

疲劳载荷作用下铝镁合金中的 粗滑移区的形成^{* 1)}

黄元士 王中光 夏月波 葛庭燧

(沈阳金属研究所)

提 要

过去关于铝和铝铜合金的研究工作指出,在疲劳载荷过程中的能量消耗(ΔE)所发生的变化可以分成两个不同的阶段。第一阶段相当于位错的被钉扎,在第二阶段里 ΔE 的再上升则表示已有粗滑移区出现。为了进一步验证这种看法,在本文中用含镁量为 0.52, 0.91, 3.46 和 5.15% 的铝合金进行了扭转疲劳试验,测定了经过各种应力循环数 N 以后的滞后回线的面积,从而算出在每次循环中的能量消耗 ΔE 。在疲劳载荷经过不同循环数后,试样表面进行金相观测的结果指出,对于所用的合金而言,滑移痕迹的变化都表现出两个明显不同的阶段。在第一阶段里,常常观察到几组细而直的滑移线均匀分布在一个晶粒内。在第二阶段里,某一组滑移线变得集中而粗化成簇。一般而言,在镁含量较低(0.52, 0.91%)的合金里,以及当扭应变较大时,粗滑移区出现得较早。

将所观察到的 $\Delta E-N$ 曲线的变化与粗滑移区的出现做了比较,并且考虑到在疲劳载荷过程中第一阶段和第二阶段的 ΔE 可能发生重迭的情况,指出了试样里出现粗滑移区可以引起 ΔE 在疲劳后期的再上升。这与过去关于铝和铝铜合金所得结果相合。

本文还讨论了位错在疲劳载荷第一阶段里被溶质原子气团所钉扎的状态与粗滑移区的随后形成的联系。

一、引 言

在疲劳载荷下的滑移较多集中在局部地区,而随后所产生的疲劳裂缝大都沿着这些粗滑移区出现。因而粗滑移区的出现是形成疲劳微裂缝的先声。研究粗滑移区产生的机理和查知方法,对于疲劳寿命的提高具有理论的和实际的意义。

我们过去关于铝和铝铜合金的研究工作指出^[1-4],在疲劳载荷过程中的能量消耗(ΔE)所发生的变化可以分成两个不同的阶段。第一阶段的变化是由于点缺陷(空位和溶质原子)与位错的交互作用,在第二阶段里 ΔE 的再上升则对应于粗滑移区的出现。关于铝镁合金的情形,在疲劳载荷过程的第一个阶段里的变化已另有专文报导^[5],本文则报导粗滑移区在第二个阶段里的形成,把 ΔE 的变化与表面金相的变化联系起来,从而进一步验证过去的看法。

* 1973 年 8 月 8 日收到。

1) 这项工作是在 1965 年完成的。

二、实验和试样

试验用的疲劳机、试样尺寸、疲劳加载后测定 ΔE 以及金相观察的程序都与以前相同^[1]。试样的熔炼和车制加工工艺也同前^[5]。四种 Al-Mg 合金中的镁含量分别是 0.52、0.91、3.46 和 5.15% (重量比)。试样在加工成标准形状和大小以后,在 $420^\circ \pm 2^\circ\text{C}$ 保温 5 小时后水淬。为防止室温时效,保证在开始试验时试样具有相同的状态,把淬火后的试样立即装入玻璃管内并浸入液态氮中。把试样逐个取出进行电解抛光后,仍放回玻璃管内并浸入液态氮中保存。电解抛光液的温度一般保持在 15°C 以下。

三、实验结果和分析

1. 疲劳载荷过程中能量消耗 (ΔE) 的变化

图 1 表示四种成分的铝镁合金试样当最大扭应变为 0.0070 时的 $\Delta E-N$ 曲线。由图可见,含镁 5.15% 的合金, ΔE 开始时下降,随后上升直至断裂(曲线 I)。随着镁含量的

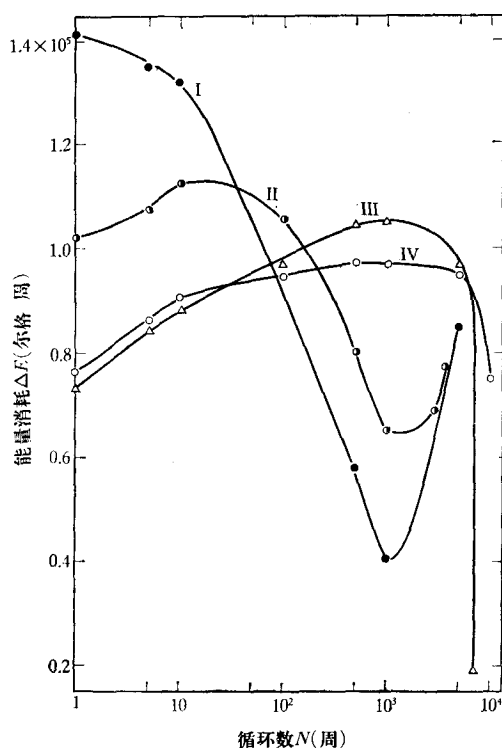


图 1 淬火状态的铝镁合金在最大扭应变为 0.0070 时的 $\Delta E-N$ 曲线
含镁量: I. 5.15%; II. 3.46%;
III. 0.91%; IV. 0.52%

减少, ΔE 的起始下降被起始上升所替代,但是含 3.46% 镁的合金经过峰值后还是继续下降,至断裂前再上升(曲线 II)。含 0.91% 和 0.52% 镁的合金则连续上升,直至断裂前才下降(曲线 III 和 IV)。

图 2 表示四种成分的铝镁合金试样当最大扭应变为 0.0029 时的 $\Delta E-N$ 曲线。由于所用的最大扭应变较低,这时的 ΔE 在起始时都是下降。镁含量的增加使 ΔE 的起始下降变得较为明显。

2. 疲劳载荷过程中的金相变化

观察了四种合金当最大扭应变为 0.0070 和 0.0029 时在疲劳载荷过程中的金相变化。观测的结果指出,对于所用的全部合金来说,滑移痕迹在疲劳过程中的变化可以分为两个明显不同的阶段。在起始阶段里,一般在循环数约为 10 周以后,试样表面上就出现细、而且均匀分布的滑移痕迹,在一个晶粒内常常不止一组滑移系统参与滑移。经过多次应力循环以后便出现了粗滑移区。这时,通常只有与试样轴

