

从铝合金的应变时效内耗考察 位错与点缺陷的交互作用*

谭 启

(中国科学技术大学内耗与固体缺陷开放研究实验室,合肥 230026)

(1992年5月8日收到,1994年3月10日收到修改稿)

研究了合金含量、合金元素和形变条件对铝合金应变时效内耗行为的影响。由此描述了点缺陷的分布状态和位错组态;指出了控制应变时效回复过程的因素是溶质原子的动性和溶质原子与位错的作用能。提出了能描述应变时效过程中位错——点缺陷交互作用的位错弦脱钉和位错气团拖曳共同作用的复合模型,相应的理论处理合理地解释了实验现象。

PACC: 6240; 6170L; 6220F; 6170B

1 引言

点缺陷与位错的作用是合金的力学性能和位错理论中的重要问题,多年来,人们利用超声技术和内耗技术对这一问题作了大量的研究,在位错和点缺陷的作用,时效沉淀动力学,点缺陷的扩散等方面得到了许多重要的信息^[1-3],也反映了内耗技术在点缺陷——位错交互作用研究上的特色应用。应变时效是研究点缺陷与位错交互作用的很好的动态过程,葛庭燧等^[4]曾借此观察到内耗随时效时间变化的多种现象,加深了对位错——点缺陷交互作用机制的认识。尽管在形变过程中位错组态和点缺陷的分布相当复杂,产生的内耗和弹性模量的行为受多种因素的影响,但是控制好某些因素,从对比实验中找出共性和规律也是可能的。本文用低频内耗技术对几种铝合金的应变时效行为作了研究,探讨了溶质原子的分布和位错组态,建立了位错弦脱钉和拖曳气团的复合模型并给出了理论结果。

2 实验样品与实验方法

实验样品如下: a) Al-0.015wt%Cu(0.0064at%Cu); b) 含镁量分别为0.02wt%(0.022at%), 0.35wt%(0.39at%)和1.1wt%(1.22at%)的铝合金; c) Al-0.55wt%Ga(0.21at%); d) Al-0.99wt%Si(0.95at%); e) Al-1.63wt%Li(6.05at%Li)以及99.999%Al。为保证初始应变状态一致并使样品处于细晶状态,样品都经历了89%左右的面积减

* 中国科学技术大学青年科学基金和内耗开放实验室资助的课题。

缩并且都于 400℃ 原位退火 1h。内耗和弹性模量的测量是在自制的倒扭摆和多功能内耗仪上完成的,实验条件基本一致。弹性模量是以自由衰减过程中振动频率的平方来表示的相对值。

3 实验结果与讨论

3.1 合金含量对应变时效过程内耗的影响

图 1 显示了几种镁含量时铝镁合金的室温时效内耗曲线。镁含量为 1.22at% 时,内耗值及随时间的变化很小如曲线 A 所示。随着镁含量的降低 (0.39at% 和 0.022at%),内耗增大,随时间的变化量也显著(曲线 B, C)。当镁含量为零时,纯度变为约 99.9991% 的铝的应变时效内耗更大,并表现出相反的变化,与文献[5]的一致。研究表明在合金含量较高的情况下,只能观察到内耗随时间单调下降的行为;而在含量较低时,条件合适的话,还可观察到时间内耗峰如曲线 D 所示,这是冷加工 36%RA 的 Al-0.022at%Mg 于 300℃ 退火 1h,室温扭转变形 $\pm 0.26\% \times 2$ (即先向一方扭转试样 0.26% 并扭回原位,再反向扭转试样 -0.26% 并扭回原位)之后的结果。时间内耗峰的出现说明了点缺陷与位错的特殊作用组态。

合金含量的影响还表现在能细致反映点缺陷——位错交互作用的振幅内耗效应上如图 2 所示。合金含量越大,内耗的非线性越小,在合金含量大到有偏析相出现时(如 Al-Li

