

## 等通道转角挤压 Al-Cu 合金的应力和 应变疲劳行为比较 \*

李英杰 刘世民 吴世丁 张哲峰 王中光  
(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

**摘要** 通过恒应力和恒塑性应变控制疲劳实验, 比较了等通道转角挤压四道次的 Al-0.7%Cu(质量分数)合金的疲劳寿命、表面变形形貌、疲劳开裂和疲劳断口。结果表明: 样品发生明显的循环软化, 致使应变和应力疲劳寿命在高、低应力范围存在差别。在应变控制疲劳样品中, 塑性变形既可由剪切带来承担, 也可以由剪切带和形变带共同承担, 进而疲劳裂纹分别沿剪切带或形变带萌生。而应力控制疲劳的塑性变形只集中在剪切带中, 并导致剪切疲劳开裂。疲劳断口上存在典型的疲劳裂纹萌生区、缓慢扩展区、快速扩展区和最后瞬断区。

**关键词** 等通道转角挤压, Al-0.7%Cu 合金, 循环软化, 剪切带, 疲劳

**中图法分类号** TG111.8

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2005)04-0380-05

## FATIGUE BEHAVIOR COMPARISON OF ECAPED Al-Cu ALLOY UNDER STRESS AND STRAIN CONTROL

LI Yingjie, LIU Shimin, WU Shiding, ZHANG Zhefeng, WANG Zhongguang

Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: ZHANG Zhefeng, professor, Tel: (024)23971043, E-mail: zhfzhang@imr.ac.cn

Supported by "Hundred Talents Project" of the Chinese Academy of Sciences and Special Fund for "National Hundred Excellent Ph.D Thesis"

Manuscript received 2004-06-23, in revised form 2004-09-06

**ABSTRACT** Fatigue life, surface deformation morphology, fatigue cracking and fatigue fractography of Al-0.7%Cu (mass fraction) alloy, produced by equal channel angular pressing (ECAP) for 4 passes, were investigated under constant stress or plastic strain control. It is shown that the specimens displayed obvious cyclic softening, which caused some difference in fatigue life at low or high stress range under constant stress and strain conditions. The plastic strain is carried either by shear bands only, or by shear bands and deformation bands, in the specimens fatigued under strain control. Consequently, fatigue cracks nucleated either along shear bands or along deformation bands. However, the plastic strain only localized in the shear bands of the specimens under stress control, as a result, leading to shearing fatigue cracking. The fatigue fractography consists of several different zones, including fatigue crack initiation, slow, fast propagation and final fracture.

**KEY WORDS** equal channel angular pressing (ECAP), Al-0.7%Cu alloy, cyclic softening, shear bands, fatigue

等通道转角挤压 (ECAP) 技术是近年来发展起来的一种新的材料制备方法, 采用该技术制备的材料晶粒尺寸通常在 100 nm—5 μm 之间, 称为亚微米晶材料<sup>[1]</sup>。亚

微米晶材料由于晶粒细小而具有不同于粗晶材料的特性, 如高强度、低温超塑性等<sup>[2]</sup>。目前, 人们对亚微米晶材料的研究主要集中在晶粒细化和强韧化机理上<sup>[3-6]</sup>。然而, 对其疲劳性能的研究则相对较少, 主要工作集中在纯 Cu<sup>[7-10]</sup> 和少数铝合金<sup>[10-14]</sup>。此外, 对 Fe-36Ni<sup>[15]</sup>, Cu-Zr-Cr 合金<sup>[16]</sup>、低碳钢<sup>[17]</sup> 和工业纯 Ti<sup>[18]</sup> 也有个别的研究。实验表明, 各种亚微米晶材料通常表现出明显的循环软化行为<sup>[7-11,13-17]</sup>, 但也有少数循环稳定或循环硬化的报道<sup>[12,18]</sup>。

