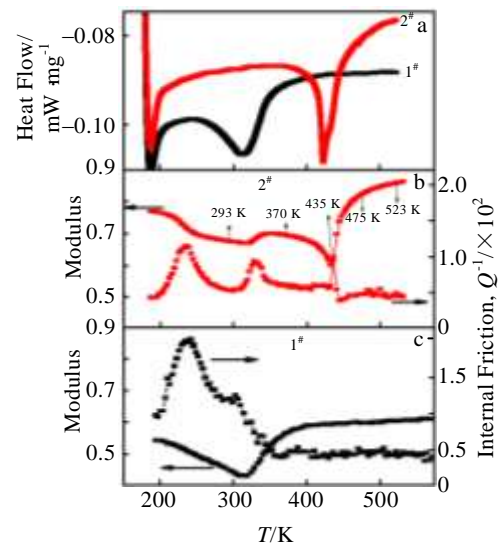


图 5 1#、2# 试样内耗、模量及 DSC-温度谱

Fig. 5 DSC curves (a); curves of internal friction and modulus vs temperature for sample 2# (b) and 1# (c) ( $f=1 \text{ Hz}$ )

的在(220)面衍射峰分裂越来越明显,表明有 fct 结构的物相生成,马氏体正是具有 fct 结构的物相。此现象与样品经历热循环后发生了 Spinodal 分解相吻合。结合图 1~图 4,可认为样品经历热循环后发生了 Spinodal 分解。

对于此类易发生 Spinodal 分解的合金,可以采用调节合金成分控制马氏体转变温度;设计合理的热循环温度范围及保温时间来控制合金的 Spinodal 分解程度,达到制备对不同温度敏感的高阻尼,吸、放热效应明显的功能合金的目的。

### 3.2 内耗峰形成机制探讨

#### 3.2.1 原始试样

为了进一步深入探讨各个内耗峰形成的机制,通过变频试验,对原始试样的升、降温过程的内耗曲线,采用分峰拟合,拟合结果如图 6。

由图 6 中 P<sub>1</sub> 峰可以看出 1<sup>#</sup>样品升、降温过程中,其内耗峰通过分峰拟合,均得到 3 个内耗峰,低温侧 P<sub>1</sub> 峰的峰型对称,且随着测试频率的增大,峰温向高温向移动,峰值逐渐降低,将该内耗峰的  $\ln 2\pi f - 1/T_p$  做图,结果呈良好的线性关系,且与之对应的模量呈纺锤状。综合上述特点可以推断该内耗峰为典型的弛

#### (b) cooling

豫峰。根据 Arrhenius 公式计算出激活能为 0.66 eV (升温)、0.74 eV (降温)。弛豫时间指前因子  $\tau_0$  为  $1.4 \times 10^{-15}$  s (升温)、 $\tau_0$  为  $3.2 \times 10^{-18}$  s (降温)。由此认为该弛豫峰是由马氏体孪晶界面间的移动产生的。这与文献[20]指出 Mn-Cu 合金的孪晶峰激活能为 0.5~0.8 eV 相吻合,进一步说明这里采用的分峰拟合是合理的。

P<sub>2</sub> 峰为在 300 K (升温)、268 K (降温)附近的内耗峰,随着频率的增大,峰高增大,且对  $1/f-Q^{-1}$  做图,呈良好线性关系;而峰温基本不发生变化,符合典型的相变内耗峰的特性,因此推断该峰为相变内耗峰。又因在 Mn 含量大于 80 at% 的 Mn-Cu 合金中,反铁磁转变温度高于马氏体转变温度<sup>[11]</sup>,因此,此峰应为马氏体转变(马氏体逆转变)引起的内耗峰。

P<sub>3</sub> 峰在 340 K (升温)附近的内耗峰与受频率影响很大,高频率时 (1、2、4 Hz) 峰值很小,低频 (0.25 Hz) 时峰值明显增高。295 K (降温)附近的内耗峰随着频率的增大,峰高增大,且在低频 (0.5、1、2 Hz) 时对  $1/f-Q^{-1}$  做图,呈良好线性关系,但其峰温也基本不发生变化,该峰也符合典型的相变内耗峰的特性,由此推断是反铁磁转变引起的内耗峰。

