

用低频内耗研究 Cu-Al-Be 合金的相变过程*

宋振纶, 朱劲松, 钱煌声, 王业宁

(南京大学固体微结构物理国家重点实验室, 南京 210093)

摘 要: 通过测量 Cu-Al-Be 合金在相变范围内的低频内耗, 研究了在变温和等温条件下样品内耗与频率、温度变化率等关系. 在低于逆马氏体相变温度范围内, 实验观测到一内耗峰, 可能和相变前亚结构的变化有关.

关键词: 内耗; Cu-Al-Be 合金; 马氏体相变

中图分类号: TG111.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 0529-6579 (2001) S1-0232-03

共析点成分附近的铝青铜具有较高的强度, 同时它还是一种形状记忆材料, 但由于其较大的脆性和较差的热稳定性往往不适合应用. 该材料高于共析温度 (565 °C) 时为稳定的体心方结构 (β), 低于共析温度时析出平衡相为面心立方 (α) 和 Cu_9Al_4 (γ_2). β 结构的 Cu-Al 合金快速冷却时会发生马氏体转变 ($\beta \rightarrow 18\text{R}$ 结构). 加入少量的 Be, 一方面可使该材料的韧性提高, 同时还使得马氏体转变温度急剧下降^[1]. 在相变温度范围内, 该材料具有较高的阻尼性能, 这种合金也可用作减振材料. 由于其高阻尼与相变过程有关, 有必要研究阻尼性能与相变之间的关系. 同时, 由于材料的阻尼行为是结构敏感的^[2], 可通过分析阻尼行为研究相交时内部结构的变化.

众所周知^[3], 在发生马氏体相变或其逆相变时, 在阻尼谱上会出现一内耗峰, 进一步研究还发现, 在正马氏体相变内耗峰出现的附近还常常伴随另一与材料内部亚结构变化有关的峰. 本文研究了 Cu-Al-Be 合金分别在变温和等温条件下的阻尼变化, 并对相变峰出现的机制进行了讨论.

1 实验方法

实验所用材料为 Cu-Al ($w = 11.4\%$)-Be ($w = 0.45\%$) 合金, 用含 Be ($w = 5\%$) 的铜合金与纯铝 ($w = 99.9\%$) 和电解铜 ($w = 99.99\%$) 混合熔炼, 熔炼用氩气保护 (0.9 atm). 用电火花法对铸锭切割, 加工成 (45 mm × 8 mm × 0.6 mm) 的长条状试样. 将试样放置在 850 °C 保护气氛中保温 30 min, 并淬火至液氮温度, 室温保存.

通过强迫振动测量样品内耗, 测量设备为倒扭摆仪. 内耗 (Q^{-1}) 大小可用每一振动周期样品所消耗能量与样品总振动能量之比表示 $Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W}$, (这里 ΔW 表示每一振动周期中样品所消耗能量, W 为总能量). 当内耗较小, 可用振动时应变落后应力的位相角的正切表示, $Q^{-1} = \tan \varphi$ (φ 为振动时应变落后应力的位相角)^[2]. 测量在真空中进行 (10^{-2} torr), 测量频率范围为 0.01 ~ 10 Hz, 测量振幅为 $1 \times 10^{-6} \sim 100 \times 10^{-6}$.

2 实验结果

2.1 相变的瞬态内耗

在变温测量中, 材料在相变温区的内耗是与温度的变化速度有关的, 也就是说, 只有在升温或降温过程中测量的内耗才称为瞬态内耗.

通过四端法对样品电阻的测量表明, 升温时 Cu-Al ($w = 11.4\%$)-Be ($w = 0.45\%$) 发生逆马氏体相变的开始点 (A_s 点) 为 84 °C; 相变结束点 (A_f 点) 约为 112 °C (升温速度 2.4 °C/min).

图 1 和图 2 分别显示了样品在温度以一定速度变化时的内耗 Q^{-1} 变化情况. 图 1 为不同频率下内耗随温度的变化情况, 图 2 为不同升温速度下内耗随温度变化的情况.

由图可见, 升温过程中在 85 ~ 115 °C 的范围内有一内耗峰, 峰温位置与测量频率 (f) 无关, 与升温速度 ($\dot{T}$) 有关, 随升温速度提高而提高. 内耗峰峰高随频率和升温速度均产生变化. 由图 1 内插图可知, 峰高与频率的对数近似成反比. 由图 2 内插图可知, 峰高随升温速度提高而

* 收稿日期: 2000-12-30; 作者简介: 宋振纶 (1967--), 男, 博士后.

