

鋁在疲勞載荷作用下所發生的基本過程*

葛庭燧 王中光
(中国科学院)

提 要

进行了99.6%工业純鋁和99.99%高純鋁(退火和冷加工)的扭轉疲勞試驗,测定了經過各种应力循环数 N 以后的滞后迴綫的形状和面积,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 .对于所得到的 $\Delta E-N$ 曲綫和 T_m-N 曲綫进行了分析,并与在疲勞試驗的各个阶段对于試样表面所作的金相观测結果作了比較,认为在試样中未出現局部滑移区以前,引起 ΔE 和 T_m 的基本过程是空位对于位錯的釘紮作用,这是一种体积效应,但是在局部滑移区出現以后,这种滑移区引起額外的能量消耗,而对于 T_m 的影响并不显著,因而在这个阶段里 T_m 和 ΔE 的变化便不再彼此相对应.这种分析可以澄清过去文献中关于 ΔE 和 T_m (代表硬度变化)在疲勞过程中的变化的許多互不一致的結果.

假定实验所观测到的曲綫是这两种过程(整体过程和局部过程)所引起的效应的迭加,并且假定这两种过程对于 ΔE 和 T_m 的貢獻由于疲勞振幅的大小、試样的处理状态(退火或冷加工)以及所含杂质之不同而异,可以滿意地解释实验所观测到的各种曲綫的形状和位置.这个观点的正确与否还有待于进一步的实验証实.

一、引 言

研究和解决疲勞失敗的一个关键問題是闡明和控制疲勞裂縫的形成和发展.由于疲勞裂縫的形成和发展都只牽涉到試样的某些局部地区所發生的事件,所以一种較有希望的研究途径是观测某些結構敏感的性质在疲勞試驗当中的变化.

观测滞后迴綫在疲勞試驗中的变化可以推算出能量消耗的变化和应变阻力的变化.这些結構敏感的性质能够揭示出在疲勞裂縫形成以前試样内部所發生的变化,从而对于裂縫形成的机构提供有用的知識.

根据目前已有的实验結果来看,在疲勞裂縫形成以前,試样内部所發生的基本的結構变化似乎有两种:(1)在疲勞过程中有較多的空位产生^[1,2,3];(2)在疲勞載荷下的滑移較集中在局部地区^[4].在随后将要报导的一系列关于疲勞的研究中,我們企图根据关于在疲勞試驗中的能量消耗变化的观测和分析,与上述的基本的結構变化联系起来,組成一幅統一的图象,进而对于疲勞裂縫的形成过程和提高耐疲勞強度的原則提出看法.

二、实验装置和試样制备

我們进行疲勞試驗所用的装置是 Amsler MI/TA 微型扭轉疲勞試驗机,扭轉頻率是

* 1962年2月10日收到.

每分钟 1500 周。图 1 表示这种交变扭转疲劳试验机的作用原理^[5]。利用扭转传动装置 C 通过 A 杆使试样 E 发生交变扭转。传动装置 C 中的榫杆扭头的位置确定扭角 α 的大小,因而这种试验机是属于恒扭变型的。用扭矩计 D 可以测出试样的抗扭矩 T 。借着光三角 P_1 、 P_2 、 P_3 的装置和反射镜 G 可以使一个点光源 S 的反射象 S' 描画出试样的抗扭矩 T (纵坐标) 和扭角 α (横坐标) 在疲劳试验中的变化。

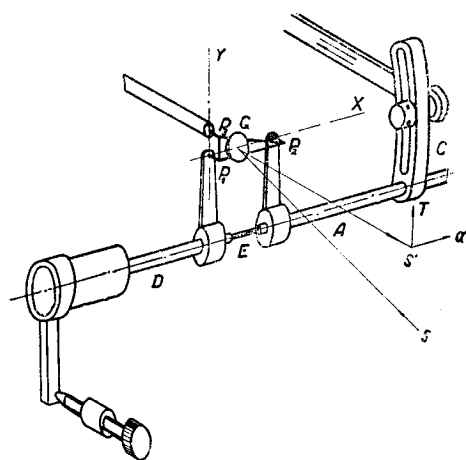


图 1 交变扭转疲劳试验机的作用原理。

所用试样的中间部分长 10 毫米,直径 2 毫米,两头部分各长 7 毫米,直径 3.5 毫米。试样都是经过冷打后,车削加工而成。所用试样的成分和处理如下:

(1) 工业纯铝: 99.6%, 450°C 退火一小时, 平均晶粒直径约 0.10 毫米;

(2) 高纯铝: 99.99%。一种经过冷加工, 截面收缩约为 70%; 另一种在 450°C 退火 1 小时, 平均晶粒直径约 0.14 毫米。

试样处理后, 经过细致的电解抛光, 再进行试验。试样可以中途卸下, 进行表面金相观测。

在疲劳试验机中除去每分钟进行循环 1500 次的快速装置以外, 还有每分钟只循环 1 次的慢速装置。用快速装置进行疲劳试验经过一定循环数以后, 再用慢速装置测绘扭矩-扭角滞后回线。图 2 所示的是所得的一系列滞后回线的例子。为了验证扭转速度对于滞后回线的形状并没有影响, 在用慢速装置测绘出滞后回线以后, 立刻转到快速装置, 观察到光点所勾画出来的回线与慢速相同。

由回线的面积可以求出每次循环所消耗的能量 ΔE 。由回线的横坐标可以确定出最大扭角 α_m , 由回线的纵坐标可以定出最大扭矩 T_m 。

由图 2 可以看出, 在疲劳试验中, 每次循环所消耗的能量 ΔE 和最大扭矩 T_m 有变化, 但是 α_m 却并不变化(恒应变型)。

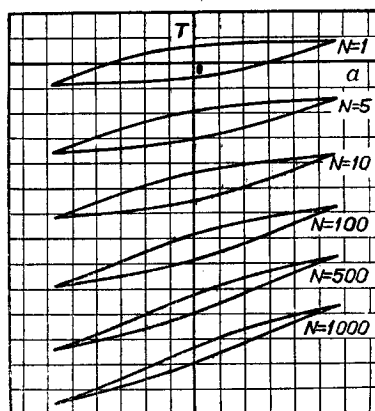


图 2 工业纯铝在疲劳试验中的滞后回线变化举例 (每个纵坐标单位代表扭矩 6.2×10^5 达因-厘米, 每个横坐标单位代表扭角 0.0088 弧度。每一小方格面积代表 5405 尔格)。