#### 3.2.2 热循环后试样

为了探讨 2<sup>#</sup>样各个内耗峰形成的机制,用低温炉在 185~573 K (此温度范围内样品不发生 Spinodal 分解) 温度范围内对 2<sup>#</sup>样进行变频及连续升、降温试验,结果如图 7。

图 7b 中 2<sup>#</sup>样第 1 次降温过程的内耗谱上可看到 2 个明显的部分重叠的内耗峰 (215、230 K)。图 7a 中变频内耗试验结果发现,215 K 的 P<sub>a</sub> 峰是典型的弛豫型内耗峰。根据 Arrhenius 公式计算出激活能为 0.72 eV,弛豫时间指前因子  $\tau_0$  为  $1.1 \times 10^{-18}$  s,此结果与 1<sup>#</sup> 样的弛豫型内耗峰所计算的结果很接近。进一步说明引起这 2 个弛豫型内耗峰的微观机制相同,是由马氏体孪晶界面产生的内耗。

图 7 中在 230 K 附近的 P<sub>b</sub> 峰,是典型的相变内耗峰,对应的模量明显软化。升温过程在低温侧只有 1 个明显的内耗峰,且具有弛豫性内耗峰的特点,但峰型不对称,呈现低温侧窄,高温侧宽。同时,峰高较降温过程的 2 个内耗峰 (215、230 K) 高,而峰面积变化不大。我们认为这是由于升降温时正逆马氏体转变存在一定的热滞,升温时,弛豫型内耗峰和逆马氏体转变峰的相互重叠,此内耗峰是合金发生 Spinodal 分解后富 Cu 区的正(逆)马氏体转变引起的内耗峰。

图 7a 中 P<sub>c</sub> 峰是 2<sup>#</sup>样升温过程中 (曲线 2) 330 K

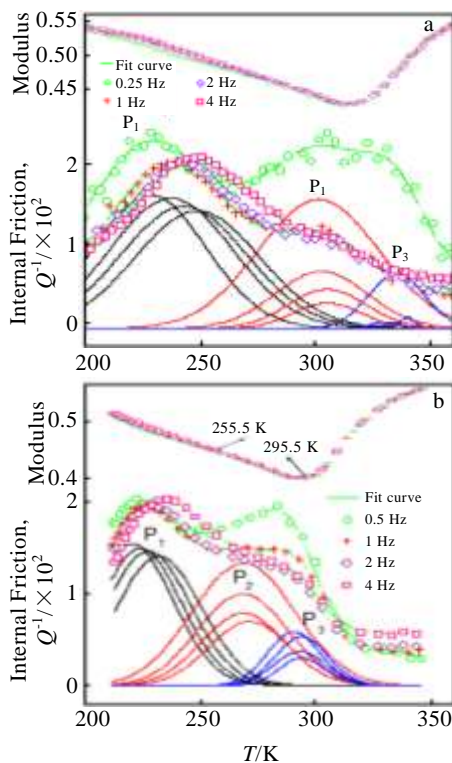


图 6 1<sup>#</sup>样变频内耗-温度谱及分峰拟合结果

Fig.6 Curves of internal friction and modulus vs temperature and peak fitting curves for sample 1<sup>#</sup>: (a) heating and



