

# 铝-银合金在疲劳过程中所表现的一些特点\*

王中光 夏月波 黄元士 葛庭燧

(中国科学院金属研究所)

## 提 要

本工作进行了淬火 Al-7.27%Ag 合金的扭转疲劳试验,测定了各种扭应变下的  $\Delta E-N$  曲线,并且观察了经过各种循环数以后试样的表面金相变化。

实验结果指出,当扭应变较小时, $\Delta E$  随着循环数  $N$  的增加而逐渐下降, $\Delta E-N$  曲线的变化类似 Al-Cu 和 Al-Mg 合金在较低扭应变下的情况,但当扭应变较大时, $\Delta E$  开始略有下降,随后上升到某一较高值后再下降,直至试样断裂。 $\Delta E-N$  曲线的形状与 Al-Cu 和 Al-Mg 合金完全不同。试样表面的金相变化分为两个明显不同的阶段。在疲劳的起始阶段,滑移痕迹细而均匀,但经过一定循环数后,少数滑移痕迹变得集中而深化。随着循环数的增加,新的滑移带在原有滑移带之间不断地出现,没有纯 Al 和 Al-Mg 合金中滑移带变宽的情况。还看到了裂纹沿晶界的形成和发展。

根据溶质银原子与位错的电交互作用和位错切割银原子簇的观点,对所得到的结果进行了讨论。

## 一、引 言

关于 Al-Cu 合金的工作,文献 [1] 曾经指出,在疲劳载荷作用下形成的溶质原子气团是疲劳起始硬化的主要原因,它导致疲劳过程中能量消耗的降低和疲劳阻力的增加;而被钉扎的位错在往复应力作用下的随后解脱将导致集中滑移区的出现和裂缝沿着这些滑移区的形成。这将引起一种额外的能量消耗,并使试样略有变软。关于 Al-Mg 合金的工作<sup>[2,3]</sup>,对上述看法的合理性进行了验证,并做了进一步的阐明。本文用 Al-7.27% Ag 合金进行恒应变扭转疲劳试验,企图一方面验证以前提出的看法,另一方面了解这种合金在疲劳载荷下范性形变的特点。Al-Ag 合金与 Al-Cu 合金不同之处在于,Al-Ag 合金中形成球状的、内应力场很弱的原子簇或 G. P. 区; Al-Ag 合金与 Al-Mg 合金不同之处在于,由于 Ag 原子半径与 Al 原子半径相差不多,Ag 原子与位错以及空位的弹性交互作用比较微弱。

\* 1978 年 12 月 31 日收到。

## 二、试样和实验

所用 Al 合金是用 99.99% 高纯 Al 和 99.999% 光谱纯 Ag 在空气中熔炼而成的。根据化学分析,合金中的 Ag 含量是 7.27% (重量比)。熔体在铁模中铸成直径 22 毫米的圆锭。为了消除成分偏析,铸锭在 540°C 均匀化退火 24 小时。把铸锭外部的表皮车去约 1—2 毫米后,用旋转锤锻机经多次冷打和中间软化退火至 4 毫米直径的圆棒,最后经切削加工成为所需试样。加工好的试样在  $520 \pm 2^\circ\text{C}$  固溶处理 12 小时,水淬并在电解抛光后装入浸在液态氮中的玻璃管内,以备疲劳实验时用。

疲劳试验是在室温进行的,所用疲劳机的工作原理,试样尺寸,疲劳过程中能量消耗 ( $\Delta E$ ) 的测定以及金相观察的程序都与以前相同<sup>[2,3]</sup>。

## 三、实验结果

### 1. 疲劳载荷下的能量消耗 ( $\Delta E$ )

图 1 所示的是最大扭应变分别为 0.0020, 0.0029, 0.0040, 0.0053, 0.0061 和 0.0070 时的  $\Delta E-N$  曲线,是试样在淬火状态下进行疲劳试验得到的。由图 1 可以看出,当外加最大扭应变小于某一值时(例如 0.0040),随着疲劳过程的进行,试样的能量消耗 ( $\Delta E$ )

