

不同时效状态的含铜 4% 的铝合金在疲劳 载荷下溶质原子与位错的交互作用*

葛庭燧 王中光 黄元士

(中国科学院)

提 要

为了进一步研究在疲劳载荷下含铜 4% 的铝合金中的位错钉扎过程,进行了经过不同时效的试样的扭转疲劳试验,测定了经过各种应力循环数 N 以后的滞后回线的形状和面积,从而算出了在每次循环中的能量消耗 ΔE 和最大抗扭矩 T_m .

所选择的时效温度和时效时间是使试样中分别有 G. P. [1] 区, G. P. [2] 区, θ' 相和稳定的 θ 相出现. 把所得的 $\Delta E-N$ 曲线和 T_m-N 曲线的变化情况作比较时可以看出,在疲劳载荷的起始阶段引起位错钉扎的并不是由于相变产物如 G. P. [1] 或 [2] 区的作用.

比较并分析了在各种时效状态下的第一周能量消耗值 $(\Delta E)_1$ 的变化,结果指出,在所研究的铝铜合金的情形,产生 ΔE 的原因是由于在位错附近的点阵中有起伏的内应力场出现,因为位错在这种内应力场中往复运动需要作功. 产生这种起伏的内应力场的因素有点缺陷(空位和溶质原子)、原子簇、G. P. [1] 区和 G. P. [2] 区,或者其他种不在位错线上聚集或成核的缺陷.

根据上述分析,可以认为,在疲劳载荷中,使位错钉扎的是由于溶质原子气团的形成. 溶质原子在疲劳过程中通过空位的帮助进入位错,形成气团,使位错被钉扎. 被钉扎的位错的动性减低,因而 ΔE 下降. 在时效过程中,在位错线上成核的 θ' 和 θ 相,对于位错线也起着一定的钉扎作用.

由上述的图象还可以推知, G. P. [1] 区和 G. P. [2] 区不是在位错线上成核的,而 θ' 相和 θ 相则是在位错线上成核的.

一、引 言

在疲劳试验中观测滞后回线(即应力应变回线)的变化,可以推算出能量消耗 ΔE 的变化. 研究试样在疲劳载荷起始阶段的 ΔE 的变化,可以揭示出在疲劳裂缝形成以前试样内部所发生的变化,从而对于疲劳裂缝形成的过程和提高耐疲劳强度的原则提供有用的知识.

我们曾用高纯铝、工业纯铝以及含 1%, 2% 和 4% 铜的铝合金在室温进行了扭转疲劳试验,测定了在疲劳载荷下的能量消耗 ΔE 的变化和试样的最大抗扭矩 T_m 的变化,并进行了相应的金相观测^[1-3]. 根据这些实验的结果,可以认为,在疲劳载荷的起始阶段里,

* 1964 年 3 月 27 日收到.

产生 ΔE 的过程是分散的位错在疲劳载荷下的往复运动, 而空位硬化和气团钉扎使这种 ΔE 下降。但是, 如所周知, 疲劳载荷可以加速铝合金中的相变过程, 而相变产物也可能阻碍位错的运动, 使 ΔE 下降。

为了判断引起铝合金试样里的 ΔE 在室温疲劳载荷起始阶段下降的因素究竟是由于气团的作用, 还是由于某种相变产物的作用, 我们进行了经过不同时间的室温时效和不同温度的人工时效的含铜 4% 的铝合金的室温扭转疲劳试验, 所选择的时效温度和时效时间是使试样中分别出现 G. P. [1] 区, G. P. [2] 区, θ' 相和稳定的 θ 相^[4]。结果指出, 在试样中已有 G. P. [1] 区或 G. P. [2] 区出现时, ΔE 在室温疲劳载荷的起始阶段的下降情况仍然与淬火状态的试样相同, 这表明使 ΔE 下降的并不是由于 G. P. [1] 区或 G. P. [2] 区的出现。此外, 由于 θ' 相和 θ 相不会在室温疲劳载荷的起始阶段就形成, 所以 ΔE 的下降也不会是由于 θ' 相或 θ 相的作用。下面报导关于这方面的实验结果和推理。

二、实验装置和试样

所用的疲劳试验机和试样尺寸都和以前相同。铝合金的制备手续也和以前相同。根据分析, 含铜量是 4.23%。

在测定 ΔE 时, 为了得到较准确的结果, 以便于把各次所得结果作比较, 我们改用积分仪来测定滞后回线的面积。通过误差分析, 并与计数回线所包含的方格数目的方法所得的结果作对比, 估计 ΔE 值的极限相对误差约为 5%。

在以前的工作里, 滞后回线面积是根据疲劳试验机说明书上所给出的一个经验公式而推算出来的, 即由所测得的回线的纵轴和横轴的长度乘积来推算面积。这个经验公式只是严格地适用于当滞后回线的形状是椭圆时的情况; 在疲劳的后期, 当滞后回线的形状越来越与椭圆偏离得越远时, 所算出的 ΔE 的误差也就越大。我们曾把以前发表的全部的 $\Delta E-N$ 曲线数据用积分仪重新测量过, 结果指出, 这些曲线的形状和变化趋势与以前并没有显著的差别。

