

7020 铝合金型材的疲劳行为及微观机制

单朝军^{1,2}, 刘胜胆^{1,2}, 张新明^{1,2}, 叶凌英^{1,2}, 李亦然³, 唐建国^{1,2}, 邓运来^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

(2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(3. 哈尔滨工业大学 土木工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 采用光学显微镜、扫描电镜、扫描透射电镜和电子背散射衍射等分析方法研究了 7020 铝合金型材疲劳行为及微观机制。结果表明在应力比 R 为 0、疲劳极限寿命取 10^7 周次时, 合金疲劳强度为 232.9 MPa。疲劳裂纹尖端应力强度因子 $\Delta K=8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时, 裂纹扩展速率约为 $6.44\times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 。合金中尺寸在 3~12 μm 的粗大难熔结晶相不仅易成为疲劳裂纹源, 也会加速疲劳裂纹扩展。在末再结晶区域, 疲劳裂纹主要以穿晶方式扩展。当裂纹扩展到易滑移平面取向差较大的再结晶小晶粒时, 裂纹易沿其大角度晶界快速扩展。合金再结晶程度及其对应的大角度晶界占比越低时, 疲劳裂纹扩展路径越曲折, 扩展速率越慢。

关键词: 7020 铝合金; 微观组织; 疲劳强度; 疲劳裂纹扩展

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)05-1803-09

Al-Zn-Mg 系铝合金因质轻、比强度高、成形性能好、耐腐蚀性好、价格合理等特点, 在高速列车、地铁、新能源汽车等领域得到了广泛应用^[1-4]。7020 铝合金属于 Al-Zn-Mg 系合金, 主要用于高速列车底架枕梁、牵引梁、大小横梁及底板等部位。材料长期服役于外部环境复杂、高承载、频繁加速减速等环境中而易产生过早疲劳而失效, 达不到设计使用寿命。因此揭示 7020 铝合金材料微观多相组织对疲劳裂纹萌生、扩展到断裂的作用机理, 探明提高 7020 铝合金抗疲劳性能的多相微观组织调控方向, 具有非常重要的工程意义。

工业铝合金中疲劳裂纹形核萌生的主要位置包括孔洞、夹杂、大尺寸残留难熔结晶相(一般属于金属间化合物, 有时也称为夹杂)、制造伤痕和宏观应力集中部位^[5]。铝合金疲劳裂纹萌生的机制与力学因素、微观组织特征和环境因素有关, 微观组织特征包括基体的滑移特征、基体与缺陷的相对强度、基体与夹杂物界面的结合强度等^[5-8]。应力加载循环过程中产生的位错在夹杂物处积塞引起应力集中是造成夹杂物开裂或界面脱粘的主要原因, 当位错积塞附近材料弹性应变达到临界值时, 粒子就会开裂, 从而形成裂纹源^[9]。但细小弥散的难熔结晶相在疲劳裂纹萌生时能均匀分散塑性变形, 分散应力, 推迟裂纹萌生时间并提高合金疲劳寿命^[10]。细小相也能提高裂纹断面粗糙度及裂

纹尖端后方的加塞作用, 增加裂纹尖端的闭合效应, 降低裂纹扩展的有效应力强度因子, 减缓裂纹扩展速率^[11]。时效析出相对疲劳裂纹的扩展影响较复杂。欠时效态合金中因时效析出相细小能被位错反复切割, 裂纹尖端位错运动可逆及裂纹扩展时闭合效应等原因使疲劳裂纹扩展速率显著低于峰时效和过时效态合金^[12, 13]。Suresh 等^[14]研究显示, 随着时效程度加深, 过时效时产生的较大尺寸 η 相易氧化诱发氧化物闭合和裂纹尖端粒子夹塞的闭合效应, 会使疲劳裂纹扩展速率下降。Desmukh 等^[15]研究了多种时效状态下 7010 铝合金的疲劳性能后, 发现粗大、不可切割的 η' 相和 η 相在过时效态合金中促进了均匀塑性变形, 能同时改善裂纹扩展速率和疲劳强度。亚微米或纳米级弥散相抑制基体再结晶从而主导了晶粒取向和晶界结构。Kamp 等^[16, 17]研究 Al-Cu-Li 系铝合金疲劳裂纹扩展机制后认为由于再结晶晶粒一般为大角度晶界, 晶界能量高、缺陷多, 裂纹易沿着晶界快速扩展。晶界的存在虽然对驻留滑移带的穿晶扩展起到阻碍作用, 但它是一种较为弱化的裂纹扩展机制, 裂纹更倾向于沿晶界扩展。