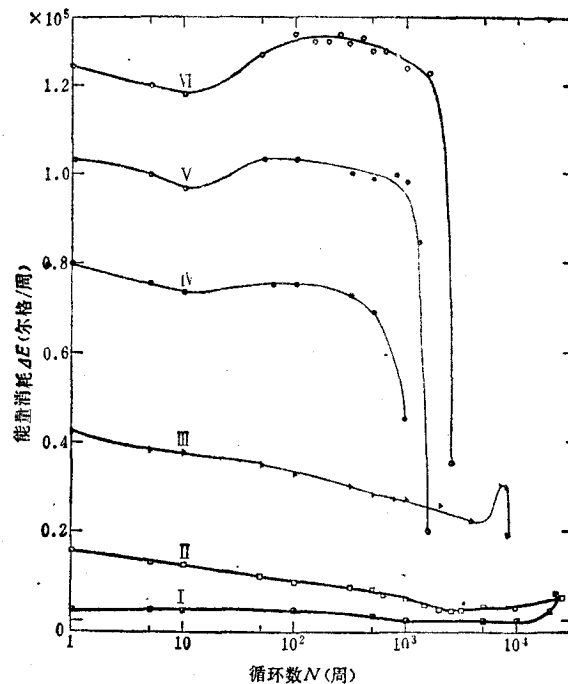


图 1 在各种扭应变下 Al-7.27%Ag 合金的  $\Delta E-N$  曲线  
最大扭应变 I—0.0020; II—0.0029; III—0.0040;  
IV—0.0053; V—0.0060; VI—0.0070

逐渐减少, 类似于 Al-Cu 合金的情况<sup>[1]</sup> 以及 Al-3.46% Mg 和 Al-5.15% Mg 合金在较低应变时的情况<sup>[2]</sup>, 但下降趋势远不如这些合金明显. 另外, 还注意到, 在裂纹扩展的试样寿命后期, 引起能量消耗  $\Delta E$  的上升, 甚至在断裂前表现出小能量峰 (曲线 III). 不过由于实验上的困难, 峰的下降边常常不易记录下来, 如曲线 I 和 II 所示. 当外加扭应变较大时 (例如在 0.0040 以上), 能量消耗 ( $\Delta E$ ) 一起始略有下降, 随后又上升至某一较高值, 然后再下降. 其变化形貌既不同于 Al-Cu 合金, 也不同于 Al-Mg 合金在同样扭应变时的情况.

## 2. 疲劳载荷下的滑移带和裂纹

图 2 所示的是外加最大扭应变为 0.0070 时, 经过不同循环数后同一视场的金相照片. 由这一系列照片可以清楚地看到, 滑移图象的变化分为截然不同的两个阶段. 在疲劳载荷的开始若干循环数内, 均匀而细直的滑移线展布在晶粒内. 如图 2(a),  $N = 10$  周的情况. 这与曾经报道过的 Al-Cu 和 Al-Mg 合金的情形相像. 在经过若干循环数以后, 少许滑移线变得集中而深化, 清楚地表现在表面上确定下来. 其形貌与 Al-4% Cu 合金情况有些类似. 比较图 2(b), (c), (d) 可以看出, 随着循环数的增加, 集中滑移带的发展, 不像 Al-Mg 合金是原有滑移带的扩展和加宽, 而是滑移带数目的加多, 新滑移带相继地出现在原有滑移带之间.