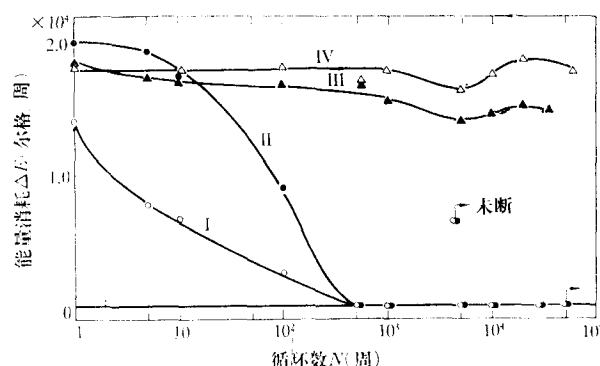


图2 淬火状态的铝镁合金在最大扭应变为 0.0029 时的 $\Delta E-N$ 曲线
含镁量: I. 5.15%; II. 3.46%; III. 0.91%; IV. 0.52%

向垂直的一组(具有最大的切应力)细滑移粗化成簇。所有的裂缝都是沿着粗滑移区形成的。

(1) 合金含量的影响

图 3—6 是四种合金当最大扭应变为 0.0070 时经过不同的循环数以后的金相变化。

合金含量不同所引起的影响主要表现在粗滑移区出现的早或晚以及其外貌的不同上。图 3 所示的是 Al-0.52% Mg 合金的情况, 当 $N = 10$ 时已有滑移线均匀地分布在晶粒内 [图 3(a)], 在所示的视场内, 有两组滑移系很明显地参加滑移。当 $N = 500$ 周时 [图 3(b)], 较竖直的一组滑移线粗化成簇。由于疲劳试样的轴线是沿着图中所示的水平方向, 而所加的疲劳载荷又是纯扭转的, 所以较竖直的一组滑移线对应于较大的切应力。当 $N = 5000$ 周时 [图 3(c)] 和 $N = 9800$ 周时 [图 3(d)], 有众多的粗滑移区出现, 它们随着循环数的增加而变宽和加深, 最后几乎覆盖整个的晶粒。图 3(e) 所示的是在 $N = 9800$ 周时同一试样上的另一视场, 此处已有疲劳裂缝沿着粗滑移区出现。

由图 3(c) 和 3(d) 可以看出, 沿着试样轴线的方向(有一定倾斜)似乎有条状的区域出现, 在其它视场内这种条状区域表现得更为明显, 如图 3(f), 3(g) 和 3(h) 所示(分别在 $N = 1000, 5000$ 和 9800 周时的情形)。这可能是扭转形变带。曾有人在铝单晶单向拉伸时观察到形变带^[6], 也有人在铜单晶的高振幅扭转疲劳过程中看到过类似的现象^[7]。这可能是由于在外加扭应变较高 (0.0070) 和合金元素含量较低 (0.52% Mg) 时, 疲劳载荷下的行为接近于单向拉伸。因此, 在其它的较低外加扭应变和较高镁含量的试验条件下, 都未曾观察到这种“形变带”。

图 4(a—e) 所示的是 Al-0.91% Mg 合金的情况。当 $N = 10, 500, 1000, 5000, 6900$ 周时, 金相概貌基本上与 Al-0.52% Mg 合金的相似, 只不过总的看来此时的粗滑移区出现得较晚些, 而随后的变宽和加深也没有图 3 所示的那样强烈。

图 5 和图 6 所示的分别是 Al-3.46% Mg 和 Al-5.15% Mg 合金的情况(这两种合金的镁含量已高于室温溶解度)。这两种合金在疲劳载荷过程中的金相变化相似, 但却与 Al-0.52% Mg 和 Al-0.91% Mg 两种合金明显不同。此时的粗滑移区一般在 500 周循环时出现, 但数目不多, 且随着循环数的增加, 粗滑移区虽然有所加长和加宽, 但是数目并不增加

