

## 铝-0.1% 镁合金中表现反常振幅效应的 低频位错内耗峰\*

葛庭燧 张志舜 张进修†

(中国科学院)

### 提 要

用低频扭摆测量了经过轻度冷加工的 Al-0.1% Mg 合金在室温时效过程中的内耗变化, 观察到表现反常振幅效应的时效内耗峰。用经过充分时效而内耗已达到稳定值的试样进行升温 and 降温内耗测量, 也在 30—55℃ 的温度范围内观察到表现反常振幅效应的温度内耗峰。这些现象在高纯铝试样和经过完全退火的 Al-0.1% Mg 合金试样中都不出现。

在 Al-0.1% Mg 合金中也能观察到以前在 Al-0.5% Cu 合金中所观察到的反常内耗现象, 这就排斥了任何用在点阵中所发生的一般脱溶沉淀过程来解释这种反常内耗现象的可能性, 因为在含 0.1% Mg 的铝合金中, 在实验测量所涉及的温度范围内, 是不能够在点阵中发生一般的脱溶沉淀过程的。

为了解释铝镁合金中所呈现的反常内耗现象的特点, 可以假设在铝镁合金中能够形成两种位错气团: 一种是“镁原子-空位”对与位错所组成的气团, 这种气团能够在应变时效过程中形成; 另一种气团是镁原子与位错所组成的气团, 当经过范性形变的试样的温度升高到 100℃ 左右时, 镁原子与空位脱离, 在退火过程中就单独与位错形成气团。前一种气团对于位错的钉扎较第二种为强, 因而它的振幅内耗峰出现在较高的振幅值。

### 一、引 言

在铝-0.5% 铜合金中能够出现反常位错内耗峰的工作, 自 1950 年初次报导以后<sup>[1,2]</sup>, 最近已为一系列的研究所证实<sup>[3]</sup>, 并在原来的位错气团模型的基础上, 提出了溶质原子沿着位错弯结而扩散的“位错弯结气团模型”<sup>[4]</sup>。

以前的工作指出, 这种反常位错内耗现象(包括表现反常振幅效应的应变时效或淬火时效内耗峰和温度内耗峰)的出现与铝中含有溶质原子(铜)有关, 因为在实验条件完全相同的情况下, 在高纯铝中没有观察到这种现象。此外还指出, 对于完全退火的试样需要有一定的冷加工量, 对于高温淬火的试样则不需要经过冷加工。范性形变或高温淬火所产生的过饱和空位并不是出现反常位错内耗现象的必要条件, 但是, 由于这种现象是在室温应变时效或淬火时效以及随后在升温或降温过程中所观测到的, 所以就必须十分确切地从实验上指出这种现象完全与通常所说的脱溶沉淀过程无关。过去的工作在这方面也曾提出过一些较有力的证据<sup>[3]</sup>, 为了进一步验证这个问题, 本文用铝-0.1% 镁合金进行类似

\* 1965 年 6 月 28 日收到。

† 中山大学物理系助教, 在中国科学院研究实习。

的实验。由于镁在铝中的室温溶解度约为 1.9%, 远远大于所用试样中的含镁量(0.1%), 所以如果在这种合金试样中也能够在室温出现反常内耗的现象, 就进一步地说明了这种现象不是通常所说的脱溶沉淀过程所引起的。

铜原子直径比铝原子直径约小 10%, 而镁原子直径比铝原子直径约大 10%。因此, 就溶质原子与位错的弹性交互作用能来说, 铝铜和铝镁合金是相近似的。再者, 铝镁合金是众所周知的应变时效型合金, 所以如果位错气团引起反常内耗的看法是的话, 在条件适当的情况下, 在铝镁合金里也应该能够观察到反常内耗现象。

## 二、试样和实验装置

所用的主要试样 (Al-0.1% Mg) 是用国产高纯铝和镁在坩埚炉中配成的。在铸成直径 20 毫米的圆棒后, 首先在 450°C 进行扩散退火 15 小时, 然后将表面车光, 再经过冷打和冷拔以及几次中间退火, 制成直径 1.2 毫米的细丝。最后一次冷加工相当于 32.4% 的面积缩减率。把细丝剪成 220 毫米长的试样, 在 400°C 保温 10 分钟, 取出, 放在两块玻璃板中间滚直, 再在 400°C 保温 1 小时后炉冷。

所用以测量内耗的装置是扭摆, 频率约为 1 周/秒。为了消除装试样操作时所可能引入的冷加工, 一般把试样在扭摆炉中再进行一次高温退火, 作为试样的初始态。以前的工作指出, 要在完全退火试样中观察到反常内耗现象, 必须预先对试样进行适量的冷加工<sup>[3]</sup>。因此, 本文对于 Al-0.1% Mg 试样都进行了预形变处理。这种处理是把砝码直接加到下摆杆上去, 放置 10—30 秒钟后再取下来, 这样可以在形变后立即进行内耗测量。这种加载的方法虽然不够精确, 但是作为探索性的操作处理, 还是比较方便的。

