

Zn-22%Al 合金共析转变的动态力学性质研究^{*}

刘军民 张进修

(中山大学物理系, 广州 510275)

(1995 年 9 月 25 日收到; 1996 年 3 月 22 日收到修改稿)

用低频强迫振动模式测量了 Zn-22%Al 合金的动态力学性质(实模量、虚模量和内耗), 观察到共析转变时具有典型的一级相变特征的内耗峰及共析转变温度以下的 Al 原子沿 α/β 相界以及 α/α 晶界扩散的弛豫过程. 结合实验结果, 对界面的稳定性和模量的变化进行了讨论.

PACC: 6240; 6470K; 6170N

1 引 言

Zn-22%Al 合金在共析温度以上是均匀的 α' 相, 降温时分解为 $\alpha + \beta$ 相, 其中 α' 和 α 为均匀的 fcc 结构(对应于不同的组分), β 相为富 Zn 的六方结构. 由于整个共析反应过程中没有过渡相存在, 所以它是典型的共析平衡扩散型相变, 这在基础研究方面有着重要的意义^[1]. 同时, 高阻尼和超塑性是 Zn-Al 系合金受到关注的另一个重要原因.

内耗是研究力学性质和一级相变过程中界面运动特征的有力工具^[2]. 如果采用强迫振动模式, 可以直接由实验得到样品复模量的实部(M_1)和虚部(M_2), 即

$$M^* = M_1 + i M_2, \quad (1)$$

M_1 为储能模量, M_2 为损耗模量. 而内耗 Q^{-1} 被定义为 M_2 与 M_1 之间的比值

$$Q^{-1} = M_2 / M_1. \quad (2)$$

通常情况下, 人们都是直接分析 Q^{-1} 的变化, 因为 M_2 / M_1 相比后 Q^{-1} 的变化很突出. 但在某些情况下, M_2 与 M_1 相除时会消除掉 M_2 或 M_1 的一些特征, 此时直接分析 M_2 和 M_1 的具体变化会优于直接分析 Q^{-1} 的行为^[3]. 本文对 Zn-22%Al 合金在室温至 320 °C 温区内同时测量了 M_1 , M_2 和 Q^{-1} , 并进行了讨论.

2 实 验 方 法

Zn-22%Al 合金由 5 N Al 和 4 N Zn 熔炼而成, 内耗测量前在 380 °C 退火 2 h, 然后炉冷至室温. 内耗测量在多功能低频倒扭摆上进行(MFIFA-1, 中国科学院固体物理研究所

^{*} 中国科学院固体物理研究所固体缺陷与内耗开放研究实验室资助的课题.

研制), 采用强迫振动模式, 振幅为 3×10^{-5} . 变温过程中采用 0.100, 0.266, 0.707, 1.88, 5.00 Hz 五个频率同时测量, 由实验直接得到各个频率的 M_1 , M_2 和 Q^{-1} 的值. 由于 M_1 , M_2 均为相对值, 所以本文中并没有给出单位.

3 实验结果

图 1 至图 3 分别给出以 0.25 K/min 自 320 °C 降温至室温过程中 M_1 , M_2 和 Q^{-1} 随温度的变化曲线 (实验时五个频率同时测量, 为了清楚起见, 图中只给出其中的三条).

由图 1 至图 3 可看出, 整个降温过程的动态力学行为可分为三个温区:

1) 当温度从 320 °C 开始降温后, 在 250 °C 以上 M_1 , M_2 和 Q^{-1} 随温度的变化不大, 但在 250 °C 附近均出现跳跃陡变现象, 储能模量 M_1 出现明显的陡降, 损耗模量 M_2 则表现为急速的上升. 与此同时, 综合反映在内耗曲线上就是一个急速上升的内耗峰. 由图 3 可知, 该内耗峰没有明显的频移现象, 但储能模量 M_1 的亏损随频率的降低而增加, 损耗模量 M_2 对频率的依赖关系比 M_1 弱得多, 内耗的峰高则随频率的增加而降低. 表明该内耗峰是一个与共析分解过程有关的相变内耗峰.

2) 在 240—210 °C 温区内 (超塑性温区), 损耗模量 M_2 维持在很高的水平上, 在 210 °C 以上一直与振动频率有正变关系, 但与温度的关系很弱, 储能模量 M_1 则随温度的下降而近似为线性上升, 与振动频率存在正变关系, 内耗则随频率的增加而降低, 同时随温度的降低而连续下降.