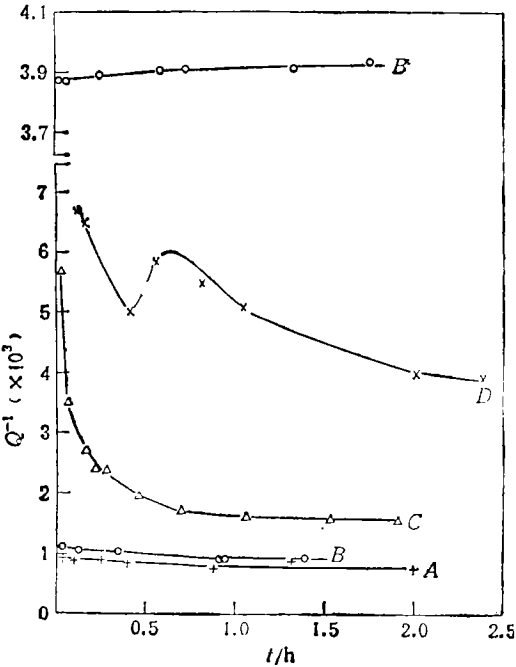


图 1 各种含量的铝镁合金在室温下的应变时效内耗和模量曲线 曲线 A,B,-B',C:1.22,0.39,0.022at%Mg,扭转0.57%,10℃, $f \approx 2\text{Hz}$; 曲线 D: Al-0.022at%Mg 试样扭转 $\pm 0.26\% \times 2$,1.1 Hz,21℃, $A_0 = 2.4 \times 10^{-3}$

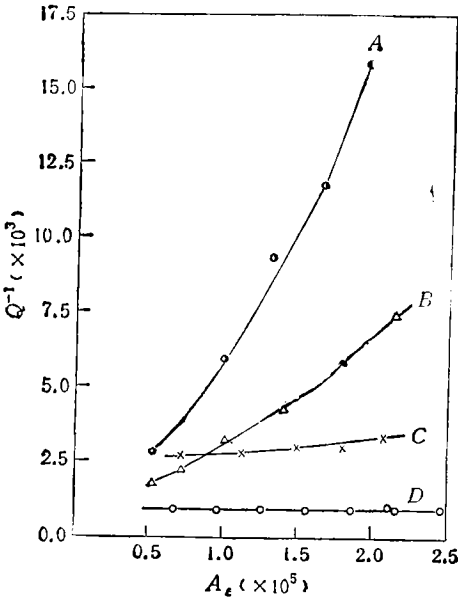


图 2 不同铝合金的振幅内耗效应 曲线 A, B: Al-0.022at%Mg,3,20min.; 曲线 C,D: Al-1.22 at%Mg, Al-6.05at%Li, 25℃, 1.7Hz

合金中的 Al_3Li 颗粒), 振幅效应极弱, 这显然是位错受到更多、更强的原子钉扎的结果。这一思想还可从曲线 A, B 的比较中得到证实, 因为长时间时效后, 内耗的振幅依赖性减弱, 此时对应于更多的溶质原子在位错上的钉扎。上述非线性内耗现象原则上可以由 KGL 位错弦脱钉模型解释, 但在合金含量较低时的反常内耗效应^[6]的出现则要借助于其它位错——溶质原子作用机制来描述。

由于样品受到形变以后, 原本钉扎在位错上的溶质原子会因位错增值和弓出而部分地离开位错, 因此形变后的溶质原子可分为这样两类: 第一类是因形变而离开位错的可动原子, 第二类是仍然钉扎在位错上构成了作为位错弦端点的弱钉点。当合金含量较高或者出现了沉淀颗粒时, 第二类溶质原子对位错的限制作用就突出, 第一类溶质原子就不易大量形成。此时, 位错的自由段较短, 不产生明显的内耗效应。当合金含量较低时, 尽管第二类溶质原子也起限制作用, 但已出现的第一类溶质原子会在热激活和空位的帮助下向位错扩散, 并且通过与位错的各种交互作用形成原子气团, 它跟随位错的运动对位错构成一个附加阻尼, 所以可以导致内耗的显著变化和内耗峰的出现。位错先从第二类原子脱钉, 再由脱钉的长位错环拖曳并甩脱第一类原子气团的过程就产生了反常振幅内耗峰。