\* 中国科学院“百人计划”项目和“全国百篇优秀博士学位论文”专项基金资助

收到初稿日期: 2004-06-23, 收到修改稿日期: 2004-09-06

作者简介: 李英杰, 男, 1981 年生

Al 及其合金是目前世界上应用最广泛的有色金属材料, 具有低密度 ( $2.70 \text{ g/mm}^3$ )、易合金化、相对较高的比强度、耐腐蚀性好等优点<sup>[19]</sup>. 传统强化铝合金的方法有两种, 即沉淀强化和形变强化<sup>[20]</sup>. 传统的形变强化方法是采用冷挤压变形等工艺, 本文利用等通道转角挤压技术能够实现多次大塑性变形而细化晶粒的原理, 同时在 Al 中加入少量的 Cu, 使 Al-Cu 合金中能够析出少量沉淀相, 进而实现形变强化和沉淀强化机制共同起作用, 使铝合金具有较高的强度. 此外, 重点研究了等通道转角挤压制备的 Al-0.7%Cu 合金的应力和应变疲劳性能.

## 1 实验方法与过程

实验所用的材料是 Al-0.7%Cu (质量分数) 合金, 首先切割成直径  $10 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$  的圆棒, 挤压前在  $550 \text{ }^\circ\text{C}$  下退火  $84 \text{ h}$ . 采用  $90^\circ$  的转角, 每次 ECAP 挤压产生等效应变约为  $100\%$ . 对每个棒料连续挤压 4 次, 每次挤压后将棒料沿挤压轴旋转  $180^\circ$  后进行下一次挤压. 然后利用电火花线切割技术从挤压后的棒料上截取拉伸和疲劳试样, 试样的标距尺寸为  $16 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ . 在拉伸或疲劳实验前, 对试样表面进行仔细的机械抛光和电解抛光, 以便得到光滑表面. 电解抛光液的成分为:  $70 \text{ ml}$  高氯酸 +  $350 \text{ ml}$  无水乙醇, 电压  $13\text{—}15 \text{ V}$ , 抛光时间  $3\text{—}5 \text{ min}$ .

所有力学性能实验均是在室温下日本岛津  $5 \text{ kN}$  疲劳试验机上进行的, 并采用计算机辅助控制和数据采集. 实验内容包括: (1) 单向拉伸实验, 以确定疲劳实验应力幅的大小; (2) 应力控制拉-压疲劳实验, 应力幅范围为  $125\text{—}150 \text{ MPa}$ , 控制信号为三角波, 频率为  $1 \text{ Hz}$ ; (3) 恒塑性应变控制拉-压疲劳实验, 塑性应变范围为  $2 \times 10^{-4}\text{—}2 \times 10^{-3}$ , 控制信号为三角波, 频率为  $0.5\text{—}1 \text{ Hz}$ . 大部分疲劳样品循环变形到断裂后取下, 而少数样品在疲劳变形一定周次后中止实验, 分别记录不同应变幅下循环软化曲线. 拉伸和疲劳变形后, 所有样品在 S360 型扫描电镜下观察表面变形形貌、疲劳裂纹萌生和疲劳断口特征.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 拉伸和循环变形行为

退火态纯 Al 样品的抗拉强度为  $65.7 \text{ MPa}$ , 经过 ECAP 二道次挤压后强度达到  $128.9 \text{ MPa}$ , 经过四道次挤压后强度达到  $139.5 \text{ MPa}$ , 大约是原来的 2 倍<sup>[21]</sup>. 而 Al-0.7%Cu 合金, 二道次挤压后抗拉强度为  $142.2 \text{ MPa}$ , 四道次挤压后抗拉强度达到  $182.4 \text{ MPa}$ . 由此看来, 纯 Al 和 Al-0.7%Cu 合金经过 ECAP 挤压后, 抗拉强度均有较大的改善, 这是由于 ECAP 方法能够使材料产生非常细小的晶粒<sup>[2-4]</sup>. 在经过两道次和四道次挤压后, Al-0.7%Cu 合金和纯 Al 抗拉强度的差别分别为  $13.3 \text{ MPa}$  和  $42.9 \text{ MPa}$ , 可见微量合金元素 Cu 的加入, 对于提高亚微米晶材料的强度也有明显的作用.