三、实验结果和分析

1. 疲劳载荷下的能量消耗 (ΔE) 和最大扭矩 (T_m)

改变疲劳试验机的扭转传动装置 C 中的可调榫杆的位置 (见图 1), 可以改变试样的最大扭角 α_m 的大小。由 α_m 可以算出最大扭应变, 并且粗略地估计出与它相对应的最大外加切应力的范围。所选择的 α_m 的范围是企图使它所对应的最大外加切应力范围既包

括低于铝的安全极限的应力,也包括大于铝的屈服应力的应力。

本文所报导的实验曲线,一般是用三个试样作三次相同实验所得的平均值。

(1) 工业纯铝^[6] 图3所示的是在各种最大扭应变下的能量消耗 ΔE -循环数 N 曲线。由图可见,当最大扭应变在 0.0035 以下时, ΔE - N 曲线可以区分为三个阶段。在第

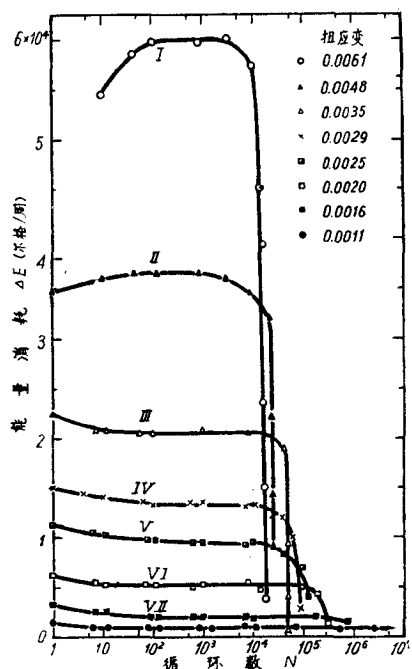


图3 在各种扭应变下工业纯铝的 ΔE - N 曲线。

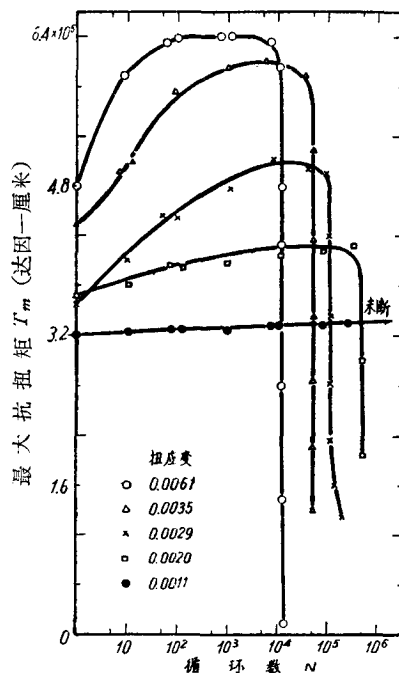


图4 在各种扭应变下工业纯铝的 T_m - N 曲线。

一个阶段内, ΔE 降低; 在第二个阶段内, ΔE 基本上保持不变; 在第三个阶段内, ΔE 骤然下降一直到试样断裂。根据一般的趋势来看, 扭应变越大, 则各个阶段越向低循环数的方向移动。

当扭应变大于 0.0035 时, 一个显著的不同之点是 ΔE 在第一阶段内并不是下降, 而是上升。

由图3还可以看出来, 扭应变越大, ΔE 也越大, 即 ΔE 的循环应力振幅效应非常显著。

由图4也可以看出, 试样抗扭矩 T_m -循环数 N 曲线也可以分为三个阶段。在第一个阶段, T_m 升高(对于所有的扭应变来说都是如此); 在第二个阶段, T_m 基本上保持不变; 在第三个阶段, T_m 骤然下降。

由于 T_m 的增加表示试样发生硬化, 所以 T_m 随着循环数而变化的情形也表示试样的硬化随着循环数而变的情形。

把图3和图4作比较, 可以看出, 当扭应变小于 0.0035 时, 试样的硬化 (T_m 升高) 伴随着 ΔE 的减小, 但当扭应变大于 0.0035 时, 试样的硬化却伴随着 ΔE 的增加。由此可见, 引起 ΔE 和 T_m 的基本物理过程并不是在所有的情况下都是相同的, 这可能是文献上

关于 T_m 和 ΔE 的变化常有彼此矛盾的报导的原因^[4].

另一点值得注意的是, T_m 起始变为恒定时所相对应的循环数 N 大于 ΔE 起始变为恒定的循环数. 这件事实对于以后说明 T_m 和 ΔE 的本质时有重要的应用.

(2) 高纯铝 为了判明微量杂质对于疲劳过程的影响, 我们也测定了 99.99% 纯铝试样 (450°C 退火一小时) 在各种扭应变下的 $\Delta E-N$ 曲线和 T_m-N 曲线, 如图 5 和图 6 所

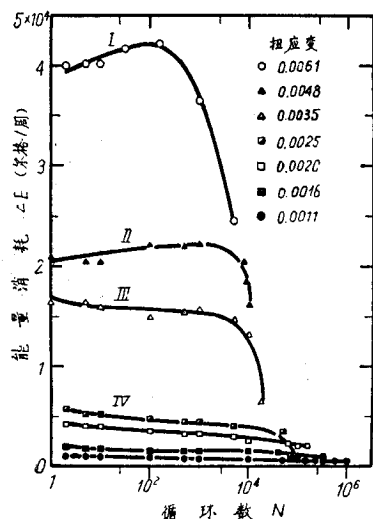


图 5 在各种扭应变下高纯铝的 $\Delta E-N$ 曲线.

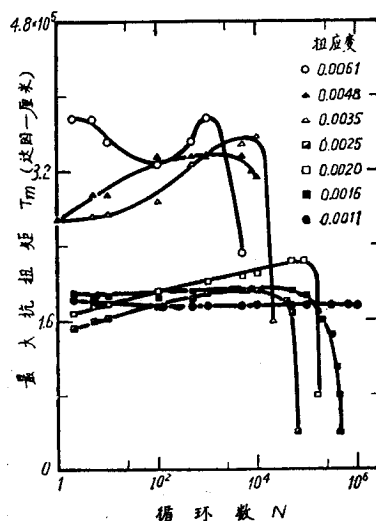


图 6 在各种扭应变下高纯铝的 T_m-N 曲线.