三、不同时效状态对于 Al-4% Cu 合金的 ΔE 和 T_m 的影响

1. 对于 $\Delta E-N$ 和 T_m-N 曲线的形状的影响

(1) 最大扭应变: 5.3×10^{-3}

我们把一批 11 个试样在 $525^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ 的空气气氛里固溶处理 15 小时, 水淬。然后对它们分别进行各种不同的时效处理, 再进行扭转疲劳试验, 所加的最大扭应变 (表面扭应变) 是 5.3×10^{-3} 。试样的 130°C 时效是在油槽中进行的, 加热介质是轻质汽缸油, 温度波动是 $\pm 1^\circ\text{C}$ 左右。 190°C 和 240°C 时效是在低温盐浴炉 ($\text{KNO}_3 + \text{NaNO}_3$) 中进行的, 温度波动为 $\pm 3^\circ\text{C}$ 左右。 465°C 和随后的 305°C 时效是在电阻炉中进行的, 温度波动约为 $\pm 2^\circ\text{C}$ 。图 1 所示是所得出的 $\Delta E-N$ (用对数表示) 曲线。图中的曲线 I 是水淬后立即进行疲劳试验 (相当于在室温时效 0.5 小时) 所得出的结果, 曲线的形状与以前关于 Al-4% Cu 合金的结果相同, 即 ΔE 在起始阶段下降至接近零值, 在此经过相当长的循环数以后再上升。曲线 II 是在室温时效 95 小时后的结果, 这时 ΔE 曲线大大下降, 但是总

的趋势与曲线 I 相同。曲线 III 是在 130°C 时效 9 小时后的试验结果。根据文献^[4]上的记载, 试样经过这种时效处理以后应该有 G. P. [1] 区出现, 但是这时的 ΔE 曲线反而高于曲线 II。值得注意的是, 当试样在 190°C 时效 5 小时从而其中有 G. P. [2] 区出现时, ΔE 曲线上升得反而较淬火后立即进行试验时高, 如曲线 IV 所示。把试样在 240°C 时效 15 小时, 使 θ' 相在试样中出现时, ΔE 曲线较前有了显著的变化, 第一阶段的下降已经变得不明显, ΔE 曲线的形状和变化趋势与工业纯铝试样的相似 (曲线 V)。曲线 VI 所示的是试样在 465°C 时效 24 小时, 空冷, 再在 305°C 时效 48 小时后 (已出现稳定的 θ 相) 的试验结果, 这时 ΔE 曲线已经根本不下降。

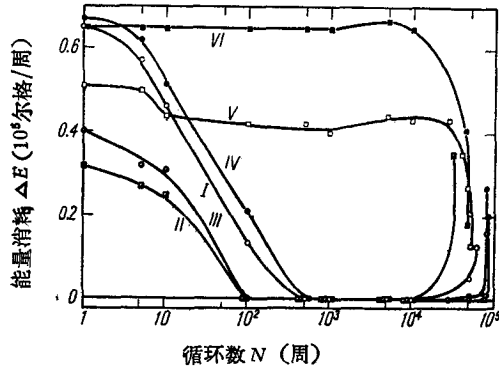


图 1 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 $\Delta E-N$ 曲线。最大扭应变: 5.3×10^{-3} 。I. 水淬后室温时效 0.5 小时; II. 室温时效 95 小时; III. 130°C 时效 9 小时 (已出现 G. P. [1] 区); IV. 190°C 时效 5 小时 (已出现 G. P. [2] 区); V. 240°C 时效 15 小时 (已出现 θ' 相); VI. 465°C 时效 24 小时和 305°C 时效 48 小时 (已出现 θ 相)

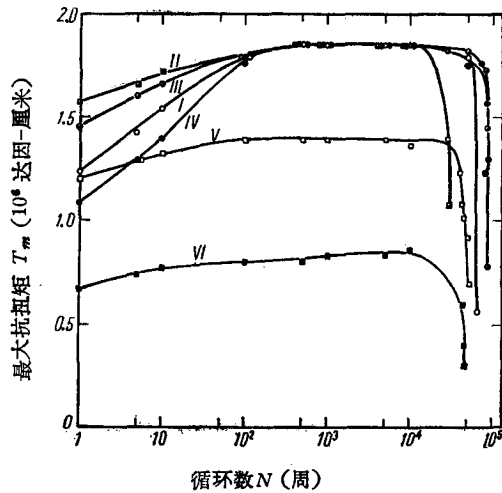


图 2 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 T_m-N 曲线。最大扭应变: 5.3×10^{-3} 。I—VI 的说明同图 1

载荷过程中出现, 则 ΔE 曲线 I 和 II 不应该下降到很低的背景值, 因为具有这种相变产物的状态在起始时具有较高的 ΔE 值 (见 ΔE 曲线 III 和 IV)。

此外, 由 ΔE 曲线 V 和 VI 可见, θ' 和 θ 相的出现也并不使 ΔE 曲线下降。

由上述的推理和分析可知, 使 ΔE 在室温疲劳载荷的起始阶段下降至接近零值的因素不可能是由于 G. P. [1] 区、G. P. [2] 区、 θ' 相或 θ 相的出现。

1) 在所述的室温时效的条件下, 试样中已有 G. P. 前期产物或铜原子簇存在, 它们对于 ΔE 所引起的作用将在下面讨论。

另一个需要说明的是试样在不同时效状态下 ΔE 的绝对值的高低, 这牵涉到 ΔE 和 T_m 的起因问题, 留待第五节讨论。

由图 2 可以看出, 表征试样的硬化程度的 T_m , 对于曲线 I—IV 来说, 在起始阶段是迅速增加的, 并且远大于曲线 V 和 VI 所示的已出现 θ' 相和 θ 相的情形。这与单向加应力时的情形正相反^[4]。这一点留待讨论 ΔE 的绝对值时一起讨论。

