

铝铜合金在范性形变过程中的低频内耗

张 进 修 葛 庭 燧

(中山大学物理系) (中国科学院金属研究所)

1979年2月19日收到

提 要

在小型拉力试验机上测量了几种铝铜和铝镁合金试样在拉伸形变过程中的低频内耗,观测到在内耗-应变曲线上出现一系列的跳跃现象。研究了测量温度和一些冶金因素对于这种跳跃现象的影响。实验结果指出,出现这种现象的温度范围与铝铜合金中出现台阶状或锯齿状应力-应变曲线的温度范围相对应。这表明,这种现象与在范性形变过程中所进行的应变时效过程有关,是由于位错气团在形变过程中的更迭形成和解脱所引起。

一、引 言

在测量镍碳固溶体在范性形变过程中的低频内耗时,曾观测到在内耗-应变曲线上出现一系列的跳跃现象^[1],初步认为这是由于在范性形变过程中所进行的应变时效过程所引起。如果假定碳原子在镍的点阵中是以原子对的形式占据一个点阵位置,能够在形变过程所产生的空位的帮助下作为一个点阵单元而加速扩散,就如同替代式溶质原子的情形一样,即便能在范性形变过程中引起应变时效,即气团在范性形变过程中更迭地形成和解脱。当位错被气团所牢固锚住时,内耗变为极小,当位错从气团脱开时,位错在范性形变中的内耗变为极大,这便使内耗-应变曲线上出现一系列的跳跃现象。

如所周知,在范性形变过程中所产生的空位能够加速替代式合金中的溶质原子的扩散。Cottrell 曾用在形变过程中所产生的空位的帮助下进行的应变时效过程即气团的更迭形成和解脱的过程来解释在替代式固溶体中在拉伸过程中所出现的锯齿状(在“硬”拉伸机上恒速拉伸时)或台阶状(在“软”拉伸机上恒速加载时)的应力-应变曲线^[2],最近有人对于这种看法作了重要的修正和发展^[3]。按照这种新理论,我们预期,在替代式固溶体的范性形变过程中也应该能够观察到在内耗-应变曲线上出现一系列的跳跃现象。下面报道我们用铝铜合金和铝镁合金进行这项试验所得到的结果。

二、初 步 实 验

初步的实验是在 PMM-250 A 小型拉力试验机上进行的。用试验机的夹头把线状试样的两端夹住,把一个扭摆杆固定在试样的中部(中间扭摆)^[1,4,5]。测量内耗所用的频率是 1.5 周/秒,拉伸应变速率是 3.5×10^{-5} /秒。用铝合金大晶粒试样作试验时,由于试样

较软,在测量范性形变内耗时,扭摆的零点有时发生漂移。为了得到较为满意的读数,需要在测量过程中不断地调整零点,加上大晶粒试样内耗很大,只能振动几次就衰减完毕,所以在这种情况下用目测法所得到的内耗-应变曲线,只具有定性的意义。

用大晶粒 Al-0.5% Cu 合金的充分退火的线状试样(400℃保温 10 分钟,取出拔直后再于 450℃保温一小时后炉冷)进行过许多次室温(26℃)拉伸并同时测量内耗的试验,所有试样在同样条件下的测量中都观察到内耗-应变曲线上的反复跳跃现象。图 1 所示是其中的一个例子。由图 1 可见,在试样发生宏观屈服之前,内耗始而缓缓上升,继而较快地上升,到试样发生宏观屈服时,内耗急剧上升达到很高值,但当试样宏观屈服后,内耗又急剧下降,降到最低点后又开始上升,如此重复下去,从而在内耗-应变曲线上出现一系列的跳跃现象。在拉伸到应变量为 2.5% 后停止加载(即保持应变不变),内耗值便几乎立即降低到约为 0.001 (背景值)。所有的实验都指出,不论在应力-应变曲线上的哪一点停止加载,范性形变过程中的大内耗值都立即消失。在卸载过程中,内耗变得很低。

此外,还在 1-5 型金属材料拉力试验机(北京度量衡厂出品)上测量了 Al-0.6% Cu 试样在 16℃ 的范性形变内耗,所用的拉伸应变速率是 2.53×10^{-5} /秒,测量内耗的频率是