3.2 合金元素的作用

应变时效过程的回复速率的机制一直是一个不很清楚的问题, 人们的一般印象是溶

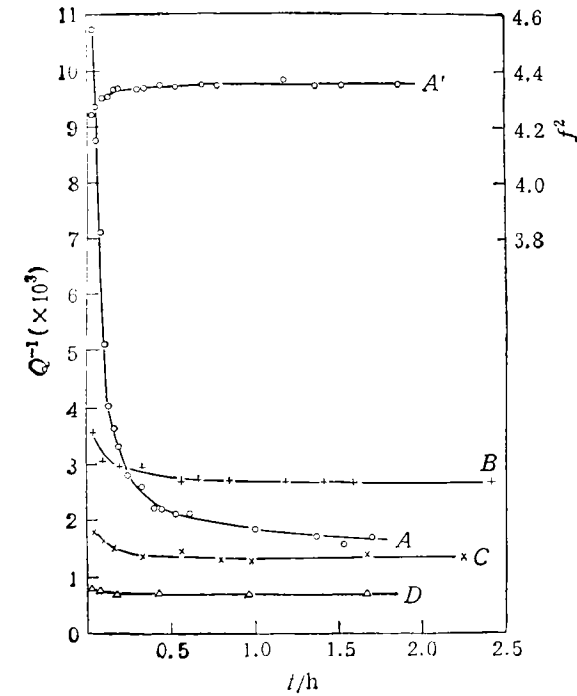


图3 应变时效内耗随合金元素的变化 曲线 $A-A'$: $\text{Al}-0.0064\text{at}\%\text{Cu}$; 曲线 B, C, D : $\text{Al}-0.95\text{at}\%\text{Si}$, $\text{Al}-0.21\text{at}\%\text{Ga}$, $\text{Al}-6.05\text{at}\%\text{Li}$, $f \approx 1.9\text{Hz}$, 10°C , 扭转量 0.57%

质原子与位错的结合能是其控制因素, 然而问题并不这么简单。图3给出了5种铝合金的应变时效内耗行为。尽管 Ga, Si 原子与基体原子 Al 的尺寸差别最小, 即它们与位错的弹性交互作用能最小, 但是它们的内耗效应和时效回复速率并不最小 (曲线 B, C)。 Cu 和 Mg 原子与 Al 原子的尺寸差别最大, 但内耗效应不见得就一定强, 比如图1中 $\text{Al}-0.39\text{at}\%\text{Mg}$ 的结果不如图3中 $\text{Al}-0.95\text{at}\%\text{Si}$ 的效应强。以上结果表明只从弹性作用能的角度考虑问题是不全面的, 还要计及点缺陷与位错之间的静电和化学作用能等因素。由于铝的层错能很高, 所以化学作用不会出现。对于铝镓和铝硅合金, 静电交互作用需要考虑, 但由于它与弹性作用相比约弱一个数量级^[7], 因此只从点缺陷与位错交互作用能的角度也是解释不了实验