(2) 最大扭应变: 6.1×10^{-3}

图 3 和图 4 是最大扭应变为 6.1×10^{-3} 时所得的 $\Delta E-N$ 和 T_m-N 曲线。各曲线所对应的试样的时效状态分别是: (i) 室温时效 0.5 小时; (ii) 室温时效 53 小时; (iii) 130°C 时效 48 小时 (已有 G. P. [1] 区出现); (iv) 190°C 时效 5 小时 (已有 G. P. [2] 区出现); (v) 240°C 时效 24 小时 (已有 θ' 相出现); (vi) 465°C 时效 24 小时, 空冷, 再在 305°C 时效 48 小时 (已有 θ 相出现)。各 ΔE 曲线的变化趋势与图 1 所示的相似。其中的曲线 I—IV (室温时效以及有 G. P. [1] 和 [2] 出现的状态) 仍然表现变化趋势彼此相似, 即在起始阶段迅速下降, 在降到一个背景值时再上升。而曲线 V 和 VI (相当于有 θ' 相和 θ 相出现的状态) 则表现变化趋势彼此相似, 即起始阶段的下降已不明显或者并不下降, ΔE 一直保持较高的数值, 直至试样接近断裂时才急速下降。

图 4 所示的各 T_m 曲线的变化趋势也与图 2 所示的相似, 只是 T_m 的绝对值都较高。这说明我们根据最大扭应变为 5.3×10^{-3} 时的实验结果所作出的推理和分析, 对于现在的结果也是适用的。

(3) 最大扭应变: 7.0×10^{-3}

为了进一步研究上面所作的推理和分析的适用范围, 我们又用最大扭应变 7.0×10^{-3} 进行了类似的疲劳试验。把一批 11 个试样在 $525^\circ\text{C} \pm 4^\circ\text{C}$ 的盐浴炉 ($\text{KNO}_3 + \text{NaNO}_2$) 中固溶处理 15 小时, 水淬。把它们分别经过不同的时效处理后, 用最大扭应变 7.0×10^{-3} 进行扭转疲劳试验, 所得的 $\Delta E-N$ 曲线和 T_m-N 曲线如图 5, 图 6

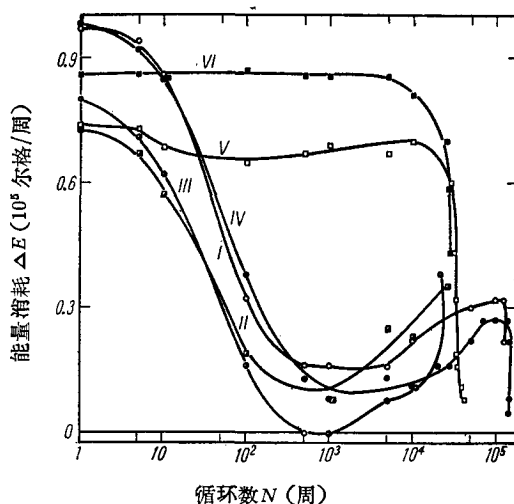


图 3 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 $\Delta E-N$ 曲线。最大扭应变: 6.1×10^{-3} 。I. 室温时效 0.5 小时; II. 室温时效 53 小时; III. 130°C 时效 48 小时 (G. P. [1]); IV. 190°C 时效 5 小时 (G. P. [2]); V. 240°C 时效 24 小时 (θ' 相); VI. 465°C 时效 24 小时和 305°C 时效 48 小时 (θ 相)

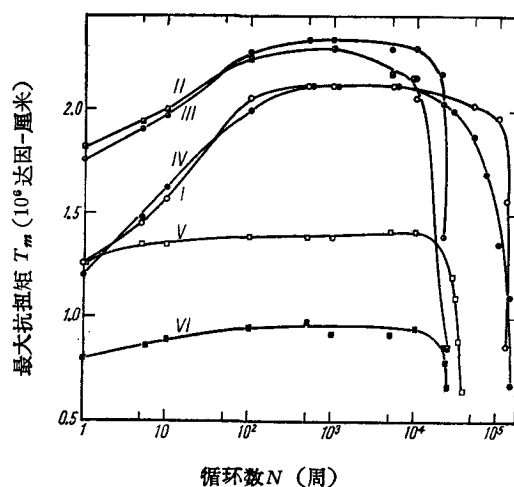


图 4 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 T_m-N 曲线。最大扭应变: 6.1×10^{-3} 。曲线 I—VI 的说明同图 3

所示。各曲线所对应的试样的时效状态分别是：(i) 室温时效 0.5 小时；(ii) 室温时效 78 小时；(iii) 130°C 时效 9 小时 (G. P. [1] 区)；(iv) 190°C 时效 5 小时 (G. P. [2] 区)；(v) 240°C 时效 24 小时 (θ' 相)；(vi) 465°C 时效 24 小时和 305°C 时效 48 小时 (θ 相)。其中曲线 I—IV 的变化趋势大体上与以前相同，只不过是各曲线所达到的最低值已经较