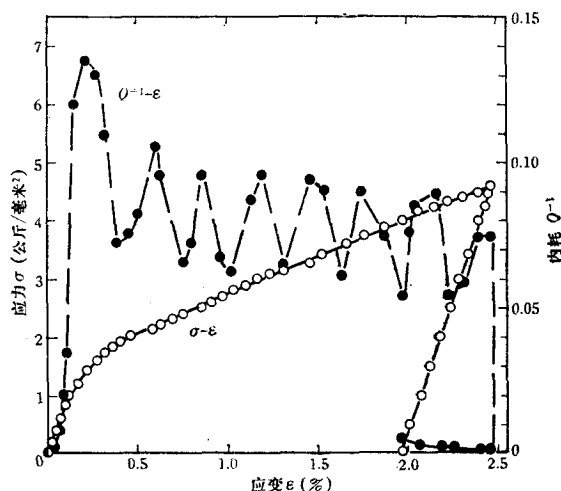


图 1 大晶粒 Al-0.5% Cu 合金试样在 26℃ 拉伸时的应力-应变曲线和内耗-应变曲线 拉伸应变速率 = 3.5×10^{-5} /秒; 测量内耗的频率 = 1.5 周/秒

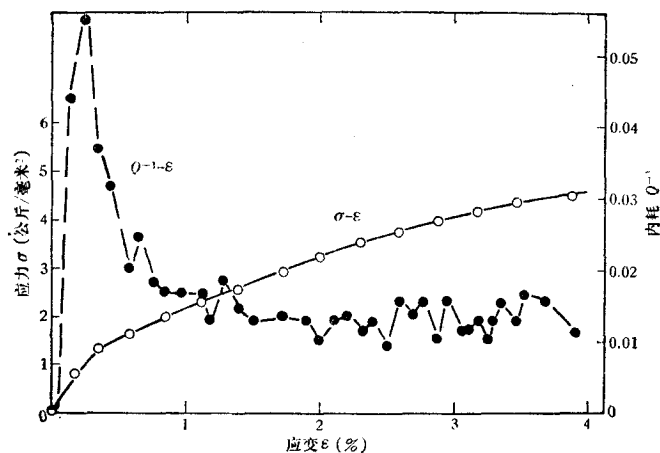


图 2 Al-0.6% Cu 合金试样在 16℃ 拉伸时的应力-应变曲线和内耗-应变曲线 拉伸应变速率 = 2.53×10^{-5} /秒; 测量内耗的频率 = 1.38 周/秒

1.38 周/秒。由图 2 所示的内耗-应变曲线上可见也有跳跃的现象出现。

对于含铜约 0.1% 和 0.2% 的工业纯铝试样进行了同样的测量,得到了类似的结果。

用 99.991 纯铝^[4]和 99.999 纯铝^[6]试样作同样试验时,在内耗-应变曲线上都没有观察到上述的跳跃现象。由此可见这种跳跃现象是由于铝试样中所含的铜溶质原子所引起。

三、温度的影响

McReynolds 对于完全退火的铝铜合金试样在不同温度下用“软”拉伸机进行了恒速加载的拉伸试验^[7]。对于 Al-0.5% Cu 合金试样,他在高于 10°C 和低于 150°C 的温度范围内,观察到台阶状的应力-应变曲线。Lubahn 用“硬”拉伸机对于 Al 61 S 合金(含铜 0.15/0.40%, 含镁 0.80/1.2%, 含硅 0.40/0.80%)进行了恒应变率的拉伸试验^[8],在室温观察到锯齿状应力-应变曲线。为了同这些结果作对比,我们应该确定在铝铜合金的内耗-应变曲线上出现跳跃现象的温度范围是否与在应力-应变曲线上出现台阶状或锯齿状的温度范围相对应。

