

Al-Mg-Si-Cu 合金时效状态对 疲劳过程及断裂特征的影响

黄昌军, 刘春辉, 陈江华, 冯佳妮, 桑 益, 廖元飞, 陈 刚

(湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 采用疲劳测试、拉伸试验、金相显微电镜、扫描电镜和透射电镜技术研究不同时效处理状态的 Al-Mg-Si-Cu 合金在循环载荷作用过程中力学性能的演变和疲劳断口特征。结果表明: 过时效合金的疲劳寿命最长, 峰值时效合金的疲劳寿命最短; 欠时效和峰值时效合金的屈服强度在疲劳过程中出现下降, 且欠时效合金表现得尤为显著, 欠时效合金的伸长率随循环次数的增加而增加; 过时效合金的强度在疲劳过程中得到提高, 而伸长率在疲劳寿命后期出现大幅下降。疲劳裂纹在样品表面萌生后倾向于沿晶界增殖并形成裂纹源区, 过时效合金在射线状裂纹增殖区与瞬断区之间还出现了沿晶扩展区。

关键词: Al-Mg-Si-Cu 合金; 析出相; 疲劳; 力学性能; 断口形貌

中图分类号: TG111.5; TG113.25

文献标志码: A

Effect of precipitation state on fatigue process and fracture characteristics of Al-Mg-Si-Cu alloy

HUANG Chang-jun, LIU Chun-hui, CHEN Jiang-hua, FENG Jia-ni, SANG Yi, LIAO Yuan-fei, CHEN Gang

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: Under cyclic loading the evolution rules of mechanical properties and the fractographs of the Al-Mg-Si-Cu alloy samples aged for different times were investigated by the fatigue test, tensile test, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the fatigue life of the over-aged alloy is the longest, while that of the peak-aged alloy is the shortest. The yield strengths of the under-aged and peak-aged alloys decrease during the fatigue process, especially for the under-aged alloy, while the elongation of the under-aged alloy increases steadily with the increase of fatigue cycles. For the over-aged alloy, the strength increases during the fatigue process, whereas the elongation drops sharply in the late fatigue stage. The fatigue fracture analysis reveals that the cracks are inclined to grow along the grain boundary after initiating on the specimen's surface and the crack-source-regions form. Interestingly, grain boundary separation regions were observed between the ray-like crack growth region and the over-loading region in the over-aged alloy.

Key words: Al-Mg-Si-Cu alloy; precipitate; fatigue; mechanical properties; fractograph

可热处理强化的 Al-Mg-Si(Cu)合金的比强度高, 并具有良好的成型、焊接和抗腐蚀性能以及可循环利用等优点, 目前已经成为高速列车和轻量化铝制汽车车辆的首选车体材料^[1-4]。通常, 这些构件在服役过

程中的失效方式主要是疲劳破坏。有研究表明, 铝合金在疲劳过程中会形成位错环、滑移带及位错胞, 这些微结构特征与应变幅值和循环次数相关^[5-7], 并且位错在滑移带内随交变载荷反复切过析出相而使其溶

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2009CB623704); 国家自然科学基金资助项目(51171063); 湖南省高校科技创新团队项目; 湖南省研究生科研创新基金项目

收稿日期: 2011-12-30; **修订日期:** 2012-06-27

通信作者: 陈江华, 教授, 博士; 电话: 0731-88664009; E-mail: jhchen123@hnu.edu.cn

解^[8]。这种由外部输入的机械能强化颗粒中的溶质原子驱入固溶体中溶解,从而使溶质原子重新分配,在疲劳过程中可能动态改变析出强化合金的微结构^[9]。因此,研究不同析出状态的 Al-Mg-Si-Cu 合金在疲劳过程中力学性能的演变规律及其微观机制有助于加深人们对显微结构与疲劳特性的理解,从而在此基础上优化热加工工艺,制备疲劳性能优良的合金。

JUIJERM 等^[10]开展了室温条件下应力控制的疲劳实验,发现欠时效态 6110 合金(Al-Mg-Si-Cu 合金)样品表现出循环硬化,而峰值时效和过时效样品则表现出循环软化。他们认为这种差异是合金中的析出状态不同造成的,并与位错-析出相及位错-位错之间的反应相关。不同时效处理状态的 Al-Mg-Si-Cu 合金的析出状态不同,使得车体或零部件在服役过程中微结构的演变情况可能不同,从而使合金力学性能的演变规律不同,但是关于这方面的研究并不充分。因此,本文作者研究欠时效、峰值时效和过时效状态的 Al-Mg-Si-Cu 合金在疲劳过程中力学性能的演变规律及疲劳断裂特征,为深入了解该类合金的析出相对疲劳行为的影响及位错-位错和位错-析出相之间的反应对裂纹形核与扩展的影响提供基础。

1 实验

实验合金的名义化学成分列于表 1。采用半连续方法铸造,铸锭在 550 °C 均匀化 15 h 后热轧至 10 mm,退火后经多道冷轧最终至 3 mm 厚的板材。合金在 560 °C 固溶 0.5 h 后用水淬火至室温,然后立即在 180 °C 油浴炉中进行人工时效,选取经时效 0.5、8 及 72 h 后的样品分别作为合金的欠时效态、峰值时效态和过时效态。合金板材的晶粒结果采用光学显微镜观察,合金欠时效、峰值时效和过时效态的微观结构则用 JEOL JEM 3010 透射电镜来表征。透射电镜试样在双喷电解减薄仪上制备,电解液为硝酸与甲醇的混合液,其体积比为 1:3。疲劳样品的长度方向为薄板的轧制方向,尺寸见图 1 实线所示;拉伸试样(见图 1 虚线所示)从经过一定循环次数的疲劳样品中心截取,这样可以检测不同循环次数样品的拉伸性能。疲劳样品