## 三、实验结果和分析

### 1. Al-0.1% Mg 的应变时效内耗峰及其反常振幅效应

把 Al-0.1% Mg 合金试样在扭摆炉内在 400°C 保温半小时炉冷后, 用加砝码的方法使试样承受 453 克/毫米<sup>2</sup> 的载荷 (包括扭摆下摆杆和摆锤的重量), 停留 30 秒钟取下, 使试样发生一定的残留形变, 立即在室温 (24°C) 下测量内耗随着时间的变化, 所用的最大激发振幅是  $3 \times 10^{-5}$  (相应于标尺上的读数 6 厘米, 下同), 所得的结果如图 1(a) 所示。图中所示的内耗值是在应变振幅从  $3 \times 10^{-5}$  衰减到  $1.5 \times 10^{-5}$  这个范围内的内耗平均值。由图可见, 在时效开始时, 内耗即上升, 约在 45 分钟后达到极大值, 以后下降并趋于稳定。事实上, 时效曲线上各点的内耗值是随着应变振幅的不同而变的, 如图 1(b) 所示, 图中各曲线上的内耗值是用下述公式计算出来的:

$$Q^{-1} = (1/\pi \Delta n) \ln A_0/A_n,$$

$\Delta n$  是当偏转读数由  $A_0$  衰减到  $A_n$  时所经过的振动数。这样所算出的  $Q^{-1}$  值是对应于偏转读数为  $1/2(A_0 + A_n)$  时的平均内耗值。

图 1(b) 中的曲线 1 表示试样在退火后的内耗, 由于所用的激发振幅较大, 这时的内耗已经呈现正常的振幅效应 (即内耗随着振幅的增加而增加)。曲线 2, 3, 4, 5 表示在应变时效内耗峰出现时的内耗, 这时的内耗表现出明显的反常振幅效应 (即内耗随着振幅的增加而减小)。在离峰较远的地方, 内耗又只是呈现正常的振幅效应, 如曲线 6, 7, 8

所示。

上述实验结果与 Al-0.5%Cu 合金情形相同之处,是有呈现反常振幅效应的应变时效

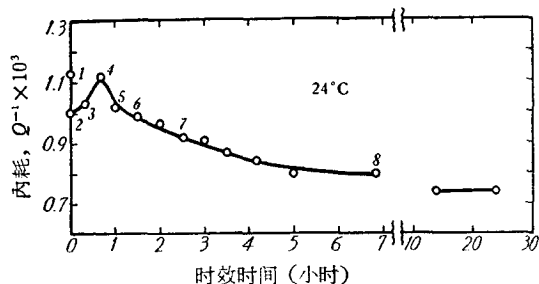


图 1(a) Al-0.1%Mg 合金试样在形变后在 24°C 进行时效过程中的内耗变化。内耗是在  $3 \times 10^{-5}$  到  $1.5 \times 10^{-5}$  的应变振幅范围内的平均值。

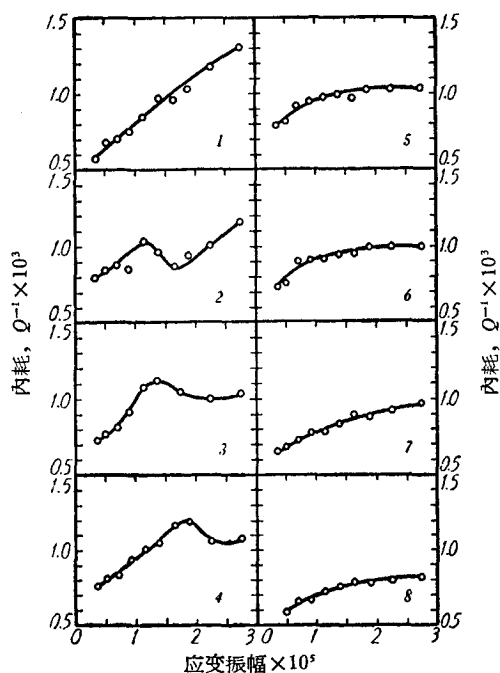


图 1(b) 图 1(a) 曲线上所示各点的内耗值随着振幅而变化的情况。

内耗峰出现。不同之处主要有三点: (1) 退火的 Al-0.1%Mg 试样的内耗在未进行预形变处理以前就呈现正常的振幅效应(当应变振幅大于  $0.3 \times 10^{-5}$  时); (2) 在形变处理后开始进行时效试验时的内耗值已经稍低于退火内耗值, 这可能表示在 Al-0.1%Mg 合金中应变时效进行得较快; (3) 在应变时效过程中所观察到的反常振幅效应都只在应变振幅大于  $1 \times 10^{-5}$  时才出现。

用另一根 Al-0.1%Mg 合金试样也在扭摆炉内在 400°C 保温半小时炉冷, 然后加上 432 克/毫米<sup>2</sup> 的载荷, 10 秒钟后取下, 立即用  $5 \times 10^{-5}$  的激发振幅测量室温(24°C)下内耗随着时间所发生的变化。图 2 中曲线 I 所示的内耗值是在应变振幅从  $5 \times 10^{-5}$  衰减到  $2.5 \times 10^{-5}$  这个范围内的内耗平均值, 由图可见, 在时效时间约 1 小时 20 分钟处出现一个峰值, 但不甚明显。但如采用较低的应变振幅范围(从  $3 \times 10^{-5}$  到  $1.5 \times 10^{-5}$ ) 来计算内耗平均值, 则在 1 小时附近得到一个明显的时效内耗峰, 如曲线 II 所示。

应该指出, Al-0.1%Mg 合金试样的应变时效内耗峰是不容易观察到的, 也较难观察到反常振幅效应。其原因一方面可能是由于实验条件不易掌握, 例如

关于预加载荷量、加载时间以及最大激发振幅和时效温度的选择等, 另一方面可能是由于 Al-Mg 合金中的应变时效过程进行得太快, 所以在预加载以后开始测量内耗时, 应变时效已经进行到不会在室温引起气团附加内耗的阶段。