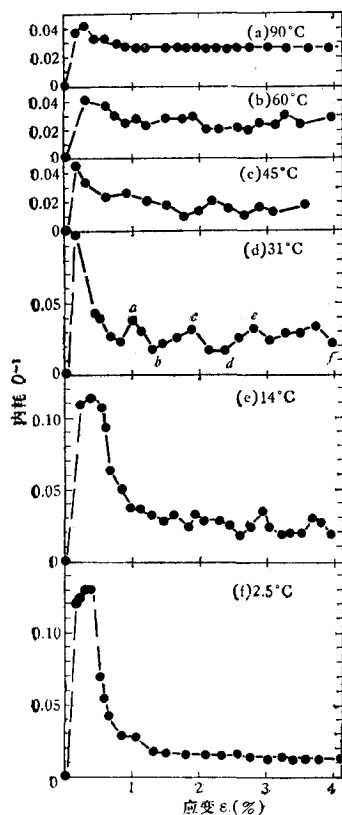


图 3 Al-0.6% Cu 试样在各种温度下拉伸时的内耗-应变曲线
拉伸应变速率 = 5×10^{-5} /秒; 测量内耗的频率 = 1.38 周/秒

应该指出,用目测法测量范性形变过程中的内耗时,对于测量较硬的试样例如铁或镍试样时,所得的结果虽然较稳定^[1,4,5],但对于测量较软的试样例如大晶粒的铝试样时,则常会带来一定的困难^[6]。为了得到定量的结果,我们随后采用了照相法进行测量^[5,6]。采用光点照相的方法将每次测量时的振幅衰减曲线记录下来,然后从照片上的衰减曲线算出内耗,这样就解决了在测量范性形变内耗时扭摆的零点有时发生漂移或突然移动所带来的困难。曾把照相法和目测法进行过对比,结果表明两种方法所得的结果大体上是一致的。对比的实验也指出,当使用较小晶粒的铝合金试样或用较小的应变速率进行试验时,扭摆零点的漂移或突然移动的现象并不显著,在这种情形下用目测法测得的内耗-应变曲线与用照相法测得的相同。

用 1-5 型金属材料拉力试验机在不同温度下进行拉伸试验,拉伸速率是 5×10^{-5} /秒,测量内耗的频率是 1.38 周/秒。这台拉力试验机的最大负荷是 5000 公斤,由于用铝合金线状试样进行试验时所达到的最大拉力并不超过 5 公斤,所以用这台试验机读不出应力的数据来。

所用的 Al-0.6% Cu 试样在 400°C 保温半小时后炉冷,经过这种处理后的试样晶粒较小。在测量高于和低于室温的范性形变内耗时,我们把两截炉子分别从试样的上方和下方套入,中间留下一段约 1 厘米高的空隙供扭摆摆杆摆动。炉子是用双层铜管外包石棉布制成,用泵使热油或冰水在炉壁中循环,以

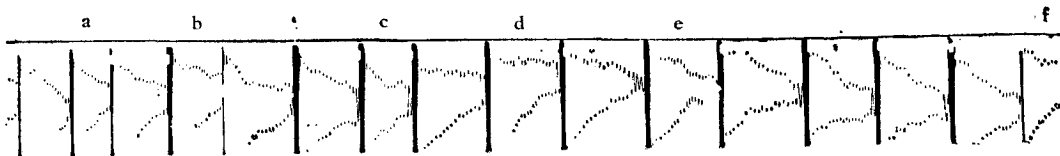
保持所需的温度。

图 3(a)~(f) 分别表示用照相法在 90℃, 60℃, 45℃, 31℃, 14℃ 和 2.5℃ 时进行测量所得的结果。由图 3 各曲线上可以看出, 内耗-应变曲线在 31—45℃ 的范围内跳跃得最明显, 而到 90℃ 和 2.5℃ 时已基本看不到跳跃现象。

图 4 是用光点照相法拍摄下来的振幅衰减曲线, 每一套曲线是在某一定的应变值时拍摄的。其中图 4(a) 是 90℃ 测量时的振幅衰减曲线, 由它算得的内耗值见图 3(a); 图 4(b) 是 31℃ 测量时的振幅衰减曲线(第 4—20 点), 由它算得的内耗值见图 3(d); 图 4(c) 是 2.5℃ 测量时的振幅衰减曲线(第 2—14 点), 由它算得的内耗值见图 3(f)。图 4(d) 则是对应于图 3(d) 中峰点和谷点 a, b, c, d, e, f 各点的对数振幅-振动次数 ($\log A_E-N$) 曲线。



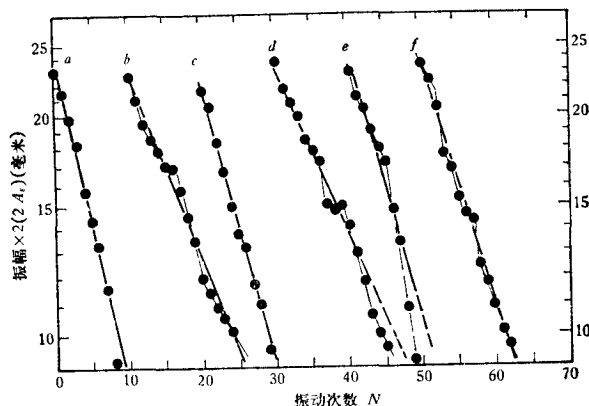
(a) 在 90℃ 实验时进行照相所得的振幅衰减曲线, 由此算出的内耗值见图 3(a)