示. 这两套曲线的形状分别与图 3 和图 4 的曲线相似, 不过三个阶段的划分较不明显. 工业纯铝的 ΔE 值都比高纯铝的为高.

在 T_m-N 曲线的情形, 一个与工业纯铝显著不同的地方是当扭应变等于 0.0061 时, T_m 最初无变化, 但随后随着循环数 N 的增加而降低, 这表示试样由于进行疲劳而软化.

值得注意的是, 在高纯铝的情形, ΔE 所表现的振幅效应 (即对于扭应变的敏感性), 虽然与工业纯铝相同, 即都是比较显著的, 但是对于 T_m 来说, 它所表现的振幅效应却远弱于工业纯铝的情形. 这指出, 试样越纯, T_m 所表现的振幅效应越不显著. 这可能与试样的应力-应变曲线的形状有关, 对应着应力-应变曲线的起始阶段时, 振幅效应应该较大, 对应着应力-应变曲线的较后阶段时, 振幅效应应该较小. 在同样的循环扭应变的作用下, 试样越纯, 则越应该对应着应力-应变曲线的较后阶段.

(3) 冷加工高纯铝 在上述关于工业纯铝和高纯铝的试验中, 当扭应变较大时常有不同的现象发生. 如所周知, 疲劳试验中所加的应力越大, 则试样中所发生的过程越接近于单向应力所引起的过程. 为了阐明扭应变的影响, 我们用冷加工高纯铝 (截面减缩约为 70%) 进行了类似的试验. 图 7 和图 8 所示的, 分别是所得到的 $\Delta E-N$ 和 T_m-N 曲线.

根据 T_m-N 曲线来看, 在第一个阶段, 除非当扭应变极小时, T_m 一般是降低, 这说明退火高纯铝在用高的扭应变进行试验时所发生的变化与冷加工高纯铝相似, 即疲劳的进行使试样软化.

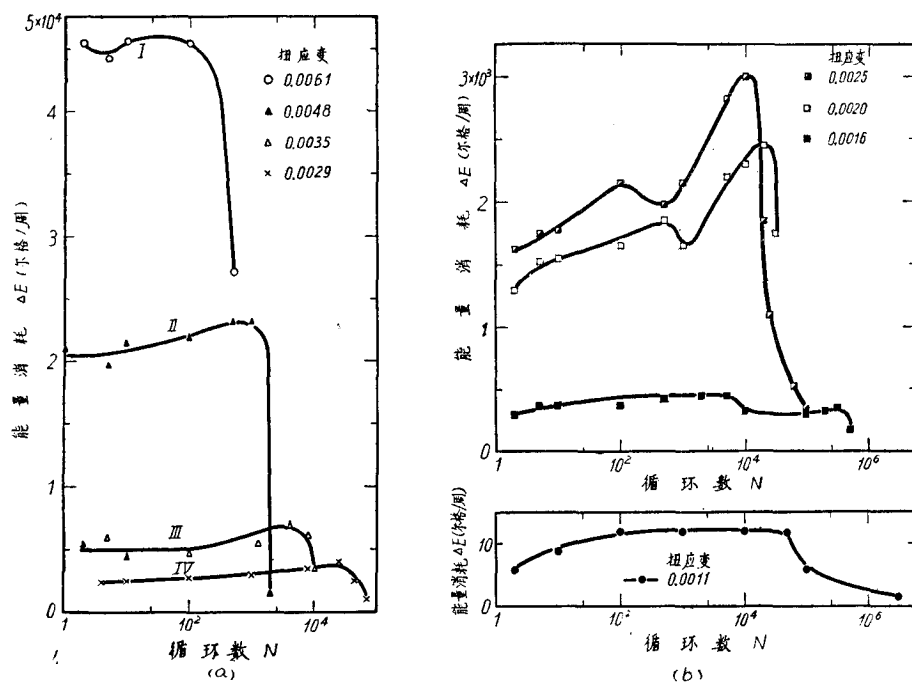


图7 在各种扭应变下冷加工高純鋁的 $\Delta E-N$ 曲綫。

根据 $\Delta E-N$ 曲綫来看,当扭应变不太大时, ΔE 确实随着循环数的增加而上升,与退火純鋁在高的扭应变时的情形相似。由图7也可以看出,当扭应变大于某一极限时, $\Delta E-N$ 曲綫又有变平甚至稍微下降的趋势,这可能是由于有另外的效应出现。

值得注意的是,冷加工高純鋁的 ΔE 值在扭应变高时比退火純鋁的高,随着扭应变的减低,二者的 ΔE 值相接近,当扭应变很低时,前者又比后者为低。对于 T_m 来说,冷加工鋁的 T_m 却一直較高于退火鋁。

2. 疲勞試驗过程中的金相观测

文献中关于金属疲勞机构的研究,大多从观测試样表面的金相变化着手。我們現在的研究是试图把金相观测与能量消耗 ΔE 和最大抗扭矩 T_m 的变化結合起来,这样更能够闡明疲勞过程的本质。