## 2. Al-0.1%Mg 的温度内耗峰及其反常振幅效应

在图 2 中的试样, 在室温进行时效而内耗达到“稳定”值后, 升温测量内耗, 所用的最大激发振幅是  $5 \times 10^{-5}$ , 计算内耗所用的振幅范围是从  $5 \times 10^{-5}$  到  $2.5 \times 10^{-5}$ 。第一次升温时内耗即上升, 经过一个峰值(约在 40°C 处)然后下降, 当温度达到 77°C 后降温测量, 则也出现一个内耗峰(约在 30°C 处), 如图 3(a) 中的曲线 I 所示。随后继续进行升

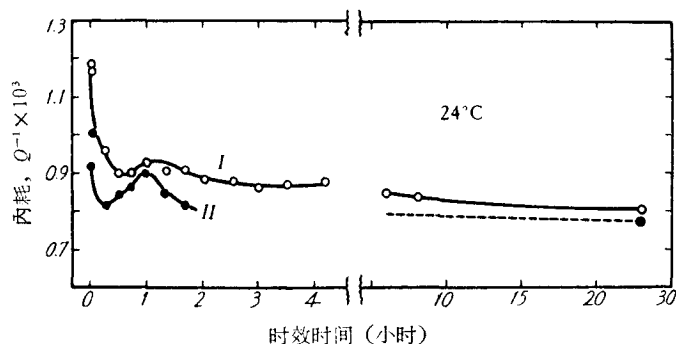


图2 另一根 Al-0.1% Mg 合金试样在形变后在 24°C 进行时效过程中的内耗变化。内耗值所对应的应变振幅范围: I. 从  $5 \times 10^{-5}$  到  $2.5 \times 10^{-4}$ ; II. 从  $3 \times 10^{-5}$  到  $1.5 \times 10^{-4}$ 。第一点是退火内耗值。

温和降温测量内耗, 升温达到 99°C 然后降温所得到的升温 and 降温内耗峰如图 3(a) 中的曲线 II 所示。再一次升温测量时, 内耗一起始下降, 然后再上升, 经过一个峰值, 待升温达到 150°C 再降温测量, 则内耗值普遍升高, 降温内耗峰也更显著地升高并出现在升温内耗峰的较低温度一边, 见图 3(b)。当升温达到的最高温度分别为 204°C, 300°C 和 400°C 时, 所得的升温 and 降温内耗曲线分别如图 3(c), 3(d) 和 3(e) 所示。图 3(d) 中所画的虚线, 表示在降温达到室温后, 在室温停留时, 内耗值在约 10 小时内从  $2.45 \times 10^{-3}$  连续下降至  $1.90 \times 10^{-3}$ 。因而, 如把这种时效下降计算在内, 则图 3(e) 中的升温内耗曲线在一

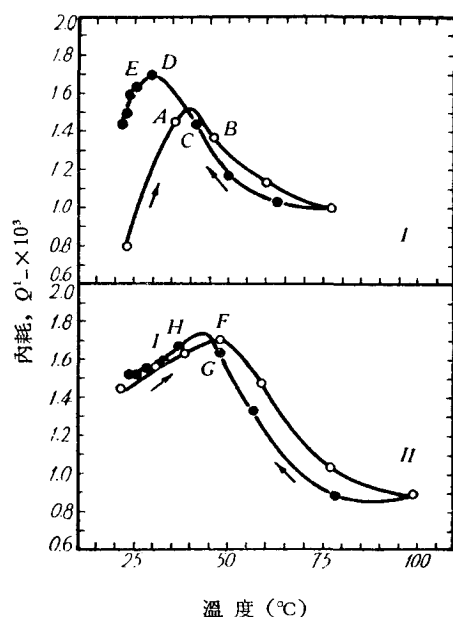


图 3(a) Al-0.1% Mg 合金试样在室温进行应变时效达到稳定值后, 升降温测量时的内耗变化。曲线 I. 第一次升降温测量 (最高温度达 77°C); 曲线 II. 第二次升降温测量 (最高温度达 99°C)。计算内耗所用的应变振幅范围是从  $5 \times 10^{-5}$  到  $2.5 \times 10^{-4}$ 。