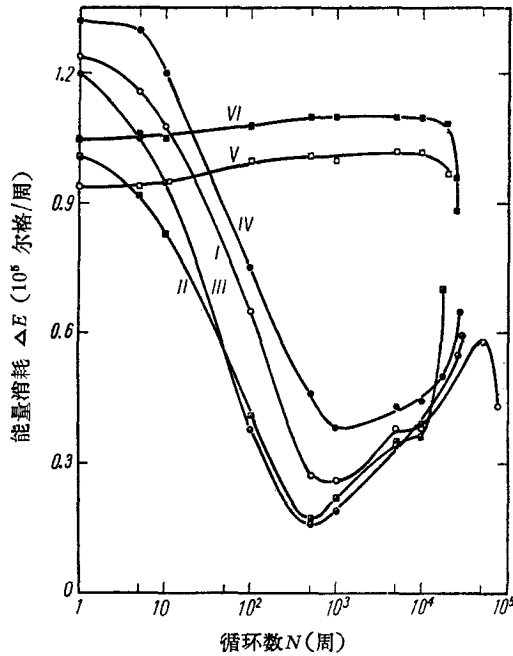


图 5 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 $\Delta E-N$ 曲线。最大扭应变： 7.0×10^{-3} 。I. 室温时效 0.5 小时；II. 室温时效 78 小时；III. 130°C 时效 9 小时 (G. P. [1] 区)；IV. 190°C 时效 5 小时 (G. P. [2] 区)；V. 240°C 时效 24 小时 (θ' 相)；VI. 465°C 时效 24 小时和 305°C 时效 48 小时 (θ 相)。

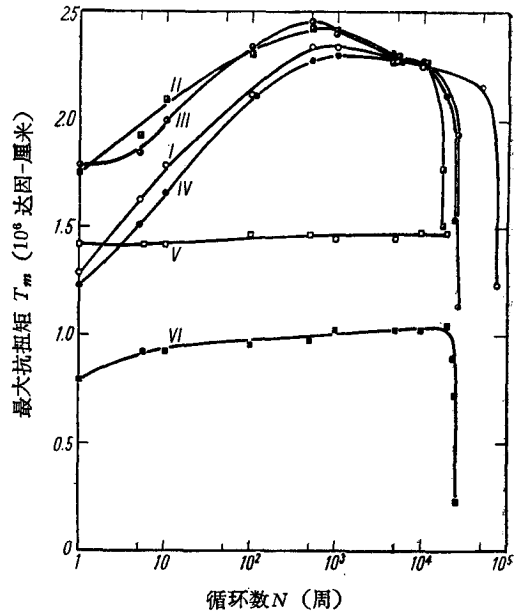


图 6 不同时效状态的 Al-4% Cu 合金在疲劳载荷下的 T_m-N 曲线。最大扭应变： 7.0×10^{-3} 。曲线 I—VI 的说明同图 5。

以前高得很多，而曲线 V 和 VI 在起始就表现较明显的上升。对于图 6 中所示的 T_m-N 曲线来说，曲线 I—IV 在起始上升达到最高值后接着便下降，已经不再出现一个明显的平台部分，而曲线 V 和 VI 的情况与以前的相象，即经过起始的不很明显的硬化后，便达到硬化稳定阶段。

2. 对于 ΔE 和 T_m 的绝对值的影响

前面所述的试验结果已经指明了使 $\Delta E-N$ 曲线在起始阶段下降、并使 T_m-N 曲线在起始阶段上升的并不是由于在疲劳载荷过程中所形成的相变产物的作用。为了进一步验证这个结论，下面我们研究了不同时效状态对于 ΔE 和 T_m 的绝对值的影响，这就牵涉到 ΔE 和 T_m 的起因问题。认识到 ΔE 和 T_m 是怎样产生的，就可以更进一步地了解溶质原子气团的钉扎作用怎样使 ΔE 降低并使 T_m 增高的。

为了便于作比较，我们把图 1—6 中所示的各种不同时效状态的试样在疲劳载荷第一周时的能量消耗 $(\Delta E)_1$ 和最大抗扭矩 $(T_m)_1$ 汇集在一起。图 7 和图 8 分别是当最大扭应变是 5.3×10^{-3} 、 6.1×10^{-3} 和 7.0×10^{-3} 时，试样在各种不同时效状态时 $(\Delta E)_1$ 和

$(T_m)_1$ 的绝对值图。由图可见, 各种不同时效状态下的 $(\Delta E)_1$ 和 $(T_m)_1$ 值在相比较时的大小次序, 对于用三种不同的最大扭应变作实验时所得的结果完全相同, 这就表示, 作这种比较是有一定可靠性的。

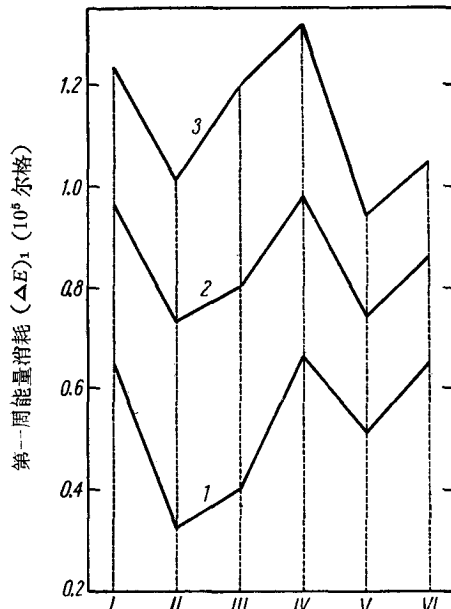


图7 不同时效状态对于 $(\Delta E)_1$ 的影响。曲线 1, 2, 3 对应于最大扭应变是 $5.3, 6.1, 7.0 \times 10^{-8}$ 。I. 淬火状态; II. 室温时效; III. G. P. [1] 区; IV. G. P. [2] 区; V. θ' 相; VI. θ 相。