(b) 在 31℃ 实验时进行照相所得的部分振幅衰减曲线(第 4—20 点), 由此算出的内耗值见图 3(d)



(c) 在 2.5℃ 实验时进行照相所得的部分振幅衰减曲线(第 2—14 点), 由此算出的内耗值见图 3(f)



(d) 图 3(d) 中 a, b, c, d, e, f 各点的对数振幅-振动次数 ($\log A_E-N$) 曲线

由图 3 各曲线可以看出,所观察到的内耗-应变曲线跳跃现象只有在高于 2.5°C 和低于 90°C 的范围内才变得显著,在这个温度范围内的振幅衰减曲线照片出现明显的跳动[见图 4(b)]; 90°C 时的振幅衰减曲线很少跳动[图 4(a)]; 而 2.5°C 时的振幅衰减曲线则基本上没有跳动[图 4(c)]. 这与 McReynolds 和 Lubahn 所观察到的应力-应变曲线上出现台阶状或锯齿状的温度范围大致上是相对应的。

由图 3 各曲线还可以看出: 在较低温度时,内耗-应变曲线上的第一个极大值十分明显,而此后的内耗值的水平较低; 在较高温度时,随着内耗-应变曲线上跳跃的消失,第一个极大值的高度下降。

值得注意的是, Al-0.6% Cu 合金试样在 90°C 的内耗-应变曲线与 99.991% 纯铝试样在室温的内耗-应变曲线的一般形状相似,但是内耗值的水平却低得很多(在相同的拉伸速度及测量频率时,纯铝的内耗值的水平约为 0.075)^[4]。

四、与应力-应变曲线的比较

为了考察内耗-应变曲线上出现跳跃(或内耗的振幅衰减曲线上出现突变)与应力-应变曲线上出现台阶状或锯齿状之间有无对应关系,我们把上述的 1-5 型金属材料拉力试验机加以改装,在它的上夹头上部加入一个由弹簧钢制成的弹簧片,以便能够测出微小的载荷^[5]。这样,这拉伸机就变得比以前“软”些。同时,为了能够更准确地观测和记录应力-应变曲线,在拉力机上按装了一个光三角系统,在距拉力机约三米处的光屏上记录应力和应变。记录载荷的准确度是 0.1 公斤。用这个装置在拉伸过程中可以清楚地看到应力-应变曲线的不断跳动,即应力缓缓上升,然后突然下降,如此不断反复(锯齿状)。我们先使扭摆停止摆动,其叉丝停止在标尺的零点,由两人同时观测扭摆零点的漂动和应力-应变曲线上的跳动。结果发现,扭摆零点的漂动是突然发生的,而且这种突然漂动和应力-应变曲线上的跳动是同时进行的。我们还把扭摆测量的叉丝投影到测量应力-应变曲线的光屏上,很清楚地看到扭摆零点的突然漂动对应于应力-应变曲线上应力的突然下降,应力的陡降越大,叉丝的瞬间漂动也越大。由拍摄下来的振幅衰减曲线上还可看出[图 4(b)],在扭摆零点突然漂动的地方,多数在振幅衰减曲线上出现振幅的明显减小,这表示内耗的突然增加。因此,上述结果确切地表明内耗-应变曲线上的跳跃是与应力-应变曲线上的跳动相联系的。图 4(d) 是由图 4(b) 的振幅衰减曲线所作的内耗峰点和谷点处的 $\log A_E-N$ 图。图 3(d) 给出的内耗值是由图 4(d) 中前面 8 点的平均斜率算出的内耗值(图 4(d) 中的直线),它反映的是测量一次内耗所需的时间内的平均效应,亦即这段时间内范性形变的平均速率的一种反映^[9],这个平均内耗值似乎并不与应力-应变曲线上的跳动一一对应,但从图 4(d) 的数据可以看出,代表平均斜率的这条直线实际上是由几段折线组成的,每一段不同斜率的折线反映了不同的范性形变速率,斜率大的折线应该与应力-应变曲线上的陡降部分相对应,斜率小的则表示应力-应变曲线的上升部分。