图 1 给出了四道次挤压 Al-0.7%Cu 合金在塑性应

变范围  $2 \times 10^{-4}\text{—}2 \times 10^{-3}$  内的循环应力响应曲线. 由图可见, 施加的应变幅越高, 应力幅越大, 疲劳寿命越短. 同时, 四道次挤压的 Al-0.7%Cu 合金在不同应变幅下均表现出明显的循环软化行为, 这与大多数亚微米晶材料的疲劳行为是一致的<sup>[7-11,13-17]</sup>. 通常认为, 循环软化是由于挤压过程使得样品中位错密度大大增加并形成许多非平衡晶界或亚晶界, 而在疲劳时大量位错或缺陷发生湮灭, 位错密度降低, 从而引起循环软化<sup>[8]</sup>. 但关于 ECAP 后的亚微米晶材料, 其循环变形虽然以循环软化为主, 但也有少数循环硬化或循环稳定的报道<sup>[12,18]</sup>.

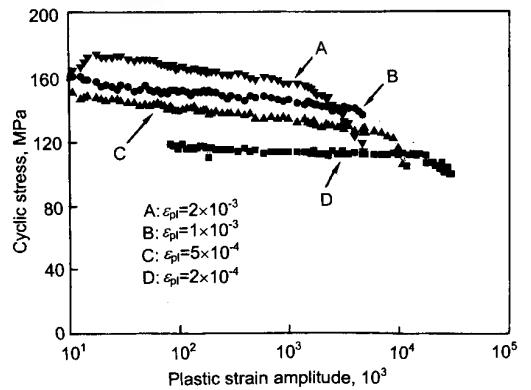


图 1 不同塑性应变幅下 Al-0.7%Cu 合金的循环应力响应曲线

Fig.1 Cyclic stress response curves of Al-0.7%Cu alloys at different plastic strain amplitudes

### 2.2 疲劳寿命曲线

图 2a 所示为 Al-0.7%Cu 合金的疲劳寿命 - 塑性应变幅关系曲线. 可见, 当  $\epsilon_{pl} = 2 \times 10^{-3}$  时, 对应的疲劳寿命  $N_f = 1985$ , 而  $\epsilon_{pl} = 2 \times 10^{-4}$  时, 疲劳寿命  $N_f = 26434$ . 可见塑性应变幅缩小十分之一, 而疲劳寿命却增大了 13.3 倍. 根据 Coffin-Manson 公式

$$\epsilon_{pl} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (1)$$

可以计算得图中直线斜率为  $c = -0.903$ , 截距  $\epsilon'_f = 3.6$ . 因此, 可以近似地得到四道次挤压的 Al-0.7%Cu 合金的应变疲劳寿命为

$$N_f = 0.5(3.6/\epsilon_{pl})^{1.1} \quad (2)$$

图 2b 所示为应力幅 - 疲劳寿命关系曲线. 曲线 1 和 2 是由应变控制疲劳实验所得, 而曲线 3 是由应力控制疲劳实验所得. 曲线 1 所对应的应力幅值表示所有循环应力的平均值, 即  $(\sum_{i=1}^{N_f} \sigma_{ai})/N_f$ ; 曲线 2 是采用疲劳寿命一半时所对应的应力值, 即  $\sigma_a = \sigma_{N_f/2}$ . 由图可见, 在高应力范围, 应力控制疲劳寿命略低, 而在低应力范围, 应变控制疲劳寿命略低. 出现上述差别的原因是由于亚微米晶

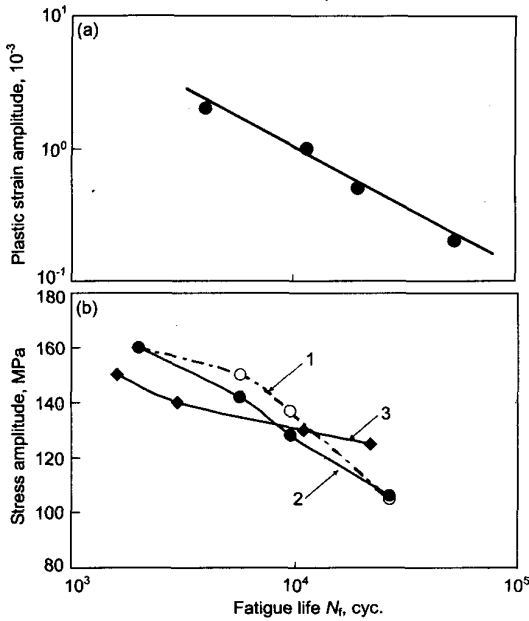


图 2 Al-0.7%Cu 合金的疲劳寿命曲线

Fig.2 Fatigue life curves of Al-0.7%Cu alloys  
(a) plastic strain amplitude vs fatigue life  
(b) curves of stress amplitude vs fatigue life under constant stress (curve 3) and plastic strain (curves 1 and 2)

材料明显的循环软化行为,因而会出现在恒应力疲劳实验时,由于循环软化导致材料的累积应变量逐渐升高;而在恒塑性应变控制疲劳实验时,循环软化将造成材料循环应力持续降低.