国内外研究者对影响铝合金疲劳性能的微观机制进行了许多有益探索, 但是有关 7020 铝合金疲劳破坏的微观机理尚不全面、系统。这里主要通过全面研究

收稿日期: 2020-07-02

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB0300901)

作者简介: 单朝军, 男, 1981 年生, 博士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88879341, E-mail: shanzhaojun@csu.edu.cn

7020 铝合金型材微观组织特征,探索合金微观组织对疲劳行为的影响机制。

1 实 验

用半连续方法铸造得到实验用 7020 铝合金铸锭,合金成分如表 1 所示。铸锭均匀化后进行挤压并在线强风淬火,型材经人工时效 90 °C/12 h+170 °C/11 h 处理后得到 T5 态合金。合金沿挤压方向屈服强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 分别为 294.3 和 358.8 MPa,伸长率 A 达到 15.5%。采用 OLYMPUS BX51M 光学显微镜对 7020 铝合金挤压型材样品进行光学显微组织观察,腐蚀剂为 Graff Sargent 侵蚀剂。合金微观组织特征、疲劳裂纹和疲劳断口观察在 FEI-Sirion 200 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 上进行,加速电压为 20 kV,并采用附带 Oxford 能谱分析仪对难熔结晶相进行能谱 (EDS) 分析,测定化学成分。在 FEI Tecnai G² F20 型透射电镜 (TEM) 上进行析出相特征观察,加速电压为 200 kV。TEM 样品先机械减薄至 100 μm 左右,冲成直径为 3 mm 的圆片后采用双喷电解法制备,电解液配比为 20%硝酸+80%甲醇,温度控制在-30~20 °C 范围内,电压 15~20 V。在 ZEISS EVO MA10 扫描电子显微镜上,利用 OXFORD 背散射电子探头对挤压型材组织再结晶特征及疲劳裂纹扩展路径进行分析,电压为 20 kV。疲劳裂纹扩展路径背散射电子衍射 (EBSD) 分析样品先精磨、机械抛光最后进行电解抛光,电解抛光液为 10%高氯酸+90%乙醇混合溶液,实验电压 20 V。EBSD 分析前先对试样上整条疲劳裂纹按相同倍数拍摄 SEM 图像后,再选择裂纹稳定扩展区进行 EBSD 分析。

按照国标 GB/T 3075 采用成组法对合金材料进行指定条件下疲劳寿命测试,并按照国标 GB/T 24176 进行数据分析,得到材料在 90%置信度下的疲劳 $S-N$ 曲线,测试采用 SDS100 型电液伺服疲劳试验机,沿挤压方向取样,试样厚度 10 mm,测试时应力比 R 为 0、应力集中系数 K_t 为 1。疲劳裂纹扩展实验在 MTS Landmark 疲劳试验机上,按照国标 GB/T 6398 进行测试,采用紧凑拉伸 CT 试样,试样尺寸 62.5 mm×60 mm×10 mm ($L \times W \times B$),疲劳应力加载方向与挤压方向一致,应力比 R 为 0.1,正弦波加载,加载频率 10 Hz,实验环境为室温大气环境。

表 1 实验用 7020 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 7020 aluminum alloy ($\omega/\%$)

Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Fe	Si	Al
4.53	1.20	0.11	0.32	0.22	0.04	0.14	0.21	0.11	Bal.

2 实验结果

2.1 金相组织

7020 铝合金型材沿挤压纵截面方向金相组织如图 1 所示。从图中可以观察到型材纵截面上大部分为长条状挤压纤维组织,晶粒尺寸细小,在纤维组织中间分布着一些等轴状细小晶粒。沿挤压方向,分布着尺寸为微米级的第二相颗粒。使用截交线法测量及统计纵截面内垂直挤压方向上的晶粒尺寸,平均晶粒尺寸约 14.8 μm ,沿挤压方向上的平均晶粒尺寸约 32.3 μm 。

2.2 难熔结晶相

合金纵截面 SEM 照片如图 2a 所示,由图中可知合金中有较多微米级第二相沿挤压方向呈条状分布。对第二相粒子直径进行统计分析,得到粒子分布结果如图 2b 所示,合金中第二相直径在 0.5~1 μm 粒子最多占总粒子数的 52.3%,1~2 μm 粒子占 30.6%,直径大于 5 μm 粒子较少。

表 2 为图 2a 中几种典型的微米级第二相粒子的 EDS 能谱元素分析结果,可知第二相粒子主要含有 Fe、Si、Mn 等元素,特别是 Fe 元素在粗大第二相粒子中含量较高,这种相为 $\alpha\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Si})$ 相^[18]。合金铸锭均匀化无法消除 $\alpha\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Si})$ 相,因此也称为难熔结晶相。经挤压成形后,这些相沿挤压方向呈条状分布。