3) 在 200 °C 至室温温区内, 5 Hz 和 0.707 Hz 的储能模量 M_1 在 80 °C 左右到达一个稳定值, 0.1 Hz 的 M_1 的稳定值则在 50 °C 附近出现, 损耗模量 M_2 曲线上出现一个具有明显频移的不完整损耗峰 (如图 2 中箭头所指处), 随频率的降低, 峰温移向低温侧. 综合

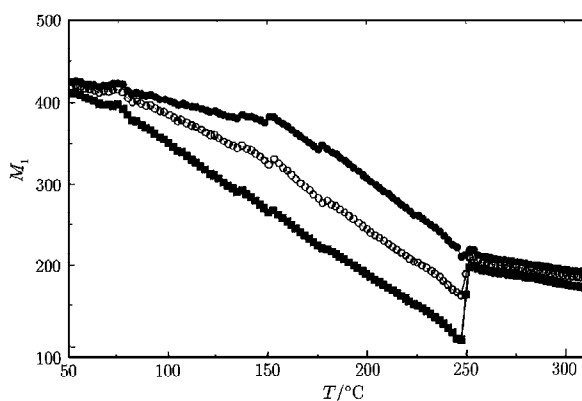


图 1 储能模量 M_1 与温度的关系曲线 ● 为 5 Hz; ○ 为 0.707 Hz; ■ 为 0.1 Hz

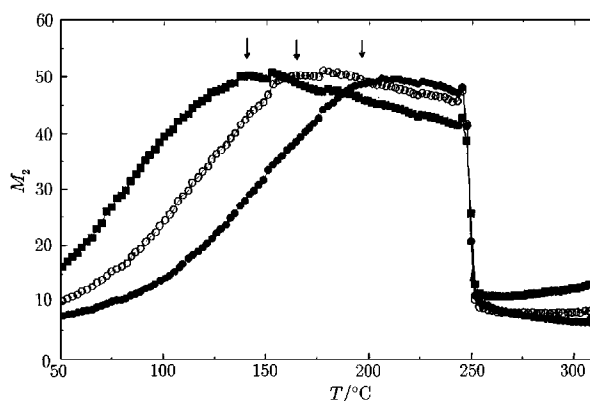


图 2 损耗模量 M_2 与温度的关系曲线 箭头所指处为损耗峰的峰位; 符号说明同图 1

反映在内耗曲线上只是一个随振动频率的增加而移向高温侧且不明显的凸包(如图 3 中箭头所指处). 这一结果表明, 此温区对应于某种弛豫过程.

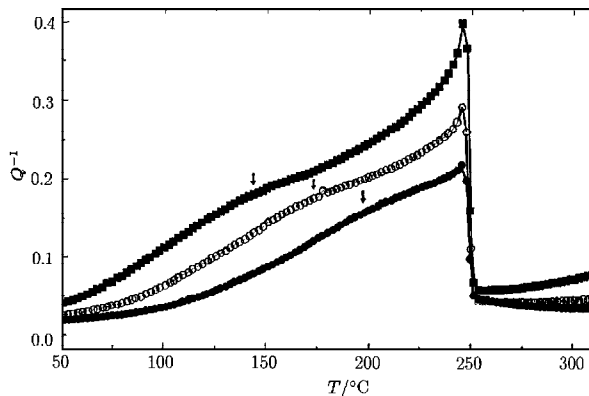


图 3 内耗 Q^{-1} 与温度的关系曲线 箭头所指处为对应于损耗峰的凸包; 符号说明同图 1

4 讨 论

Nuttal 采用自由衰减方式(0.3 Hz)测量了 Zn-22%Al 合金的内耗温度谱^[4]. 结果表明对于慢速冷却得到的样品, 升温时内耗只是在高背底上连续增加, 在转变点附近内耗急速下降, 快速冷却获得的样品则有一个与晶界有关的内耗峰. 他并没有具体分析此时内耗行为的机理. Torisaka 等用声频内耗研究 Zn-22%Al 合金, 得到了与晶界有关的三个具有不同激活能的弛豫型内耗峰^[5]. 由于弛豫型内耗峰的峰位一般随着测量频率的增加而移向高温侧, 所以文献[5]中的弛豫峰可能会同相变峰重合, 从而掩盖了相变峰的出现. 我们采用的是强迫振动模式下的低频测量, 所以通过对比虚模量曲线(图 2)和内耗曲线(图 3), 可以看出弛豫型的损耗峰与相变内耗峰是分开的.