现象的,需要考虑影响时效过程的原子扩散问题。

由于 Cu 和 Mg 原子与基体位错的交互作用能几乎没有差别,因此比较 Al-Cu 和 Al-Mg 合金的应变时效内耗行为的差异就可以揭示问题所在。从图 1,图 3 中 Al-0.022 at%Mg 和 Al-0.0064at%Cu 的结果以及文献[8]中 Al-0.11at%Mg 和 Al-0.22at%Cu 的现象来看,Al-Mg 合金的时效回复更快(不管 Mg 原子含量稍高于还是稍低于 Cu 原子含量)。应该注意到,Mg 原子比 Cu 原子轻得多,它在晶格中的振动频率更大,由 $D \propto \nu \exp(-Q/RT)$ 可知 Mg 原子在基体晶格中的扩散系数更大^[7],所以它的动性更大,这正是导致两种合金时效回复速率不同的主要原因。不能否认,在判断时效回复机理时,存在多种因素的不利影响,尤其是合金含量,但是可以推测,溶质原子的动性越大(如 Li 原子),该合金的应变时效过程将进行的越快,内耗的变化量也会越小(图 3 中曲线 D)。

3.3 形变条件的影响

图 4 是 Al-Si 合金在不同形变量和形变温度时的内耗结果,小形变时效内耗效应弱且易回复,大形变后效应强但并不单调增强(曲线 B, C)。应变时效温度较高时,时效过程更快地完成(曲线 D)。以上结果都表明内耗强烈地依赖于形变条件,也就是与形变产生的位错组态密切相关。

位错的组态出现显著不同的两种情况是拉伸和扭转变形时。研究表明拉伸形变后纯铝的内耗随时间增加而减小,与扭转变形的结果相反^[7],这是由于前者出现大量位错胞,而可动位错少;后者出现大量的位错弓出形成倾斜于能谷的斜位错和弯结塞积,塞积组态在向自由组态过渡时,位错可动范围增大,内耗随时间而增加。但如果有溶质原子存在的话,这种内耗增加的现象会被溶质原子对位错钉扎所引起的内耗下降而掩盖,所以合金样品的时效内耗总是随时间增加而减小。

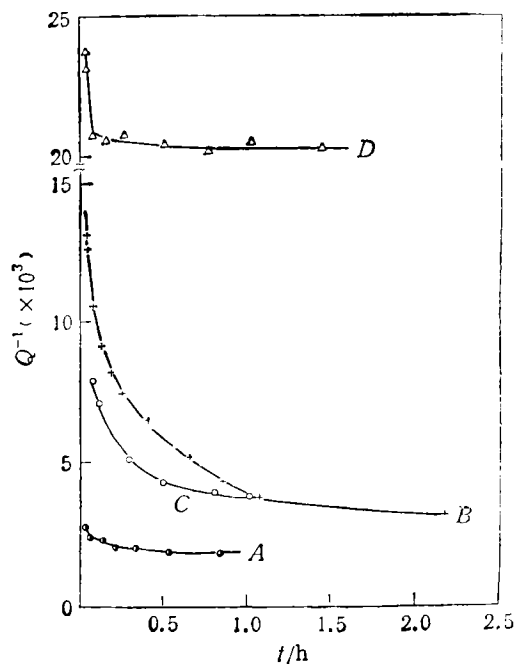


图 4 扭转变形量和形变温度对 Al-0.95at%Si 合金应变时效内耗的影响 曲线 A,B,C: 0.077, 0.38, 3.2%, 10℃; 曲线 D: 1.14%, 150℃, 1.8Hz

4 位错弦振动的理论分析

应变时效过程中,自由位错段的长度因溶质原子的扩散和钉扎而表现为时间的函数,该函数决定了时效回复的速率。参考位错钉扎问题中的时效沉淀 $t^{2/3}$ 律^[9]和辐照的 $(1 + Rt)^{-1}$ 律^[2],我们选取更一般的函数形式来描述位错环长 l :

$$l = l_0 / [1 - \exp(-Rt^{2/3})] \quad (1)$$

其中 l_0 是充分时效后可达到的位错环的最短长度, R 是表征溶质原子速率和位错密度的参数, 与实验条件有关。另一方面, 第一类溶质原子在位错环处的聚集并形成气团给位错的运动施加了附加阻尼, 并且它随时间增加而增大, 借用文献[10]的结果即

$$B(t) = B_0 + B_1(t) = B_0 + B_1(1 - e^{-\lambda t}). \quad (2)$$

其中 B_0 是形变起始第二类钉扎原子、声子和其它位错所施加的阻尼系数; $B_1(t)$ 是第一类溶质原子施加的阻尼, 与实验条件有关, 反映在 λ 因子上。

一组可动位错密度为 Λ , 平均环长为 l 的位错弦的振动方程为:

$$m\ddot{u} + B(t)\dot{u} - \gamma \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} = \sigma b \quad (3)$$