由于試样在进行疲勞試驗以前就已經經過电解拋光,所以在經過一定的应力循环数以后,可以在金相显微镜下直接观察試样表面的情况。在相当于上述第一阶段范围内的

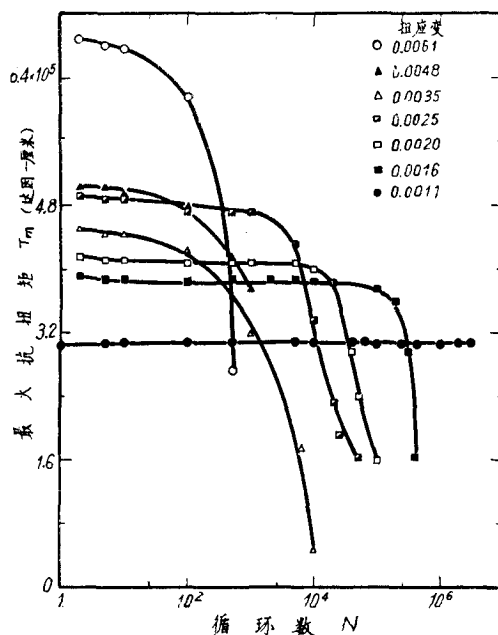
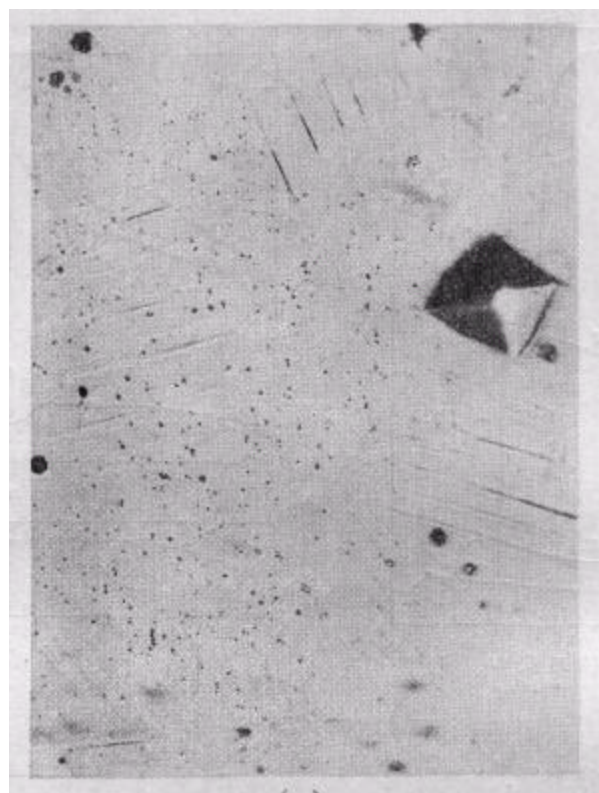
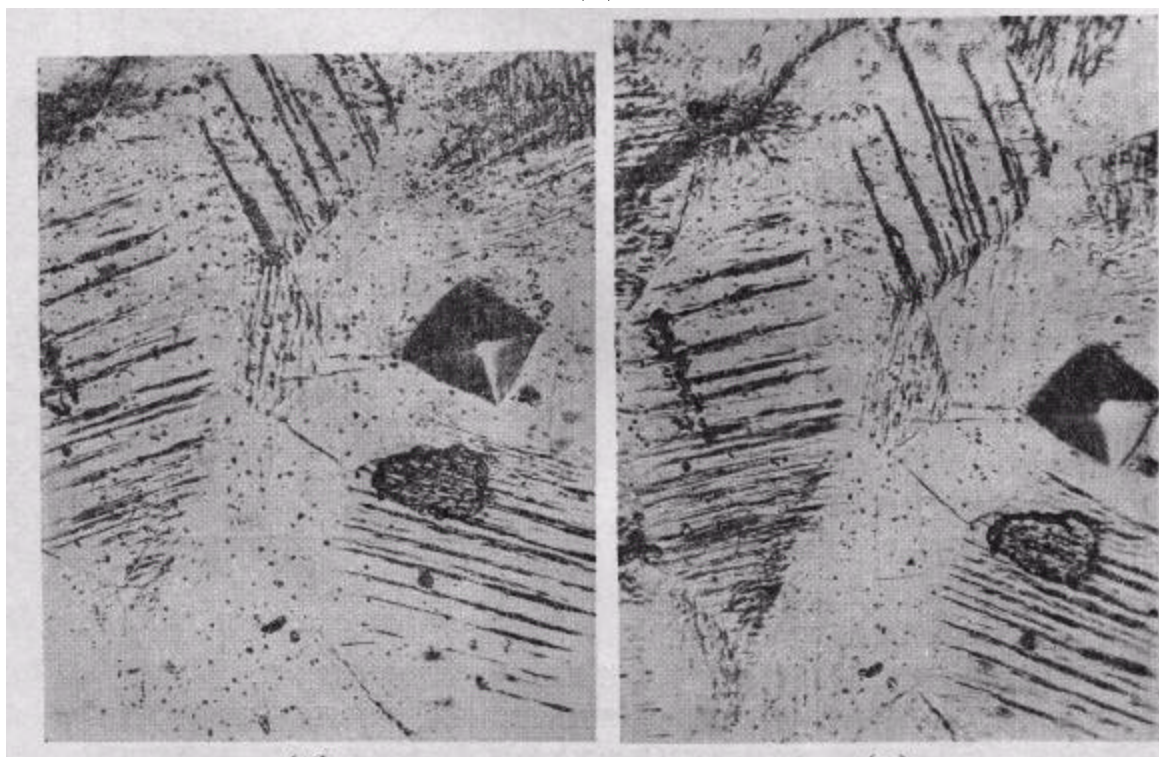


图8 在各种扭应变下冷加工高純鋁的 T_m-N 曲綫。



(a)



(b)

(c)

图9 工业纯铝经过不同循环数以后的金相照片(500 $\times$), 所加的最大扭应变是0.0029.
(a) $N=500$; (b) $N=5,000$; (c) $N=10,000$.

后期,我們觀察到在試樣表面上有細滑移綫出現,在進入第二阶段以后,在原来出現細滑移綫的地方变为粗滑移带。图 9 中的 (a)、(b)、(c) 分别是工业純鋁在經過 500、5,000 和 10,000 次循环以后在同一地区的金相照片,所加的最大扭应变是 0.0029。

图 10 中的 (a)、(b)、(c) 分别是高純鋁在經過 100、10,000 和 60,000 次循环以后的金相照片,所加的最大扭应变是 0.0016。与工业純鋁的情况作比較,可以看出下列的区别:

- (1) 高純鋁的粗滑移带(即局部化的滑移地区)出現得較早;
- (2) 高純鋁的滑移带較粗;
- (3) 高純鋁的各滑移带之間相距較远(即較疏)。

在冷加工高純鋁的情形,我們觀察到,在进行疲勞試驗以前,試樣表面上便已經出現了局部化的滑移地区。在疲勞試驗的过程中,試樣表面出現一些黑条痕,表明局部化滑移的加強。

为了了解疲勞裂縫扩展的过程,我們觀測了工业純鋁試樣表面在疲勞过程中的金相变化直至試樣断裂。当試樣經過 50,000 次循环以后,可以清楚地看到裂縫的向外扩展(图 11a)。我們随后把試樣进行电解磨光,裂縫的痕迹依然可以看得見。用这个試樣再进行疲勞試驗至 $N = 80,000$ 次循环,再进行金相觀察,則情形如图 11b 所示。在原来裂縫(較暗的痕)的前端有新的滑移区产生,而裂縫便在这新的滑移区内向前扩展。在以上的觀測