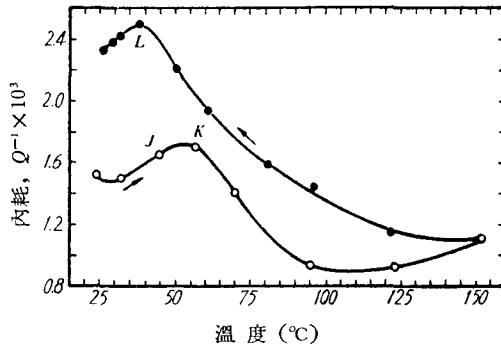


图 3(b) 继续图 3(a) 作第三次升降温测量 (最高温度达 152°C)。

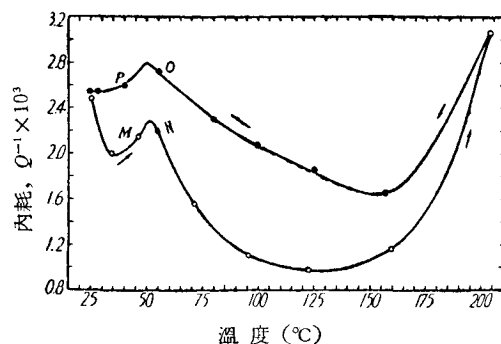


图 3(c) 第四次升降温测量 (最高温度达 204°C)。

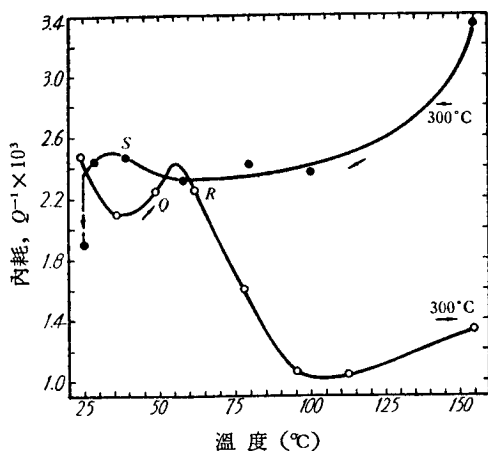


图 3(d) 第五次升降温测量(最高温度达 300°C)。

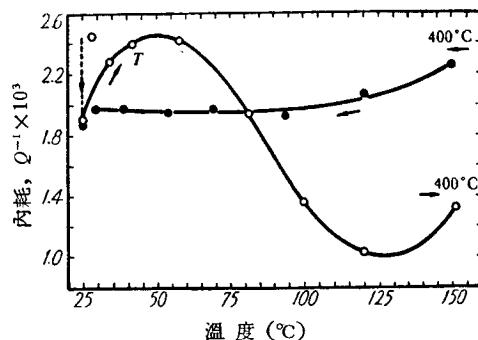


图 3(e) 第六次升降温测量(最高温度达 400°C)。

起始时也是下降的。如图 3(e) 的降温曲线所示,当试样在 400°C 保温 30 分钟再降温测量时,降温内耗曲线已不再出现峰值,降温达到室温后在室温停留时,内耗值也趋于稳定,并不出现时效下降的现象。用这种试样再升温测量内耗,也不再出现升温内耗峰。

图 4(a), (b), (c) 所示的,是图 3(a), (b), (c) 各曲线上 A, B, C, ..., N, O, P 各点处的内耗的振幅效应。这些字母所标明的是在升温或降温内耗峰附近的相关各点。在 A, B, C, D, E 各点都呈现较不明显但却很肯定的反常振幅效应,在 F 点所呈现的反常振幅效应则很明显,这些都反映试样在应变时效后,升温未超过 77°C 以前的情况。值得注意的是,这种振幅峰的峰巅所对应的振幅值虽然在一定范围内变化(约在  $1-3 \times 10^{-5}$  之间),但是却都大于  $1 \times 10^{-5}$ ,这与图 1(b) 所示的情形相似。

当试样一旦升温达到 99°C 以后,再降温和升温测量内耗时,在内耗峰附近各点 G, H, I, J, K 的振幅峰的峰巅所对应的振幅值却都小于  $1 \times 10^{-5}$  (约等于  $0.75 \times 10^{-5}$ ),如图 4(b) 所示。这种现象可能反映,当所用的应变时效后的 Al-0.1% Mg 合金试样在升温达到约 100°C 后,试样内部的溶质原子与位错交互作用的情况有所改变,从而导致上述临界振幅值的改变。

应该指出的是,用巅值振幅大于和小于  $1 \times 10^{-5}$  来区分这两种情况只是一种定性的指示。但是可以肯定地说,这两种情况所相当的巅值振幅是有大小区别的。

当试样升温达到约 200°C 和 300°C 以后,虽然降温和再升温时仍有内耗峰出现,如 O, P, Q, R, S, T 各点,但是内耗却只呈现正常的振幅效应,如图 4(c) 中所示的 O 和 P 曲线(Q, R, S, T 各点的振幅曲线从略)<sup>1)</sup>。由图可见,这时的大振幅内耗值极高,即便在低振幅时出现微弱的振幅峰,也被十分强烈的正常振幅效应并且数值较高的内耗所掩盖。

当试样升温达到 400°C 并保温半小时后,再降温测量内耗时,则内耗只是单调地下降,也只是呈现正常的振幅效应。这说明,在升温达到 400°C 以后,由于冷加工和应变时效所引起的气团附加内耗的因素已完全被消除。

1) 根据实验点子的来看,图 4(c) 中的 L, O, P 各曲线似乎可以在大振幅(约  $4 \times 10^{-1}$ )处画成一个峰,但经过仔细分析比较的结果,认为这些实验点子的分散是由于实验条件所造成的。当内耗值很大时,在大振幅时由于偏转读数衰减极快的关系,对应于某一固定偏转读数的振动数  $n$  常常不是整数,因而很难测量准确。