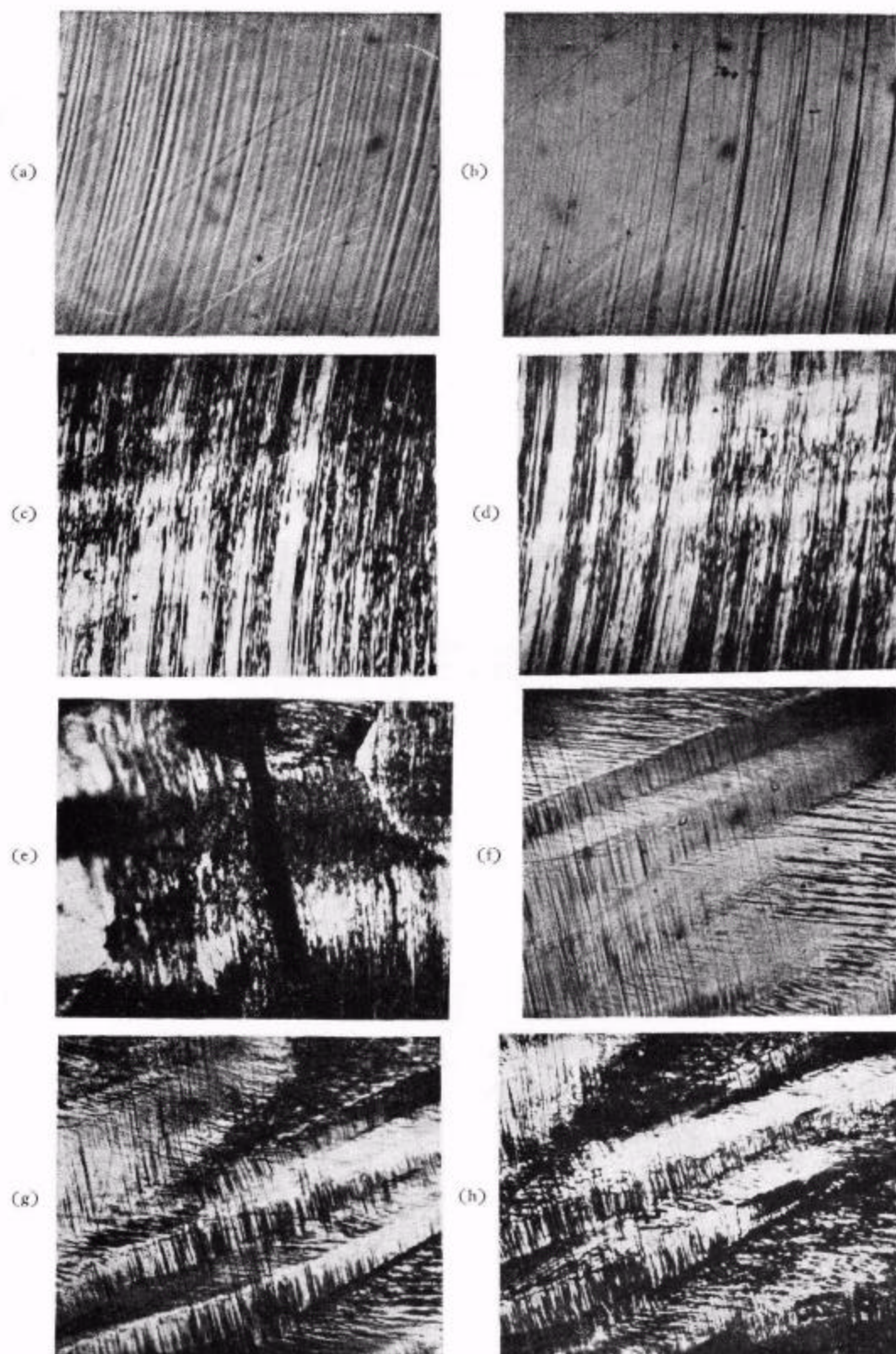


图3 淬火状态的 Al-0.52% Mg 合金当最大扭应变为 0.0070 时经过各种循环数后的金相变化
 循环数 N (周): (a) 10; (b) 500; (c) 5000; (d) 9800; (e) 9800 (有裂缝出现); (f) 1000
 (有“形变带”出现); (g) 5000 (有“形变带”出现); (h) 9800 (有“形变带”出现) $310\times$

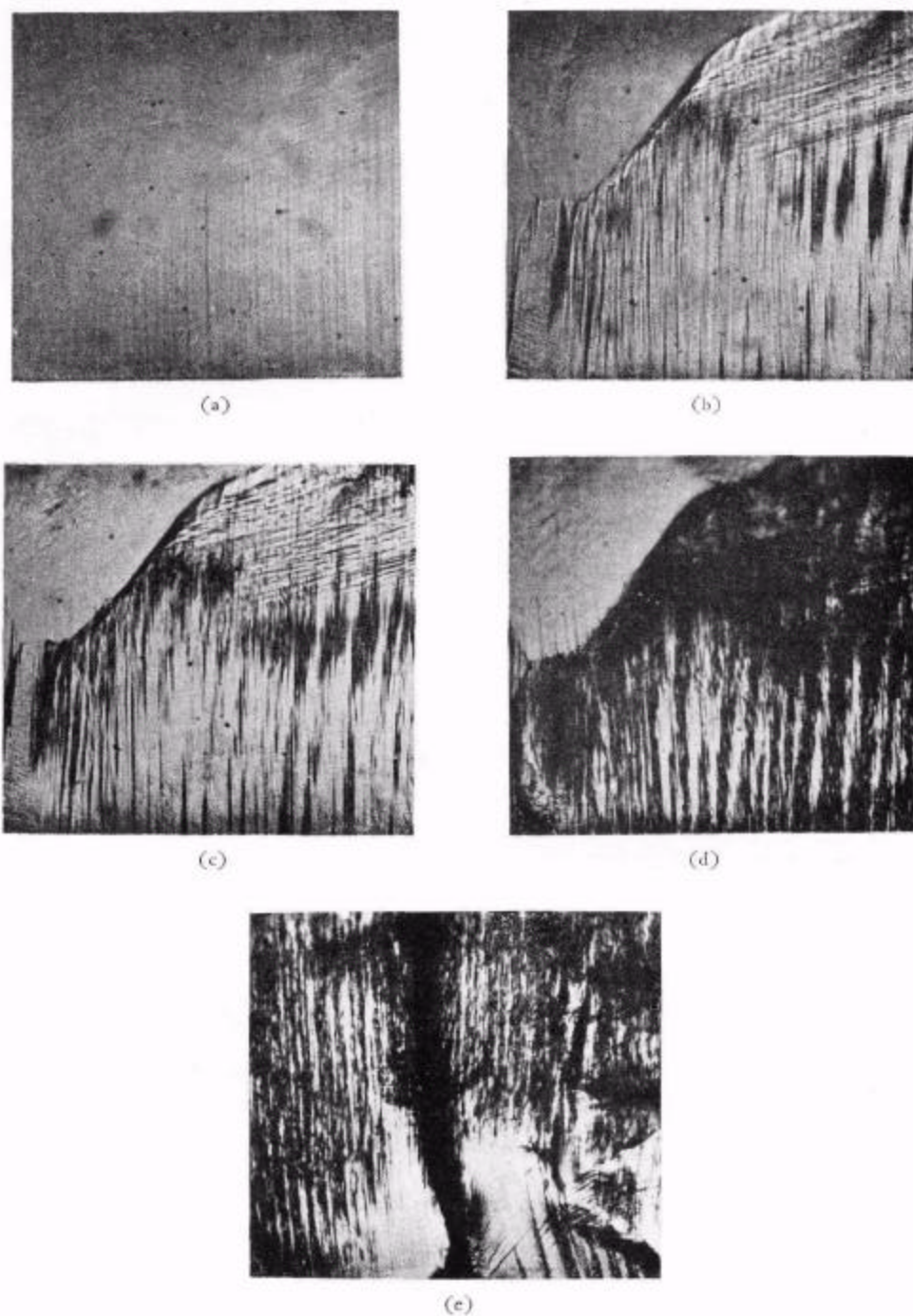


图4 淬火状态的 Al-0.91% Mg 合金当最大应变为 0.0070 时经过各种循环数后的金相变化
循环数 N (周); (a) 10; (b) 500; (c) 1000; (d) 5000; (e) 6900
(视场中部有裂缝出现) $310\times$