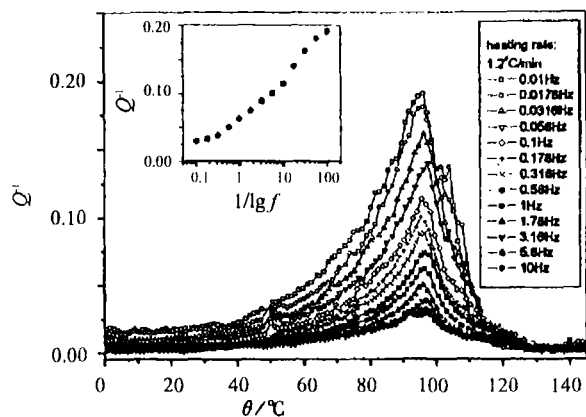


图1 不同频率下内耗随温度的变化

提高。综上所述, 该内耗峰为典型的相变内耗, 但内耗峰峰高与升温速度是非线性关系, 与普通马氏体相变时所呈现的线形关系略有差别。近年研究表明, 这种非线性关系还出现在 NiTi, Co 以及 MnCu 合金中^[4-6]。

2.2 相变的稳态内耗

所谓稳态内耗是指样品在恒温过程中测得的内耗, 如果要测量不同温度下样品的稳态内耗则需对样品进行步进式加热, 及将样品加热至预定温度后保持温度不变, 在消除温度变化对内耗的影响后进行测量。图3显示了样品内耗在保温过程中内耗值逐渐降至平衡的过程, 及在相变温区

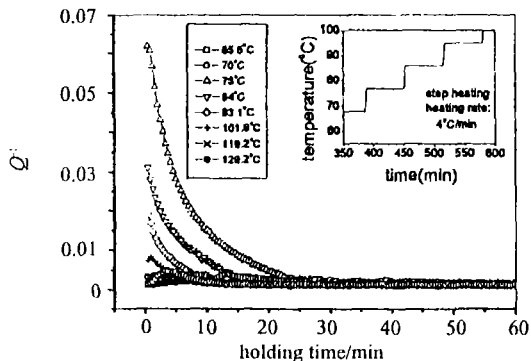


图3 步进升温过程中样品内耗随恒温时间的变化

3 讨论

在瞬态测量中, 在相变温区出现一较宽的内耗峰; 而在稳态测量中, 在相同温区则出现了两个内耗峰。

一些研究者认为马氏体相变时的瞬态内耗可分为3个部分^[6,8],

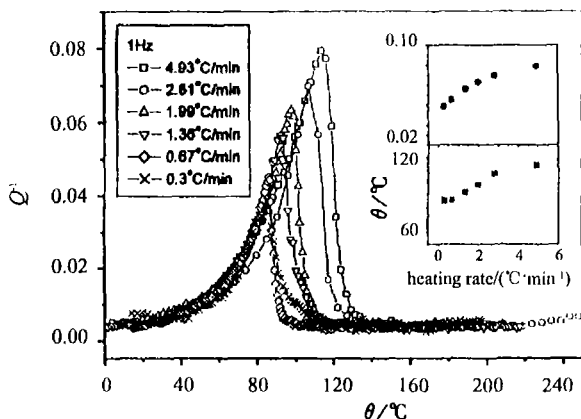
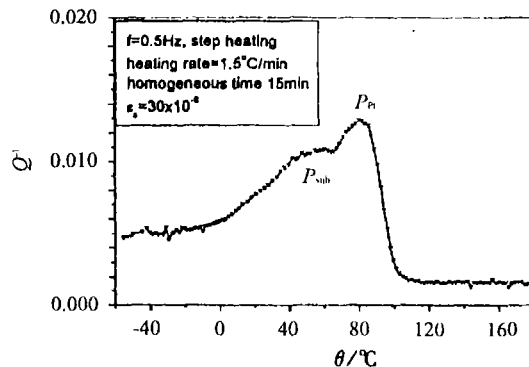


图2 不同升温速度下内耗随温度变化

内样品内耗随恒温时间延长而下降。由图可见, 样品内耗在恒温 10 min 内随时间延长急剧下降, 恒温约 15 min 后趋于稳定。本文所测稳态内耗为恒温 15 min 后的测量值, 见图4, 测量频率 $f = 0.5$ Hz。与瞬态内耗 ($Q^{-1} = 0.05 \sim 0.07$) 相比较, 稳态内耗 (Q^{-1} 约为 0.013) 相对较小。