2.3 表面变形形貌

图 3 所示是应变控制下 Al-0.7%Cu 合金疲劳试样的表面变形形貌. 当应变幅低于  $10^{-3}$  时,样品表面上只形成了倾斜的剪切带,并且剪切带的表面迹线与应力轴约成  $45^\circ$  角,如图 3a 所示. 与上述表面相邻表面上,剪切带几乎垂直于应力轴方向,如图 3b 所示. 因此,可知样品中形成的剪切面与应力轴约成  $45^\circ$  角,表明剪切变形发生在最大剪切应力面上. 上述疲劳剪切变形行为与其他亚微米晶材料的疲劳特征是非常一致的<sup>[9,10]</sup>,说明剪切应力是控制剪切带形成的主要因素. 同时长直剪切带的形成表明细小均匀的亚微米晶不能阻止或改变剪切带的扩展方向,这与普通粗晶材料的剪切变形行为是不同的<sup>[20]</sup>.

图 3c 所示是应变幅高于  $10^{-3}$  时 Al-0.7%Cu 合金疲劳试样的表面变形形貌. 可以清楚地观察到,在试样表面,不仅有剪切带产生,而且出现了较宽的变形带,剪切带和变形带大致相交  $90^\circ$  角. 这表明在高应变幅下仅靠剪切变形不能满足外界施加的应变,而要求与之垂直方向上的形变来协调. 该现象与 Cu 单晶体的中、高应变疲劳变形是类似的<sup>[22]</sup>,其根本原因是由于样品在高应变幅下局部剪切不可逆旋转造成的<sup>[23]</sup>. 图 3d 所示是应力控制

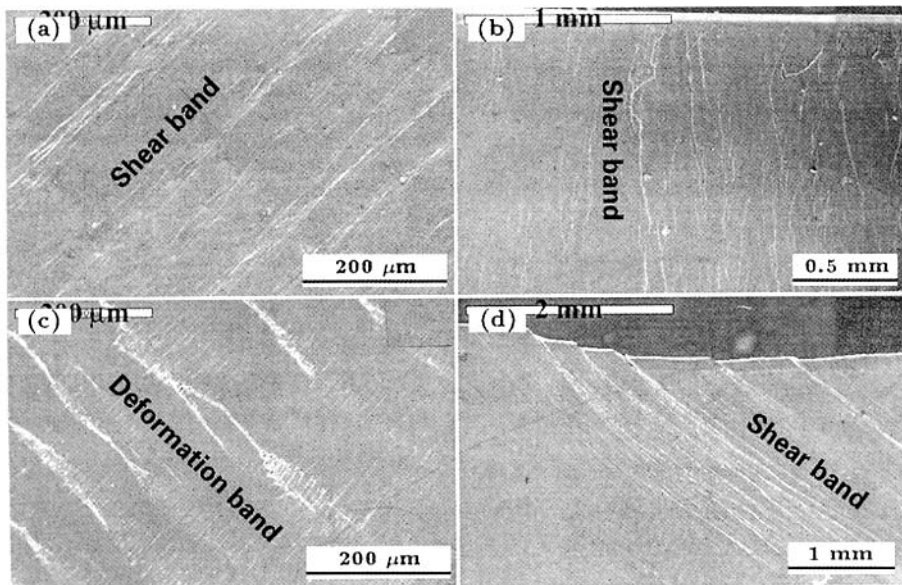


图 3 Al-0.7%Cu 合金的表面变形形貌

Fig.3 Surface morphologies of Al-0.7%Cu alloys pressed for 4 passes, showing the formed shear bands having  $45^\circ$  angle to stress axis (a) and on the neighbouring surface the bands being vertical to the stress axis (b) under plastic strain amplitude of  $5 \times 10^{-4}$ , coarse deformation bands formed under plastic strain amplitude of  $2 \times 10^{-3}$  (c), bend shear bands and surface stages formed under stress amplitude of 150 MPa (d)

下疲劳试样的表面变形形貌,在样品中间区域可以清楚地看到剪切带能够贯穿整个样品,并且由于剪切变形程度较高,在表面上可以看到明显的剪切变形台阶.同时,由于较高的塑性变形,剪切带发生了弯曲现象.