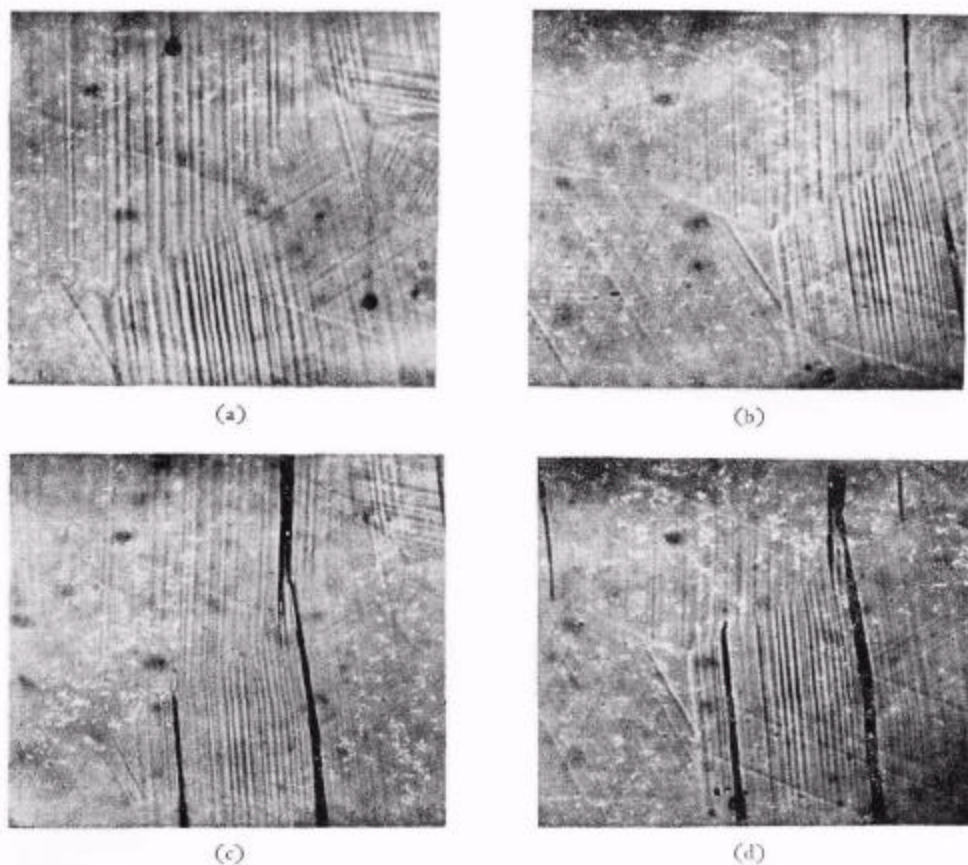


图5 淬火状态的 Al-3.46% Mg 合金当最大扭应变为 0.0070 时经过各种循环数后的金相变化
循环数 N (周): (a) 10; (b) 500; (c) 1000; (d) 3000 $310\times$

很多,一直到试样断裂以前,每个晶粒上粗滑移区所占面积还是比较小的,因而滑移表现得非常集中. 如把 Al-3.46% Mg 和 Al-5.15% Mg 两种合金的金相变化做细致的比较,可以发现,后一种合金的粗滑移区出现得更迟一些,数目也少一些.

比较图 5(b—d) 和比较图 6(b—d), 可以清楚地看出,粗滑移区在相邻两个晶粒内形成 [图 5(b) 和图 6(b)], 随后延伸和加宽 [图 5(c) 和图 6(c)], 并且最后在晶界处相遇 [图 5(d) 和图 6(c)]. 在图 6(d) 的右方已有一个裂缝沿原有的粗滑移区形成. 从图 6(b) 和图 6(c) 的右下方以及图 6(d) 的右上方的晶界形貌可以看出,图 6(d) 所对应的视场较图 6(b) 和图 6(c) 的略低些.

(2) 最大扭应变的影响

图 7, 8, 9 分别表示 Al-0.52% Mg、Al-0.91% Mg 和 Al-3.46% Mg 三种合金当最大扭应变为 0.0029 时经过不同循环数后的金相变化.

与图 3, 4, 5, 6 相比较,最大扭应变的影响主要表现在: 随着最大扭应变的减小,粗滑移区的出现被推迟;粗滑移的外貌及其发展接近于镁含量较高的合金的情况,即滑移变得更为集中.

