

Ag-Cd 合金贝氏体相变内耗

张骥华 陈树川 徐祖耀
(上海交通大学)

1984年1月20日收到; 1984年6月28日收到第一次修改稿; 1985年2月8日收到第二次修改稿

提 要

使用低频倒扭摆测量了 Ag-42.3 at% Cd 合金在室温至 250°C 范围内等温过程中内耗随时间的变化和不同升温速率下内耗与温度的关系。试验表明, Ag-Cd 合金发生贝氏体相变时内耗升高是由于贝氏体相变形核过程中母相基体点阵的不稳定。内耗的升高决定于贝氏体形核率 J^* 与点阵局部软化区单位体积内耗值 Q_s^{-1} 的乘积。

一、引 言

Ag-Cd 为形状记忆合金。在含 45 at% Cd 附近高温相为体心立方结构, 淬火至室温为有序 CsCl 型 β_1 相, 在 -175°C 发生热弹性马氏体相变^[1,2]。和 Cu-Zn 合金类似, Ag-45 at% Cd 合金在 160—240°C 范围内形成片状 α 相沉淀, 称为贝氏体^[3], 其孕育期随温度的升高而缩短。在 160°C 的孕育期(经长大速率外推至零值)约 200 秒^[4]。X 射线和透射电子显微镜研究表明, 在一些钢和 Cu-Zn 合金中贝氏体有与马氏体相同的惯习面和位向关系^[5-7]。在两种合金钢中发现, 将等温贝氏体相变时声速的变化 $(\Delta S/S)_{t=t_B}$ 与温度 T 的关系外推到零的温度值恰好为 M_s ^[8], 在贝氏体温区连续冷却可得到温度内耗峰, 其峰高随频率的提高而降低^[9], 与马氏体相变性质类似。但是, 关于贝氏体相变的等温内耗及其在孕育期内的变化迄今未见报道。本文试图观察 Ag-Cd 合金淬火后在贝氏体形成温度等温时内耗的变化, 从而探讨贝氏体形核过程的特征。

二、实 验 过 程

将纯度 99.99% Ag 和 99.9% Cd 的炉料在 600 托氩气保护感应炉内熔化、均匀混合、铸成 10 × 10 × 100 毫米铸块, 经冷轧、冷拉成直径为 1 毫米的内耗试样。化学成分为 Ag-42.3 at% Cd。取长度为 150 毫米试样加热至 600°C 保温 30 分钟, 淬入饱和盐水中。金相分析表明, 合金淬火组织为 β 基体上分布有少量块状 α 相。

内耗测量使用 0.5 赫兹低频倒扭摆。所用试样预先处理成两种状态: 其一是由母相淬火至室温, 其二是将一部分淬火试样加热到 250°C 停留 30 分钟。试验内容为: (1) 两种状态试样分别在 70, 140, 160 和 185°C 等温条件下测量内耗与等温时间的关系; (2) 两种状态试样分别在不同升(降)温速率下测量从室温到 250°C 之间内耗与温度的关系。

三、实验结果

1. 两种状态试样的等温内耗

图 1 表示两种试样分别在 70°C 等温时内耗随时间的变化。空心圆点表示淬火试样等温时内耗随时间的变化。实心圆点表示淬火试样经 250°C 停留 30 分钟后相同条件等温时内耗随时间的变化。实验结果表明, 淬火试样的内耗随时间呈现峰效应, 而经过 250°C 停留 30 分钟的试样其内耗与时间无关。对于同一温度等温两种试样的内耗, 前者普遍高于后者。淬火试样在等温初期 Q^{-1} 急剧升高出现峰值后随时间延长而缓慢降低, 最终趋近于后一种试样所固有的内耗值, 且在整个等温过程中呈现不稳定的起伏。