我们关于 Al-Cu 和 Al-Mg 合金的工作指出, 疲劳裂缝总是沿着滑移带形成和发展

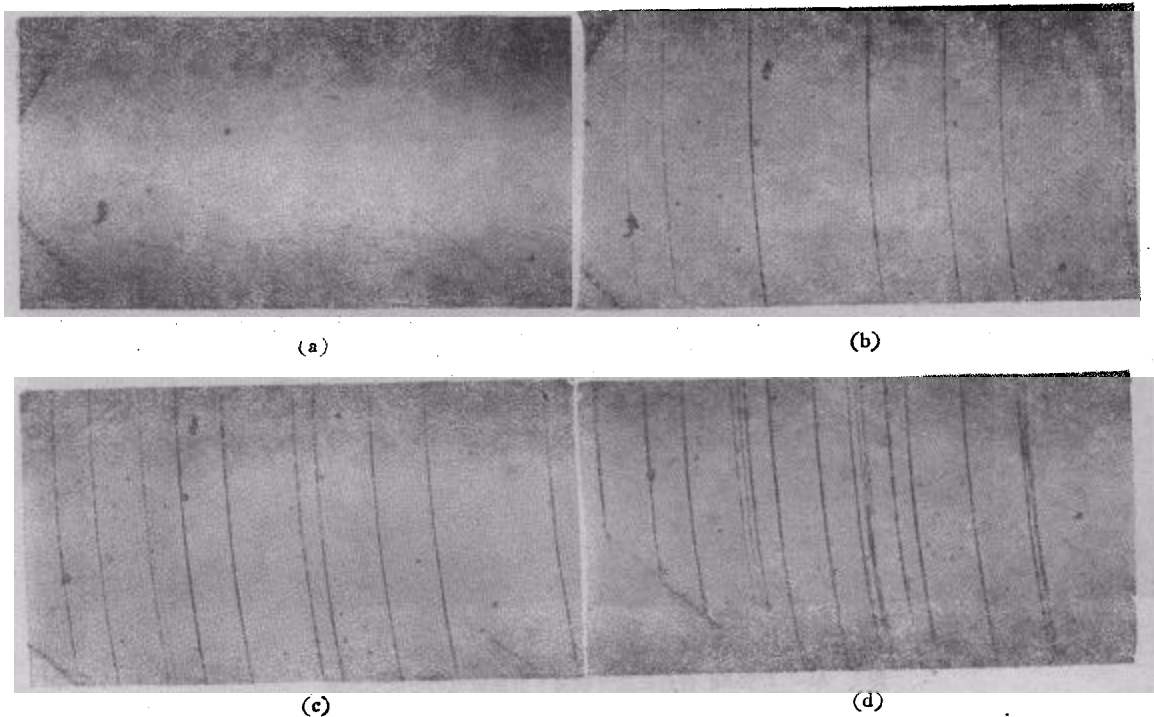
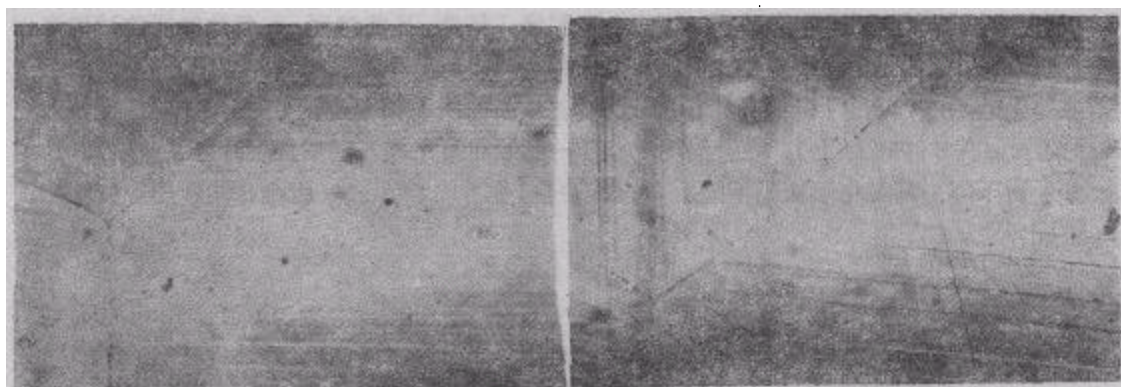


图 2 Al-7.27% Ag 合金在疲劳载荷下滑移图象的变化

最大扭应变  $7.0 \times 10^{-3}$  310 $\times$ ;  
应力循环数(周) (a) 10; (b) 500; (c) 1100; (d) 2200

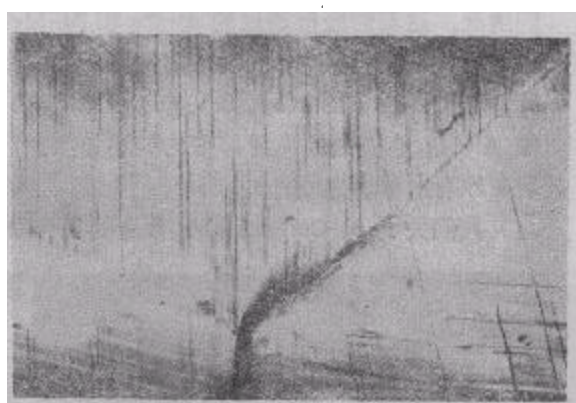


(a)