#### 2.4 疲劳裂纹萌生

图 4a, b 所示的是应变控制下 Al-0.7%Cu 合金试样表面的疲劳裂纹萌生形貌.当应变幅低于  $10^{-3}$  时,疲劳裂纹通常是沿剪切带萌生,如图 4a 所示.然后向样品中心扩展,如图 4b 所示.对于大多数亚微米晶材料的疲劳变形,所观察到的疲劳裂纹萌生也基本上是沿剪切带发生的<sup>[9,10,12,15,16]</sup>.这表明亚微米晶材料的疲劳损伤是由于剪切带的形成,以及随后在剪切带处裂纹的萌生和向中心区域的扩展.

当应变幅高于  $10^{-3}$  时,试样的表面上除了剪切带之外,常常观察到形变带.此时疲劳裂纹并不是沿剪切带萌生,而是沿着形变带方向萌生,如图 4c 所示,这与在高应变幅下疲劳的铜单晶体中的观察也是一致的<sup>[22]</sup>.沿形变带所形成的疲劳裂纹几乎能够完全贯穿整个样品.在疲劳裂纹扩展过程中,有时会发生裂纹偏转现象,使裂纹能够沿剪切带方向扩展一小段距离,然后又偏转  $90^\circ$  重新沿形变带方向继续扩展,呈现出之字形路径,如图 4d 所示.在亚微米晶材料疲劳裂纹沿形变带方向萌生并扩展,目前还没有报道,因此,剪切带裂纹与形变带裂纹之间的竞争机制有待于进一步研究.

#### 2.5 疲劳断口特征

在低应变幅下应变控制疲劳时,由于疲劳裂纹扩展相对较慢,Al-0.7%Cu 合金疲劳断口的大部分表面与应力轴基本垂直.而在应力控制疲劳实验中,样品中的疲劳裂纹萌生之后,沿剪切带扩展相对较快,在应力幅较高时,样品最后的疲劳断裂有时是完全沿着剪切带发生的,剪切断裂面与应力轴大约成  $45^\circ$  角,如图 5a 所示.在试样的疲劳断口上可以清楚地看到疲劳裂纹萌生区(A)、缓慢扩展区(B)、快速扩展区(C)和最后的瞬断区,如图 5b 所示.其中 A 区为疲劳裂纹萌生区,断裂表面形貌不规则, B 区代表疲劳裂纹缓慢扩展区,断裂表面具有规则的疲劳条纹,疲劳条纹垂直于裂纹扩展方向,如图 5c 所示.在疲劳裂纹萌生区和扩展区的交界处,如图 5c 中箭头所示,可以清楚地看到疲劳条纹的初始形成过程,细节见图 5d 所示.其中疲劳条纹有两种尺寸, A 区具有粗大的疲劳条纹,其宽度约为  $40\text{--}50\ \mu\text{m}$ ,间距为  $60\text{--}80\ \mu\text{m}$ ;而 B 区是细小的疲劳条纹,具有明显的轮胎花样,这是典型的疲劳特征.图 5b 中 C 区代表疲劳裂纹的快速扩展区,此时,疲劳条纹变得非常粗大,其宽度超过  $100\ \mu\text{m}$ ,如图 5e 所示.在疲劳断裂前,快速扩展区中的粗大疲劳条纹只有  $5\text{--}10$  条.而在最后的瞬断区上只能看到许多类似韧窝的形貌,表明该合金具有很好的延性.上述观察到的疲劳条纹的开始形成及随后尺寸和间距的变化,正是反映了疲劳裂纹从缓慢扩展到快速失稳的全过程<sup>[24]</sup>.