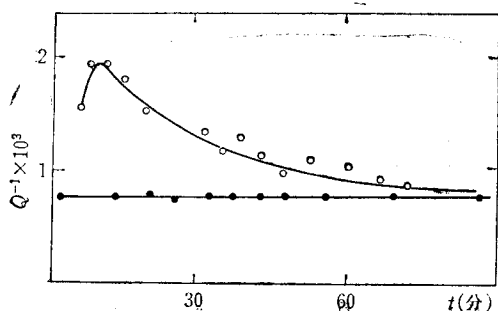


图 1

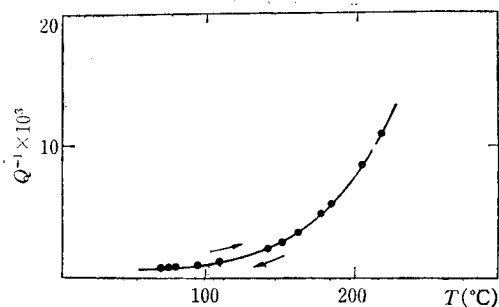


图 2

2. 经 250°C 停留 30 分钟试样内耗与温度的关系

图 2 表示淬火试样经 250°C 停留 30 分钟后以不同升(降)温速率测得内耗随温度变化的规律。由图 2 可见, 这一状态试样在 250°C 以下随温度 T 的升高而单调上升, 且与升(降)温速率无关。这些温度下的 Q^{-1} 大小恰好反映了该状态试样所固有的等温内耗值。可以设想, 淬火试样在 250°C 停留 30 分钟后由于贝氏体相变基本完成而抑制了在较低温度下的等温转变。换言之, 图 1 淬火试样等温内耗呈现的升高来自于贝氏体的形核与共格界面的出现。

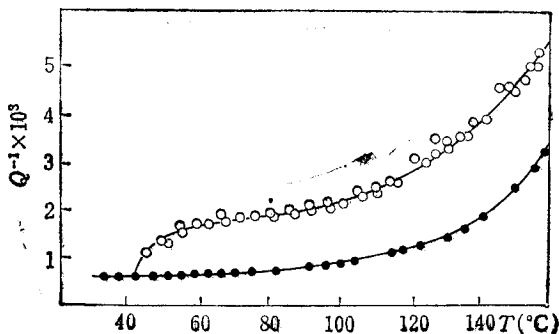


图 3

3. 淬火试样在不同升温速率下内耗与温度的关系

图 3 表示淬火试样以两种不同速率 [$\dot{T} \approx 0^\circ\text{C/s}$ (以实心圆点表示) 和 $\dot{T} \approx 0.01^\circ\text{C/s}$ (以空心圆点表示)] 升温时内耗与温度的关系。由图 3 可见, 当 $\dot{T} \approx 0$ 时, 内耗与温度的关系近似于一条光滑曲线。若以 0.01°C/s 速率升温到某一温度保温则内耗在该温度下逐渐降低到 $\dot{T} \approx 0$ 所反映的 Q^{-1} 值。这说明, 由于升温速率的提高, 单位时间内贝氏体相变过程加剧, 内耗相应增高。一旦升温停止, 随着相变的完成内耗值也相继降低。

四、讨 论

Mercier 和 Melton 的低频内耗研究^[10]认为, 马氏体相变内耗正比于弹性各向异性因子 A , 系孪晶位错引起的弛豫型内耗。杨照金等人则提出界面位错的静滞型内耗机制^[11], 认为马氏体相变内耗峰的出现是由于在相变点附近 (110) 面 $[1\bar{1}0]$ 方向切变模量 $C' = (C_{11} - C_{12})/2$ 的明显软化和界面总面积增加到最大值所致。可见, 在热弹性马氏体相变时内耗的升高与点阵软化和界面的性质有关。

根据恒温相变的形核理论^[12,13]与时间有关的形核率 J^* 为

$$J^* = Z\beta^*N\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)\exp\left(-\frac{\tau}{t}\right). \quad (1)$$

这里 Z 为 Zeldovich 因子, ΔG^* 为形核能垒, β^* 为单位原子加入到平衡核心的频率, N 为单位体积中可能形核位置的数目, t 为时间, $\tau \approx \tau_0$ 为孕育期。

根据 Clapp 在 Mössbauer 效应和超声衰减中所引用的局部软模理论^[14], 本文假定在贝氏体相变过程中 Q_N^{-1} 和 Q_S^{-1} 分别为非形核区和局部软化区单位体积对内耗的贡献, 则贝氏体相变过程中合金内耗可以写成

$$Q^{-1} = Q_N^{-1}(1 - J^*) + Q_S^{-1}J^*. \quad (2)$$

这里 J^* 相当于局部软化区所占的体积百分数。当不发生相变形核 ($J^* = 0$) 或以 $\dot{T} \approx 0$ 速率升温 ($J^* \rightarrow 0$) 时, $Q^{-1} = Q_N^{-1}$ 为背景内耗。相当于图 1 至图 3 中实心圆点所代表的数值。把 (1) 式代入 (2) 式, 在等温条件下可以写成

$$Q^{-1} = Q_N^{-1} + (Q_S^{-1} - Q_N^{-1}) \text{const } N(t) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right). \quad (3)$$

可见, 影响贝氏体相变内耗的因素有两个: 一是相变过程中的局部软化 ($Q_S^{-1} - Q_N^{-1}$), 二是与时间有关的形核率, $J^* = \text{const } N(t) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right)$ 。显然, ($Q_S^{-1} - Q_N^{-1}$) 的大小反映了局部软化区点阵的软化程度, 各向异性系数大小和新相界面的性质, 而核心数目的多少也将与内耗大小相对应。