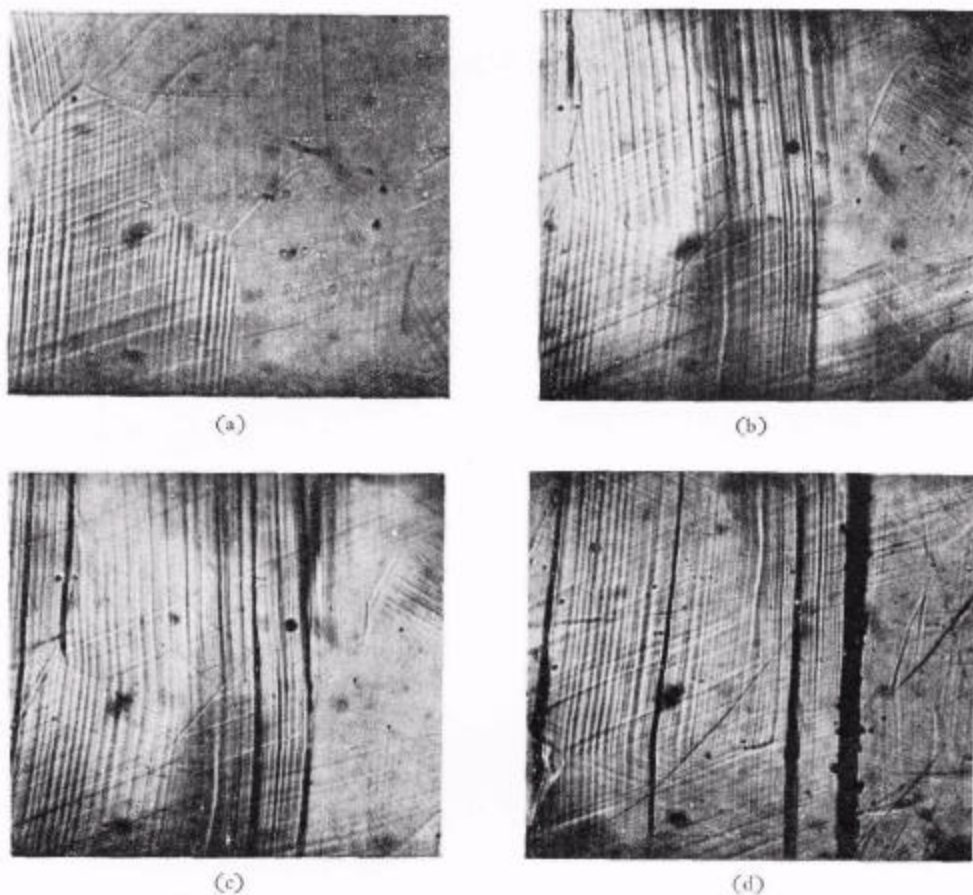


图6 淬火状态的 Al-5.15% Mg 合金当最大扭应变为 0.0070 时经过各种循环数后的金相变化
循环数 N (周): (a) 10; (b) 500; (c) 1000; (d) 5000 $310\times$

图 7(a—f) 所示的是 Al-0.52% Mg 合金当最大扭应变为 0.0029 时经过不同循环数后的金相变化。这时可以看到在一个晶粒内发生三组滑移 [图 7(a,b)], 但是直到 $N = 5000$ 周时才有明显的粗滑移区出现 [图 7(c)]。比较图 7(d), 7(e) 和 7(f) 时可见, 虽然粗滑移区有所加长和加宽, 但是在 $N = 10^4$ 到 $N = 6 \times 10^4$ 这个期间内的变化并不大, 每个粗滑移区虽然较图 3(c) 和图 3(d) 所示的为粗, 但是粗滑移区所占的总面积却远比图 3(c) 和 3(d) 的为小。

图 8(a—g) 所示的是 Al-0.91% Mg 合金的情况。这一系列的金相照片很清楚地指明粗滑移区的形成和发展, 以及裂缝沿着粗滑移区的生成和扩展, 还指明晶粒间界对于这些过程的影响。这时, 粗滑移区也是在 $N = 5000$ 周时变得较明显 [图 8(c)]。在相邻两个晶粒内的粗滑移区在晶粒间界处相遇后彼此衔接起来。图 8(g) 所示的是, 沿着某一彼此衔接的粗滑移区产生了跨过晶粒间界的微裂缝的例子。

当镁的含量增加为 3.46% 时, 则在最大扭应变为 0.0029 的情形下, 经过 $N = 5 \times 10^4$ 周以后仍然未观察到有粗滑移区出现。图 9(a,b) 所示的是 $N = 10$ 周和 5×10^4 周时的金相照片。由图可见, 两种情况并没有显著的变化。试验中曾观察了 Al-5.15% Mg 合金

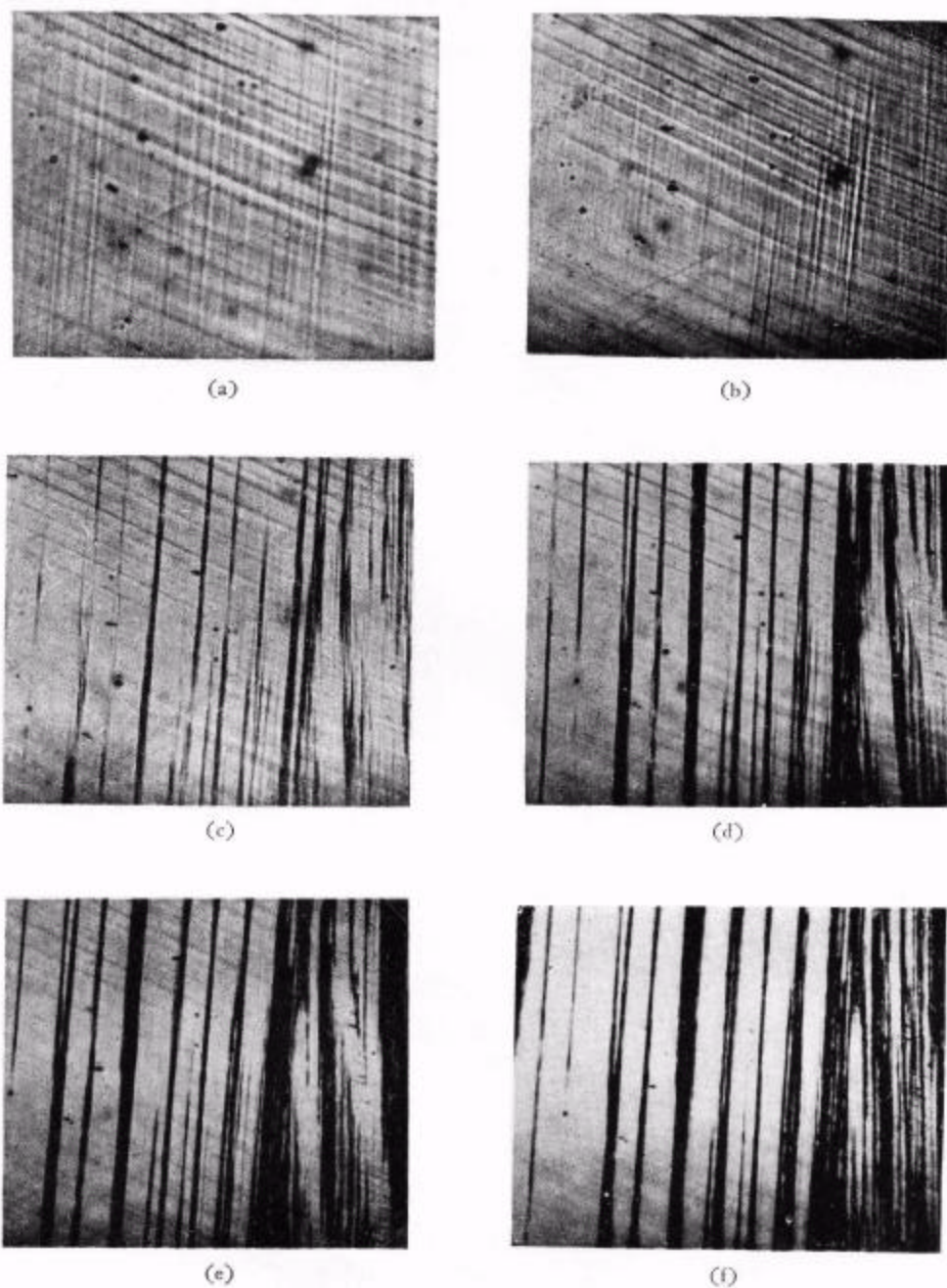
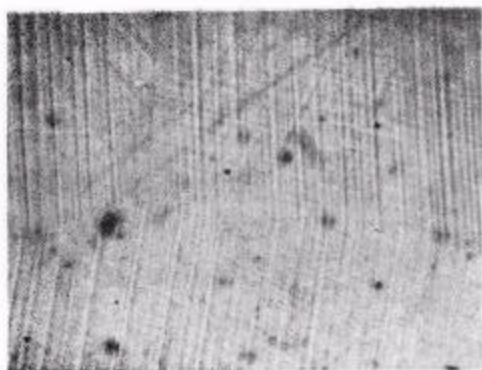
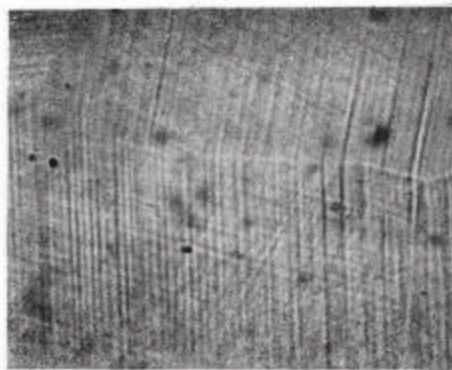