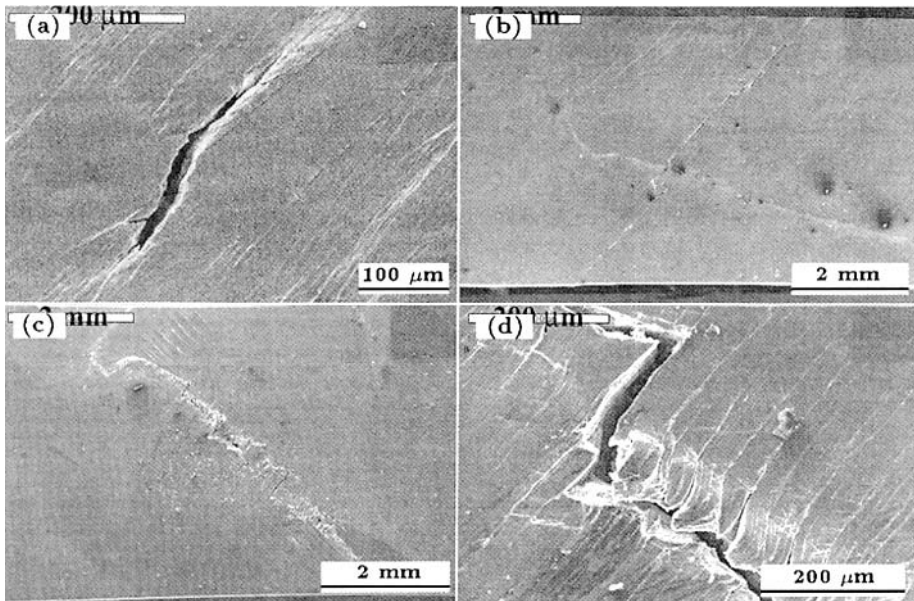


图 4 Al-0.7%Cu 合金的疲劳裂纹萌生

Fig.4 Fatigue crack morphologies of Al-0.7%Cu alloys pressed for 4 passes, showing crack initiation along the shear band (a) and growth toward the center of specimen (b) under plastic strain amplitude of  $5 \times 10^{-4}$ , crack initiation along the coarse deformation bands (c) and growth along both of deformation and shear bands (d) under plastic strain amplitude of  $2 \times 10^{-3}$

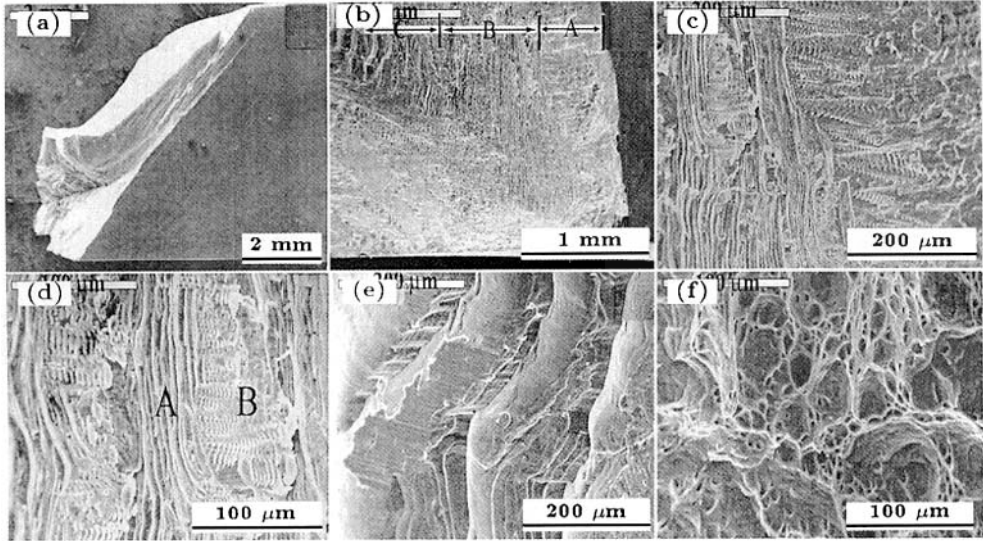


图5 Al-0.7%Cu 合金的疲劳断口形貌

Fig.5 Fractographies of the fatigued Al-0.7%Cu alloys, showing fracture plane with an angle of  $45^\circ$  to the stress axis at stress amplitude of 150 MPa (a), crack initiation zone A, slow propagation zone B and fast propagation zone C (b), boundary of crack initiation zone and slow propagation zone observed at low (c) and high (d) magnification, fast propagation zone of crack (e) and final fracture zone (f)