从图4中可以观察到有2个内耗峰, 分别定义为 P_{pt} (约 85 °C, 靠近 A_s 点) 和 P_{sub} (约 52 °C, $< A_s$)。 P_{pt} 较高, 在 A_s 和 A_f 之间, 可以认为该峰是由逆马氏体相变引起的。另一个峰, 温度相对较低, 低于 A_s 点, 且峰高也较 P_{sub} 低, 其产生机制将在以下讨论。

图4 样品稳态内耗, $f = 0.5$ Hz, 保温时间 15 min

$$Q_{tot}^{-1} = Q_{tr}^{-1} + Q_{pt}^{-1} + Q_{int}^{-1} \quad (1)$$

其中 Q_{tr}^{-1} 为瞬态部分, 只在温度发生变化时才不等于 0; Q_{pt}^{-1} 是相变本身所带来的; Q_{int}^{-1} 是基体的固有内耗, 和基体微观结构有关。

在稳态测量时, $Q_{tr}^{-1} = 0$ 。将瞬态测量和稳态测量的结果作一比较, 瞬态内耗 (0.05) 大于稳态内耗 (0.015), 表明瞬态分量远大于其余分量对总量的贡献。这也是为什么在瞬态测量中难

以观察到其他细节的原因.

瞬态测量中, 内耗峰峰高 Q_{peak}^{-1} 与频率 f 以及温度 T 变化率呈非线性关系, 大体可用下式表示:

$$Q^{-1} = \left(\frac{\dot{T}}{\ln f} \right)^n \quad (n \sim 1) \quad (2)$$

由于内耗的瞬态分量和温度变化率 ($\dot{T}$) 有关^[7], 微塑性实验的基础上有人曾经推导出一线性关系

$Q^{-1} \sim \frac{\dot{T}}{f}$, Wang 等认为非线性关系更易于在热弹马氏体中出现^[9]. 有一假设认为在弹性软化温度区的形核率会更加对应力敏感, 从而导出 Q^{-1} 与 $\frac{\dot{T}}{f}$ 的非线性关系^[4].

在稳态测量中, P_{pt} 可以认定为是由相变引起的. 至于 P_{sub} , 可认为其与亚结构的变化有关. 正如一些基于界面位错的模型曾解释的出现于诸如 LNPP, KDP, CuZnAl, MnCu 以及 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ 内耗测量中相变峰附近的 P_2 峰^[4], 我们认为 P_{sub} 的出现和马氏体板条中亚结构 (如孪晶, 层错) 的变化引起的. 因此 P_{sub} 峰出现的位置仅略低于 A_s 点. 由于 P_{pt} 峰和 P_{sub} 峰十分靠近, 所以在一般实验中较难把这两者分开.

4 结 论

本文用测量低频内耗的方法研究了 Cu-Al-Be

合金的相变过程, 研究表明相变内耗 Q^{-1} 与温度变化率以及频率之商 $\frac{\dot{T}}{f}$ 呈非线性关系; 通过测量稳态内耗观测到在相变温度附近的两个内耗峰, 其一为相变引起, 在低温端的内耗峰则可能与亚结构变化有关.

参考文献:

- [1] BACLAHA S H, ZUNIGA F, GUENIN G. *Materials Science and Engineering*, 1993, A169: 119 - 124.
- [2] NOWICK A S, BERRY B S. *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids*. New York and London: Academic Press, 1972.
- [3] WANG Y N, TIAN W, HUANG Y N, et al. *Phase Transition*, 2000, 72: 57; *Ferroelectric*, 1997, 197: 75; *J Phys Cond Mat*, 1999, 11: 9659.
- [4] ZHU J S, SCHALLER R, BENIOT W. *Phys Stat Sol*, 1988, A108: 613.
- [5] XIE C Y, WANG L T, ZHU X F. *Acta Metall Sinica*, 1988, A24: 71.
- [6] BIDAUX J E, CHALLER R, BENOIT W. *Acta Metall*, 1989, 37: 803.
- [7] DELORME J F, GOBIN R F. *Metaux*, 1973, 573: 185; 1973, 574: 209.
- [8] HUNBEECK J Van. *J de Physique*, 1996, 6: C8 - 371 - 380.
- [9] WANG Y N, CHEN X H, SHEN H M. *Chin J Met Sci Technol*, 1991, 7.