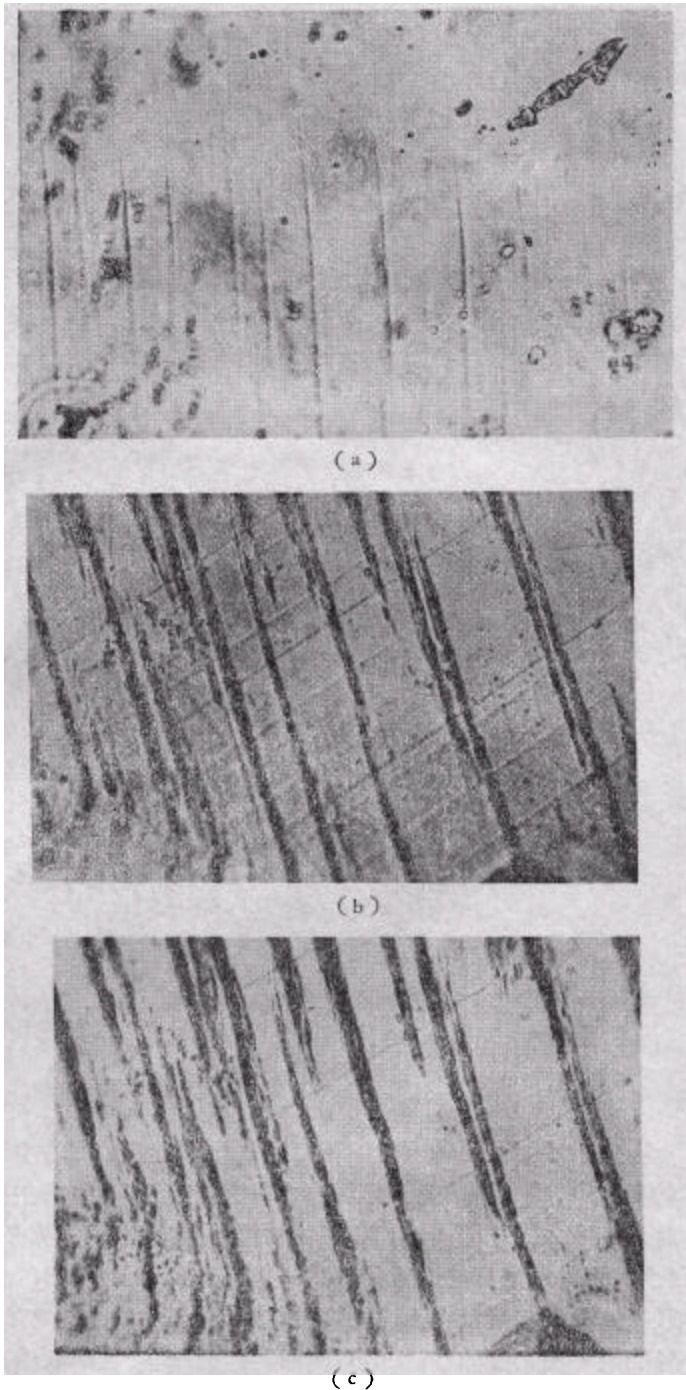


图 10 高純鋁經過不同循环数以后的金相照片 (500 $\times$), 所加的最大扭应变是 0.0016。

(a) $N = 100$; (b) $N = 10,000$; (c) $N = 60,000$ 。

中,疲劳裂纹的扩展都是沿着试样轴线方向进行的。在达到第三阶段时,疲劳裂纹的扩展沿着垂直于试样轴线方向进行(横展)。图 11c 所示的便是这种情况 ($N = 10^5$)。