表 1 Al-Mg-Si-Cu 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Si-Cu alloy (mass fraction, %)

Al	Mg	Si	Cu	Others
Bal.	0.75	0.75	0.8	<0.3

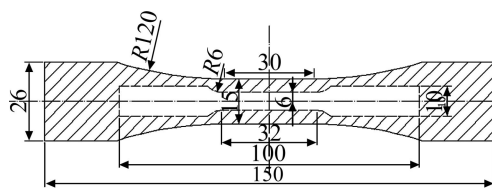


图 1 试样尺寸规格

Fig. 1 Dimensions of sample (Unit: mm) (incision of tensile specimen plotted by dash line from fatigue specimen drawn by solid line, thickness of fatigue specimen is 3 mm)

和拉伸样品分别根据 ASTM E466-07 和 ASTM E8M-04 而设计。疲劳实验在 MTS 810 型液压伺服材料试验机上进行应力比为 0.1 的拉-拉疲劳试验,频率为 30 Hz,正弦波。达到疲劳寿命而断裂的样品用 FEI Quanta 200 环境扫描电镜进行断口观察。

2 结果与分析

2.1 时效硬化特性

合金固溶后的时效硬化曲线如图 2 所示,合金固溶态的硬度为 44.8HV。从图 2 可知,该合金具有明显的时效硬化现象,硬度在时效 1 h 内快速增加,经过 8 h 达到峰值,其硬度值为 126.4HV。合金时效 72 h 后硬度明显下降,其后硬度曲线一直呈下降趋势。合金的硬度曲线经历了明显的欠时效、峰值时效和过时效 3 个阶段。3 种时效状态合金的硬度和拉伸性能见表 2。

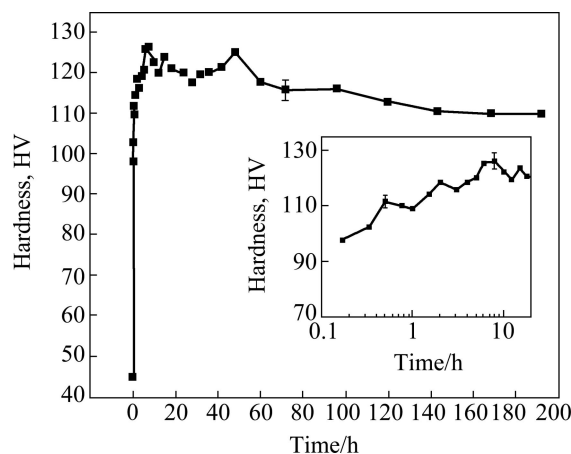


图 2 Al-Mg-Si-Cu 合金的时效硬化曲线

Fig. 2 Hardness curve of Al-Mg-Si-Cu alloy (Inset shows hardness curve in early stage, and horizontal axis is logarithmic scale, so that differences in hardness can be clearly identified. Note that hardness values of 0.5, 8 and 72 h have error bars)

表 2 Al-Mg-Si-Cu 合金在不同时效处理状态时的硬度及拉伸性能

Table 2 Hardness and tensile properties of Al-Mg-Si-Cu alloy with different aging treatments

Condition	Aging time/h	Hardness, HV _{0.5}	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Under-aged	0.5	111.8	281.7	346.5	16.4
Peak-aged	8	126.4	335.8	368.4	15.6
Over-aged	72	115.8	255.9	292.7	16.8

2.2 合金显微组织

轧制合金样品经时效处理后的晶粒结构如图 3 所示, 晶粒沿轧向方向被拉长, 轧制面上晶粒呈椭圆状, 而垂直于轧向平面上的晶粒则呈扁饼状。在人工时效过程中晶粒及第二相颗粒没有发生明显的变化。

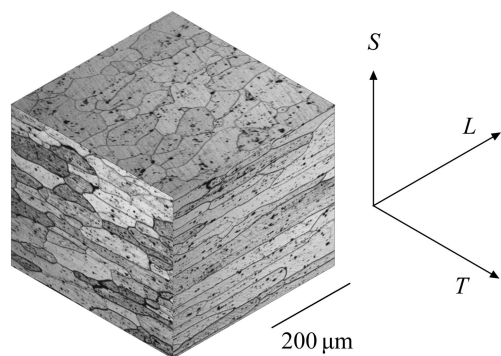


图 3 合金经时效处理后的伪三维光学显微像

Fig. 3 Pseudo 3D optical micrograph of artificially aged alloy

合金经固溶淬火后立即进行人工时效, 在时效过程中硬化相的析出序列遵循^[11]: SSSS→Clusters/GP-zones→ β'' , L , S , C , Q' → Q 。经固溶淬火后合金的过饱和固溶体(SSSS)在时效过程中首先形成原子团簇(Clusters), GP 区在这些非常细小的溶质原子团簇上形核并且长大^[12], GP 区是大量溶质原子占据铝基体晶格位置形成的有序排列, 也是合金早期强度的主要来源。 β'' 相普遍存在于硬度达到峰值的 Al-Mg-Si(Cu)合金中, 是 Al-Mg-Si 三元合金最主要的强化相; L 、 S 、 C 和 Q' 相都是 Q 相的亚稳前驱相^[11]。图 4(a)所示为欠时效合金中均匀析出大量细小的 GP 区。峰值时效合金(见图 4(b))中除存在大量沿铝基体 $\langle 001 \rangle$ 方向生长且衬度较浅的短针状析出相外, 还有少量横截面沿 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 拉长成矩形的板条状析出相。峰值时效合金中横截面为圆形针状析出相的典型高分辨像(见图 4(c)), 从其傅立叶变换和单胞点阵参数可以判断该析出相为 β'' 相(点阵参数为 $a=1.156$ nm, $c=0.675$ nm, $\beta=105.3^\circ$)。