我们曾从 Johnston-Gilman 的位错动力学关系、即位错运动速度 v 与有效分解切应力 τ 之间的关系式

$$v = B\tau^m$$

出发(式中 B , m 为材料参数), 推导出了金属在范性形变过程中的扭转振动内耗 Q_p^{-1} 与范性形变速率 $\dot{E}_p$ 、测量内耗所用的圆频率 ω 、试样所承受的拉伸应力 σ_l 以及切变模量 G 之间的关系式^[9]:

$$Q_p^{-1} = \frac{\bar{n}_l^2}{\bar{n}_p^2} \cdot \frac{mG}{\omega\sigma_l} \dot{E}_p = \frac{\bar{n}_l^2}{\bar{n}_p^2} \cdot \frac{mG}{\omega\sigma_l} \left(\dot{E} - k \frac{d\sigma}{dE} \right),$$

式中 $\dot{E}$ 是拉伸速率, n_p , n_l 分别为拉伸应力和测量内耗所用的扭切应力对于形变过程中各滑移系统上的平均取向因子, k 是与 G , $\dot{E}$ 有关的常数, $\frac{d\sigma}{dE}$ 是硬化率。由这个关系式可知, 当以恒定拉伸速率进行形变并出现锯齿形应力-应变曲线时, 在拉伸曲线的锯齿形的上升部分, 硬化率为正, 流变应力 σ_l 上升, 因此形变过程内耗变小; 而在锯齿形的下降部分(应力陡降处), $\frac{d\sigma}{dE}$ 为负, 即试样的范性形变速率 $\dot{E}_p > \dot{E}$, 且流变应力 σ_l 下降, 因此形变过程内耗变大。所以, 随着拉伸曲线的反复跳跃, 内耗-应变曲线也应该反复跳跃; 拉伸曲线上的锯齿形的顶点应该对应于内耗-应变曲线上的谷值。但由于用扭摆测量一次内耗时, 反映的是约 20—30 秒内的一段时间的平均效应, 所以, 所测得的 $Q^{-1}-E$ 曲线上的跳跃并不一定能和 $\sigma-E$ 曲线上的跳动相对应。这样就能很好地解释所观测到的实验现象。

可以预料, 如用较高的振动频率测量较低范性形变速率时的内耗, 应该能够观察到内耗-应变曲线上的跳跃与应力-应变曲线上的锯齿状或台阶状跳动存在着——对应的关系。

五、结构因素的影响

我们还先后用 Al-0.5% Cu 和 Al-0.6% Cu 合金试样作了晶粒大小和淬火及时效的影响的实验。

把 Al-0.6% Cu 试样分别在 400℃ 保温半小时后炉冷和在 450℃ 保温一小时后炉冷。由前一处理得到小晶粒的退火试样, 后一处理得到大晶粒的退火试样。用照相法在室温(24℃)测量了两种试样的内耗-应变曲线和应力-应变曲线, 拉伸应变速率是 5×10^{-5} /秒, 测量内耗的频率是 1.38 周/秒。所得的结果如图 5 中的 (a) 和 (b) 所示。由图 5 可见, 大晶粒试样的应力-应变曲线较之小晶粒试样的为低, 但内耗-应变曲线却较高, 而且曲线上的跳跃现象也较明显。

把 Al-0.6% Cu 试样在 400℃ 保温半小时, 淬入水中, 然后立即(装试样用了约 10 分钟)进行室温测量, 所得的结果如图 6(a) 所示。把它与图 5(a) 的退火试样相比, 可以看到淬火试样在屈服时的内耗极大值下降了, 但随后内耗-应变曲线上的跳跃现象却明显得多。图 6(b) 和 (c) 表示淬火试样在室温时效 40 分钟和 10 小时后测得的结果。可见“充分时效”试样的表现接近于退火试样, 而轻度时效试样的表现则介乎退火与淬火试样之间。