### 3 结论

(1) 等通道转角挤压的 Al-0.7%Cu 合金抗拉强度随挤压次数增加而明显提高; 在  $2 \times 10^{-4}$ — $2 \times 10^{-3}$  应变范围内, 四道次挤压的样品均表现出明显的循环软化行为。

(2) 在高应力范围, 应力控制疲劳寿命略低; 而在低应力范围, 应变控制疲劳寿命略低, 这是由于亚微米晶材料明显的循环软化行为所致。

(3) 在中、低应变幅下, 样品的变形以形成剪切带为主, 剪切面与应力轴约成  $45^\circ$  角, 疲劳裂纹沿剪切带萌生和扩展; 在高应变幅下, 在形成剪切带的同时, 也形成与剪切带基本垂直的形变带, 此时, 疲劳裂纹也可以沿形变带萌生和发展。

(4) 应力控制疲劳断口常常倾斜于应力轴  $45^\circ$  角, 断裂表面上可以看到明显的疲劳裂纹萌生区、缓慢扩展区、快速扩展区和最后瞬断区。

### 参考文献

- [1] Segal V M. *Mater Sci Eng*, 1995; A197: 157
- [2] Valiev R Z. *Prog Mater Sci*, 2000; 45: 103
- [3] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Longdon T G. *Acta Mater*, 1997; 45: 4733
- [4] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Longdon T G. *Acta Mater*, 1998; 46: 3317
- [5] Wang Y M, Chen M W, Zhou F H, Ma E. *Nature*, 2002; 419: 912
- [6] Valiev R Z. *Adv Eng Mater*, 2003; 5: 296
- [7] Agnew S R, Weertman J R. *Mater Sci Eng*, 1998; A244: 145

- [8] Hoppel H W, Zhou Z M, Mughrabi H, Valiev R Z. *Philos Mag*, 2002; A82: 1781
- [9] Wu S D, Wang Z G, Jiang C B, Li G Y. *Scr Mater*, 2003; 48: 1605
- [10] Vinogradov A Yu, Patlan V, Hashimoto S, Kitagawa K. *Philos Mag*, 2002; A82: 317
- [11] Vinogradov A, Nagasaki S, Patlan V, Kitagawa K, Kawazoe M. *Nanostruct Mater*, 1999; 11: 925
- [12] Vinogradov A, Washikita A, Kitagawa K, Kopylov V I. *Mater Sci Eng*, 2003; A349: 318
- [13] Chung C S, Kim J K, Kim H K, Kim W J. *Mater Sci Eng*, 2002; A337: 39
- [14] Liu S M, Wang Z G. *Scr Mater*, 2003; 48: 1421
- [15] Vinogradov A, Hashimoto S, Kopylov V I. *Mater Sci Eng*, 2003; A355: 277
- [16] Vinogradov A, Patlan V, Suzuki Y, Kitagawa K, Kopylov V I. *Acta Mater*, 2002; 50: 1639
- [17] Kim H K, Choi M I, Chung C S, Shin D H. *Mater Sci Eng*, 2003; A340: 243
- [18] Vinogradov A Y, Stolyarov V V, Hashimoto S, Valiev R Z. *Mater Sci Eng*, 2001; A318: 163
- [19] Polmear I J. *Light Alloys*. Edward Arnold, 1981
- [20] Mughrabi H. *Plastic Deformation and Fracture of Materials*. UK, Cambridge: Cambridge Press, 1993
- [21] Zheng L J, Chen C Q, Zhou T T, Liu P Y, Zeng M G. *Mater Charact*, 2003; 49: 455
- [22] Zhang Z F, Wang Z G, Sun Z M. *Acta Mater*, 2001; 49: 2875
- [23] Li S X, Li X W, Zhang Z F, Wang Z G. *Philos Mag*, 2002; A82: 867
- [24] Suresh S. *Fatigue of Materials (2nd ed)*. UK, Cambridge: Cambridge Press, 1998