横截面为矩形的板条状析出相的高分辨像如图 4(d)所示。过时效合金中, 板条状析出相明显增长, 数量密度增大且显著粗化(见图 4(e))。图 4(f)所示为过时效阶段粗化的板条状析出相。对大量峰值时效和过时效合金沿 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 方向生长且长度大于 10 nm 上的析出相尺寸的相对频率进行统计发现: 峰值时效样品中的析出相尺寸多集中在 10~30 nm; 而过时效合金的析出相尺寸主要分布在 60~130 nm, 尺寸分布相对分散, 这表明可能存在多种析出相。

在时效过程中 Al-Mg-Si-Cu 四元合金比 Al-Mg-Si 三元合金形成更细小且弥散分布的析出相, 析出相体积分数更大^[11], 这样位错运动变得更加困难, 所以具有更高的强度和更大的疲劳裂纹增殖抗力^[13]。Al-Mg-Si-Cu 合金中析出相种类较多而复杂, 并且析出状态对合金成分非常敏感^[14], 经过长时间时效或高温退火后形成的平衡相为板条状的 Q 相。铝合金中析出相的尺寸、分布、种类、数量密度及体积分数决定合金的性能。在本实验中所用 Al-Mg-Si-Cu 四元合金在峰值硬度时存在大量短针状的 β'' 相, 这表明 β'' 相仍可能是主要的强化相。 Q 相的前驱相 C 、 L 、 S 及 Q' , 这些亚稳相的长度方向即 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 方向与铝基体完全共格, 但是垂直于这个方向上有不同的晶体取向和横截面形状^[11]。从图 4(a)可以看出, 欠时效状态样品中主要析出细小而弥散分布的针状 GP 区; 而峰值时效样品中主要是针状 β'' 相及其前驱相和少量板条状的 L 相(见图 4(b)); 过时效样品中析出相较为粗大, 主要是板条状 C 相和 Q' 相^[15](见图 4(e))。

2.3 时效状态对合金疲劳寿命的影响

合金经不同时间时效后晶粒仍具有相同的尺寸、形状及分布状态, 而纳米析出相的状态却显著不同, 其力学性能也有较大差别。欠时效、峰值时效和过时效合金疲劳试验所施加的最大应力为各时效状态合金自身屈服强度的 0.75 倍, 即为 $0.75\sigma_{0.2}$ 。当施加载荷高于弹性极限而低于屈服强度时, 材料除发生弹性变形外, 还会发生微观塑性变形^[16-17], 微观塑性变形的累积对微裂纹的萌生和裂纹增殖有重要影响^[18-19], 因此, 所选载荷便于考察疲劳过程中微观塑性变形对合金的微观结构、力学性能及疲劳断裂的影响。

3 种时效状态合金所施加载荷与疲劳寿命之间的关系如图 5 所示。欠时效合金所施加的载荷为 211.3 MPa, 经过 134 547 循环周次发生断裂; 峰值时效样品具有最大的屈服强度, 故所加载荷也最大, 其值为 251.9 MPa, 但是疲劳寿命却为三者中最短, 仅为 56 031 循环周次; 过时效所加载荷为 191.9 MPa, 为