其中第一项在低频下可忽略, u 是 ξ 出位移, γ 位错线张力, y 位错弦方向和坐标。设

$$u(y, t) = A\sigma_0(l y - y^2)e^{i\omega t} \quad (4)$$

$$A = A_1 - iA_2 \quad (5)$$

代入方程(3)并从 $y = 0$ 到 l 积分, 得

$$\tau = B(t)l^2(t) / [12\gamma + 3B(t)l(t)\dot{l}(t)] \quad (6)$$

位错引起的平均切应变为

$$\varepsilon_d = \Lambda b \bar{u} = \frac{\Lambda b}{l} \int_0^l u dy = \frac{1}{6} \Lambda \Lambda l^2 b \sigma_0 e^{i\omega t}, \quad (7)$$

再由 $J_d = \varepsilon_d / \sigma$, 可以求得

$$\begin{aligned} \tan \varphi &= (J_d)_2 / J_e \\ &= \frac{\Lambda b^2 l^2(t)}{J_e [12\gamma + 3B(t)l(t)\dot{l}(t)]} \cdot \frac{\omega \tau}{1 + \omega^2 \tau^2}, \end{aligned} \quad (8)$$

$$\Delta J / J_e = (J_d)_1 / J_e$$

$$\begin{aligned} &= \frac{\Lambda b^2 l^2(t)}{J_e [12\gamma + 3B(t)l(t)\dot{l}(t)]} \\ &\quad \cdot \frac{1}{1 + \omega^2 \tau^2}. \end{aligned} \quad (9)$$

将 $l(t)$ 和 τ 的表达式代入(8)式可得

$$\begin{aligned} \tan \varphi &= \frac{\Lambda b^2 \omega}{J_e} \\ &\quad \cdot \frac{B_0 + B_1(t)}{[12\gamma l^{-2}(t) - 2Rl_0^{-1}l(t)B(t)t^{-\frac{1}{3}}\exp(-Rt^{2/3})]^2 + \omega^2 B^2(t)}. \end{aligned} \quad (10)$$

由(10)式可知, 当 $B(t)$ 的变化不足以与 $l(t)$ 的变化比较时 (如合金含量高的情况, 第二类原子起主导作用), 就出现内耗随时间的增加而单调下降的结果如图 5 所示。理论和实验点符合良好, 不一致的地方可以归因于形变空位、测量误差和未调好的计算参数的影响。由(10)式还可看出在某种条件下, 可以出现时间内耗峰。如果增大应变振幅,

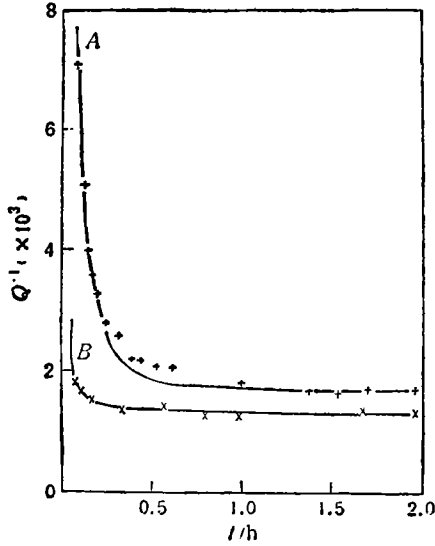


图 5 位错弦脱钉及原子气团拖曳复合模型的理论曲线和实验结果。 $\lambda \sim 0.03s^{-1}$, $b \sim 2.86 \times 10^{-8} \text{ cm}$, $l_0 \sim 1 \times 10^{-7} \text{ cm}$, $f \sim 2 \text{ Hz}$, $b_0 \sim 10^3 \text{ dyn} \cdot \text{s} \cdot \text{cm}^{-2}$, $b_1 \sim 50 \text{ dyn} \cdot \text{s} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。曲线 A: $R = 0.024$, $\Lambda = 1.15 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, Al-0.064at%Cu; 曲线 B: $R = 0.05$, $\Lambda = 9 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, Al-0.21at%Ga