我们还用大晶粒试样进行了淬火和拉伸测量, 所得结果如图 7 所示。由图 7 可见, 大晶粒淬火试样的内耗-应变曲线上的跳跃现象是所有的试样中表现得最明显的。

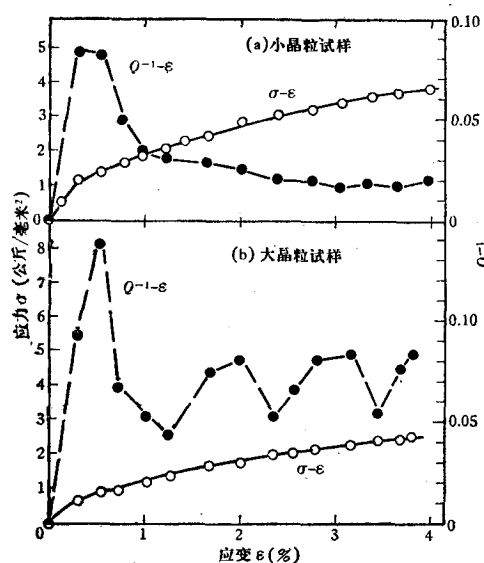


图5 Al-0.6% Cu 退火试样在 24°C 的应力-应变曲线和内耗-应变曲线 拉伸速率 $=5 \times 10^{-3}$ /秒; 测量内耗的频率 $=1.38$ 周/秒

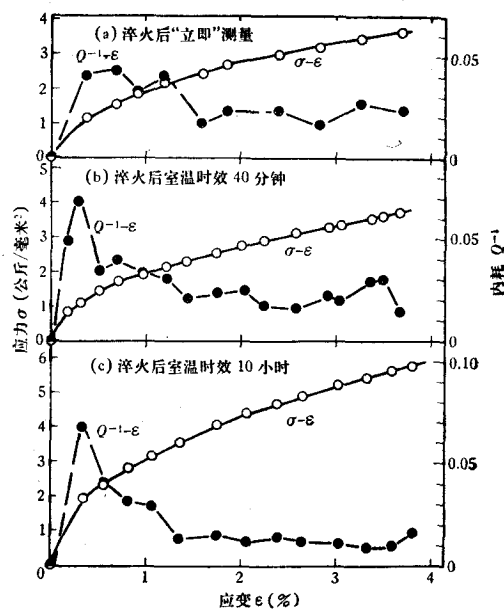


图6 Al-0.6% Cu 试样(小晶粒)在淬火和时效后在 24°C 的应力-应变曲线和内耗-应变曲线 拉伸速率 $=5 \times 10^{-3}$ /秒; 测量内耗的频率 $=1.38$ 周/秒

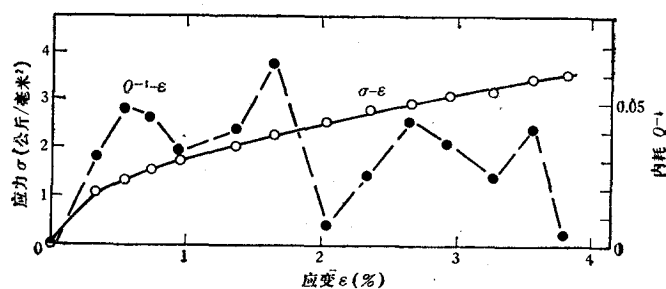


图7 Al-0.6% Cu 的大晶粒淬火试样在 24°C 的应力-应变曲线和内耗-应变曲线

六、结 语

上述的实验结果指出,在替代式固溶体铝铜合金的范性形变过程中,如同在镍碳的间隙式固溶体中一样,也观察到内耗-应变曲线上出现一系列跳跃的现象,并且这种跳跃是与应力-应变曲线上出现的锯齿状或台阶状变化相联系着的。根据 Cottrell 和 McCormick 等人的分析,铝铜合金的应力-应变曲线上的锯齿状或台阶状变化是由于在范性形变过程中所出现的应变时效,即气团在范性形变过程中更迭地形成和解脱所引起的,所以可以认为,在铝铜合金的内耗-应变曲线上出现一系列跳跃现象也是由于应变时效所引起的。关于温度的影响及结构因素的影响所得的实验结果支持了这个结论。

应该指出,在铝镁合金中也观察到类似的现象。我们曾在室温测量了退火的 Al-

0.09% Mg, Al-0.5% Mg 和 Al-1.1% Mg 合金试样的形变过程内耗,都观察到在内耗-应变曲线上出现跳跃的现象,其中 Al-0.5% Mg 合金和 Al-1.1% Mg 合金的结果分别示于图 8 和图 9。这种现象很可能也是与文献上报道的铝镁合金的应力^[10]-应变曲线上出现的不连续屈服相联系着的。也有人用形变过程中出现的应变时效来解释铝镁合金的这种不连续屈服现象,只不过所提出的位错与点缺陷的交互作用的细节与 Cottrell 的不同^[11]。