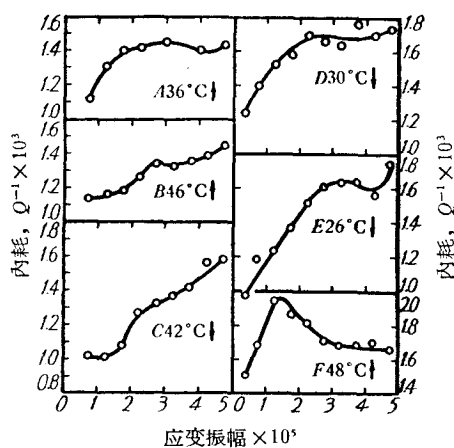


图 4(a) 在图 3(a) 各曲线上 A, B, C, D, E, F 各点处的内耗的振幅效应。

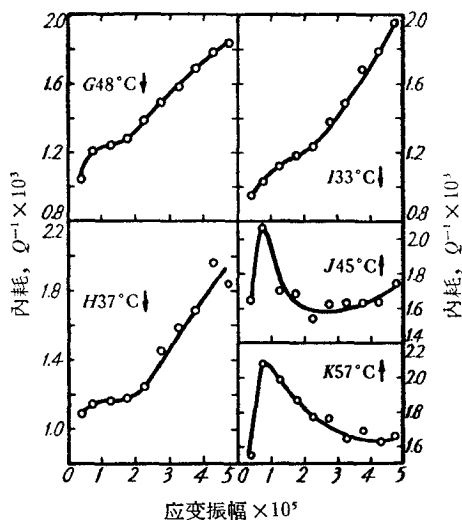


图 4(b) 在图 3(a) 和 3(b) 各曲线上 G, H, I, J, K 各点处的内耗的振幅效应。

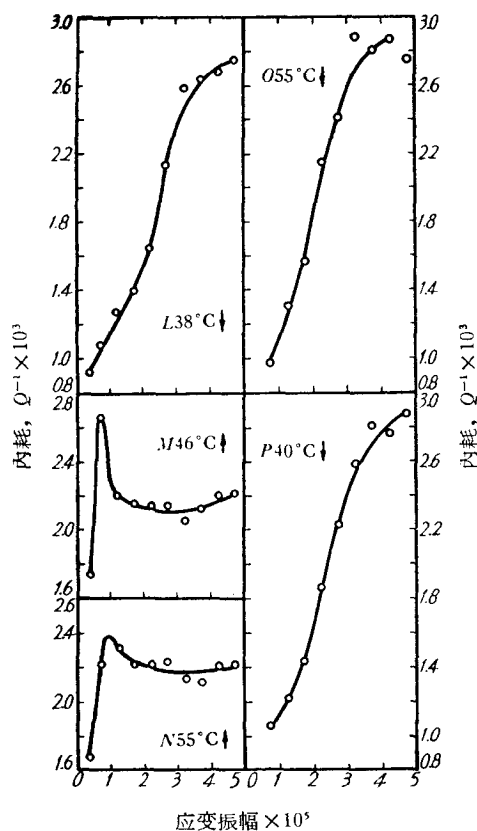


图 4(c) 在图 3(b) 和 3(c) 各曲线上 L, M, N, O, P 各点处的内耗的振幅效应。

由图 3(a)—3(e) 各曲线可以看出, 当试样升温达到约 100°C 以上再降温测量时, 高温部分的内耗大大增加, 这种情况在图 3(b) 和 3(c) 中表现得特别显著。另外, 由图 4(a)—4(c) 各曲线可以看出, 在降温测量时, 高振幅部分的内耗一般都特别高, 而在降温后再升温测量时, 则高振幅部分的内耗一般被大大压低, 而低振幅部分的内耗则大大升高, 形成极明显的振幅内耗峰, 如 F, J, K, M, N 所示。这说明, 引起低振幅内耗峰的气团是在升温以后再在较低温度下停留时形成的, 形成这种气团的最适当的温度似乎一般刚在室温以上, 这表现在由室温升温测量内耗时, 内耗值在一起始时反而降低。这种气团一旦形成后, 便使高振幅部分的内耗降低。再次在较高温度下保温时, 气团消散, 因而在降温测量时又呈现较高的高振幅内耗(由于降温速度不够慢, 所以气团来不及重新形成)。试样在 400°C 保温后, 降温测量到 80°C 以下时, 降温内耗就普遍地低于升温内耗, 这表示在经过这种处理以后, 已不能再形成上述的气团。

### 3. 用小振幅对于 Al-0.1% Mg 试样所作的实验

上面所述的实验是用大振幅 ( $5 \times 10^{-5}$ ) 激发的, 实验的结果表明, 当应变时效后的 Al-0.1% Mg 试样升温达到  $100^\circ\text{C}$  左右以后, 便在低振幅范围内出现一种振幅内耗峰。为了排除用大振幅激发所可能带来的影响, 我们又用小振幅激发进行了试验。

在第二节中所述的试样升温达到  $150^\circ\text{C}$  并且降温到室温以后, 我们用激发振幅  $1 \times 10^{-5}$  测量升降温内耗, 升温达到的最高温度是  $139^\circ\text{C}$ , 低于前次升温测量所达到的温度 ( $150^\circ\text{C}$ ), 所得到的升温 and 降温内耗曲线如图 5(a) 所示。计算内耗所用的应变振幅范围是  $1 \times 10^{-5}$  到  $0.5 \times 10^{-5}$ 。由图可见, 升温 and 降温都有明显的内耗峰出现。图 5(b) 所示的是升降温内耗峰附近的 W, X, Y, Z 各点处的内耗-振幅曲线, 由图可见, 振幅峰的峰值确是出现在  $0.75 \times 10^{-5}$  的应变振幅处, 这略高于 Al-0.5% Cu 合金的峰值振幅 ( $0.4-0.6 \times 10^{-5}$ )<sup>[3]</sup>。

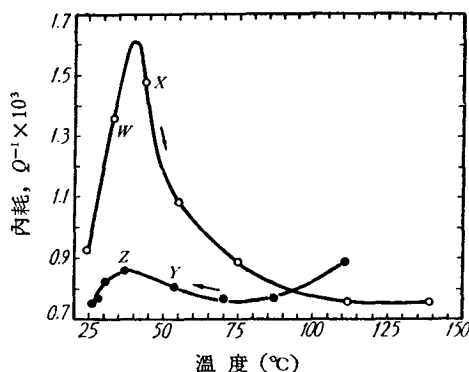


图 5(a) 用小振幅测量的 Al-0.1% Mg 试样的升降温内耗曲线。计算内耗所用的应变振幅范围是  $1 \times 10^{-5}$  到  $0.5 \times 10^{-5}$ 。