图7 淬火状态的 Al-0.52% Mg 合金当最大扭应变为 0.0029 时经过各种循环数后的金相变化
循环数 N (周): (a) 10; (b) 1000; (c) 5000; (d) 10^4 ; (e) 2×10^4 ; (f) 6×10^4 $310 \times$



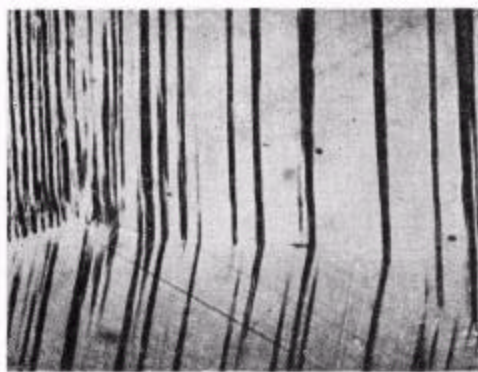
(a)



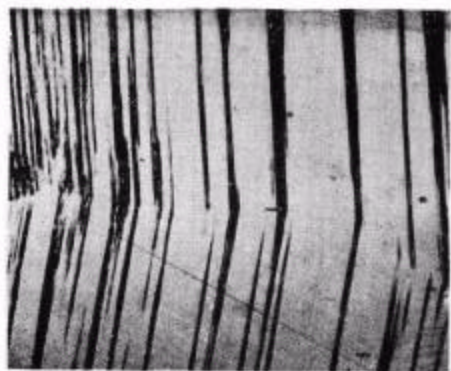
(b)



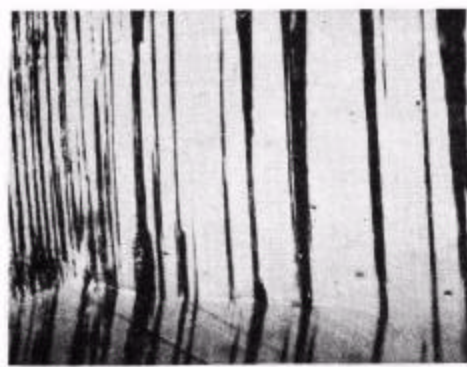
(c)



(d)



(e)



(f)



(g)

图8 淬火状态的 Al-0.91% Mg 合金当最大扭应变为 0.0029 时经过各种循环数后的金相变化
循环数 N (周): (a) 10; (b) 1000; (c) 5000; (d) 10^4 ; (e) 2×10^4 ; (f) 3.67×10^4 ;
(g) 3.67×10^4 (另一视场) $310 \times$

当最大扭应变为 0.0029 时经过各种循环数后的金相变化,一直到 $N = 5 \times 10^4$ 周时也没有观察到粗滑移区的出现。这说明镁含量的增加使粗滑移区的出现大大推迟。

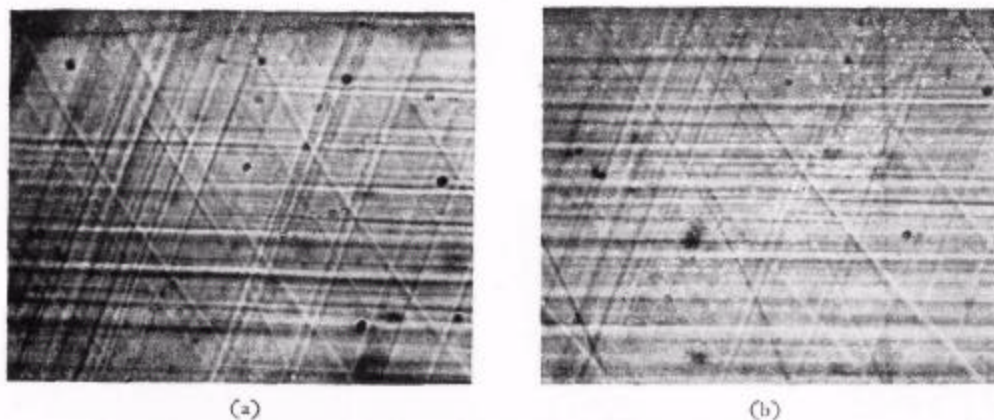


图 9 淬火状态的 Al-3.46% Mg 合金在最大扭应变为 0.0029 时经过各种循环数后的金相变化 循环数 N (周): (a) 10; (b) 5×10^4 $310 \times$