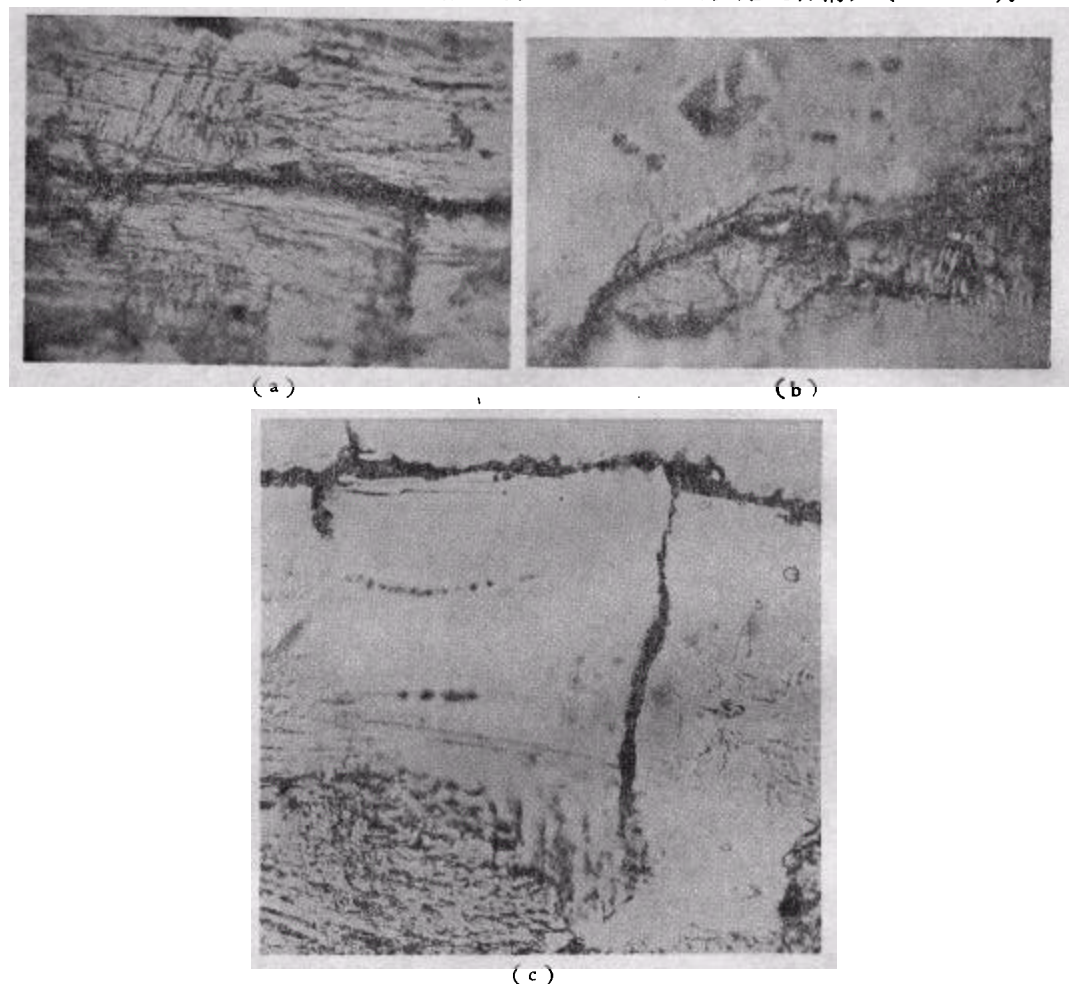


图 11 疲劳裂纹在工业纯铝中的扩展。500 $\times$ 。所加的最大扭应变是 0.0029。
(a) $N = 5 \times 10^4$; (b) $N = 8 \times 10^4$; (c) $N = 10^5$ 。

四、讨 论

文献中关于铝的疲劳的研究还是比较多的,有的主要是观测试样表面在疲劳过程中的变化^[7],但是所研究的外加应力范围较窄,不能概括在疲劳试验中所发生的各种过程随着外加应力的不同而消长和转化的情况。也有的主要是测定在疲劳过程中的阻尼变化^[8],但是所进行的应力循环数一般都较少,而且所得的结果并没有同金相观测的结果相联系。我们想要根据上述的实验结果,结合文献上已有的数据,对于金属疲劳的几个关键性问题提出初步的看法,借以阐明问题的所在,从而认清进一步研究的方向。

1. 关于 ΔE 和 T_m 的联系和区别

文献中一般认为 ΔE 和 T_m 的变化是相对应的,并且是彼此相反的,即 T_m 的增加表示硬化,而 ΔE 的增加则表示软化。从第三节所述的实验结果来看, ΔE 和 T_m 的变化并

不是永远相对应的,尤其是在退火铝和冷加工纯铝的情形。这表示决定二者的基本过程并不永远是相同的。在疲劳过程中的金相观测对于这个问题提供了一个重要线索,即在疲劳进行当中,试样内部所发生的结构变化有两类,一类是整体的,一类是局部的。在疲劳过程的第一阶段里,所发生的结构变化是整体的,在进入第二阶段范围的前后,则有局部化的粗滑移带出现。我们认为,这些粗滑移带的出现并不至于显著地影响 T_m ,但是却增加了另一种产生 ΔE 的因素。

我们可以假定,在未出现粗滑移带以前,引起 T_m 和 ΔE 的基本过程是相同的,这种过程可以说是一种体积效应。如果在疲劳过程中引起硬化(即 T_m 增加),则能量消耗 ΔE 相应地减少。但是在进入第二阶段的前后,由于局部化的滑移区域出现,而这种滑移区引起额外的能量消耗,所以 T_m 和 ΔE 的变化便不再彼此相对应。这种分析可以解释许多文献上所报导的互不一致的结果。

2. ΔE 的两种来源

对于退火的纯铝试样来说,我们可以认为,起始阶段硬化是由于“空位硬化”^[9,10]。在疲劳过程中所产生的空位一旦侵入试样中原有的分散的位错内时,便使这些位错不易在循环应力的作用下发生往复的运动,这一方面引起硬化(T_m 增高),同时也使 ΔE 降低,因而 T_m 与 ΔE 是相对应的。在这个阶段内的 ΔE 变化可用图 12 的曲线 I 表示(曲线下降到零或某一稳定值)。在随后的阶段内,上述这种体现为体积效应的空位硬化达到稳定状态,然而 ΔE 却由于试样内部出现了局部滑移区而渐渐增加。产生这种 ΔE 的机构虽然目前还不清楚,但是可以认为它是由于位错在局部化地区内的运动所引起的。这种局部化过程导致疲劳裂纹的产生和扩展。当疲劳裂纹开始剧烈的扩展而引起显著的应力弛豫时,上述这种 ΔE 便渐渐下降,因而 ΔE 的变化可用图 12 中的曲线 II 表示。曲线 I 和曲线 II 迭加得到曲线 III,这便相当于实验中所实际观测到的曲线。由图可见,曲线在第二阶段之所以变平是由于一条渐降的曲线和一条渐升的曲线二者迭加的结果。

与金相观测的结果作比较,可以认为图中的 P 点是试样内出现了局部滑移区的标志,而曲线骤然下降的 Q 点,则标志着疲劳裂纹开始了横展(沿着垂直于试样轴线的发展方向)。在扭转加载荷的方式下,裂纹的横展显然要导致能量消耗 ΔE 的急速降低(也导致最大扭矩 T_m 的降低)。这种降低随着裂纹横展的加大而加剧,最后导致试样的断裂,在此时 ΔE 和 T_m 都降低为零。

3. 关于 T_m-N 曲线的分析

在起始阶段里的“空位硬化”使 T_m 增加,当“空位硬化”达到稳定状态后,曲线便变平(即硬度保持在一定的水平),如图 13 中的曲线 I 所示。曲线变平由 R 点开始,相当于图 12 的曲线 I 上 ΔE 趋近于零的 R 点。因此,曲线 I 代表由于“空位硬化”所引起的额外的硬度。曲线 II 代表试样的原有硬度,当试样内部出现了局部化的滑移区以后,例如从曲