附近的内耗峰（作者认为是合金发生 Spinodal 分解后富 Cu 区的反铁磁转变引起的内耗峰）峰形尖锐，对

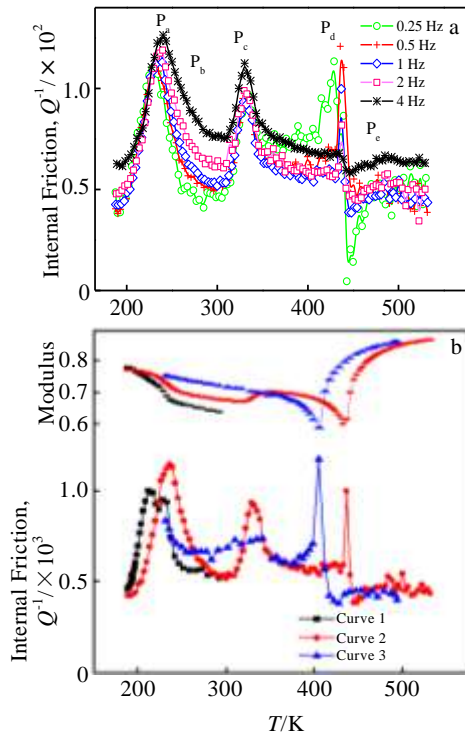


图 7 2# 样的变频及连续升降温内耗、模量-温度谱

Fig.7 Internal friction and modulus vs temperature curves for sample 2# in different frequencies and continuous heating and cooling: (a) internal friction vs temperature curves in different frequencies; (b) internal friction, modulus vs temperature curves in continuous heating and cooling ( $f = 1$  Hz; curve 1: the first time with the furnace cooling process by adding liquid nitrogen method, curve 2: the heating process with the heating rate up to 1 K/min after the first cooling, curve 3: the second time with the furnace cooling process, by adding liquid nitrogen method)

应的模量硬化明显。相反降温过程（曲线 3）中 330 K 附近的内耗峰峰形宽泛而平缓，对应的模量转变微弱。这主要是由于升降温时高温侧富锰区的正（逆）马氏体相转变存在一定的热滞，降温时富锰区的马氏体转变温度较升温时向低温移动。高温马氏体转变和低温的反铁磁转变过程有部分重叠。在重叠区域，一方面，高温的富锰区马氏体生成后使模量硬化，而另一方面，低温的富铜区的反铁磁转变使得软化模量，从而总体上显示 330 K 附近的模量变化没有升温过程明显，这一现象反过来证明  $P_3$  峰是富 Cu 区的反铁磁转变引起的内耗峰这一推测是合理的。

图 7a 中  $P_d$  峰 (435 K) 对应模量的极小值，且变频

试验显示此内耗峰具有相变内耗峰的特点。 $P_e$  峰 (486 K) 较平缓，同时图 7a 变频试验结果显示，此 2 个内耗峰值温度不随频率变化，且内耗峰高度偏离基线的值随频率增加而线性减小。因此有理由认为这主要是由于马氏体逆转变温度和反铁磁转变引起的内耗峰。而形成模量极小值，可能是由于这 2 个转变温度部分相互重叠，两转变相互耦合的结果。具体原因还有待于进一步研究。

### 3.3 $\alpha$ -Mn 析出机制探讨

图 3a 中随着热循环次数的增加，样品有  $\alpha$ -Mn 析出， $\alpha$ -Mn 的 (422) 面衍射峰，在原始样品和循环 1 次后的样品内未检出，经历 4 次循环的样品中检测出该衍射峰，样品经历 5 次循环后发现该衍射峰的相对强度减弱。这一现象可能是由于析出的  $\alpha$ -Mn 沉淀团与周围之间的半共格和错排，造成了局域的非弹性应变。样品的应力变化将改变沉淀团周围的局域平衡，使有些区域  $\alpha$ -Mn 沉淀团产生局域溶解，而有利于沉淀析出的区域  $\alpha$ -Mn 沉淀团则继续长大。这与图 2 中随着热循环次数增加，晶粒内部析出的低亮度相的颗粒数量先增加后减少，但颗粒粒径呈逐渐长大形成块状趋势相吻合。

## 4 结 论

1) 82.2Mn-15.8Cu-2Al 合金在室温附近有较好的阻尼性能，热循环会使合金发生 Spinodal 分解形成富 Mn 区和富 Cu 区，同时析出  $\alpha$ -Mn。对于该类易发生 Spinodal 分解的合金，可以采用调节合金成分控制马氏体转变温度；设计合理的热循环温度范围及保温时间来控制合金的 Spinodal 分解程度，达到制备对不同温度敏感的高阻尼，吸、放热效应明显的功能合金的目的。

2) 82.2Mn-15.8Cu-2Al 合金原始试样低温内耗弛豫峰激活能为 0.66 eV (升温)、0.74 eV (降温)；弛豫时间指前因子  $\tau_0$  为  $1.4 \times 10^{-15}$  s (升温)、 $\tau_0$  为  $3.2 \times 10^{-18}$  s (降温)。经过 6 次热循环的试样，低温侧内耗弛豫峰激活能为 0.72 eV (降温)；弛豫时间指前因子  $\tau_0$  为  $1.1 \times 10^{-18}$  s (降温)。