2.3 再结晶及晶界特征

采用 EBSD 分析合金挤压型材再结晶和晶界特征,结果如图 3 所示。图中蓝色代表合金再结晶组织,未再结晶组织中黄色代表亚结构、红色代表型材变形组织,型材再结晶分数为 14.2%,亚结构占比 41.5%,其余为变形组织。一般认为取向差小于 15°两晶粒间晶界为小角度晶界,大于 15°为大角度晶界。型材晶界特征分析结果如图 3b 所示,小角度晶界约占 70.2%,大角度晶界约占 23.3%。

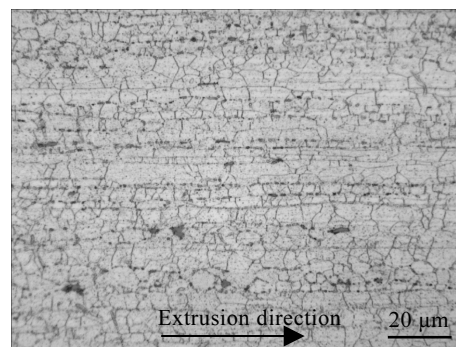


图 1 7020 铝合金型材金相组织

Fig.1 OM microstructure of 7020 aluminum alloy profile

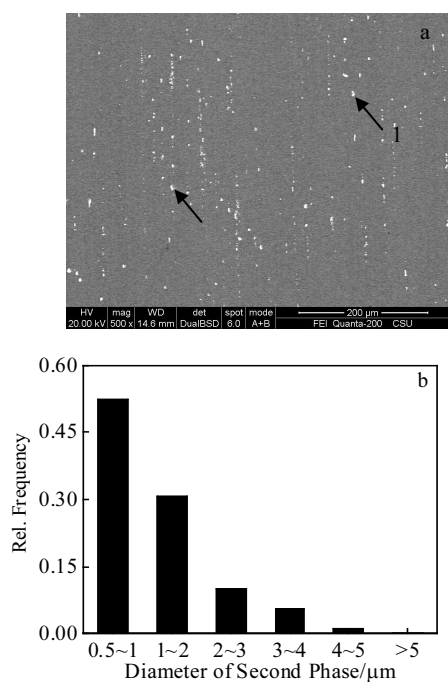


图 2 合金 SEM 照片及第二相统计

Fig.2 SEM microstructure (a) and second phase statistics (b) of alloy

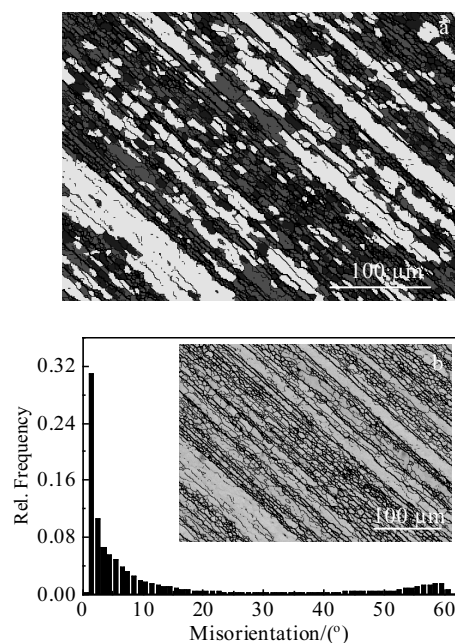


图 3 合金再结晶和晶粒取向差分析

Fig.3 Recrystallization (a) and misorientation (b) analysis of the grains for the alloy

表 2 图 2a 中第二相粒子的 EDS 能谱分析结果

Table 2 EDS analysis results of the second phases (point 1 and point 2) in Fig.2a ($\omega/\%$)

Point	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zn	Mg	Al
1	18.39	4.30	4.27	1.85	0.47	1.58	0.69	68.45
2	16.00	4.42	4.36	2.40	0.43	1.78	0.64	69.96

2.4 弥散相及时效析出特征

图 4a 所示为合金扫描透射 (STEM) 照片。从图中可以看到晶内和晶界上有许多尺寸在 50~200 nm 块状亮灰色的弥散粒子。晶界上弥散粒子尺寸更大, 呈断续分布, 且晶界附近有无沉淀析出带。亚晶界上弥散相尺寸较小, 无沉淀析出带不明显。在 STEM 模式下元素衬度与原子质子数 Z^2 成正比^[19], 元素质子数越大衬度越亮。比较尺寸在 50~200 nm 弥散相粒子和晶界无沉淀析出带的衬度可知, 弥散相粒子含有更多的 Zn、Mn、Cr 等重元素, 而无沉淀析出带中重元素较少。对图 4a 中弥散相粒子及晶界第二相进行 EDS 能谱分析, 结果见表 3。从元素含量统计可知粒子 1 和 4 主要是含 Zn、Mg 的 η 平衡相。2 和 3 粒子主要含 Mn、Cr 元素。合金中 Al_3Zr 分布状态 TEM 暗场像如图 4b 所示, 相应选区电子衍射入射轴为 $[110]_{\text{Al}}$, 在 $1/2\{220\}_{\text{Al}}$ 处有明显的 Al_3Zr 相衍射斑点。 Al_3Zr 粒子直