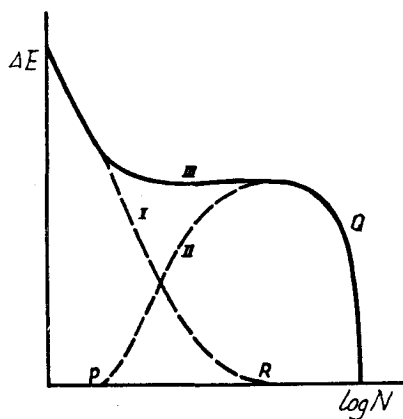


图 12 两种 ΔE 在疲劳过程中的假想的变化曲线。I. 起始阶段; II. 随后阶段。III. 是迭加曲线。

线上的 P 点开始 (与图 12 的曲线 II 作比较), 则由于这种局部地区的软化效应, 试样的整体硬度略有降低。曲线 III 是把曲线 I 和曲线 II 迭加所得到的。曲线上的 Q 点代表疲劳裂缝开始了横展。

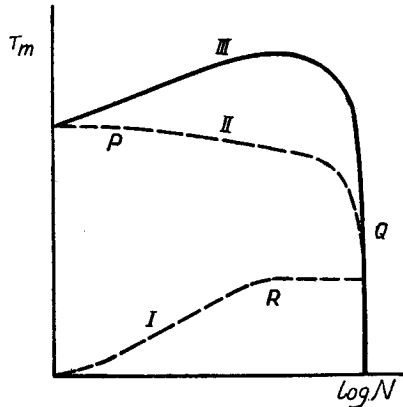


图 13 两种 T_m 在疲劳过程中的假想的变化曲线。I. 左段是起始阶段; II. 右段是随后阶段。III. 是迭加曲线。

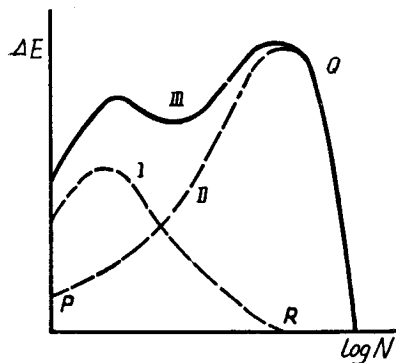


图 14 冷加工试样中两种 ΔE 在疲劳过程中的假想的变化曲线。I. 体积效应的 ΔE ; II. 局部效应的 ΔE ; III. 二者的迭加曲线。

把图 12 与图 13 作比较, 可以看出, ΔE 曲线约略在 P 点开始变平, 而 T_m 曲线约略在 R 点开始变平。由于 R 点出现在 P 点以后, 所以在同样的试验条件下, T_m 曲线的变平较迟于 ΔE 曲线。从图 3 和图 4 的各曲线可以清楚地看出这个推论与实验事实相合。

4. 预先冷加工的影响和扭应变振幅的效应

试样经过冷加工 (达到应力-应变曲线上第三阶段) 以后, 其内部有两种情况发生: (1) 在起始就有一些局部化的滑移区域出现^[11]。因此, 由于出现局部滑移区所引起的 ΔE 在起始便存在, 如图 14 中的曲线 II 所示。 (2) 试样中由于冷加工所产生的较多位错, 由于彼此干扰而不易移动, 所以在起始时的 ΔE 值较低。在疲劳过程中所产生的空位有助于这些受到封锁的位错的解脱, 因而在疲劳的起始阶段, ΔE 反而上升如图 14 中的曲线 I 所示。被解脱的位错有一部分进入局部滑移区, 使局部效应的 ΔE 增加, 有一部分变为自由的, 但是在随后的疲劳过程中又被空位所钉紧。这两种过程都使体积效应的 ΔE 降低, 因而图 14 中的曲线 I 始而上升, 随后又下降。曲线 III 是两曲线迭加的结果。由图可见, 在一定的条件下, 曲线 III 上可以出现两个最高值。这与图 7 所示的实验曲线 (V 和 VI) 有惊人的类似之处。这相当于扭应变并不太大时的情况。

当扭应变较大时, 被封锁的位错很快便得到解脱, 因而曲线 I 上的最高值可能变得并不明显; 同时, 由于所引起的 ΔE 的绝对值又较高, 所以曲线 I 和曲线 II 迭加而成的曲线 III 可能并不出现最高值。图 7 中的实验曲线 II 、 III 、 IV 表明 ΔE 曲线在起始时是平的。当扭应变极大时, ΔE 曲线在起始时甚至于可以下降, 如图 7 中的实验曲线 I 所示。

上面所描述的关于预先冷加工和扭应变的影响, 虽然只是针对着几种极端的情况, 但是只要考虑到曲线 I 和曲线 II 的形状和绝对值随着具体实验条件之不同而发生变化, 并且曲线 II 的开始地点也由于实验条件之不同而异, 则上述的分析方法和步骤可以用于各种的具体情况。一般说来, 扭应变振幅越大, 则 ΔE 曲线 I 越应当向上移, 而 ΔE 曲线 II 越应当向左移。

把圖 5 和圖 7 作比較，可見冷加工純鋁的 ΔE 在扭應變高時比退火的高（實驗曲線 I），隨着應變的減少，二者變得相接近（實驗曲線 II），當應變更小時，冷加工鋁的 ΔE 反而低於退火鋁（實驗曲線 III 等）。要解釋這個事實，必須了解產生兩種 ΔE 的具體機構。但是定性地來說，可以認為這是由於在冷加工鋁中比退火鋁含有較多的位錯。當應變振幅很高時，這些位錯能夠克服相互的干擾而發生運動，因而引起較大的能量消耗 ΔE 。當應變振幅很低時，所含的位錯越多，越由於彼此的干擾而不易發生運動，因而所引起的 ΔE 反倒小於含有較少位錯而易於發生運動的退火鋁。

根據上述的看法也可以解釋退火高純鋁（圖 5 的曲線 I）和工業純鋁（圖 3 的曲線 I）的 ΔE 曲線當扭應變較大時在一起始反而升高。可以想象，當扭應變大到一定數值時，所產生的位錯已經多得足以使彼此被封鎖，在隨後的疲勞過程中所產生的空位有助於這種被封鎖的位錯得到解脫。

對於 T_m 曲線來說，前面已經說過，疲勞過程使退火試樣發生起始硬化，即 T_m 升高。由圖 8 中各曲線可以看出，疲勞過程使冷加工試樣發生軟化，即使 T_m 降低，這是由於在疲勞過程中所產生的空位使由於冷加工而彼此被封鎖的位錯得到了解脫。解脫以後逐漸形成穩定的位錯組態，因而隨後的 T_m 保持不變。