四、讨 论

上述的金相观测结果指出,粗滑移区在铝镁合金的疲劳载荷过程中的形成具有以下特点:(1)滑移痕迹的变化表现出两个明显不同的阶段。在第一阶段里,细而直的几组滑移线均匀分布在一个晶粒内;在第二阶段里,某一组滑移线变得集中而粗化成簇。(2)当最大扭应变相同时,低镁含量的合金中的粗滑移区在较低的循环数下便出现,并且数目较多;镁含量越高,粗滑移区的数目越少,但是却越深(黑)和越窄。(3)在合金含量相同时,较小的最大扭应变使粗滑移区的出现大大推迟。下面试图找出这些粗滑移区出现的特征与 $\Delta E-N$ 曲线的变化之间的联系。

1. 粗滑移的出现与 ΔE 的再上升

根据图 1 中所示的曲线 I 和 II 看来,粗滑移区在 $\Delta E-N$ 曲线开始再上升以前便出现。为了具体分析实际的情况,让我们把 Al-5.15% Mg 合金与 Al-4% Cu 合金的情形做一比较。二者的表现有如下的不同:(1) Al-4% Cu 合金的粗滑移区出现得较 Al-5.15% Mg 合金的为迟,前者约在 5000 周后出现^[2],而后者约在 500 周出现;(2) Al-4% Cu 合金开始出现的粗滑移区的数目比 Al-5.15% Mg 合金的多;(3) Al-4% Cu 合金的 $\Delta E-N$ 曲线的下降速率较大于 Al-5.15% Mg 合金。如果把第一阶段的 ΔE 写成 $(\Delta E)_I$,由于粗滑移区的出现所引起的 ΔE 写成 $(\Delta E)_{II}$,则对于 Al-5.15% Mg 合金来说,原因(1)使引起 $(\Delta E)_{II}$ 的过程提前,原因(3)使引起 $(\Delta E)_I$ 的过程延长,原因(2)使 $(\Delta E)_{II}$ 开始上升得较小,结果便使 $(\Delta E)_I$ 与 $(\Delta E)_{II}$ 发生重叠,而 $(\Delta E)_{II}$ 的再上升被 $(\Delta E)_I$ 的下降所掩盖。只有当引起 $(\Delta E)_I$ 的过程达到稳定状态或者当粗滑移区出现得更多,从而引起更大的 $(\Delta E)_{II}$ 时, $(\Delta E)_{II}$ 的上升才能明显地被显露出来。这与图 10(b)的示意图的情形相象,而 Al-4% Cu 合金则与图 10(a)的情形相象。

根据图 1 中所示的曲线 III 和 IV 看来,局部粗滑移区的出现似乎也并不对应着 ΔE 的再上升。对于这种情况可用图 10(c) 的示意图来说明。这时的镁含量只有 0.91% 和 0.52%, 在最大扭应变为 0.0070 的情形下,位错能够拖着溶质原子气团移动^[5,8],在疲劳载荷的作用下,由于所产生的大量空位的帮助,镁原子渐渐进入位错,形成较浓的气团,这使位错拖着气团移动所作的功增加,因而 $(\Delta E)_I$ 也增加,并且宏观上反映为 T_m (对应于位错运动所需克服的阻力)的增加^[5]。但是由于这里的合金含量较低,在疲劳过程中,气团不能达到临界浓度,因而 $(\Delta E)_I$ 一直上升,只是随后渐渐趋近一个恒定值,并不如图 1 曲线 II 那样随后又下降。同时,由于位错较易动的关系,集中粗滑移区出现得较早,并且数目较多,这使 $(\Delta E)_{II}$ 在较早的循环数就上升,这种上升迭加在 $(\Delta E)_I$ 上,使所观察到的 $\Delta E-N$ 曲线便表现得继续上升,直到疲劳试验的极后期才下降。这种情形与工业纯铝在较大的外加扭应变的作用下相象^[1]。

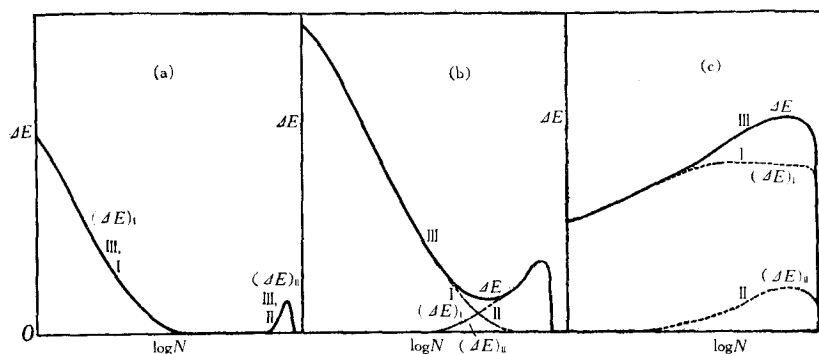


图 10 铝合金中粗滑移区的出现与 $\Delta E-N$ 曲线的变化之间的联系(在各种情况下的示意图) 曲线 I 表示 $(\Delta E)_I-N$ 曲线;曲线 II 表示 $(\Delta E)_{II}-N$ 曲线;曲线 III 表示二者的迭加,即实验上所观测到的曲线

当最大扭应变为 0.0029 时,在图 2 的曲线 I (镁含量 5.15%) 上并没有出现 ΔE 的再上升,而金相观测也没有看到粗滑移区的出现。对应着图 2 的曲线 II (镁含量 3.46%),在 $N = 5 \times 10^4$ 周时,也没有看到粗滑移区的出现 [见图 9(b)]。

对应着图 2 的曲线 III 和 IV (镁含量 0.91 和 0.52%), ΔE 在疲劳载荷的后期表现微弱的再上升。这时粗滑移区也在 $\Delta E-N$ 曲线开始再上升以前便出现,所表现的情形以及所包含的基本过程可能与图 10(b) 所示的相象,不过由于所施加的最大扭应变较小的关系,所以粗滑移区的出现被大大推迟。