当 $t < \tau$ 时随着时间的增加, $\exp\left(-\frac{\tau}{t}\right)$ 增大, J^* 增大, 反映了等温初期 Q^{-1} 的升高。当 $t > \tau$ 时, $\exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \rightarrow 1$, J^* 仍保持较高值。除已形核长大的新相外, 剩余母相仍可继续形核。但由于可能形核位置数目的减少, J^* 的总趋势将不断降低。 Q^{-1} 的不稳

定起伏暗示了 N 是时间的复杂函数, 它可能受材料性质及相变过程中形核与长大的影响。

由(1)式可知, J^* 包含 $\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)$ 因子。当温度升高时 J^* 增大, 解释了随温度升高淬火试样等温初期内耗也越高的事实。

图 4 是淬火试样经 175°C 等温 5 小时后的金相照片 ($\times 800$)。照片上贝氏体片的大小不均可作为形核率 J^* 与时间有关的一个旁证。



图 4

五、结 论

由本文实验结果可得

1. Ag-Cd 合金贝氏体相变过程中存在内耗的升高与贝氏体的形核有关。
2. 等温贝氏体相变内耗与时间的关系呈现峰效应。在等温初期出现的内耗最大值 $Q_{\max}^{-1}$ 与等温温度有关。等温温度越高(对 Ag-Cd 合金即孕育期越短), $Q_{\max}^{-1}$ 也越高。
3. 贝氏体相变过程中内耗呈现不稳定的起伏。提高升温速率将使内耗值升高。
4. 贝氏体相变过程中内耗与局部软化及形核率 J^* 的关系可以表象地写成

$$Q^{-1} = Q_N^{-1} + (Q_S^{-1} - Q_N^{-1})CN(t)\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right)\exp\left(-\frac{\tau}{t}\right).$$

其中 Q_N^{-1} 为背景内耗, $(Q_S^{-1} - Q_N^{-1})$ 为局部软化形的内耗增值, 最后项为 J^* 。

参 考 文 献

- [1] D. B. Masson and C. S. Barrett, *Trans. AIME*, 212 (1958), 260.
- [2] T. Saburi and C. M. Wayman, *Acta Met.*, 28 (1980), 1.
- [3] J. D. Ayers and T. B. Massalski, *Met. Trans.*, 3 (1972), 261.
- [4] M. M. Kostic, E. B. Hawbolt and L. C. Brown, *Met. Trans.*, 7A (1976), 1643.
- [5] Z. Bojarski and Bold, *Acta Met.*, 22 (1974), 1223.
- [6] I. Cornelis and C. M. Wayman, *Acta Met.*, 22 (1974), 291.

- [7] Э. Р. Кутелия, Г. И. Церцвадзе, *ФММ*, **56**(1983), 1152.
- [8] C. Lim and M. Wuttig, *Acta Met.*, **22**(1974), 1215.
- [9] Н. А. Зондзе, Сб. «Внутреннее трение в металлах и неорганических материалах», Москва, (1982), стр. 106.
- [10] O. Mercier and K. N. Melton, *Scr. Met.*, **10**(1976), 1075.
- [11] 杨照金、邹一峰、张志方、王业宁, *金属学报*, **18**(1982), 21.
- [12] K. C. Russell, *Phase Transformations*, ASM, (1970) 219.
- [13] J. Feder, R. C. Russell, J. Lothe, G. M. Pound, *Advance in Physics, Phil. Mag., Supplements*, **15** (1966), 10.
- [14] P. C. Clapp, *Met. Trans.*, **12A**(1981), 889.

INTERNAL FRICTION OF Ag-Cd ALLOY IN THE BAINITIC TRANSFORMATION

ZHANG JI-HUA CHEN SHU-CHUAN XU ZU-YAO
(Shanghai Jiaotong University)

ABSTRACT

The isothermal internal friction of a Ag-42.3% Cd alloy has been measured by means of a low frequency inverted torsion pendulum apparatus between room temperature and 250°C. The relation between Q^{-1} and temperature with various heating and cooling rate were determined. Experimental results show that as the bainitic transformation occurs, the Q^{-1} of Ag-Cd alloy increases rapidly. It may be postulated that there are regions of instability of the parent lattice in the course of nucleation process for the bainitic transformation. The increment of Q^{-1} is a function of the product of internal friction of the fraction of the lattice localized soft region per volume and the nucleation rate J^* of the bainite.