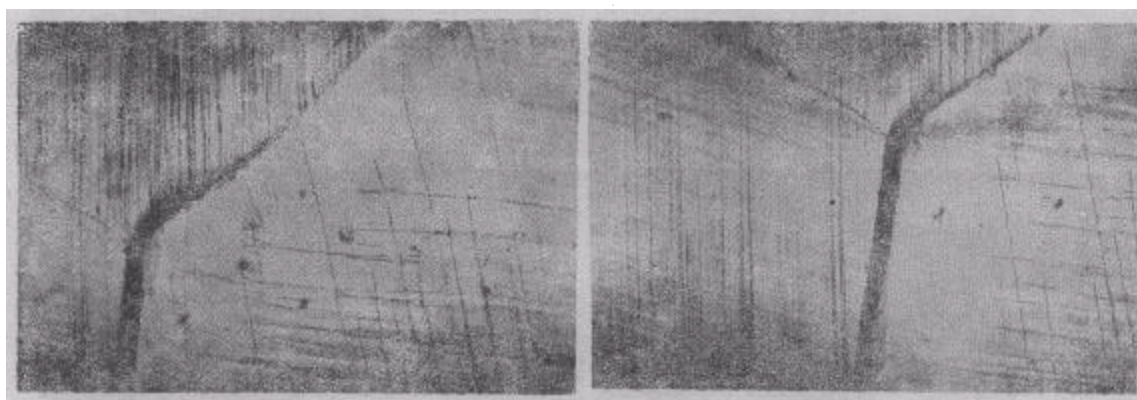
(b)



(c)



(d)



(e)

(f)

图3 Al-7.27%Ag 合金在疲劳载荷下沿晶裂缝的形成和发展

最大扭应变  $7.0 \times 10^{-3}$  310 $\times$ ;

应力循环数(周) (a) 10; (b) 100; (c) 500; (d) 1000; (e) 1600; (f) 1700

的。但在本文所报道的 Al-Ag 合金中, 除观察到沿滑移带形成的穿晶裂缝外, 还看到晶界裂缝的形成和发展。图 3 表示了这种情况。

## 四、讨 论

### 1. 关于溶质银原子在 $\Delta E$ 变化中的作用

上述的实验结果指出, Al-7.27%Ag 合金在疲劳载荷下的  $\Delta E-N$  曲线在低应变时表现得与 Al-4%Cu 合金和 Mg 含量较高时的 Al-Mg 合金相像, 即随着循环数的增加而下降。但当外加应变较高时, Al-7.27%Ag 合金表现出不同的  $\Delta E$  变化规律,  $\Delta E$  开始略有下降, 但随后又上升至某一较高值。为清楚起见, 图 4 示意地比较了 Al-7.27%Ag 合金与 Al-4%Cu 和 Al-3.46%Mg 三种合金在最大扭应变较高时 (0.0070) 的  $\Delta E-N$  曲线。三种合金的溶质原子浓度都超过了各自的室温溶解度, 而且按原子百分比计算, 三种合金的溶质原子浓度分别为 1.65%Ag, 1.75%Cu 和 3.87%Mg。在不同的应变范围内, Al-7.27%Ag 合金的  $\Delta E$  与其它两种 Al 合金的相同或不不同的变化, 可能反映着 Ag 原子在疲劳载荷下进行的两种不同的过程。Ag 原子半径与 Al 原子半径相差很少, 不能指望溶质原子的弹性交互作用和原子簇的弹性内应力场对  $\Delta E$  的变化做出贡献, 但是 Ag 原子与位错的电交互作用却可以对此作出一定的贡献。由于 Al-Ag 合金是一种快时效反应合金, 甚至在淬火过程中就会发生溶质原子的偏聚, 形成球状的 Ag 原子簇或 G. P. 区沉淀<sup>[4]</sup>, 所以在疲劳过程中, Ag 原子一方面进入位错, 与位错发生电交互作用, 另一方面进入原有的原子簇, 使原子簇长大。Ag 原子与位错的电交互作用使  $\Delta E$  下降, 而位错切割原子簇并形成