关于内耗-应变曲线上出现一系列跳跃现象的基本原因,在过去的工作中已进行了初步的讨论^[1]。在充分退火的具有适当浓度的替代式固溶体试样中,位错已为气团所锚住,此时将试样进行拉伸并测量内耗,在宏观屈服前已有部分位错从气团起锚,即已有部分位错参加了形变过程,但是 $\dot{\epsilon}_{\text{起}}$ 很小,在在拉伸曲线上还看不出对于直线部分的偏离 ($\dot{\epsilon}_{\text{拉伸}} = \dot{\epsilon}_{\text{弹}} + \dot{\epsilon}_{\text{起}}$)。由于形变过程中的内耗是与 $\dot{\epsilon}_{\text{起}}$ 成正比的^[9],所以在宏观屈服以前就产生了内耗。随着应力的增加, $\dot{\epsilon}_{\text{起}}$ 逐渐增加,屈服前的内耗值也就缓缓增加。到宏观屈服时,大量位错从气团中起锚和增殖, $\dot{\epsilon}_{\text{起}}$ 瞬时地增加到接近 $\dot{\epsilon}_{\text{拉伸}}$ (在有明显屈服点时, $\dot{\epsilon}_{\text{起}}$ 可大于 $\dot{\epsilon}_{\text{拉伸}}$), 所以内耗急剧上升到最高值。此后,由于范性形变过程所产生的大量空位的帮助,试样中重新形成溶质原子气团,从而得到强化,并使内耗降低。但是由于强化而使试样受到的应力不断增加,当应力增加到使某些位错又能重新从气团中再次起锚时,内耗再次增加。因此,在内耗-应变曲线上就形成一次跳跃。

应该指出,由于多晶体试样的范性形变是通过每个晶粒内部五个以上的滑移系统同时开动来实现的,而且每个滑移系统中各个位错的运动速度又可能极不相同,所以,要

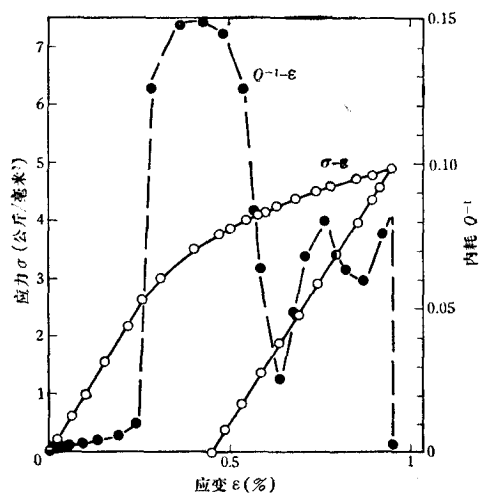


图 8 Al-0.5% Mg 合金试样在 18°C 拉伸时的应力-应变曲线和内耗-应变曲线
拉伸应变速率 $= 6.0 \times 10^{-3}$ /秒; 测量内耗的频率 $= 2.17$ 周/秒

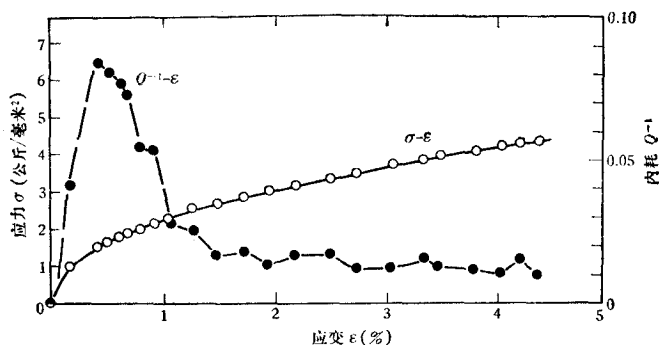


图 9 Al-1.1% Mg 合金试样在 26°C 拉伸时的应力-应变曲线和内耗-应变曲线
拉伸应变速率 $= 3.5 \times 10^{-3}$ /秒; 测量内耗的频率 $= 1.5$ 周/秒