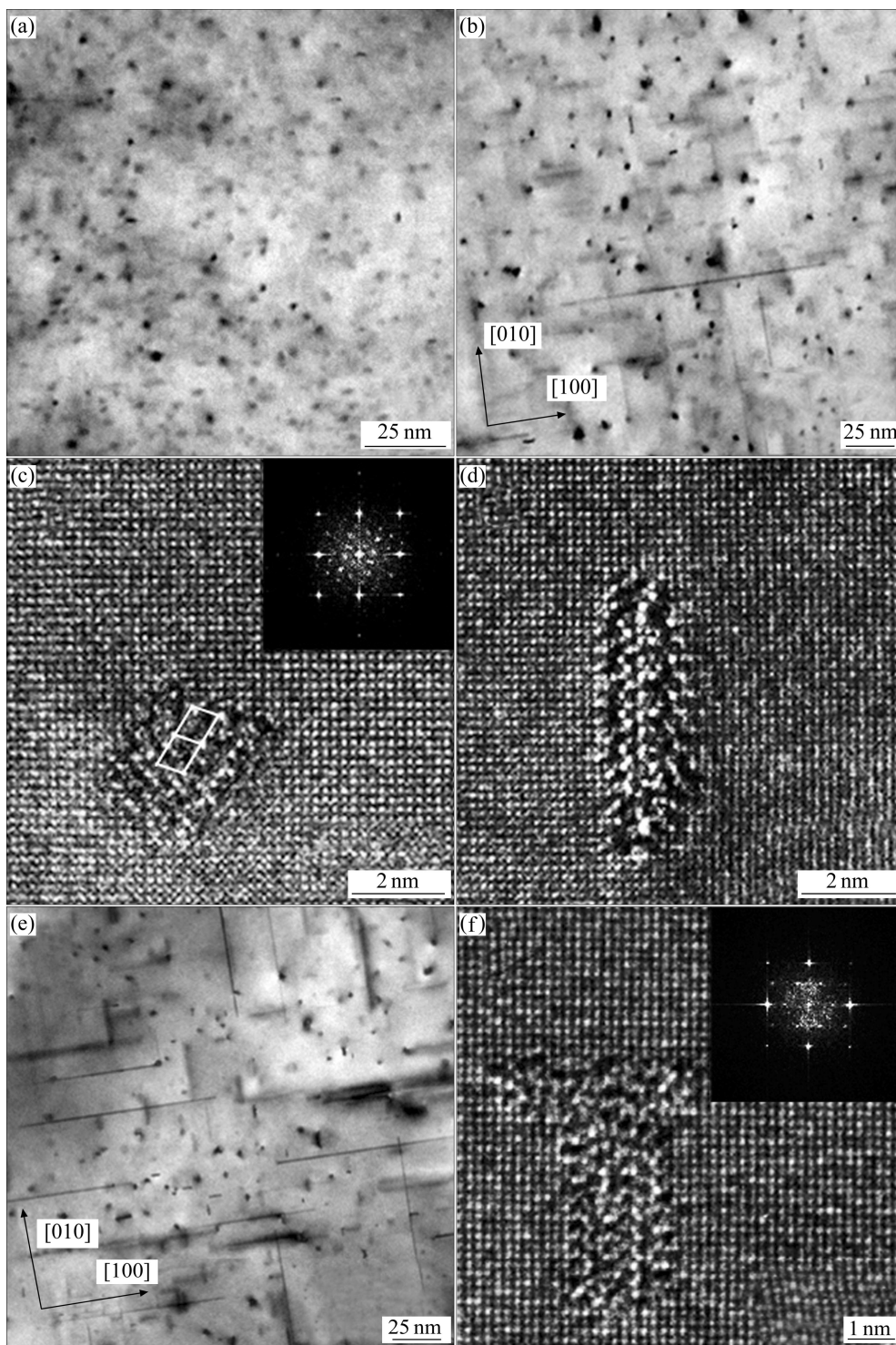


图 4 3 种不同时效状态合金晶内析出相的 TEM 像(入射电子束为 $\langle 001 \rangle_{\text{Al}}$ 方向)

Fig. 4 TEM images of three different aged alloys with beam direction parallel to $\langle 001 \rangle_{\text{Al}}$ zone axis (corresponding fast Fourier transform (FFT) is placed in upper right corner, respectively): (a) Under-aged; (b) Peak-aged; (c), (d) High-resolution TEM (HRTEM) images of typical precipitates in peak-aged alloy; (e) Over-aged; (f) HRTEM image of typical precipitate in over-aged alloy

三者中最小, 经历循环周次为 161 033。上述结果表明: 施加载荷越大, 其疲劳寿命越短。事实上, 合金经过不同时间时效后的晶粒和第二相颗粒具有相同的状态

(见图 2), 而析出相状态差别显著(见图 4), 这说明 3 种不同时效状态的合金在施加载荷为各自屈服强度 0.75 倍的情况下, 疲劳寿命的差别是析出状态不同造

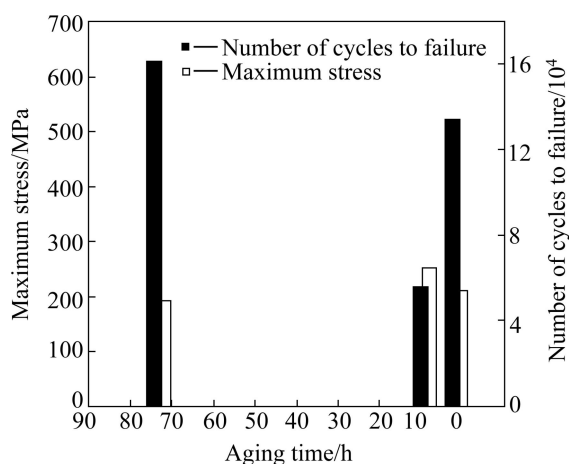


图 5 3 种时效状态合金所施加的载荷大小及相应的疲劳寿命
Fig. 5 Applied loads and corresponding fatigue life of specimens with three different aging states

成的, 而过时效合金具有更强的承受循环载荷作用的能力。

2.4 疲劳过程中力学性能的演变

不同时效处理状态的疲劳样品分别经历疲劳寿命的 0.2、0.6 和 0.9 倍(即 $0.2N_f$ 、 $0.6N_f$ 及 $0.9N_f$)的循环次数, 并以此作为疲劳过程的早期、中期和后期观察点以得到疲劳过程中力学性能的演变规律。图 6 所示为 3 种时效状态合金在各自疲劳过程的早期、中期和后期拉伸性能的变化。由图 6 可知, 3 种时效状态合金的屈服强度变化都有一个共同的特点, 即在疲劳过程的早期都呈增大趋势(见图 6(a))。欠时效和峰值时效合金在疲劳过程的中期和后期屈服强度出现下降, 欠时效合金的屈服强度下降得更加显著, 由疲劳过程早期的 290.4 MPa 降到后期的 225.4 MPa。过时效合金的屈服强度经过早期的增大后, 在中期及后期趋于平稳。欠时效合金与峰值时效合金抗拉强度的变化趋势相似, 且两者在后期都明显降低。值得注意的是, 过时效合金却明显不一样, 疲劳过程后期抗拉强度明显增大, 由早期的 314.3 MPa 增大到 339.5 MPa(见图 6(b))。观察其伸长率变化(见图 6(c)), 发现欠时效合金随着循环次数增加, 其断后伸长率也增加, 尤其是疲劳过程后期出现明显的增加; 在 3 个疲劳阶段峰值时效合金试样的断后伸长率都变化不大; 而过时效合金在疲劳过程的后期伸长率急剧降低, 仅为 2.4%。

所选 3 种不同时效状态的合金实质上对应着 3 种不同的析出状态。合金的力学性能在疲劳过程中表现出不同的变化趋势, 这很可能与最初析出状态的不同导致疲劳过程中位错结构、析出相的溶解或长大及位