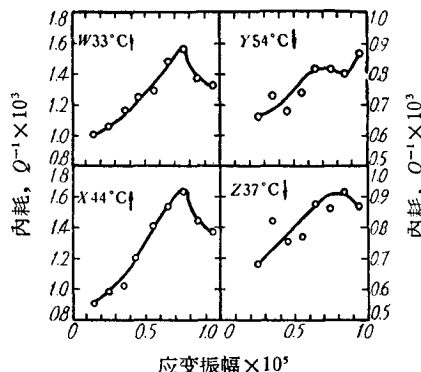


图 5(b) 图 5(a) 各曲线上用 W, X, Y, Z 标明的各点处的内耗的振幅效应。

### 4. 关于高纯铝的实验结果

前面三节的结果已指出, 在 Al-0.1% Mg 合金里, 可以观察到表现反常振幅效应的应变时效内耗峰和温度内耗峰。以前的工作曾指出, 在高纯铝中并不出现这种反常内耗现象<sup>[1,3]</sup>, 所以这种现象显然与铝中所含的镁溶质原子密切相关, 不过本实验中所用的应变

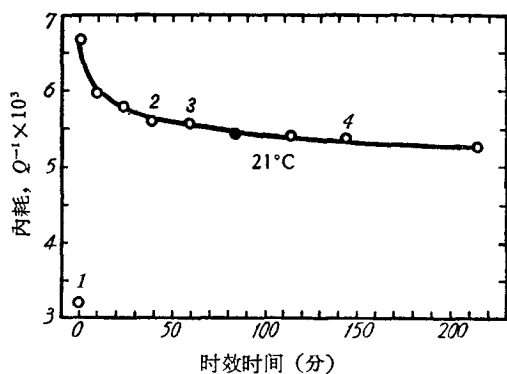


图 6(a) 高纯铝试样在形变后在室温 ( $21^\circ\text{C}$ ) 进行时效的过程中的内耗变化。

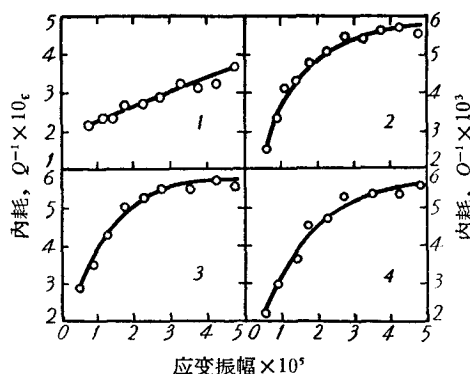


图 6(b) 图 5(a) 曲线上所示各点的内耗值随着应变振幅而变化的情况。“1”表示试样在退火状态。

振幅高达  $5 \times 10^{-5}$ , 而过去对于高纯铝的实验都是用小振幅 (小于  $1 \times 10^{-5}$ ) 激发的, 所以为了验证以上的结果, 我们又用对于 Al-0.1% Mg 合金试样所用的同样实验条件对于 99.991% 的高纯铝进行了系统的实验。

将高纯铝试样在扭摆炉中在  $400^\circ\text{C}$  保温 1 小时炉冷, 然后加载荷 500 克/毫米<sup>2</sup>, 停留 20 秒, 卸载后立即在室温 ( $21^\circ\text{C}$ ) 下测量内耗随着时间的变化, 所用的激发振幅是  $5 \times 10^{-5}$ , 结果如图 6(a) 所示, 计算内耗所用的振幅范围是  $5 \times 10^{-5}$  到  $2.5 \times 10^{-5}$ 。内耗在时效过程中只是单调地下降, 并没有时效内耗峰出现, 内耗只呈现正常的振幅效应, 如图 6(b) 所示。当内耗达到“稳定”值后, 进行升温 and 降温测量, 所得结果如图 7 的曲线 I 所示, 在升温各点的内耗值都不呈现反常振幅效应。升温到  $55^\circ\text{C}$  左右时, 有一个小凸包出现, 从  $150^\circ\text{C}$  降温测量时, 内耗就只是单调下降, 而且降温内耗都低于升温内耗。我们认为, 在升温时出现的小凸包可能不是一个真正的内耗峰, 而是由于预加载荷所引起的冷加工效应在升温时的逐渐消除与内耗随着温度的升高而增加这两个相互矛盾的因素所引起的。图 7 中的曲线 II 是试样在  $400^\circ\text{C}$  保温 30 分钟后所测得的升温 and 降温内耗曲线。值得注意的是, 这时的降温曲线值稍高于升温内耗值, 这可能是由于试样在经过  $400^\circ\text{C}$  的退火以后变得较软, 因而对于应变振幅变得更为敏感。图 7 中的曲线 III 是用较小的振幅 ( $0.8 \times 10^{-5}$ ) 进行内耗测量的, 这时的升降温曲线就彼此重合。

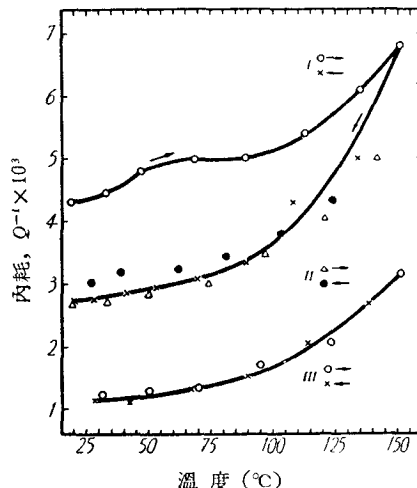


图 7 图 5 试样在  $21^\circ\text{C}$  时效达到稳定值后, 升温 and 降温测量时的内耗变化。I. 第一次升降温; II. 在  $400^\circ\text{C}$  保温 30 分钟后, 以上计算内耗所用的振幅范围是从  $5 \times 10^{-5}$  到  $2.5 \times 10^{-5}$ ; III. 曲线 II 的试样用小振幅 ( $0.8 \times 10^{-5}$ ) 测量内耗。