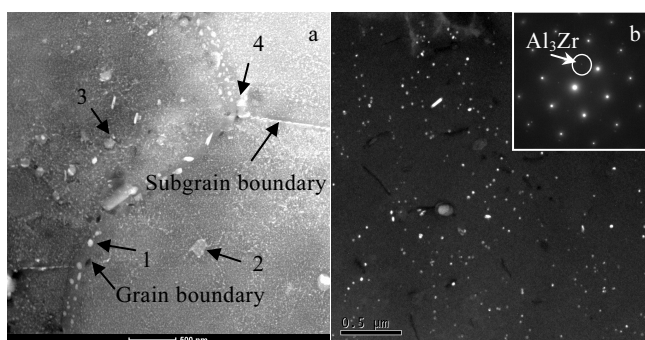
图 4 合金 STEM 照片及 Al_3Zr 的 TEM 暗场像Fig.4 STEM image (a) and TEM dark-field image of the Al_3Zr (b) for the alloy

表 3 图 4a 中第二相 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of the second phases (point 1 ~ 4) in the grain in Fig.4a ($\omega/\%$)

Point	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zn	Mg	Al
1	-	-	0.02	-	-	6.78	3.15	90.03
2	-	0.2	2.48	2.64	-	2.05	1.90	90.70
3	0.11	-	1.88	2.09	-	-	-	95.90
4	-	-	-	0.01	0.64	20.81	7.74	70.77

径在 10~35 nm 之间。含 Mn、Cr、Zr 等元素的弥散相一般在铸锭均匀化过程中析出,起到抑制再结晶的作用^[20]。

图 5 为合金晶内 TEM 明场像及其所对应的 $[110]_{Al}$ 选区电子衍射花样和晶界 TEM 明场像。图 5a 中选区电子衍射花样在 $1/3$ 和 $2/3\{220\}_{Al}$ 处有明显的衍射斑点,结合析出相的形貌,可知合金晶内析出相主要为弥散细小分布的 η' 相^[21]。 η' 相尺寸在 3~15 nm 之间、平均尺寸约为 9.7 nm。从图 5b 中可以看到晶界上析出相断续分布,晶界析出相附近有一定宽度的晶间无沉淀析出带 (PFZ)。PFZ 宽度在 89.3 nm 左右,晶界上析出相尺寸在 10~40 nm 之间、沿晶界方向平均尺寸约 36.1 nm。

2.5 疲劳 S-N 曲线

图 6 为 7020 铝合金挤压型材疲劳 S-N 曲线, S 为加载应力, N 为疲劳循环次数。疲劳循环数据拟合时采用方程式 (1)^[22] 进行:

$$\lg N = A + B \lg(S - E) \quad (1)$$

式中: A 、 B 、 E 为待定常数。将合金疲劳循环测试数据按公式 (1) 进行拟合,可得公式 (2):

$$\lg N = 18.00 - 6.14 \cdot \lg(S_{\max} - 169.45) R^2 = 0.97 \quad (2)$$

当疲劳极限寿命取 10^7 周次时,根据拟合公式 (2) 可以计算出挤压型材疲劳强度为 232.9 MPa。

2.6 疲劳裂纹扩展速率

合金疲劳裂纹 $da/dN-\Delta K$ 扩展曲线如图 7 所示。 $\Delta K=8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时,低 ΔK 区即疲劳微裂纹第 I 扩展阶段,合金疲劳裂纹实际扩展速率约为 $6.44 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 。疲劳裂纹稳定扩展阶段 $da/dN-\Delta K$ 之间符合 Paris 公式,如式 (3)^[23]:

$$da/dN = C(\Delta K)^n \quad (3)$$

式中: da/dN 为材料疲劳裂纹扩展速率, C 、 n 为材料常数, ΔK 为裂纹尖端应力强度因子。

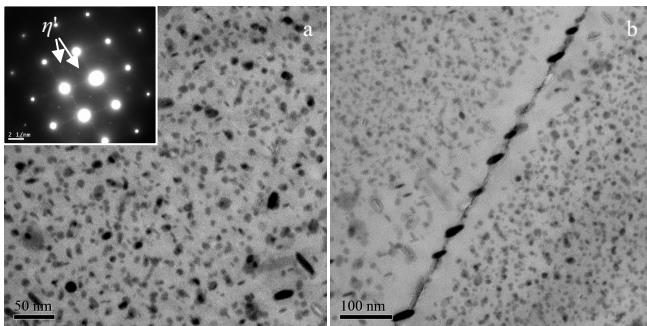


图 5 合金 TEM 明场像及选区电子衍射花样

Fig.5 TEM bright-field image and corresponding SAED pattern of the grain interior (a) and near grain boundary (b)