通过系统地改变降温速率, 可以从另一个方面证实 250 °C 处的内耗峰(图 3)的性质. 图 4 给出共析转变温区(振动频率为 0.707 Hz)不同降温速率条件下的内耗温度曲线. 由图 4 可看出, 随着降温速率的增加, 此峰的峰高增加而峰位移向低温侧, 具有典型的一级相变热滞特征. 再结合前面提到的该峰对频率的依赖关系(图 3), 说明此峰是与共析分解过程相关的相变内耗

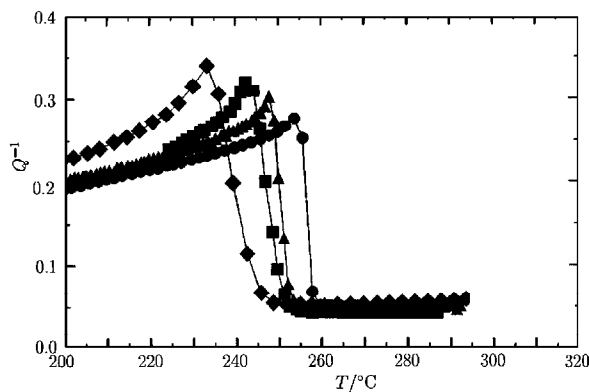


图 4 不同降温速率条件下的内耗温度曲线(0.707 Hz) ●为阶梯降温; ▲为 -0.25 K/min; ■为 -1 K/min; ◆为 -2 K/min

峰.从图 4 还可看出,当阶梯降温时,此内耗峰仍然维持较高的水平,说明稳态内耗不能忽略.

Zn-22%Al 在共析转变温度以上为均匀的 fcc 相,从本文的实验结果可见,该相的损耗模量(虚部) M_2 和 Q^{-1} 都很小,储能模量(实部) M_1 也不大,而且随温度的变化不明显.共析转变时的 M_1 , M_2 和 Q^{-1} 的变化涉及到 α'/α , α'/β 以及 α/β 三类界面(也可能存在少量的 α/α , β/β 界面),这三类界面对 M_1 , M_2 和 Q^{-1} 变化的贡献可由下面的分析得出.

图 5 为一次热循环过程中的损耗模量行为(5 Hz, 0.25 K/min).从图 5 可看出,损耗模量随温度的变化行为是线形式的,升降温过程存在明显的热滞现象.图 5 中的结果表明 ZnAl 合金共析转变时的动态力学性质主要由 $(\alpha + \beta)$ 相中界面所决定.因为共析转变时 Q^{-1} 和 M_2 的陡升以及 M_1 的急降,如果是由 α'/α , α'/β 相界所引起,那么共析转变完成后 ($T < 250^\circ\text{C}$),由于 α' 相的消失,在低温侧 Q^{-1} 和 M_2 也会陡降而出现高、低温两侧基本对称的 Q^{-1} 和 M_2 的尖峰.然而实验结果却为 M_2 - T 曲线呈一种阶梯式的变化,相变结束后 M_2 仍然维持较高的水平,而内耗温度曲线的低温侧较高且缓慢地连续下降.因此,共析转变时, Q^{-1} 和 M_2 的陡升以及 M_1 的急降只能是由于 $(\alpha + \beta)$ 相中的界面所引起.另一方面,在升降温过程中,相转变前后的温区内,损耗模量几乎与温度无关,换言之,即只与新旧两相的体积分数有关,而与相界面 (α'/α , α'/β) 的存在与否基本无关,即 $(\alpha + \beta)$ 相中界面一旦形成,就成为较为稳定的界面.这也从另一个方面证明了 Zn-22%Al 合金共析转变过程振动能的损耗主要由低温相 $(\alpha + \beta)$ 中的界面引起.

利用频移的方法,可以计算弛豫过程的激活能值.从本文的实验结果看, M_2 - T 峰的峰位随振动频率的变化比弛豫型内耗峰的情况清楚得多,所以我们用 M_2 - T 峰计算出共析转变温度以下出现的弛豫峰