总之,考虑到 $(\Delta E)_I$ 和 $(\Delta E)_{II}$ 在各种具体条件下的特殊表现,以及二者可能相互分开,也可能相互交迭的情况时,我们可以认为,对于所观测的铝、铝铜和铝镁合金来说,试样里出现粗滑移区总是引起 ΔE 在疲劳后期的再上升。

2. 溶质原子位错气团的状态与粗滑移区形成的关系

关于在疲劳载荷过程中粗滑移区的形成,目前虽然还没有提出具体的微观模型,但是我们可以假设它同试样中的位错的动性有密切的关系。在一定的情况下,试样中含有较多的自由位错或易动位错时,将会有助于粗滑移区的形成。由于溶质原子气团对于位错

的动性有显著的影响,所以气团的形成以及它对于位错的钉扎程度,对于粗滑移区的形成将发生重要的作用. 在对于试样的热处理和加工处理相同的条件下,溶质原子气团对于位错的钉扎程度取决于:(1)溶质原子的浓度;(2)外加的最大扭应变的大小;(3)溶质原子的本性. 当因素(2)相同时,溶质原子的浓度越大,则对于位错的钉扎程度越强,从而粗滑移区出现得越迟. 当因素(1)相同时,外加的最大扭应变越小,则对于位错的钉扎程度越强,而粗滑移区出现得越迟. 因而,对于同一种溶质原子来说,对于位错的钉扎是强是弱,与溶质原子的含量和所加的最大扭应变有关. 另一方面,镁原子对于位错的钉扎似乎较弱于铜原子对于位错的钉扎. 由于二者在铝中与位错的弹性交互作用能约略相同,这种不同只能由其它的原因来说明. 这可能与镁在铝中的固溶度较大有关,也可能与镁同空位有较大的结合能^[9]有关. 实际的情况还有待于进一步的研究.

我们关于铝、铝铜和铝镁合金的实验结果,支持上述关于气团作用的看法. 这可用图 10 中所示的各种示意图来说明. 可以认为,图 10(a)表示溶质原子气团对于位错的钉扎极强时的情况,这时粗滑移区出现得较迟,从而 $(\Delta E)_I$ 与 $(\Delta E)_{II}$ 明显地分开. 这代表 Al-4%Cu 合金的情况^[2],以及 Al-5.15%Mg 和 Al-3.46%Mg 合金在外加扭应变较小的情况(图 2 的曲线 I 和 II). 图 10(b)表示一般钉扎时的情况,这时 $(\Delta E)_I$ 与 $(\Delta E)_{II}$ 已经发生重迭,不过两种过程还能够分辨出来. 这代表 Al-2%Cu 和 Al-1%Cu 合金的情况^[3],以及 Al-5.15%Mg 和 Al-3.46%Mg 合金在外加扭应变较大时的情况(图 1 的曲线 I 和 II). 图 10(c)表示弱钉扎时的情况,这时粗滑移区出现得较早,从而 $(\Delta E)_I$ 与 $(\Delta E)_{II}$ 已经混合起来,彼此已不能分清. 这代表工业纯铝在外加扭应变较大时的情况^[1],以及 Al-0.91%Mg 和 Al-0.52%Mg 合金在外加扭应变较大时的情况(图 1 的曲线 III 和 IV). 在合金含量较低而外加扭应变又较小时, $\Delta E-N$ 曲线的变化情况应与图 10(b)所示的相似(一般钉扎),只不过这时粗滑移区出现得较迟,因而曲线的起始下降不明显,这代表工业纯铝在外加扭应变较小时的情况,以及 Al-0.91%Mg 和 Al-0.52%Mg 合金在外加扭应变较小时的情况(图 2 的曲线 III 和 IV).

刘心田同志曾参加部分的实验工作.

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] 葛庭燧、王中光、黄元士,物理学报, **21** (1965), 1242.
- [5] 王中光、黄元士、葛庭燧,物理学报, **21** (1965), 1253.
- [6] R. W. Cahn, *J. Inst. Met.*, **79** (1951), 129.
- [7] H. D. Nine, H. M. Bendler, *Acta Met.*, **12** (1964), 895.
- [8] 葛庭燧、张志舜、张进修,物理学报, **22** (1966), 270.
- [9] R. S. Westmacott, R. S. Barnes, D. Hull, *Phil. Mag.*, **6** (1961), 929; K. N. Entwistle, J. H. Fell, K. I. Koo, *J. Inst. Metals*, **91** (1962-63), 84; C. Panzeri, T. Federighi, *Acta Met.*, **11** (1963), 575.

OCCURRENCE OF LOCALIZED SLIP REGIONS IN ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOYS UNDER FATIGUE LOADING

HUANG Y. S. WANG C. K.

HSIA Y. P. KÊ T. S.

(Shenyang Institute of Metal Research)

ABSTRACT

Previous studies on aluminum and aluminum-copper alloys have shown that the change of energy loss (ΔE) under fatigue loading can be divided into two stages. The first stage corresponds to the pinning of dislocations and the rise of ΔE in the second stage is associated with the occurrence of localized slip regions in the specimen. In order to confirm this viewpoint, torsional fatigue experiments were carried out on aluminum-magnesium alloys containing 0.52, 0.91, 3.46 and 5.15% of magnesium, and the area of the hysteresis loop (stress versus strain) after various stress cycles N was determined, from which the energy loss ΔE in each cycle was calculated. Results of metallographic observations on the specimen surface after various stress cycles show that for all the alloys used, the change of slip marks exhibits two distinctly different stages. In the first stage, several systems of fine and straight slip lines are often observed, and the slip lines are found to be distributed uniformly over a grain. In the second stage, some of these slip lines are thickened up to form localized slip regions. In general, such localized slip regions occur earlier in alloys with lower magnesium contents (0.52, 0.91%) and under higher applied maximum torsion strains.

A comparison was made between the observed changes of the ΔE - N curves and the occurrence of the localized slip regions. After proper account is taken of the possible superposition of the ΔE 's occurring in the first and second stages, it is shown that the occurrence of localized slip regions in the specimen can give rise to an increase of ΔE in the later stage of fatigue loading. This agrees with the results previously obtained in the case of aluminum and aluminum-copper alloys.

The correlation between the state of the pinning of dislocations in the first stage of fatigue loading and the subsequent occurrence of localized slip regions is discussed.