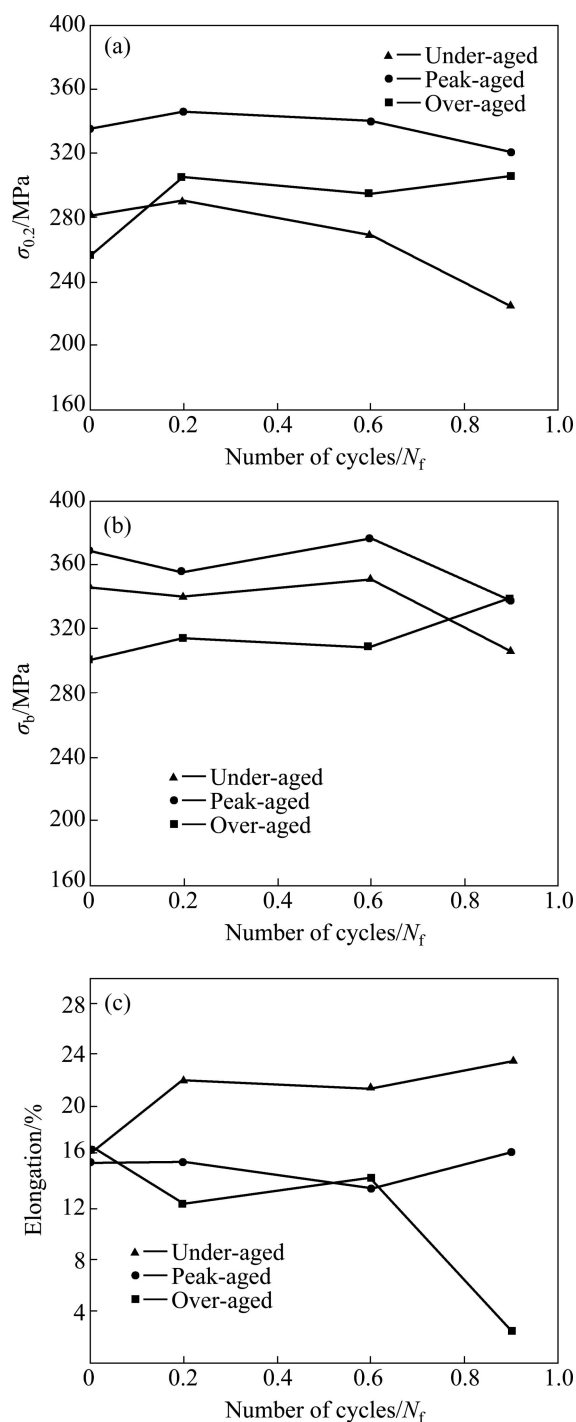


图 6 合金在疲劳过程中拉伸性能的演变

Fig. 6 Evolution of tensile properties of alloys during fatigue process: (a) Yield strength; (b) Ultimate tensile strength; (c) Elongation

错与析出相的反应情况不同相关^[10-21]。在循环应力作用下合金在疲劳过程的早期形成一定密度的位错, 使位错进一步运动变得困难, 这很可能是造成合金疲劳早期屈服强度增大的原因。随着循环次数的增加, 欠时效和峰值时效合金中位错反复切过析出相, 扰乱了

溶质原子间的关联,并减弱了析出相对位错的钉扎作用,加上疲劳过程后期表面微裂纹的出现,这些因素导致合金屈服强度和抗拉强度在疲劳后期出现显著下降。而过时效合金析出相粗大,位错难以切过,使得位错在析出相周围缠结,造成位错进一步运动的阻力增大,故其屈服强度和抗拉强度非但不降低反而升高。欠时效合金中由于析出相易被位错切过,疲劳过程中比峰值时效和过时效合金更容易激活其他滑移系,因此,随着循环次数的增加,欠时效合金断后伸长率增大,而峰值时效合金的伸长率却没有很明显的变化。过时效合金的粗大析出相难以被位错切过,随着位错堆积的增多,变形越来越困难,且后期可能形成微裂纹,所以,在疲劳后期断后伸长率出现急剧下降。

2.5 疲劳断口形貌

采用扫描电镜观察疲劳断裂后试样的断口形貌(见图 7)。疲劳裂纹萌生于试样表面或近表面,如图

7(b)中箭头所指的缺口是微裂纹萌生后沿与应力轴成 45° 角的最大切应力方向沿晶扩展的证据。疲劳源区内疲劳裂纹的扩展速率很慢,所以疲劳源区的断口通常比疲劳扩展区和瞬断区更平坦,放射状射线条纹的延长线交汇于此区。图 7(a)所示为欠时效合金疲劳断口形貌,疲劳断口分为疲劳源区(图 7(a)中区域 1,图 7(b)所示为图 7(a)中区域 1 的放大形貌)、疲劳裂纹扩展区(图 7(a)中区域 2,图 7(c)所示为图 7(a)中区域 2 的放大形貌)及瞬断区(图 7(a)中区域 3,图 7(d)所示为图 7(a)中区域 3 的放大形貌)。疲劳裂纹扩展区(图 7(a)中虚线包围的圆形区域)呈放射状射线条纹特征,从该区放大后的扫描电镜照片(图 7(c))中观察到疲劳辉纹及微裂纹。疲劳辉纹是由不同的断裂面相交而形成的台阶。瞬断区的断裂形貌已经与试样静载断裂相似,为典型的穿晶断裂。