3) 分峰拟合法可以分离出相互耦合的马氏体和反铁磁转变引起的内耗峰，便于更深入研究高锰合金反铁磁转变及马氏体转变的耦合机制。

### 参考文献 References

[1] Sugimoto K, Mori T, Shiode S. *Metal Science Journal*[J], 1973, 7: 103  
 [2] Uchisjiba H. *Journal of the Physical Society of Japan*[J], 1971, 31(2): 436  
 [3] Yi Huchun(衣虎春), Ge Tingsui(葛廷燧). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1988, 24(10): A317

- [4] Zhang Zhifang(张志方), Zhang Zhidong(张志东), Yuan Fang(袁方) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1991, 27(1): A7
- [5] Wang Litian(王力田), Ge Tingshu(葛廷燧). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1988, 24(3): A147
- [6] Suchiya K, Sato H, Edo S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 285(1-2): 353
- [7] Yan J Z, Li N, Fu X *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 618: 205
- [8] Zhang J H, Peng W Y, Chen S *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2005, 86: 22 506
- [9] Peng W Y, Wang X Y, Zhang J J *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2006, 99: 033 908
- [10] Shi S, Liu C, Wan J F *et al.* *Materials and Design*[J], 2016, 92: 960
- [11] Peng Wenyi(彭文屹), Deng Huaming(邓华铭), Zhang Jihua(张骥华). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2003, 39(11): 1153
- [12] Liu Junmin(刘军民). *Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 1997, 46(12): 2408
- [13] Huang Zuying(黄祖映), Lu Zhenya(卢振亚), Chen Zhiwu(陈志武) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(S1): 141
- [14] Zhang Qinan(张奇男), Yao Jincheng(姚金城), Chen Long(陈龙) *et al.* *Journal of Functional Materials*[J], 2016, 47(8): 08248
- [15] Wang Zhongbing(王忠兵), Li Fengxia(李凤霞), Wang Yang(汪洋) *et al.* *Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 2016, 43(6): 776
- [16] Liao X Q, Wang Y, Fan G L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 2400
- [17] Wei G, Hidemi K. *Materials and Design*[J], 2015, 78: 74
- [18] Tian Q C, Yin F X, Sakaguchi Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 438-440: 374
- [19] Deng Huaming(邓华铭), Zhang Jihua(张骥华), Chen Shuchuan(陈树川). *Journal of Functional Materials and Devices*(功能材料与器件学报)[J], 2001, 7(1): 69
- [20] Zhang Jihuang(张骥华). *Progress in Physics*(物理学进展)[J], 2006, 26(3-4): 332

## Effect of Thermal Cycling on Internal Friction of 82.2Mn-15.8Cu-2Al Thermally Sensitive Damping Material

Deng Cuizhen<sup>1,2</sup>, Peng Wenyi<sup>1</sup>, Chen Lin<sup>1</sup>, Sun Yulong<sup>1</sup>

(1. Nanchang University, Nanchang 330031, China)

(2. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** The change rule of friction and thermal properties of the 82.2Mn-15.8Cu-2Al alloy after thermal cycling was studied by an internal friction method combined with DSC, SEM and XRD. The change rule is that the alloy's internal friction peak and DSC peak shift to high temperature when experiencing an increasing number of thermal cycles. The results show that this variation is attributed to the occurrence of Spinodal decomposition of the alloy, which forms Mn rich and Cu rich areas. We combined the mechanism of microstructure to analyze the internal friction peak and calculated the activation energy ( $E_a$ ) and the pre-exponential factor of relaxation ( $\tau_0$ ) of the low temperature side internal friction peak, i.e.  $E_a=0.66$  eV (heating),  $E_a=0.74$  eV (cooling),  $\tau_0=1.4\times 10^{-15}$  s (heating),  $\tau_0=3.2\times 10^{-18}$  s (cooling). The peak separation method was used to isolate the internal friction peak, which is caused by mutual coupling of martensitic transformation and antiferromagnetic transition. According to the fitting results, the experimental phenomena can be explained reasonably.

**Key words:** internal friction; 82.2Mn-15.8Cu-2Al(at%) alloy; thermal cycle

---

Corresponding author: Peng Wenyi, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang University, Nanchang 330031, P. R. China, Tel: 0086-791-83969553, E-mail: wpyeng@ncu.edu.cn