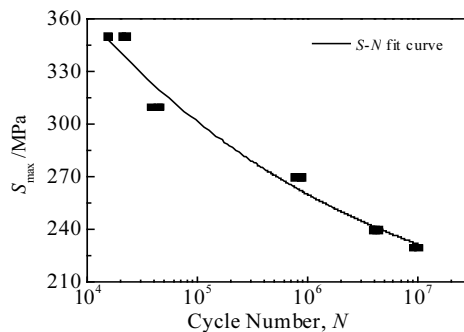


图 6 7020 铝合金 S-N 曲线

Fig.6 S-N curves of the 7020 aluminum alloy

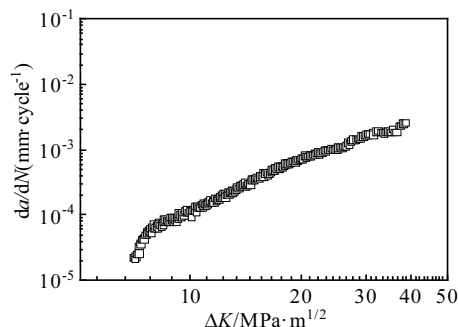


图 7 7020 铝合金疲劳裂纹扩展曲线

Fig.7 Fatigue crack growth rate curve of the 7020 aluminum alloy

表 4 中数据是按公式 (3) 拟合疲劳裂纹扩展数值后在特定 ΔK 下的 da/dN 值。在疲劳裂纹稳定扩展期 $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时,合金疲劳裂纹每次循环扩展距离约为 $0.346 \mu\text{m}$ 。应力强度因子 $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时,试样疲劳裂纹实际扩展时断口形貌如图 8 所示。从图 8a 中可以看出,合金中挤压纤维组织较多,在裂纹扩展断口中扩展棱被大纤维晶粒分割而呈现大块疲劳断片,且裂纹扩展棱曲折断续,在三维空间中有较多微裂纹分叉。从图 8b 中可以看出合金疲劳辉纹较明显,每一条疲劳辉纹即为一次应力循环的扩展痕迹^[24]。疲劳辉纹宽度代表了一次疲劳应力循环时所走路程。从图中测量出疲劳辉纹平均宽度约 $0.33 \mu\text{m}$,与表 4 中疲劳裂纹扩展速率拟合数据基本相符。

表 4 合金指定 ΔK 所对应的 da/dN 值

Table 4 Fatigue crack growth data of the alloy at specified ΔK				
C	n	$da/dN = C(\Delta K)^n (\text{mm}\cdot\text{cycle}^{-1})$		
		$\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$
2.87×10^{-7}	2.62	1.20×10^{-4}	3.46×10^{-4}	7.36×10^{-4}

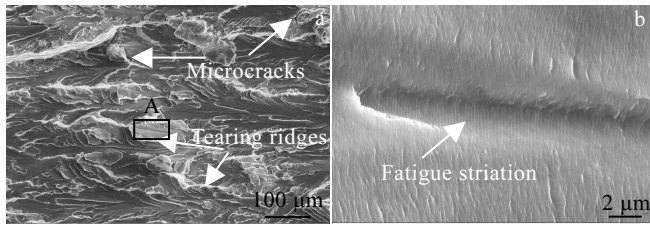


图8 $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时合金裂纹扩展断口形貌

Fig.8 Fracture morphology (a) and enlarged view of zone A (b) of the alloy at $\Delta K = 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

3 分析与讨论

3.1 疲劳裂纹萌生

在疲劳裂纹萌生前疲劳循环过程中时效析出相与塑性变形产生的位错相互作用, 延缓或加速位错增值与运动, 从而影响疲劳形核^[25]。位错通过时效析出相时主要有切割和绕过2种机制, Kovács 等^[26]对位错切割和绕过析出相时切应力进行了理论计算, 得到关系式(4)和(5):

$$\tau_{\text{cutting}} = 1.44 \left(\frac{\Gamma}{Gb} \right)^{3/2} \left(\frac{fR}{b} \right)^{1/2} G \quad (4)$$

$$\tau_{\text{orowan}} = 0.85 \sqrt{\frac{f}{2}} \cdot \frac{G}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \cdot \frac{b \ln(1.57R/r_0)}{R(1-1.57\sqrt{f/2})} \quad (5)$$