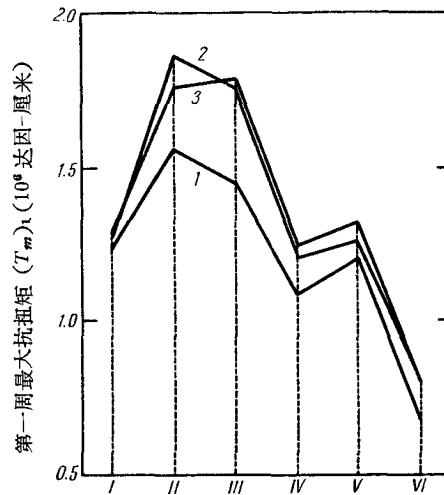


图8 不同时效状态对于 $(T_m)_1$ 的影响。曲线 1, 2, 3 以及 I, II, III, IV, V, VI 的说明同图 7。

由图 7 可以看出, 在各种时效状态下, $(\Delta E)_1$ 值都由于最大扭应变的增加而增加。对于各种最大扭应变来说, $(\Delta E)_1$ 随着时效条件而变化的趋势相同, 即淬火状态的 $(\Delta E)_1$ 值最大, 在室温时效较长时间后降至最低值, 有 G. P. [1] 区出现时又升高, 在有 G. P. [2] 区出现时升至最高值, 甚至于较淬火状态时为高。在有 θ' 相出现时, $(\Delta E)_1$ 值大大下降, 在有 θ 相出现时又略有升高。

对于各种最大扭应变来说, $(T_m)_1$ 随着时效状态而变化的趋势也相同。最大的 $(T_m)_1$ 值出现在室温时效和 130°C 时效的状态。我们曾经测定了在各种时效状态下试样的拉伸曲线。结果指出, 室温时效和 130°C 时效试样的强度也最高 ($\sigma_b \approx 30$ 公斤/毫米²)。这说明用 T_m 来表征试样的硬化程度是合理的¹⁾。如图 8 所示, 出现 θ' 相或 θ 相(过时效)时试样的 $(T_m)_1$ 值较低, 特别是后者最低。从图 2, 4, 6 看来, 这两种时效状态所对应的 T_m-N 曲线的变化也远较其他时效状态的缓慢, 也就是说, 疲劳硬化不明显。但从拉伸试验所得的应力-应变曲线看来, 它们的硬化率并不是最低的, 最低的是淬火状态。在有 θ' 相或 θ 相形成后, 试样中的铜原子仍然留在固溶状态的已很少。因此, 这个结果表明溶质原子对于疲劳硬化起主导的作用。

1) 这里所说的硬化程度与普通硬度计测得的硬度数并不相同。

四、关于室温时效的进一步试验

上述结果指出, 淬火试样和含有 G. P. [2] 区的试样的 $(\Delta E)_1$ 值最高, 而在室温时效数十小时以后却出现最低的 $(\Delta E)_1$ 值。为了解在室温时效过程中 $(\Delta E)_1$ 的变化细节, 从而给说明 ΔE 的起因提供更多的实验知识, 我们对室温时效作了较系统的试验。

把试样在 $525^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ 的空气气氛中进行固溶处理 15 小时后水淬 (水温 $15 \sim 16^\circ\text{C}$)。随后在室温进行不同时间的时效。疲劳试验是分批进行的, 每批有 5 个试样, 它们在室温时效的时间分别为 0.5 小时 (淬火状态), 5, 24, 48 和 72 小时。前后共进行了 10 批共 50 个试样的时效和疲劳试验。其中用最大扭应变 5.3×10^{-3} 进行疲劳试验的有三批, 共 15 个试样; 用最大扭应变 6.1×10^{-3} 的有三批, 共 15 个试样; 用最大扭应变 7.0×10^{-3} 的有四批, 共 20 个试样。所得的典型的 $\Delta E-N$ 曲线分别如图 9—11 所示。各次疲劳试验都进行到试样断裂时为止。各个 $\Delta E-N$ 曲线都表现出起始阶段下降, 达到最低值经过一定的循环数后再上升。但是随着最大扭应变的增加, ΔE 所达到的最低值也越高。由于我们要详细分析的是 ΔE 在起始阶段, 特别是 $(\Delta E)_1$ 的变化情况, 所以在各图中只画出应力循环数等于 10^3 以前的情况。

由图 9, 10, 11 可以看出, 第一周的能量消耗 $(\Delta E)_1$ 以淬火状态的最高, 室温时效 5 小时就足以引起 $(\Delta E)_1$ 的明显下降。但是随着室温时效时间的增加, $(\Delta E)_1$ 并不是连续地降低, 而是有时上升, 然后再下降。例如在最大扭应变为 5.3×10^{-3} 时, 时效 24 小时后 $(\Delta E)_1$ 值反倒高于 5 小时的值, 时效 48 小时其值又变得低于 5 小时的值。因此, 在时效 24 小时附近, 出现一个峰值。在最大扭应变为 6.3×10^{-3} 时也有这种峰值出现, 不过似乎出现在较长的时效时间。