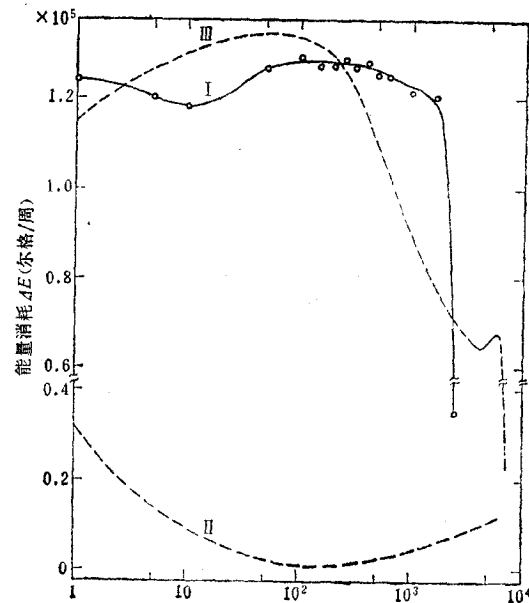


图4 几种 Al 合金  $\Delta E-N$  曲线的比较

最大扭应变 0.0070; I—Al-7.27%Ag; II—Al-4%Cu; III—Al-3.46%Mg

集中粗滑移区使  $\Delta E$  上升。形成粗滑移区的过程可以说明如下。Ag 原子簇长大到一定程度时,使位错的运动受到阻碍,从而在原子簇的前方形成位错塞积组,当塞积的位错达到一定数目时,领先位错就能够切割 Ag 原子簇而向前滑移,而集中粗滑移区的形成是由于随后位错的不断切割原子簇。在扭应变较低时,由于位错往复运动的距离较小,不会切割原子簇,所以电交互作用对  $\Delta E$  的贡献是主导的,因此  $\Delta E$  的变化类似于溶质原子在位错周围形成的气团起主要作用的 Al-Cu 和 Al-Mg 合金。当扭应变较大时,在一定循环数后,当 Ag 原子簇长大到足以被位错切割的程度时,位错就切割 Ag 原子簇并形成集中滑移区,引起额外的能量消耗,使  $\Delta E$  上升。