式中 τ_{cutting} 和 τ_{orowan} 分别是位错切割和绕过析出相粒子时所需的切应力, Γ 是反向畴界面能, G 为剪切模量, b 是位错柏氏矢量, f 是粒子体积分数, R 为粒子半径, ν 是泊松比, r_0 是位错芯半径。由公式(4)和(5)可知, 位错切割时强化效应随粒子尺寸和体积分数的增加而增大, 而绕过机制的强化效应随时效析出相尺寸的增加和体积分数的降低而减小。因而存在一个临界尺寸, 当析出相尺寸小于临界尺寸时位错切割析出相, 大于临界尺寸时位错绕过析出相, 对于 Al-Zn-Mg 系合金而言, 这一临界半径约为 3 nm ^[26,27]。本研究中 7020 铝合金晶内时效析出相主要为 η' 相, 如图 5 所示。 η' 相尺寸在 $3\sim 15 \text{ nm}$ 之间、平均尺寸约为 9.7 nm 。大多数时效析出相尺寸大于临界尺寸, 位错运动时主要以绕过方式通过, 位错运动不可逆, 易引起位错集聚而引起应力集中, 促使裂纹形核。图 9a 所示为合金指定应力下疲劳循环 10^6 周次后晶界附近微观组织状态。从图中可以看到位错通过绕过的方式通过析出相时比较曲折, 疲劳循环后位错在晶界附近大量堆积, 位错堆积将加速疲劳裂纹形核。合金在经过 10^7 次疲劳循环后, 试样疲劳区域边界上 SEM 观察如图 9b 所示。从图中可看出, 经 10^7 次疲劳循环后疲劳区域边界上

出现很多缺陷, 难熔结晶相粒子脱落较多。试样边界上粗大结晶相在疲劳循环过程中从表面脱落后形成凹陷, 促使应力集中, 在继续施加应力循环时, 可能转变为疲劳裂纹形核中心。另外由于难熔结晶相一般较为硬、脆, 在塑性变形时常与基体变形不协调而自身开裂或在与基体界面处产生脱离而形成裂纹源, 严重降低合金疲劳性能^[28]。

合金疲劳裂纹可能产生在试样表面中间、侧面或面与面交叉角落等地方, 疲劳裂纹源典型形貌如图 10 所示。由图 10a 中可知型材疲劳裂纹萌生于粗大难熔结晶相处, 合金中由 Fe、Si、Mn 等元素构成的微米级难熔结晶相数量较多尺寸更大时, 疲劳裂纹更易萌生^[29]。图 10b 为合金疲劳失效裂纹源区断口形貌, 裂纹在试样转角处萌生, 疲劳裂纹由疲劳源呈扇形河流状向试样内部扩展。在材料边缘或角落等应力集中处如果同时存在粗大难熔结晶相, 这将加速疲劳裂纹萌生, 这些粒子与疲劳循环应力作用产生初始裂纹, 因此从断口特征上可知, 粗大相粒子和应力集中程度决定了疲劳裂纹萌生时间。但 Martin 等^[10]研究结果表明, 在 7075 铝合金中细小弥散均匀分布的 $\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Cr}$ 等相

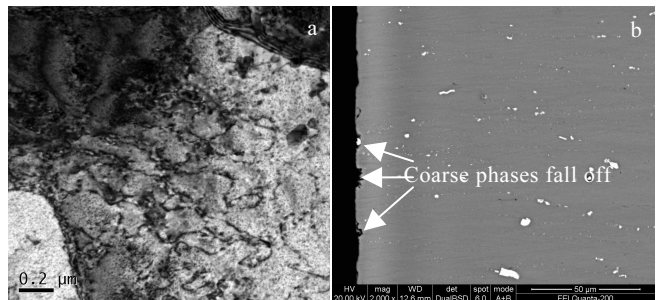


图9 合金疲劳循环后微观组织观察

Fig.9 Micrographs of the alloy after 10^6 (a) and 10^7 (b) cycles of loading

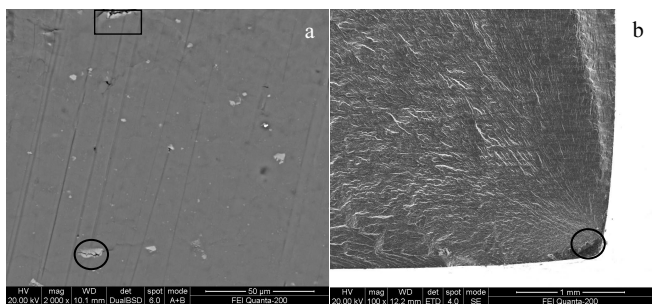


图10 疲劳裂纹萌生处形貌

Fig.10 Initiation micrographs of the fatigue crack at intermetallic compounds (a) and corner (b)