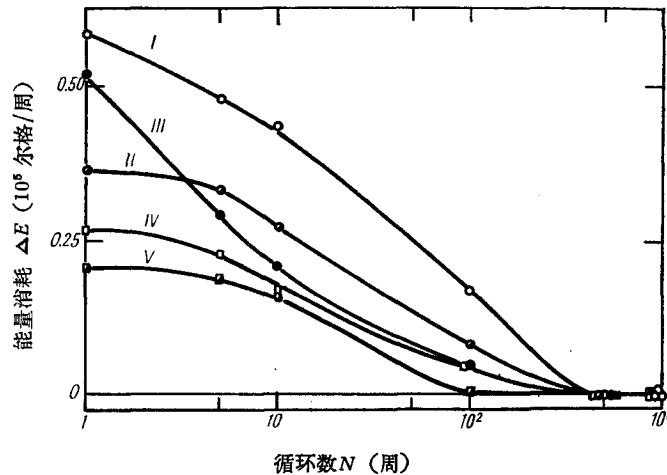


图 9 室温时效对于 Al-4% Cu 合金的 $\Delta E-N$ 曲线的影响。最大扭应变: 5.3×10^{-3} 。时效时间: 曲线 I—V, 分别为 0.5, 5, 24, 48 和 72 小时。

在室温时效过程中, $(\Delta E)_1$ 出现峰值的现象是出乎意料之外的。为了验证这种峰值的出现是否由于试样的尺寸差别所致, 曾经将三批共 15 个试样的直径公差控制在 ± 0.005 毫米以内 (一般允许公差是 ± 0.01 毫米)。用这些试样进行试验时仍然出现峰

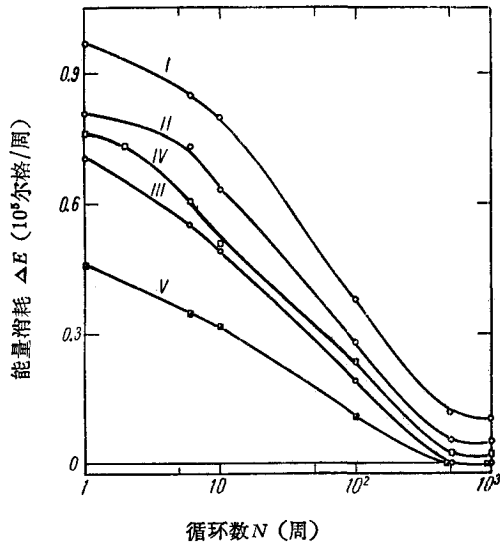


图 10 室温时效对于 Al-4% Cu 合金的 $\Delta E-N$ 曲线的影响。最大扭应变： 6.1×10^{-3} 。时效时间同图 9。

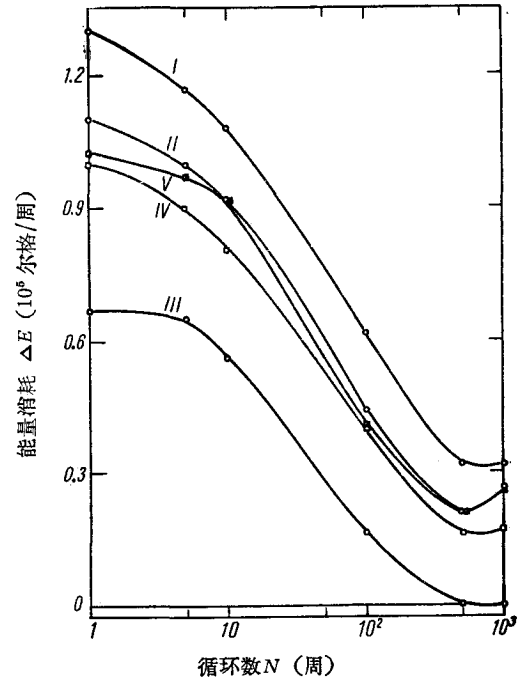


图 11 室温时效对于 Al-4% Cu 合金的 $\Delta E-N$ 曲线的影响。最大扭应变： 7.0×10^{-3} 。时效时间同图 9。

值，可见这一现象是与内在因素有关的。

曾用低频扭摆测量 Al-4% Cu 淬火后在室温时效过程中的内耗变化，所用的最大扭应变约为 10^{-3} ，这时内耗只是连续地随着时效时间的增加而降低，并没有出现峰值¹⁾，这可能表明时效峰值的出现需要相当高的最大扭应变。

用三种最大扭应变 ($5.3, 6.3, 7.0 \times 10^{-3}$) 所测得的第一周的最抗扭矩 $(T_m)_1$ 也不是随着室温时效时间的增加而单调上升的，也有峰值出现，但是出现峰值的时效时间并不与 $(\Delta E)_1$ 的峰值相对应。由于情形比较复杂，所以只能作为定性的参考。

五、讨 论

让我们首先试图研究能量消耗 ΔE 是怎样产生的。

所提 ΔE 起因的看法必须能够解释为什么 $(\Delta E)_1$ 在室温时效过程中出现峰值和为什么有 G. P. [2] 区出现时 $(\Delta E)_1$ 值最高。

在室温下时效一般不容易形成 G. P. [1] 和 [2] 区等产物。根据电阻测量的结果，在淬火后，甚至于在淬火进行中，有铜原子簇出现^[7]。这种原子簇在室温时效过程中不断长大，最后达到较稳定的状态。这种原子簇的成核地点并不在位错线上，因而并不能锚住或钉扎位错。但是它们在基体中引起起伏的内应力场，位错在交变载荷作用下，在这种内应力场中往复运动时必须作功，因而引起能量消耗。决定能量消耗值大小的因素有二：一是内应力场的大小²⁾；一是位错线移动的距离。前者决定于引起起伏内应力场的质点或