應該指出，當扭應變振幅較大時，退火試樣的 T_m 值也可能呈現起始階段的降低，這是由於大的應變振幅的效應與冷加工效應相似。例如圖 6 中所示的退火純鋁的實驗曲線 I，便呈現起始軟化的現象。關於退火工業純鋁，對於圖 4 所包括的扭應變範圍來說，還沒有觀察到 T_m 曲線呈現起始軟化的現象，這可能是由於所用的扭應變振幅還不夠高的緣故。

5. 微量雜質的影響

把圖 4 和圖 6 作比較，可見對於相同的應變振幅來說，工業純鋁的 ΔE 值大於高純鋁，而 T_m 值也是如此。

為了解釋這種不同，我們可以假定微量雜質在位錯的周圍形成氣團。在疲勞過程中所產生的空位，一方面有助於雜質原子通過擴散而形成氣團，另一方面也與雜質聯合起來共同對於位錯起釘紮的作用。當應變振幅足夠大時，位錯能夠拖着它的气團一起運動，因而產生較大的 ΔE 。例如圖 3 的曲線 I 和 II（應變振幅較大）便分別比圖 5 中的應變振幅與此相同的曲線 I 和 II 高得很多。而當應變振幅較小時，這二者之間的差別已經變得不很顯著。我們可以推測，當應變振幅足夠小從而位錯完全被它的气團所鎖住時，則工業純鋁的 ΔE 值應該低於高純鋁。這種情況已在測量高純鋁和工業純鋁的內耗時觀測到，此時高純鋁的內耗高於工業純鋁^[12]。

工業純鋁的 ΔE 值和 T_m 值都高於高純鋁的這件事實表明，即便對於疲勞起始階段所引起的體積效應來說，產生 ΔE 和 T_m 所包含着的微觀的位錯過程也並不是完全相同的。足以引起 ΔE 的位錯往復運動範圍是很小的，位錯的這種微小的往復運動雖然能夠引起能量消耗，但是卻並不足以降低試樣的抗扭矩 T_m ，因而我們可以認為 T_m 所量度的是對於位錯的較大範圍的運動的阻力。微量雜質和空位的聯合作用能夠阻止位錯作較大範圍的運動，所以使試樣的 T_m 增加，但是在應變振幅不太小時卻允許位錯作較小範圍的往復運動，所以也使試樣的 ΔE 增加。

五、結 語

上面根据点缺陷(空位和杂质原子)硬化效应和局部化滑移地区引起能量消耗的观点,解释了工业纯铝和高纯铝在疲劳过程中 ΔE 和 T_m 的变化特点。这个观点的正确与否,还有待于进一步的实验证明。所作的分析也还只停留在定性的阶段。对于这些基本过程进行定量的分析,将有助于了解在疲劳过程中点缺陷与位错的交互作用、点缺陷对于位错的运动和相互聚拢的影响,以及点缺陷的硬化效应如何导致局部化滑移地区的形成。这些问题的解决,对于疲劳裂纹的形成机构将提供有用的线索。在进行定量的分析以前必须了解产生这两种 ΔE 的具体机构。在以后的各篇报导里,将对于这一系列的问题作逐步的考察和分析。

参加本文的实验工作的还有郑绵绵。

参 考 文 献

- [1] Broom, T. & Ham, R. K., *Proc. Roy. Soc.* **A242** (1957); 166; **A251** (1959), 186.
- [2] Roberts, E. & Honeycome, R. K., *Phil. Mag.* [8], **5** (1960), 1147.
- [3] Cottrell, A. H., Vacancies and Other Point Defects in Metals and Alloys, A Symposium (The Inst. of Metals, 1958), p. 1.
- [4] 参看 Thompson, N. & Wadsworth, N. J., *Adv. in Phys.* **7** (1958), 72.
- [5] Cazaud, R., *Fatigue of Metals* (Chapman & Hall, 1953), p. 78.
- [6] 王中光、葛庭燧, 用测定能量消耗的方法研究金属疲劳微裂纹, 科学通报, 1960 年第 19 期, 602 页。
- [7] Forsyth, P. J. E., *Fatigue in Aircraft Structures* (Academic Press, 1956), p. 60.
- [8] Thompson, N., Coogan, C. K. & Rider, J. R., *J. Inst. Metals*, **84** (1955—56), 73.
- [9] Friedel, J., *Les Dislocations* (Gauthier-Villars, Paris, 1956), p. 258.
- [10] Li, C. H., Washburn, J. & Parker, E. R., *Trans. AIME*, **197** (1953), 1223; Maddin, R. & Cottrell, A. H., *Phil. Mag.* [7] **46** (1955), 1021.
- [11] Seeger, A., *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals* (John Wiley, 1957), p. 243.
- [12] Ké, T. S. (葛庭燧), *Trans. AIME*, **188** (1950), 575.

BASIC PROCESSES TAKING PLACE IN ALUMINUM DURING FATIGUE LOADING

KÊ T. S. AND WANG C. K.

(*Academia Sinica*)

ABSTRACT

Torsional fatigue experiments were carried out on 99.6% commercial aluminum and 99.99% high-purity aluminum (annealed and cold-worked). The shape and the area of the hysteresis loop (stress versus strain) 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 $\Delta E-N$ curves and T_m-N curves were analyzed and different stages of the curves were correlated with the results of metallographic observations on the specimen surface during the process of fatigue. It is then concluded that, in the initial stage of fatigue loading, the basic process that gives rise to the change of ΔE and T_m is the pinning of dislocations by the vacancies generated during fatigue and this occurs as a bulk effect. Later on, the localized coarse slip regions appearing in the specimen give rise to an extra energy loss ΔE , but have only an insignificant effect on T_m . Consequently, the changes of T_m and ΔE in this stage no longer correspond to each other. Such an analysis may clarify many of the discrepancies reported in the literature concerning the results of observation on the change of ΔE and T_m (representing a change in hardness) during fatigue.

Assuming the curves experimentally observed to be a summation of the effects given rise by these two processes (a bulk process and a localized process), and taking into account that the contributions from these two processes on ΔE and T_m vary with the fatigue amplitude, the condition of specimen treatment (annealed or cold-worked), and the impurity content of the specimen, the shape and the position of the numerous experimental curves of $\Delta E-N$ and T_m-N can be interpreted satisfactorily. However, the validity of this viewpoint needs further experimental verification.