在疲劳裂纹萌生时更能均匀分散塑性变形的滑移,分散应力,从而推迟裂纹萌生时间提高合金疲劳寿命。同种材料中难熔结晶相细小分布要比粗大分布时疲劳裂纹萌生时间长。

3.2 疲劳裂纹扩展

因合金中时效析出相尺寸细小,析出相对疲劳裂纹扩展的作用难以被直接观察。疲劳裂纹在应力强度因子为 $10\sim 20\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时,从表 4 中可知每次应力循环疲劳扩展距离在 $120\sim 736\text{ nm}$ 之间,时效析出强化相密度较高(如图 5),因此每次疲劳循环会包含多个析出相。当不可切割的时效析出相之间软基体过窄时(如峰时效态),由于位错的可逆滑移被限制、裂纹尖端应力难以松弛等原因,合金抗疲劳裂纹扩展能力较差^[1]。当时效析出相之间软基体过宽时,合金强度下降明显,抵抗裂纹扩展的能力也会变差。难熔结晶相尺寸相对大很多,可以在 SEM 中直接观察。7020 铝合金型材疲劳裂纹扩展过程中难熔结晶相作用如图 11 所示。图 11a 中裂纹沿难熔结晶相粒子边缘扩展,由于粗大难熔结晶相与基体界面结合力弱,疲劳循环过程中基体与难熔结晶相变形不一致,导致位错在界面附近积塞引起局部应力集中,可促使裂纹扩展加速;图 11b 中裂纹穿越难熔结晶相粒子进行扩展,粗大难熔结晶相一般为硬而易碎的金属间化合物,疲劳区域中粒子在裂纹尖端到达前的疲劳循环过程中易开裂破碎,裂纹尖端到达后破碎的结晶相会加速裂纹扩展。从图 11 中可见疲劳裂纹附近也有粗大难熔结晶相,但对裂纹扩展无明显影响,主要是因为这些相在裂纹尖端前塑性应变区外,所受应力强度远小于塑性区内的结晶相,疲劳循环时应力不足以使难熔结晶相自身开裂或与基体脱粘。对合金中引起疲劳裂纹萌生、循环后开裂、裂纹扩展路径上粒子脱粘和破碎的难熔结晶相进行尺寸统计,这些结晶相尺寸在 $3\sim 12\text{ }\mu\text{m}$ 之间,平均尺寸约为 $4.7\text{ }\mu\text{m}$ 。但细小圆滑均匀分布的粒子可以分散塑性变形的滑移,分散疲劳应力,提高抗疲劳裂纹扩展的能力^[30]。细小结晶相除能分散应力作用外,还因为能在疲劳裂纹扩展过程中增加裂纹断面粗糙度,使疲劳裂纹面之间发生提前接触,提高裂纹闭合程度,降低疲劳裂纹扩展速率^[8]。根据以上实验结果与分析,建立 7020 铝合金挤压型材中难熔结晶相对疲劳裂纹扩展作用示意图,如图 12 所示。

影响铝合金疲劳裂纹扩展性能的微观组织因素除了时效析出相、难熔结晶相,还有晶粒取向和晶界特征等^[13,31]。Al-Zn-Mg 合金铸锭均匀化过程中析出的弥散相是影响合金再结晶、晶粒取向和晶界特征的重要因素,Al₃Zr、Al₆Mn 和 Al₇Cr 等细小弥散相产生的 Zener

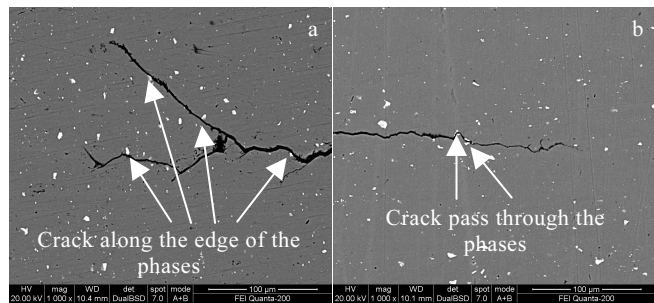


图 11 合金疲劳裂纹扩展过程中难熔结晶相作用

Fig.11 Effect of intermetallic compounds on fatigue crack growth of the alloy: (a) crack along the edge of the phases and (b) crack pass through the phases