整条试样中所有位错都同时拖着气团走而又同时甩掉气团而自由运动的条件是很难实现的。McCormick 等人后来提出的关于形变过程中的动态应变时效新理论认为^[1]：当某一滑移系统中的某一位错在它的运动途中遇到障碍物(这种障碍物可以是林位错、由位错反应而形成的不动位错、晶粒间界和亚晶界等)而受阻时，如果溶质原子在范性形变过程中产生的空位的帮助下，能在这个位错的停留时间内重新钉扎住位错，则这个滑移系统上的各个位错都会相继受阻而被重新钉扎；此时，定速拉伸所要求的形变速率只能由其它晶粒或开动新的滑移系统来提供，因此，拉伸应力升高；当应力达到某一新的水平而使原来已被钉扎的各个滑移系统中的某一个位错(往往是领先位错)脱钉时，就必将产生这个滑移系统或这个晶粒的雪崩式变形。由于脱钉后的位错可以在较低应力下运动，或是由于运动位错的数目增加而使其运动速度减小，所以应力下降，这时拉伸曲线上将出现应力陡降。这个过程反复进行就得到了锯齿形的应力-应变曲线，因此，在这类固溶体试样的范性形变过程内耗-应变曲线上将会出现一系列的跳跃现象，而且不论是替代式还是间隙式固溶体都应该如此。本文报道的是替代式固溶体的结果，在铁-碳间隙式固溶体试样中也观察到了类似的内耗跳跃现象^[5]。

陈贵禄同志参加了部分测量工作，应诗浩同志协助了部分实验工作并对本文作过有益的讨论，特此志谢。用光点照相法的全部测量是在中山大学物理系进行的。

附记 本文的实验工作完成于1966年5月。最近有人在Ni-C合金中观察到应力-应变曲线上出现锯齿状屈服的现象^[12]，这就进一步支持了内耗-应变曲线上出现跳跃现象是与应力-应变曲线上出现不连续屈服相联系着的。

参 考 文 献

- [1] 葛庭燧、张肇源，物理学报，21(1965)，154.
- [2] A. H. Cottrell, *Phil. Mag.*, 44(1953)，829.
- [3] P. G. McCormick, *Acta Met.*, 20(1972)，351；21(1973)，873.
- [4] 葛庭燧、容保粹、张肇源，科学记录，新辑 1(1957)，213.
- [5] 张进修、区广连、胡胤珣，物理学报，29(1980)，354.
- [6] 张进修，高纯铝在范性形变过程中的低频内耗，已投稿中山大学学报(1979年10月).
- [7] A. W. McReynolds, *Trans. AIME*, 185(1949)，32.
- [8] J. D. Lubahn, *Trans. AIME*, 185(1949)，702.
- [9] 葛庭燧、张进修，物理学报，24(1975)，87.
- [10] V. A. Phillips, A. J. Swain, R. Eborall, *J. Inst. Met.*, 81(1952—53)，625；J. Caisso, *Rev. Métall.*, 56(1959)，327；J. Guillot-Micard, J. Caisso, *Mem. Scient. Rev. Métall.*, 58(1961)，510；J. Caisso, J. Guillot, *Mem. Scient. Rev. Métall.*, 59(1962)，395. Al-3%Mg: B. J. Brindley, P. J. Worthington, *Acta Met.*, 17(1969)，1357. Al-0.7%Mg-0.4%Si: P. G. McCormick, *Acta Met.*, 19(1971)，463.
- [11] P. R. Sperry, *Acta Met.*, 11(1963)，153.
- [12] Y. Nakada, A. S. Keh, *Acta Met.*, 18(1970)，437.

LOW FREQUENCY INTERNAL FRICTION IN ALUMINIUM-COPPER ALLOYS IN THE PROCESS OF PLASTIC DEFORMATION

Zhang Jin-xiu (Z. S. Chang)

Ge Ting-sui (T. S. Kê)

(Physics Department, Zhongshan University)

(Institute of Metal Research, Academia Sinica)

ABSTRACT

Low frequency internal friction in the process of plastic deformation of Al-Cu and Al-Mg alloys was measured on a small tensile test machine and a series of internal friction jumps was observed on the internal friction-strain curve. A study was made on the effect of temperature of measurement and some metallurgical factors on these internal friction jumps. Experimental results showed that the range of the temperature of measurement within which these internal friction jumps appeared corresponds to that for the appearance of the serrated stress-strain curves of aluminium-copper alloys. This indicates that these internal friction jumps on the internal friction-strain curves are associated with the process of strain aging occurred in the process of plastic deformation, i.e., they are originated from the alternate anchoring of dislocations by atmospheres of solute atoms and their subsequent escaping in the course of plastic deformation.