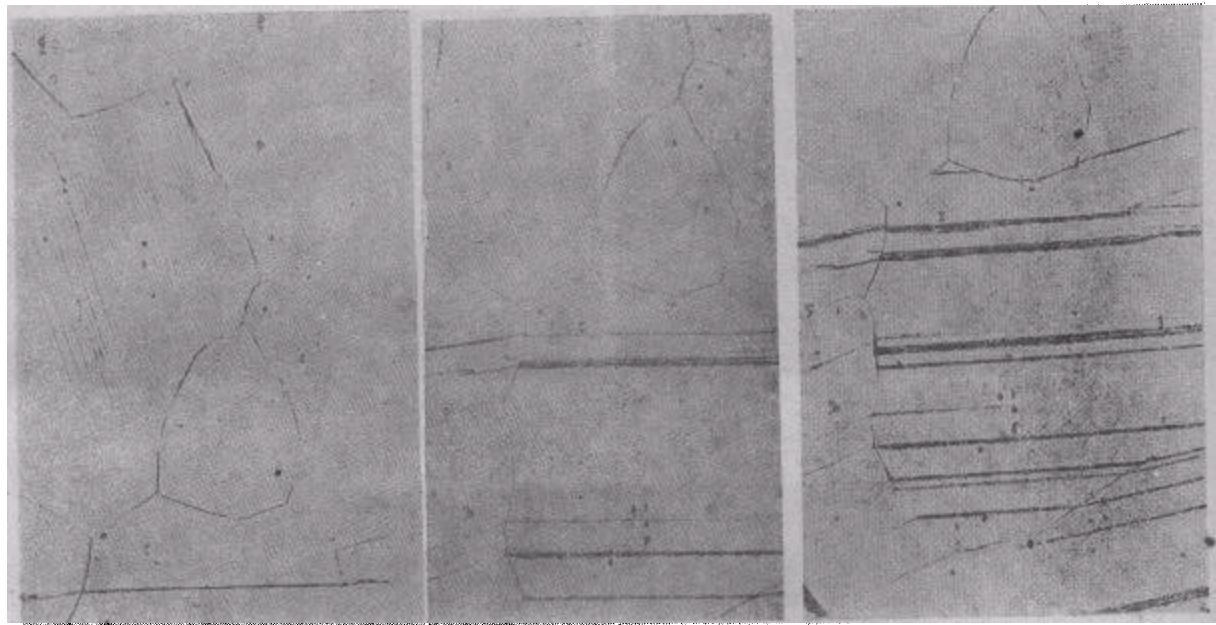
## 2. 关于粗滑移区和沿晶裂缝的形成

有人<sup>[5]</sup>在讨论单向形变中滑移带的形成机理时指出,Ag 加入 Al 中,对于 Al 的滑移带的形成和发展没有或只有极小的效应。但我们关于 Al-Ag 合金的实验结果表明,在疲劳形变中,Al-Ag 合金的滑移带不仅与纯 Al 的不同<sup>[6]</sup>,也与 Al-Mg 合金有明显的区别<sup>[3]</sup>。对于这种区别的一种可能解释是位错切割在疲劳过程中逐渐长大的 Ag 原子簇或 G. P. 区。由于在循环形变中平均应力为零,第二相粒子的作用不同于单向形变。在正半周内塞积在粒子周围,但尚未通过的位错有可能在随后的循环中被消除<sup>[7]</sup>。因此可以认为,大多数位错在交变应力作用下在 Ag 原子簇或 G. P. 区之间作往复运动,只有少量位错能切割原子簇或 G. P. 区作较长距离的运动,产生深化而狭窄的滑移痕迹。但是这种切割将引起粒子本身的强化,进一步的切割必然是另一些位错沿着另外的粒子进行。因此,滑移带的发展不是通过原有滑移带的进一步加宽,而是通过数目的增多。这说明,这类合金在疲劳载荷作用下,具有明显的循环不可逆滑移的特征<sup>[6]</sup>。而 Al-Mg 合金与此不同,不存在这种球状粒子被位错切割所引起的强化过程,而是位错从溶质原子气团钉扎中解脱,雪崩式地引起滑移带的集中,进一步的形变表现为位错在集中滑移带内来回作可逆或半可逆的运动,表现为实验上观察到的滑移带的加深和变宽。

目前关于疲劳裂缝生成的流行看法是,低应变长寿命疲劳,裂缝沿着滑移带生成和发展,叫滑移带裂缝。而高应变短寿命疲劳,裂缝沿晶界形成,即所谓晶界疲劳裂缝,并认为这是一种纯几何效应的结果<sup>[9]</sup>。我们所用的应变幅属于低循环高应变疲劳范围,但在 Al-Cu, Al-Mg 合金中却只看到滑移带裂缝,而在 Al-Ag 合金中却多观察到沿晶裂缝。这说明溶质原子的性质和聚集状态以及它们与位错交互作用的特征,影响疲劳裂缝的生成地点。如前述,在 Al-Ag 这类合金中,由于反复滑移并不集中在固定的有限条带内,因此不易在表面引起导致滑移带裂缝的所谓表面峰谷形貌<sup>[10]</sup>。而另一方面,如有人指出的<sup>[11]</sup>,这类快时效合金的淬火空位易被晶界吸收,晶界附近常常出现溶质原子仍处于固溶状态的无沉淀区,或由于溶质原子扩散到晶界而形成溶质原子贫乏区。因此可以设想,位错易于运动到晶界附近去,从而由于随后的在晶界处的聚集而导致了沿晶疲劳裂缝的形成和发展。

为了验证上面的看法,我们还用溶质原子大小和时效行为与 Al-Ag 合金相近的 Al-5%Zn 和 Al-10%Zn 两种合金进行了同样的疲劳试验,观察到了与 Al-7.27%Ag 合金相同的滑移图象变化(图 5)。并且也观察到裂缝沿晶界的形成和发展(图 6)。Al-Ag 和