## 四、讨 论

### 1. 关于 Al-0.1% Mg 合金中出现反常内耗现象的实验条件的讨论

#### (1) 预先冷加工量的问题

我们曾经仿照在 Al-0.5% Cu 工作中所用的方法, 把试样在拉伸机上拉到屈服以后, 再测量内耗随着时间的变化, 但是试样在经过拉伸后, 内耗值常常并不比原来的退火值高, 这可能是由于在铝镁合金中, 应变时效进行得太快的缘故。随后我们改用直接在试样上加砝码, 经过一定时间再卸去的方法来使试样发生范性形变, 这个方法虽然可以达到快速测量的目的, 但是对于加载荷的操作条件不易控制。

在我们的多次试验中发现, 随着加载量的增加, 卸载后的内耗值始而增加, 但是当加载量再增加时, 卸载后的内耗值反而减小。对于我们所用的 Al-0.1% Mg 试样来说, 这种加载内耗峰 (内耗作为加载量的函数) 出现的位置约在 280 克/毫米<sup>2</sup> 到 640 克/毫米<sup>2</sup> 之间, 较多是出现在 400 克/毫米<sup>2</sup> 左右。这种加载内耗峰在高纯铝中也出现, 但是出现在较小的加载量处。在文献中也有关于在纯金属单晶体中出现这种内耗峰的报导<sup>[5]</sup>, 它的机构还不明确。根据我们实践的经验, 预加载荷量达到或超过这个峰顶的加载量是出现反常

内耗现象的必需条件,但却不是充足的条件,原因还有待进一步的研究。

我们在实验中所采用的预加载量一般在 430 克/毫米<sup>2</sup> 左右,在这种条件下,虽然能够观测到应变时效内耗峰的机遇还是不大,但却能较好地观测到温度内耗峰。

## (2) 退火条件的影响

我们也在多次试验中发现,即便在相同条件下进行退火处理的 Al-0.1% Mg 试样,它在室温下的背景内耗值的差别有时也很大,有时在  $1 \times 10^{-3}$  以上,有时则约为  $0.5 \times 10^{-3}$ 。我们也发现,退火内耗值很低的试样,加载内耗峰也很低,当加载超过峰值以后作升温降温测量时,一般都观察不到反常内耗现象。反之,如果试样的退火内耗值是  $1 \times 10^{-3}$  左右或更高,则加载峰也较高,这时当加载超过峰值后,一般都能够观测到反常内耗现象。我们认为,这些情况可能与在退火过程中所建立的镁溶质原子、空位与位错的交互作用的状态有关,我们所采取的退火操作显然还不能有效地控制这种状态。

## 2. Al-0.1% Mg 合金中的反常内耗现象与 Al-0.5% Cu 中的比较

第三节所述的实验结果清楚地指出,在 Al-0.1% Mg 合金试样中可以观测到呈现反常振幅效应的应变时效内耗峰和温度内耗峰,这和在 Al-0.5% Cu 合金中所观测到的结果加以普遍化。此外,正如在引言中所说的,在 Al-0.1% Mg 合金中能够观测到这些反常内耗现象,排斥了任何用一般的脱溶沉淀过程来解释这种现象的可能性,从而进一步肯定了位错气团模型。

本文的结果也进一步地丰富了位错气团模型。Al-0.1% Mg 合金有与 Al-0.5% Cu 合金相同的一面,也有其独特的一面。这些不同的地方表现为:(1)在铝镁合金中的应变时效进行得较快;(2)在铝镁合金中观测到表现反常振幅效应的时效内耗峰所需的应变振幅较大;(3)当应变时效后的铝镁合金试样升温达到 100°C 左右,再降温测量时,所呈现的反常内耗现象与升温前很不相同,这时用较小的振幅便能够观察到表现反常振幅效应的温度内耗峰。

## 3. Al-0.1% Mg 合金中的两种位错气团

为了解释上述的不同点,可以假定,根据处理条件的不同,在铝镁合金中可以形成两种位错气团:一种是镁原子与位错所形成的气团,这种气团和铜原子与位错所形成的气团相似;另一种是“镁原子-空位”对与位错所形成的气团。后一种气团的形成是由于镁原子与空位具有较大的结合能(约为 0.4—0.54 电子伏)<sup>[6] 1)</sup>。当温度升高达到 100°C 左右(80—120°C)时,镁原子与空位的结合由于热激活的关系而彼此解离<sup>[8]</sup>,解离后的空位可能扩散到晶粒间界或其它的不均匀结构中去,解离后的镁原子在条件适当时,可以单独形成镁原子位错气团。

可以根据上述的看法对于本文所叙述的实验结果作定性的解释。

在退火的 Al-0.1% Mg 合金试样中,由于在 100°C 左右以上的温度时,镁原子与空位是彼此分离的,而在 100°C 以下的温度时,又由于扩散速率较小,镁原子与空位不易立即碰到一起,形成“镁原子-空位”对,所以一起始时,不会形成“镁原子-空位”对气团,但是可能形成一定浓度的镁原子气团,从而使退火试样的内耗一起始就呈现正常振幅效应。

1) 铜原子与空位的结合能只有 0.15—0.25 电子伏<sup>[7]</sup>。

在加载荷的过程中,有过量的空位产生<sup>[9]</sup>,这些空位被镁原子所捕获而保留下来<sup>[10]</sup>,形成“镁原子-空位”对,这使应变时效加速进行<sup>[11]</sup>。这种“镁原子-空位”对共同进入位错后,便形成可以叫做“镁原子-空位”对气团。有人曾经描述这种气团的具体状态,认为镁原子与空位分别在刃型位错的膨胀部分和压缩部分作上下对称的分布<sup>[12]</sup>。我们可以姑且不管气团的具体结构,但是可以认为这种复杂气团对于位错的钉扎是较牢固的。这可以说明,为什么铝镁合金中的应变时效进行得较快,并且为什么加载荷后的试样需要用较大的应变振幅才能观测到反常内耗现象。