1) 根据本实验室张百伟同志所得的结果。

2) 在应力循环一周内，外力所作的不可逆功(迴线面积)可以唯象地简单表示为 $\Delta E = 2\tau_F \Delta\gamma$ ^[8]。其中 $\Delta\gamma$ 是一

顆粒的大小和分布状态,后者决定于位錯被錨或被釘扎的程度。在淬火后的初期,引起起伏內应力場的可能是分散的空位、溶質原子或早期的原子簇,它們的应力場之值虽然并不太大,但是这时位錯較自由,在一定应力的作用下能够移动較大的距离,因而所引起的 $(\Delta E)_1$ 值也較大。随后,淬火后存在于基体中的一部分銅原子进入位錯綫,使位錯綫被錨,这时位錯綫所能移动的距离变小,因而 $(\Delta E)_1$ 变小。但是另一部分銅原子在室温时效过程中也进入銅原子簇,使这些原子簇增大,引起較大的应力場。在适当的情况下,这可以超过位錯綫被錨所引起 $(\Delta E)_1$ 的变小,使总的 $(\Delta E)_1$ 反而增大,这可能是 $(\Delta E)_1$ -时效時間曲綫又开始上升的原因。当原子簇增大达到一种对应于室温而言为稳定大小时,由于原子簇所引起的 $(\Delta E)_1$ 不再增大,而自由銅原子却仍然繼續进入位錯,使 $(\Delta E)_1$ 繼續变小,所以总的 $(\Delta E)_1$ -时效時間曲綫又繼續降低。

实验結果指出,当所用的应变振幅較低时,則上述的淬火室温时效峯出现在較短的时效時間,用扭摆进行測量时(应变振幅較疲劳試驗所用的低两个数量級),已經根本看不到这种时效峯。这可能是由于当振动振幅很小时,位錯綫所能够移动的距离很小,对于这种小距离來說,由于銅原子簇的增大而引起內应力場大小的变化已經不发生显著的作用。

把試样在 130°C 进行时效后,基体内有 G. P. [1] 区出現(可以看作是較大的銅原子簇),所产生的起伏內应力場虽較大,但是在时效后降至室温进行測量的期間,位錯綫已經受到銅原子的某种程度的釘扎,所以 $(\Delta E)_1$ 值并不太高而 $(T_m)_1$ 值却較高。在 190°C ,时效后有 G. P. [2] 区出現,基体内所剩余的銅原子較少,因而在一起始时,銅原子对于位錯的釘扎已較弱,所以 $(T_m)_1$ 值大为降低。但是根据文献的記載, G. P. [2] 区在基体内引起的畸变最大^[8],所以在位錯附近的点陣中引起的局部內应力場也最大,这正与我們的观测結果相合,即 G. P. [2] 区所对应的 $(\Delta E)_1$ 值最高。

从另一方面讲,使 ΔE 在疲劳起始阶段下降的却并不是由于 G. P. [1] 或 [2] 区的出現。如果这种起始硬化(ΔE 下降, T_m 上升)是对应着 G. P. 区在位錯綫上成核,从而对于位錯綫发生釘扎,那么已經时效到 G. P. 区出現的試样,它的 $(\Delta E)_1$ 值就应该只具有背景值的高度,然而相应于 G. P. [2] 区的状态时却具有最高的 $(\Delta E)_1$ 值。由此可知, G. P. [1] 区和 G. P. [2] 区并不是在位錯綫上成核的,这个推論与电子显微鏡观测的結果相合^[8]。

当試样中有 θ' 相或 θ 相出現后,所对应的 $(\Delta E)_1$ 值都較低于有 G. P. [2] 区出現时的 $(\Delta E)_1$ 值。值得注意的是,有 θ 相出現时的 $(\Delta E)_1$ 值反倒高于有 θ' 相出現时的 $(\Delta E)_1$ 值。如果产生 ΔE 的原因也是由于 θ' 相或 θ 相所引起的內应力場的作用,則 θ' 相出現时在基体内所引起的共格性畸变虽然較 G. P. [2] 区所引起的为小,因而所产生的 $(\Delta E)_1$ 值应该較 G. P. [2] 区所产生的为小,但是 θ' 相的 $(\Delta E)_1$ 值却应该高于 θ 相的 $(\Delta E)_1$ 值,因为后者是不具有共格性的稳定相,所引起的畸变和內应力場应该較小。

为解决这个矛盾,一种可能的假設是 θ 相与位錯綫的交互作用是按照 Orowan 所提

周內的不可逆范性形变,近似地等于迴綫的宽度,而 τ_F 是試样內反抗位錯运动的摩擦力。在試样基体内有 G. P. 区出現时,对 τ_f 有关的因素,除去 G. P. 区的长程內应力場以外,还有运动位錯切割 G. P. 区的短程化学阻力,开动位錯源(位錯增殖)的阻力,位錯彼此交割形成割阶和空位的阻力和点陣阻力等等。全面考虑这些是困难的,不过根据沉淀硬化合金的屈服强度的流行理论和新近的一些实验^[9],在試驗溫度不太低(室温)的情形下, G. P. 区的內应力場或许是控制 τ_F 的主导因素。