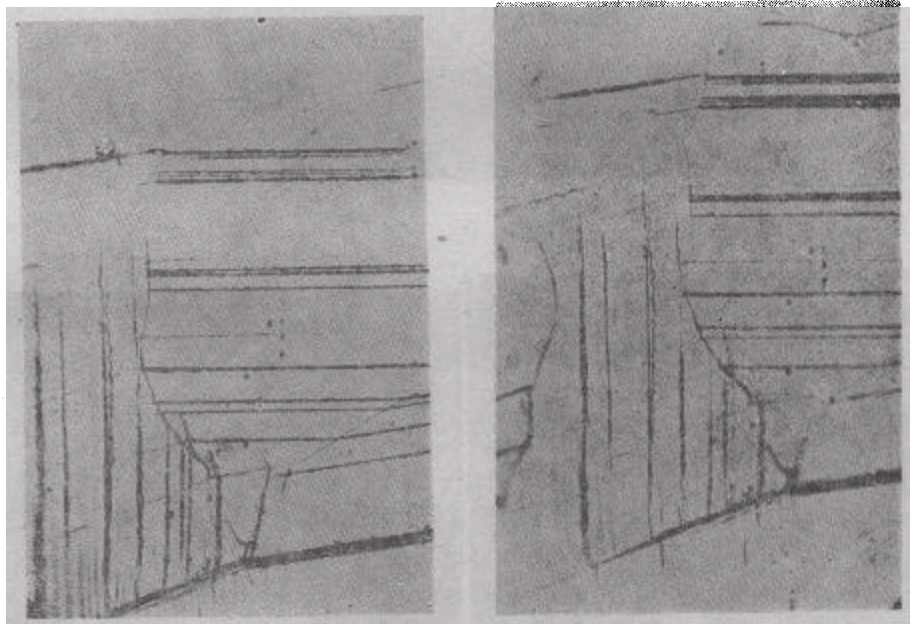




(a)

(b)

(c)



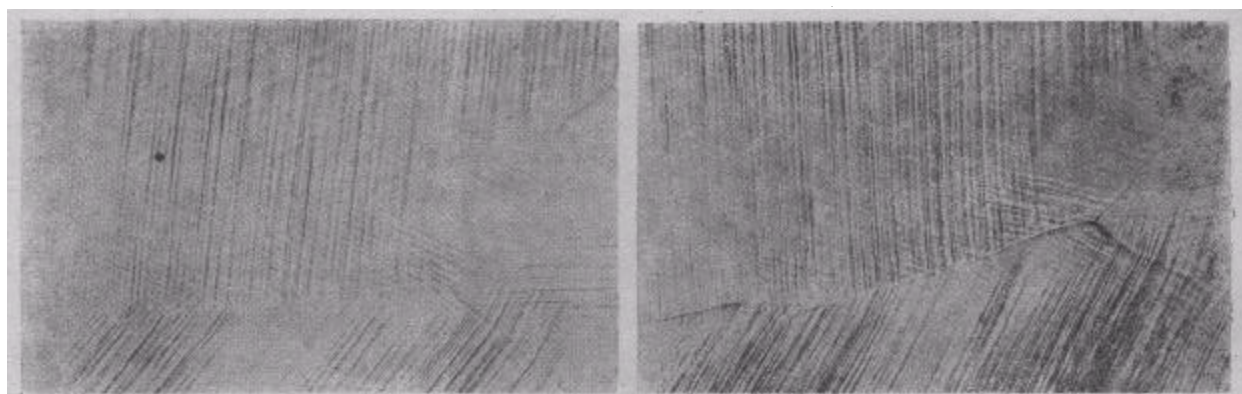
(d)

(e)

图5 Al-10%Zn 合金在循环应变下滑移图象的变化

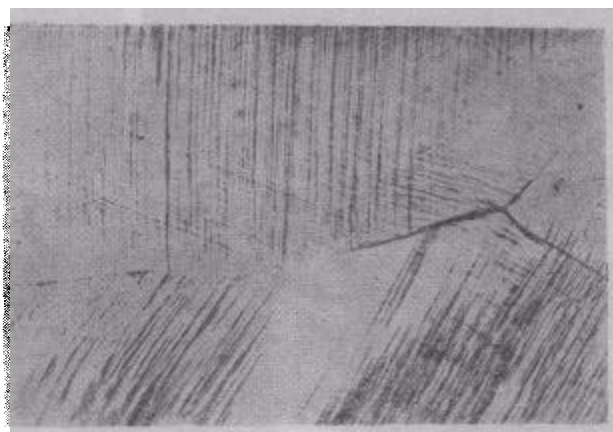
最大扭应变  $7.0 \times 10^{-3}$  400 $\times$ ;