当试样升温达到 100℃ 左右时,“镁原子-空位”对发生分解,因而在条件适当时可以形成镁原子气团,这种气团对于位错的钉扎力较弱,因而在以后的内耗测量中,在较小的应变振幅下就能够观测到反常位错内耗。又由于这种气团较为松动,所以当它形成以后,在 100℃ 以下的内耗值都普遍地有所提高。

根据我们已作过的实验还不能确定由“镁原子-空位”对气团转变为镁原子气团的确切温度,但是根据我们多次实验的结果可以肯定,确有一个引起这种转变的温度范围,约为 100℃ 左右。

当温度升高到 200℃ 以上时,实验结果指出内耗值大大升高,并且降温测量时的内耗值又只呈现正常的振幅效应,这可能是由于在 200℃ 以上时,镁原子气团已经变得十分稀释,在降温过程中不易即行变得较浓,所以在测量内耗时能够较易地跟着位错移动,不被位错所抛开,因而并不出现反常振幅效应。

上述的“镁原子-空位”对气团与镁原子气团的概念以及二者相互转化的情况可以解释许多在文献里报导过的现象。在 Al-3.46% Mg 合金在交变载荷下的能量消耗变化( $\Delta E$ )的实验中曾指出<sup>[13]</sup>,在淬火试样中,原来的气团较松动,由于在交变载荷过程中所产生的过量空位的帮助,溶质原子进入位错,使气团变浓,从而  $\Delta E$  上升达到最高值后又下降。按照现在的观点,淬火试样中原来的气团可能是镁原子气团,而后来在交变载荷过程中渐渐形成对于位错钉扎较强的“镁原子-空位”对气团,从而使  $\Delta E$  又下降。

此外,上述观点也可以解释在铝镁合金中所观察到在 100℃ 出现的“应变时效软化”的反常现象<sup>[10]</sup>。这种软化很可能是由于“镁原子-空位”对气团在时效过程中转化为镁原子气团的结果。

张百伟同志参加了前期的实验工作。

## 参 考 文 献

- [1] Ké, T. S. (葛庭燧), *Phys. Rev.*, **78** (1950), 420.
- [2] 葛庭燧, *Science Record* (科学记录), **3** (1950), 61.
- [3] 葛庭燧、张进修, *物理学报*, **21** (1965), 1711.
- [4] 葛庭燧、张进修, *物理学报*, **22** (1966), 71.
- [5] Hasiguti, R. R., Hirai, T., *J. Appl. Phys.*, **22** (1951), 1084; Hasiguti, R. R., 1953 Proc. Intern. Conf. Theoretical Phys. (Tokyo, 1954), p. 577.
- [6] Westmacott, R. S., Barnes, R. S., Hull, D., *Phil. Mag.*, **6** (1961), 929; Entwistle, K. N., Fell, J. H., Koo, K. I., *J. Inst. Metals*, **91** (1962—63), 84; Panseri, C., Federighi, T., *Acta Met.*, **11** (1963), 575.
- [7] Kimura, H., Hasiguti, R. R., *Acta Met.*, **10** (1962), 607.
- [8] Panseri, C., F., Federighi, T., *Acta Met.*, **6** (1958), 198.

- [9] Cottrell, A. H., *Phil. Mag.*, **44** (1953), 829.  
[10] Perryman, E. C. W., *Trans. AIME*, **206** (1956), 1247.  
[11] Westwood, A. R. C., Broom, T., *Acta Met.*, **5** (1957), 249.  
[12] Sperry, P. R., *Acta Met.*, **11** (1963), 153; Riggs, B. A., Demer, L. J., *Acta Met.*, **11** (1963), 1003.  
[13] 王中光、黄元士、葛庭燧, 物理学报, **21** (1965), 1253.

## LOW FREQUENCY DISLOCATION INTERNAL FRICTION PEAKS WITH ANOMALOUS AMPLITUDE EFFECT IN Al-0.1% Mg ALLOY

KÊ, T. S. CHANG, C. S. CHANG, Z. S.  
(*Academia Sinica*)

### ABSTRACT

Variations of internal friction in the course of strain-aging at room temperature of slightly cold-worked Al-0.1% Mg alloy were measured with a torsion pendulum and an internal friction peak (versus aging time) exhibiting anomalous amplitude effect was observed. When the internal friction of a fully aged specimen was measured with the temperature going up and down, internal friction peaks (versus temperature) exhibiting anomalous amplitude effect were also observed in the temperature range of 30—55°C. These anomalous effects were not observed in specimens of high purity aluminum or fully-annealed Al-0.1% Mg alloy.

The fact that these anomalous internal friction phenomena previously observed in Al-0.5% Cu alloy can also be observed in Al-0.1% Mg alloy excludes any possibility of explaining these anomalous internal friction phenomena in terms of a precipitation process which cannot occur in Al-0.1% Mg alloy in the temperature range of the present measurements.

In order to explain the characteristics of the anomalous internal friction phenomena observed in the aluminum-magnesium alloy, two different types of dislocation atmospheres were assumed to be able to exist in an aluminum-magnesium alloy: One type is concerned with the segregation of "magnesium atom-vacancy" pairs to a dislocation, which can happen during the course of strain-aging; another type is concerned with the segregation of magnesium atoms to a dislocation, and these results when the cold-worked specimen was heated to a temperature around 100°C, at which temperature magnesium atoms were freed from the vacancies and so are able to form an atmosphere alone with a dislocation when the temperature is lowered. The pinning of a dislocation by an atmosphere of the former type is stronger than that of the latter, so that the amplitude internal friction peak associated with the former appeared at a higher amplitude level.