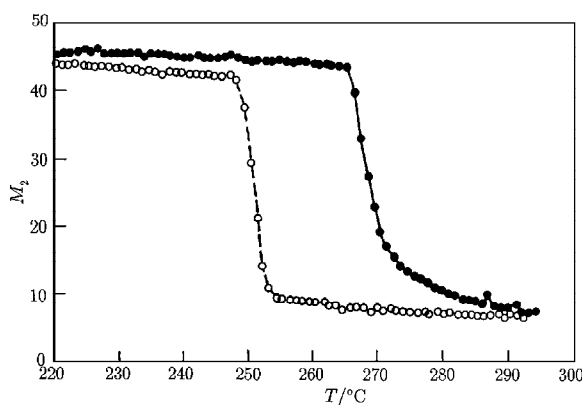


图 5 一次热循环过程中的损耗模量行为(5 Hz, 0.25 K/min)
●为升温;○为降温

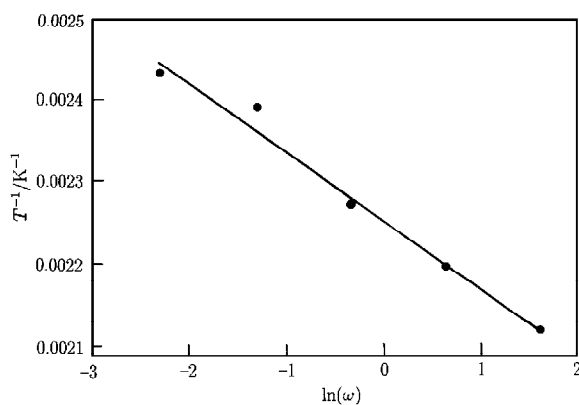


图 6 弛豫型损耗峰与振动频率的关系

的激活能, 结果如图 6 所示, 激活能值为 $100 \pm 1.2 \text{ kJ/mol}$. 这一激活能值与 Al 原子沿晶界自扩散激活能值接近^[6], 说明该温区的损耗模量变化是由于 α 相的 Al 原子沿 α/β 相界以及 α/α 晶界的运动而引起. 当然, 这样计算得出的激活能值误差较大, 出现误差的原因一方面在于弛豫峰的不完整性, 如果采用更低的振动频率(如 10^{-4} Hz)进行测量, 该弛豫型内耗峰会移向更低的温区, 减少与超塑性温区的重叠, 从而变得较为完整; 另一方面在于损耗峰本身较宽, 说明激活能对应于一定的分布, 如果要更精确确定激活能值, 需要测量到完整的损耗峰后才能进行.

如果测量频率比本文的增大约两个数量级, 则 M_2 -T 弛豫型损耗峰可能会与 Q^{-1} -T 峰(共析转变)相重, 此时所得的 Q^{-1} -T 峰可能会出现微弱的频移, 但 Q^{-1} 峰的高度以及高度随频率的变化仍由相变内耗峰的性质所确定.

最后值得指出的一点是: 直接讨论样品的复模量有时会比只讨论内耗得到更加明确的结论.

5 结 论

1. 在共析转变后的 Zn-22% Al 合金 $\alpha + \beta$ 相的弛豫温度谱中出现一个激活能值为 $100 \pm 1.2 \text{ kJ/mol}$ 的弛豫过程. 它对应于 Al 原子沿 α/β 相界以及 α/α 晶界的扩散.

2. 共析转变时出现一个明显的内耗峰, 实(储能)模量 M_1 陡降, 虚(损耗)模量 M_2 急升, 并且具有一级相变内耗的频率和变温速率特征.

3. 共析转变过程出现的内耗和虚(损耗)模量 M_2 的陡升以及实(储能)模量 M_1 的陡降, 都是由于 α/β 相界的出现而引起, α/β 相界一旦出现(共析转变完成), 它就成为稳定界面.

[1] H. Y. Liu and H. Jones, *Acta Metall. Mater.*, **40**(1992), 2003.

[2] J. X. Zhang, P. C. W. Fung and W. G. Zeng, *Phys. Rev.*, **B52**(1995), 268; J. X. Zhang, Z. H. Yang and P. C. W. Fung, *Phys. Rev.*, **B52**(1995), 278.

[3] A. S. Nowick and B. S. Berry, *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids* (Academic Press, New York, 1972), p. 247.

[4] K. Nuttal, *J. Inst. Metals*, **99**(1971), 266.

[5] Y. Torisaka and S. Kojima, *Acta Metall. Mater.*, **39**(1991), 947.

[6] O. D. Sherby, J. L. Lytton and J. E. Dorn, *Acta Metall.*, **5**(1957), 219.

THE DYNAMICALLY MECHANICAL PROPERTIES OF Zn-22%Al ALLOYS IN EUTECTOID DECOMPOSITION

LIU JUN-MIN ZHANG JIN-XIU

(*Department of Physics, Zhongshan University, Guangzhou 510275*)

(Received 25 September 1995; revised manuscript received 22 March 1996)

ABSTRACT

The mechanical properties of Zn-22%Al alloys were measured with the low-frequency forced vibration mode. It was observed that a typical transformation internal friction peak was associated with eutectoid decomposition. A relaxation peak in the complex elastic modulus M_2 -T curves with an activation energy of 100 ± 1.2 kJ/mol was observed at the low-temperature side of the eutectoid decomposition peak. It was deduced that the relaxation process was related to the diffusion process of Al atom along the α/β phase boundary and α/α crystal boundary.

PACC: 6240; 6470K; 6170N