循环数(周) (a) 100; (b) 500; (c) 1000; (d) 2700; (e) 2900



(a)

(b)



(c)



(d)

(e)

图 6 Al-5%Zn 合金在循环应变下晶界裂纹的形成过程  
 最大扭应变  $7.0 \times 10^{-3}$  400 $\times$ ;  
 循环数(周) (a) 100; (b) 500; (c) 1000; (d) 2000; (e) 2900



Al-Zn 合金在疲劳过程中的滑移图象和裂纹生成方式的相同, 说明位错切割球状原子簇在这里是起主导作用的。

## 参 考 文 献

- [ 1 ] 葛庭燧、王中光, 物理学报, **18**(1962), 392.
- [ 2 ] 王中光、黄元士、葛庭燧, 物理学报, **21**(1965), 1253.
- [ 3 ] 黄元士、王中光、夏月波、葛庭燧, 物理学报, **23**(1974), 395.
- [ 4 ] R. Baur, V. Gerold, *Acta Met.*, **10**(1962), 637.
- [ 5 ] A. 塞格著(张宏图译), 晶体的范性及其理论, 科学出版社 1963.
- [ 6 ] 葛庭燧、王中光, 物理学报, **18** (1962), 379.
- [ 7 ] M. J. Brown, J. D. Embury, *Acta Met.*, **20**(1972), 627.
- [ 8 ] P. Charsley, M. P. E. Desvaux, *Mater. Sci. Engng.*, **4**(1969), 211.
- [ 9 ] C. Laird, *Treatise on materials Science and Technology*, **6**(1975), 101.
- [ 10 ] W. A. Wood, *Fracture*. (J. Wiley, 1959), p. 412.
- [ 11 ] J. D. Embury, R. B. Nicholson, *Acta Met.*, **13**(1965), 403.

## PECULIARITIES EXHIBITED BY ALUMINIUM-SILVER ALLOY IN THE PROCESS OF FATIGUE LOADING

WANG ZHONG-GUANG    XIA YUE-BO    HUANG YUAN-SHI    GE TING-SUI (Kê T. S.)

(Institute of Metal Research, Academia Sinica, Shenyang, China)

### ABSTRACT

Torsional fatigue experiments were performed with Al-7.27% Ag alloy in the quenched state. The  $\Delta E-N$  curves were determined under various torsion strains and metallographic observations were made on the specimen surface after various numbers of stress cycles.

Experimental results showed that, when the torsion strain is small,  $\Delta E$  was found to decrease with the increase of stress cycle  $N$ . The change of the  $\Delta E-N$  curves is similar to those previously reported for Al-Cu and Al-Mg alloys under lower torsion strains. However, when the torsion strain is large,  $\Delta E$  decreases slightly at the beginning, increases subsequently to some higher value, and drops again until the specimen is fractured. The shape of the  $\Delta E-N$  curves is very different from those of Al-Cu and Al-Mg alloys at same strains. The metallographic change of the specimen surface during cyclic deformation was found to be divided into two distinct stages. In the initial period of fatigue loading, fine straight slip lines are homogeneously distributed within certain grains. However, some of them suddenly become highly concentrated and prominent after a certain number of cycles. With increasing fatigue cycles, newly generated localized slip bands occur successively between the existing ones. This observation is markedly different from that observed on pure aluminium and the quenched Al-Mg alloys, where only the existing slip regions appeared to become broader with the increase of cyclic straining. In addition, fatigue cracks were frequently observed to initiate and propagate along grain boundaries.

The results obtained was discussed in terms of the electrical interaction of silver atoms with dislocation and the cutting effect of the to-and-fro moving dislocations through spherical clusters of silver solute atoms.