图 8(a)所示为峰值时效试样的疲劳断口形貌。峰值时效试样中裂纹源区(图 8(a)中区域 1,即图 8(b))出

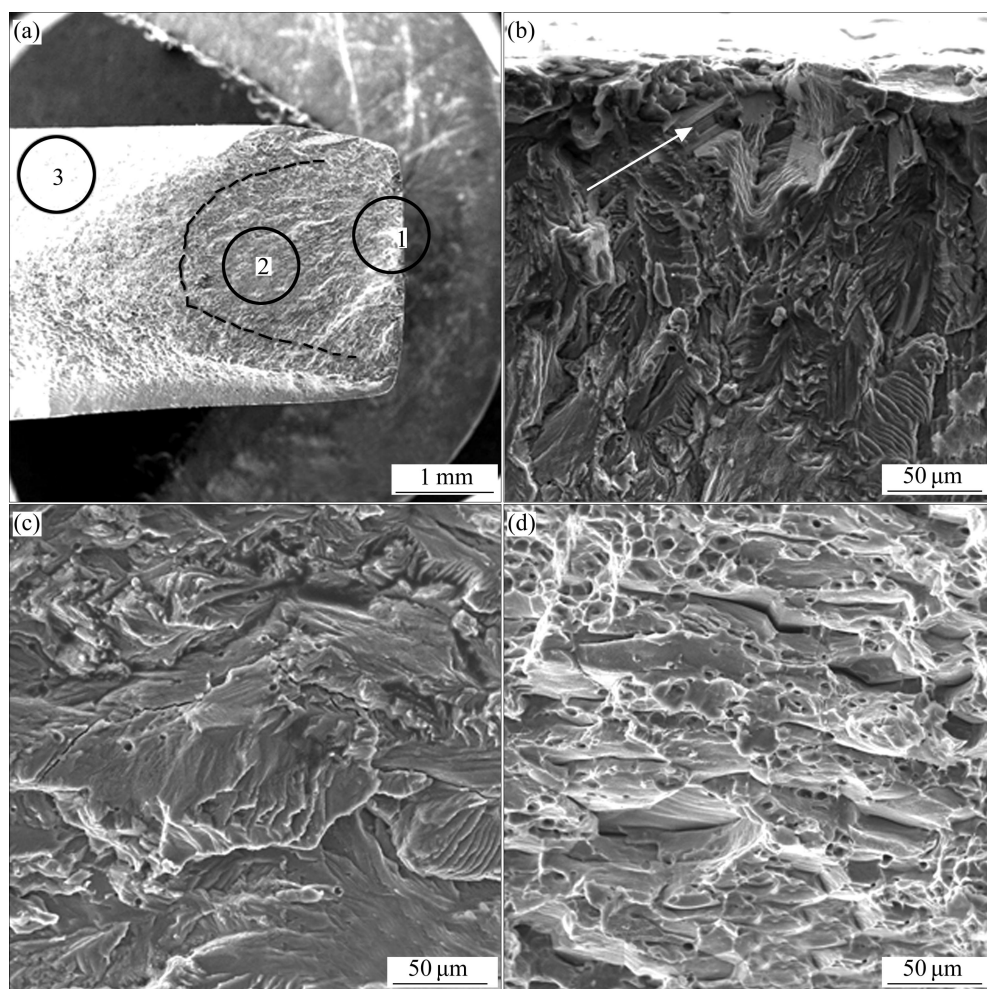


图 7 欠时效态合金疲劳断裂后的断口形貌

Fig. 7 Fractographs of under-aged samples after fatigue fracture: (a) Overall morphology; (b) Morphology of crack source arrow shows initial crack growth direction with (45° angle from axis); (c) Enlarged image of zone 2; (d) Enlarged image of zone 3

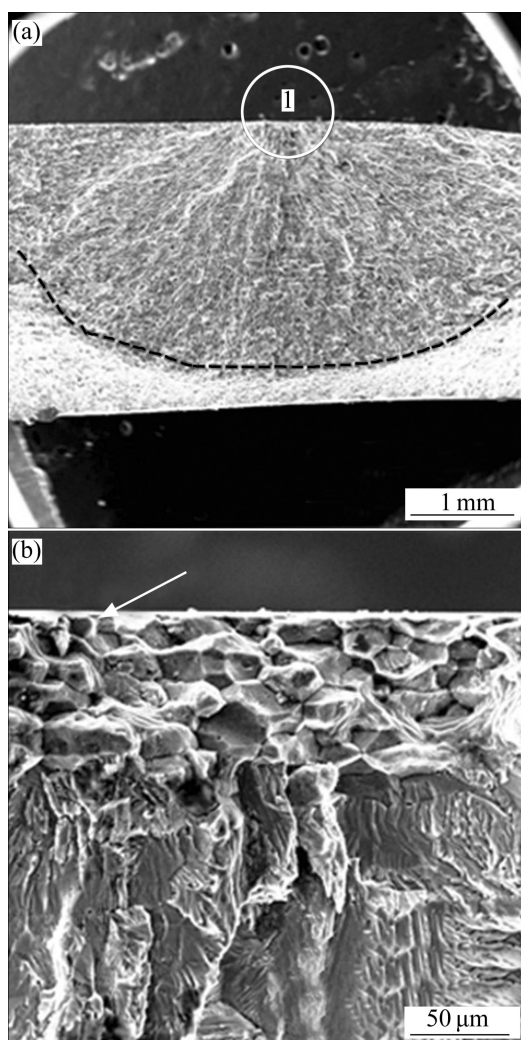


图 8 峰值时效态合金疲劳断裂后的断口形貌

Fig. 8 Fractographs of peak-aged samples after fatigue fracture: (a) Overall morphology; (b) Morphology of crack source (arrow shows initial crack growth direction with 45° angle from axis)

现了明显的沿晶分离, 疲劳裂纹扩展区(图 8(a)中虚线及样品边缘及疲劳源区边缘围成的区域)及瞬断区与欠时效状态样品的相似。峰值时效的疲劳裂纹扩展区很大, 边界呈明显的圆弧状, 面积为 3 种时效状态试样中最大。