的形式^[9]。如果是这样, 则有 θ 相出现时, 应该具有较高的疲劳硬化率^[4]。但是由图 2, 4, 6 所示的 T_m-N 曲线可以看出, 有 θ 相出现时的疲劳硬化率远较有 G. P. 区出现时为低。

如果认为 θ' 相和 θ 相是在位错线上成核的^[10], 则上述的矛盾情况都可以得到解释。 θ' 相或 θ 相在位错线上的成核将对于位错线起钉扎作用, 使 ΔE 减少。在 θ' 相的情形, 由于与基体具有共格性, 所以对于位错线表现出较大的钉扎作用, 因而它所对应的 $(\Delta E)_1$ 值小于稳定相 θ 所对应的 $(\Delta E)_1$ 值。

当试样中有 θ' 相或 θ 相出现时, 试样中只剩下低于 0.2% 的铜溶质原子, 这些铜原子在疲劳过程中所形成的气团不足以在所使用的应变振幅下钉扎位错, 因而含有 θ' 或 θ 相的试样的 $\Delta E-N$ 曲线在起始阶段并不显著下降, 这种情况正如含铜约 0.2% 的工业纯铝的一样^[1]。

总之, 使 ΔE 在疲劳过程中下降达到背景值的, 可能是由于一种钉扎位错极为有效的气团的作用, 关于它的具体模型以及如何在疲劳载荷后期时位错得到解脱的具体过程, 还有待于进一步的研究。

刘心田同志参加了部分的实验工作。

校后注: 最近我们测量了淬火的 Al-0.5% Cu 合金在室温时效过程中的低频位错内耗变化, 观察到一个时效内耗峰(葛庭燧、张进修, 未发表)。这个时效内耗峰被认为是由于位错拖着较松动的铜原子气团移动所引起的附加内耗。本文在淬火的 Al-4% Cu 合金中所观察到的室温时效 $(\Delta E)_1$ 峰, 除了中文所提出的解释以外, 可能也包含着由于位错拖着铜原子气团移动所引起的附加能量消耗。这个问题还有待于进一步的研究。

参 考 文 献

- [1] 葛庭燧、王中光, 物理学报, **18**(1962), 379.
- [2] 葛庭燧、王中光, 物理学报, **18**(1962), 392.
- [3] 葛庭燧、黄元士、王中光, 物理学报, **18**(1962), 400.
- [4] Byrne, J. G., Fine, M. E., Kelly, A., *Phil. Mag.*, **6** (1961), 1119.
- [5] Snowden, K. U., *Acta Met.*, **11** (1963), 675.
- [6] Matsuura (松浦), K., Koda (幸田), S., *Phil. Mag.*, **6** (1961), 1531.
- [7] deSorbo, W., Treafis, H. N., Turnbull, D., *Acta Met.*, **6** (1958), 401.
- [8] Nicholson, R. B., Thomas, G., Nutting, J., *J. Inst. Metals*, **87** (1958—59), 429.
- [9] Orowan, E., Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Discussions (Inst. of Metals, London, 1948), p. 451.
- [10] Thomas, G., Nutting, J., The Mechanism of Phase Transformation in Metals (Inst. of Metals, London, 1956), p. 57.

INTERACTION OF SOLUTE ATOMS WITH DISLOCATIONS IN Al-4% Cu ALLOY AT VARIOUS AGING STAGES UNDER FATIGUE LOADING

KÊ T. S. WANG C. K. HUANG Y. S.

(Academia Sinica)

ABSTRACT

Torsional fatigue experiments were carried out with Al-4% Cu specimens at various aging stages in order to study further the dislocation pinning process occurring under fatigue loading. The area and the shape of the hysteresis loop after various stress cycles N were determined, from which the energy loss ΔE in each cycle and the maximum torque T_m of the specimen were calculated.

The temperature and the time of aging were so chosen that G. P. [1] zone, G. P. [2] zone, θ' phase or the stable θ phase appeared respectively in one of the specimens. On the basis of comparing the mode of changes of the experimental curves of $\Delta E-N$ and T_m-N , it is concluded that the dislocation pinning occurring in the initial stage of fatigue loading is not concerned with the transformation products such as the G. P. [1] zone and G. P. [2] zone.

The changes of the energy loss in the first cycle of fatigue loading, $(\Delta E)_1$, of specimens at various aging stages were compared and analysed, and it is shown that, in the case of the Al-Cu alloy studied, the energy loss ΔE is produced because of the occurrence of a fluctuating internal stress field in the lattice near a dislocation, since work has to be done when the dislocation moves to and fro in such a stress field. This fluctuating internal stress field may appear because of the occurrence of point defects (vacancies and solute atoms), atom clusters, G. P. [1] zone, G. P. [2] zone, or other defects when they do not segregate or nucleate on the dislocation line.

On the basis of the above analysis, it may be considered that the dislocation pinning process occurring under fatigue loading is associated with the formation of atmospheres of solute atoms. The solute atoms migrate to dislocations in the process of fatigue loading with the help of the vacancies produced in fatigue loading, so that atmospheres are formed around dislocations. The mobility of these pinned dislocations is reduced, and consequently ΔE is lowered. The θ' and θ phases that nucleate on dislocation lines during the process of aging can also pin the dislocations to a certain extent.

It can also be contemplated from the above picture that the G. P. [1] and G. P. [2] zones do not nucleate on a dislocation line, while the θ' and θ phases do.