$I(t)$ 将因位错脱钉而增大,而 $B(t)$ 因位错甩脱原子气团而变小, 那么就可以分别得到正常振幅效应 (KGL 模型) 和反常振幅效应, 这部分计算有待进行。

需要指出 (1) 式的形式要求第二类原子钉点间距远大于第一类原子决定的位错环长 $l(t)$, 故上述理论处理更适合于稀固溶体。

5 结 论

合金含量越大, 内耗及其随时间和振幅的变化越小。合金含量适当的小是时间内耗峰和强烈非线性效应出现的必要条件。

应变时效过程中的溶质原子可以这样分类: 一类是形变后离开位错的可动原子, 能在位错附近形成气团; 另一类是形变后仍钉扎位错上的弱钉点。前者促成反常振幅效应和时间内耗峰的出现, 后者负责正常振幅效应。

溶质原子的扩散强烈影响应变时效过程, 溶质原子与位错的结合能和溶质原子的动性都是控制时效回复速率的因素。

考察位错环长和阻尼系数的时间依赖性, 以位错弦同两类溶质原子作用的复合模型为基础的理论处理可以描述应变时效内耗行为。

丁锦文同志做了部分测量, 在此感谢。

- [1] R. Kamel and E. A. Attia, *Acta Met.*, **9** (12) (1961).
- [2] D. O. Thompson and D. K. Holmes, *J. Appl. Phys.*, **27** (1956), 713.
- [3] W. Köster, *Arch. Eisenhutenw.* **14**(1940), 271.
- [4] 葛庭燧、张进修, 物理学报, **21**(1965), 1711.
- [5] 谭 启, 物理学报, **41**(1972), 1296.
- [6] Q. Tan, *Proc. of 5th International Workshop on Physics of Materials*, Wuhan, (1991), E9-1.
- [7] 陈继勤、陈敏熊、赵敬世编, 晶体缺陷, (浙江大学出版社, 杭州, 1992), p. 184.
- [8] 葛庭燧、张志舜、张进修, 物理学报, **22**(1966), 270.
- [9] A. H. Cottrell and B. A. Bilby, *Proc. Phys. Soc.*, **A62** (1949), 49; S. Harper, *Phys. Rev.*, **83** (1951), 709.
- [10] 孙宗琦, 物理学报, **31**(1982), 561.

INVESTIGATION ON THE INTERACTION OF DISLOCATION WITH POINT DEFECTS BY STRAIN AGEING INTERNAL FRICTION OF ALUMINIUM ALLOYS

TAN QI

(Laboratory of Internal Friction and Defects in Solids, University of Science and Technology of China, Hefei 230026)

(Received 8 May 1992; revised manuscript received 10 March 1993)

ABSTRACT

Studies were made on the influence of alloying content, alloying elements and deformation conditions on the internal friction behavior during strain ageing of aluminium alloys. Therefrom, a description was made on the distribution of point defects and dislocation configuration. It was pointed out that the factors controlling the recovery process of strain ageing are the mobility of solute atoms and interaction energy between dislocations and solute atoms. A complex model including unpinning of dislocation string and dislocation-atmosphere dragging was proposed, which can describe the interaction between dislocation and point defects in the process of strain ageing. A corresponding theoretical treatment was made to explain the experimental phenomena reasonably.

PACC: 6240;6170L;6220F;6170B