图 9(a)所示为过时效试样的断口形貌。观察发现: 过时效疲劳断口出现两个疲劳源区(图 9(a)中的区域 1 和 2), 过时效试样的疲劳源区与欠时效及峰值时效一样也出现了沿晶分离的特征(见图 9(b))。过时效试样疲劳断裂断口形貌与欠时效和峰值时效试样疲劳断裂断口形貌存在显著的不同是: 过时效疲劳样品呈放射状射线条纹特征的扩展区很小(图 9(a)中两短虚线与样品边缘及 1、2 裂纹源区分别围成的区域), 虽然

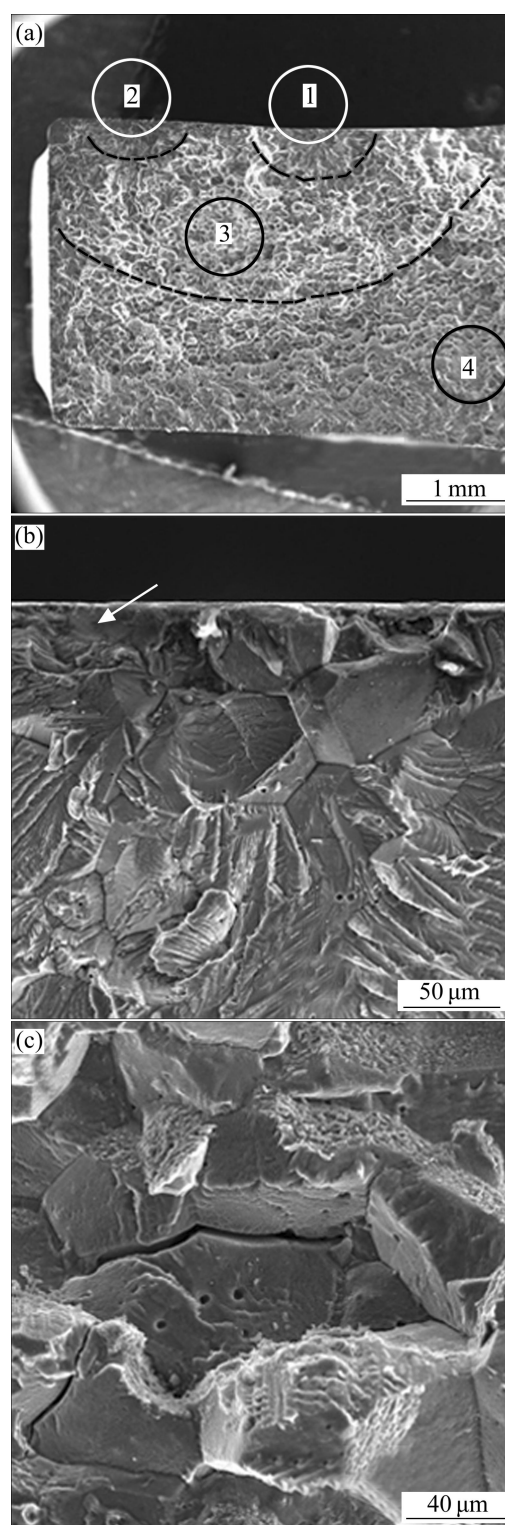


图 9 过时效态合金疲劳断裂后的断口形貌

Fig. 9 Fractographs of peak-aged sample after fatigue fracture: (a) Overall morphology (there are two crack initiations circled by solid lines for zones 1 and 2); (b) Enlarged image of zone 1 45° (arrow shows initial crack growth direction with angle of from axis); (c) Enlarged image of zone 3 (characteristic of intergranular fracture)

存在两个疲劳源,但两个疲劳裂纹扩展区面积之和明显小于欠时效和峰值时效试样的;而且放射状射线特征特征的裂纹扩展区与瞬断区之间还出现了一大片沿晶断裂的区域(图9(a)中区域3,即两短虚线与长虚线及样品边缘围成的区域)。过时效试样的疲劳裂纹很可能经过射线状扩展后变为沿晶扩展,最后才出现由于剩下的横截面积不能承受载荷作用而发生近乎瞬间的静载断裂。

因晶界对裂纹增殖的阻力比晶内对裂纹增殖的阻力小,裂纹萌生于表面后开始缓慢地沿着晶界增殖。NANNINGA等^[22]认为在这一过程中晶界上的AlFeSi第二相颗粒对裂纹源区的沿晶分离起重要作用。在裂纹增殖最初阶段,裂纹与外力轴向约成45°方向发展(如图7(b)、8(b)和9(b)中箭头所指)。裂纹生长到一定长度后,裂纹扩展逐渐偏离45°角的方向,最终在宏观上与外加载荷垂直。随着裂纹的不断扩展,进入一个相对稳定的裂纹扩展区域(见图7(c)),即裂纹扩展速率为一个常数。随着裂纹长度的增加,裂纹的张开程度随之增大,造成疲劳辉纹间距也增大。当裂纹张开程度增大到一个定值后,裂纹将进入快速扩展期,即裂纹扩展速率呈几何级数增加,此时的断裂特征与静载时的类似(见图7(d))。过时效合金在射线状的疲劳裂纹扩展区与瞬断区之间还出现了一个裂纹沿晶扩展区,这可能是因为过时效合金的粗大析出相使位错难以切过而使裂纹的扩展转至阻力较小的晶界造成的。

3 结论

1) 欠时效与峰值时效Al-Mg-Si-Cu合金的屈服强度出现降低,欠时效试样屈服强度的降低在疲劳后期尤为显著。欠时效合金的伸长率随着循环次数的增加而增大,峰值时效的变化却不明显。过时效合金的屈服强度和抗拉强度则随着疲劳次数的增加而增加,但是断后伸长率在疲劳后期急剧降低。

2) 裂纹萌生于表面并缓慢地沿着晶界增殖且与外力轴向约成45°方向发展,裂纹源区出现沿晶分离。过时效试样疲劳断口在呈放射状射线特征的疲劳裂纹扩展区与瞬断区之间还出现一个裂纹沿晶扩展区。

3) Al-Mg-Si-Cu合金欠时效、峰值时效和过时效试样在各自循环载荷(0.75 $\sigma_{0.2}$)下进行拉-拉疲劳实验,发现过时效合金具有更强的抗疲劳能力。

4) Al-Mg-Si-Cu合金在峰值时效状态下存在大量 β'' 相,而其他相比较少。这表明本实验中所用Al-Mg-Si-Cu合金峰值时效条件下 β'' 相仍然可能是最主要的强

化相。

REFERENCES

- [1] MILLER W C, ZHUANG L, BOTTEMA J, WITTEBROOD A J, SMET P D, HASZLER A, VIEREGGE A. Recent development in aluminum alloys for the automotive Industry[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280: 37-49.
- [2] CHEN J H, COSTAN E, Van HUIS M A, XU Q, ZANDBERGEN H W. Atomic pillar-based nanoprecipitates strengthen AlMgSi alloys[J]. Science, 2006, 312: 416-419.
- [3] 季凯, 祖国胤, 姚广春. 一种新型可焊耐蚀6XXX系铝合金材料[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 1907-1912.
- JI Kai, ZU Guo-yin, YAO Guang-chun. A novel welded and corrosion-resistant 6XXX aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 1907-1912.
- [4] 刘亚妮, 陈江华, 尹美杰, 刘春辉, 伍翠兰, 赵新奇. 自然时效和Cu含量对AlMgSi(Cu)合金时效硬化行为的影响[J]. 电子显微学报, 2010, 29(3): 280-286.
- LIU Ya-ni, CHEN Jiang-hua, YIN Mei-jie, LIU Chun-hui, WU Cui-lan, ZHAO Xin-qi. The influences of natural ageing and Cu addition on the age hardening behavior of AlMgSi(Cu) alloys[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2010, 29(3): 280-286.
- [5] JAIN M. TEM study of microstructure development during low-cycle fatigue of an over-aged Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27: 399-407.
- [6] POOLE W J, WANG X, LLOYD D J, EMBURY J D. The shearable-non-shearable transition in Al-Mg-Si-Cu precipitation hardening alloy: Implications on the distribution of slip, work hardening and fracture[J]. Philosophical Magazine, 2005, 85(3/5): 3113-3135.
- [7] JIANG Xiao-song, HE Guo-qiu, LIU Bing, FAN Song-jie, ZHU Min-hao. Microstructure-based analysis of fatigue behavior of Al-Si-Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21: 443-448.
- [8] SUNDARARAMAN M, CHEN W, SINGH V, WAHI R P. TEM investigation of γ' free bands in nimonic PE16 under LCF loading at room temperature[J]. Acta Metallurgical et Materialia, 1990, 38: 1813-1822.
- [9] HUTCHINSON C R, LOO P T, BASTOW T J, HILL A J, TEIXEIRA J D C. Quantifying the strain-induced dissolution of precipitates in Al alloy microstructures using nuclear magnetic resonance[J]. Acta Materialia, 2009, 47: 5645-5653.
- [10] JUIJERM P, ALTENBERGER I, SCHOLTES B. Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminum alloy AA6110[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 426: 4-10.
- [11] MARIOARA C D, ANDERSON S J, STENE T N, HASTING H, WALMSLEY J C, HEELVORT A T J, HOLMESTAD R. The

- effect of Cu on precipitation in Al-Mg-Si alloy[J]. *Philosophical Magazine*, 2007, 87(23): 3358–3413.
- [12] 陈江华, 刘春辉. AlMgSi(Cu)合金中纳米析出相的结构演变[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(10): 2352–2360.
- CHEN Jiang-hua, LIU Chun-hui. Microstructure evolution of precipitates in AlMgSi(Cu) alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2352–2360.
- [13] BRAY G H, GLAZOV M, RIOJA R J, LI D, GANGLOFF R P. Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 2001, 23: 265–276.
- [14] CHAKRABARTI D J, LAUGHLIN D E. Phase relation and precipitation in Al-Mg-Si alloy with Cu addition[J]. *Progress in Materials Science*, 2004, 49: 389–410.
- [15] TORSETER M, LEFEBVRE W, MARIOARA C D, ANDERSEN S J. Study of intergrown L and Q' precipitates in Al-Mg-Si-Cu alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64: 817–820.
- [16] 王习术. 材料力学行为试验与分析[M]. 北京: 清华大学出版社, 2010: 101–103.
- WANG Xi-shu. Test and analysis on mechanical behavior of materials[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2010: 101–103.
- [17] CSONTOS A A, STARKE E A. The effect of inhomogeneous plastic deformation on the ductility and fracture behavior of age hardenable aluminum alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2005, 21: 1097–1118.
- [18] MUGHRABI H. Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40: 431–453.
- [19] CHAN K S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation[J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32: 1428–1447.
- [20] BAI Song, LIU Zhi-yi, ZHOU Xuan-wei, GU Yan-xia, YU Di-er. Strain-induced dissolution of Cu-Mg co-clusters and dynamic recrystallization near fatigue crack tip of an underaged Al-Cu-Mg alloy during cyclic loading at ambient[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64: 1133–1136.
- [21] HAN W Z, VINOGRADOV A, HUTCHINSON C R. On the reversibility of dislocation slip during cyclic deformation of Al alloys containing shear-resistant particles[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 3720–3736.
- [22] NANNINGA N, WHITE C, MILLS O, LUKOUSKI J. Effect of specimen orientation and extrusion welds on the fatigue life of an AA6063 alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32: 238–246.

(编辑 陈卫萍)