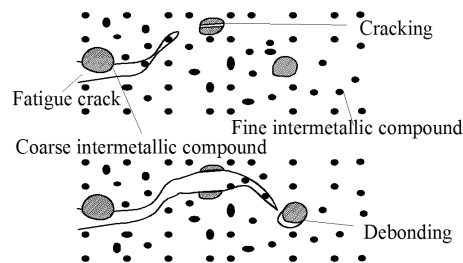


图 12 难熔结晶相影响疲劳裂纹扩展示意图

Fig.12 Schematic drawing of intermetallic compounds affecting fatigue crack growth

钉扎力在合金加工过程中钉扎晶界,抑制或阻止再结晶。其中 Al₃Zr 弥散相阻碍作用最强烈,当析出 Al₃Zr 弥散相体积分数更大、平均尺寸更细小时对合金再结晶阻碍作用更大,合金再结晶程度更小^[20,32]。

7020 铝合金型材疲劳裂纹在稳定扩展区路径 SEM 和 EBSD 形貌如图 13 所示,整条裂纹 SEM 形貌已在 EBSD 分析前拍摄,因此图 13a 可由图 13b EBSD 分析的位置和裂纹形貌选择确定。从宏观上看疲劳裂纹大致垂直于挤压方向扩展,裂纹扩展路径上晶粒与晶界特征分析见表 5 和表 6。从表中数据结合裂纹 EBSD 形貌可知裂纹扩展除在 3-4、5-6 之间沿大角度晶界扩展外,其余均为穿晶扩展。疲劳裂纹穿晶扩展时常有裂纹分叉和偏折现象发生,图 13b 中分叉裂纹①、②、③与主裂纹夹角分别是 76.6° 、 71.9° 和 69.2° ,裂纹分叉都在裂纹穿晶进入相邻晶粒时发生。裂纹分叉角度均在 70° 左右,这主要受 7020 铝合金面心立方晶体学因素影响。铝合金晶体结构中原子密排面之间间距最大,原子结合力相对较弱,受力易开裂,当外加应力与晶体密排面成一定角度时,裂纹扩展方向会在外加应力方向和原子结合力最弱方向之间取得平衡,从而导致疲劳裂纹偏折前

进。在面心立方晶体结构中,主要滑移系为 $\{111\}\langle 110\rangle$,而与面心立方金属密排面等效的 (111) 面共有8个,且它们有些相互并不平行,如 (111) 与 $(11\bar{1})$ 面夹角 70.53° ^[33],这与实验中观察到的疲劳裂纹分叉角度结果接近,说明这些裂纹分叉是疲劳裂纹尖端多滑移系开动造成。裂纹分叉多时,应力分散,可降低裂纹尖端应力集中因子 ΔK ,减缓裂纹扩展速度。表6为裂纹扩展一侧相邻晶粒取向差数据,裂纹分叉发生在5-7、13-15和19-21界面处,1-3界面虽然没有裂纹分叉但裂纹偏折明显,以上均为大角度晶界。晶粒取向发生较大偏转时,晶体易滑移面也会大角度偏折,因而导致裂纹偏折。晶粒3和5为细小再结晶晶粒,裂纹扩展沿其晶界进行。裂纹在7-9、9-11、11-13、15-17和17-19界面扩展时,裂纹无分叉也无偏折发生,原因是这些相邻区域晶粒取向差较小如表6中所示,晶体的易滑移面方向相近,裂纹扩展会继续沿原滑移面进行,因而表现为直线扩展。

由图13可知,7020铝合金型材疲劳裂纹垂直挤压方向扩展时裂纹主要扩展方式为穿晶扩展。穿晶扩展一般在晶粒晶体学易滑移面中进行,因晶粒易滑移面与应力方向成一定夹角,因此单一晶粒内裂纹扩展路径与主疲劳循环应力方向偏折会逐渐扩大。一方面疲劳裂纹扩展偏折所导致的裂纹路径曲折可以增加裂纹总长度,使其从扩展到失稳断裂需要更长的时间;另外,当裂纹扩展方向偏离外加应力的垂直方向时,裂纹尖端扩展的有效驱动应力强度因子 ΔK_{eff} 会小于与其相对应的理论直裂纹,因而偏折裂纹需要更大的驱动力才能与对应直裂纹以同样的速度扩展^[34, 35]。因此疲劳裂纹穿晶扩展时有利于降低裂纹扩展速率。疲劳裂纹扩展过程中如遇到细小再结晶晶粒的大角度晶界,因晶界能量高、缺陷多,裂纹易沿着晶界快速扩展。Kamp等^[16, 17]人也认为一定程度上,晶界的存在虽然对驻留滑移带的穿晶扩展起到阻碍作用,但它是一种较为弱化的裂纹扩展阻碍机制,裂纹更倾向于沿晶界扩展。因此当合金中再结晶晶粒对应的大角度晶界占比高时,疲劳裂纹扩展速率会提高。

综合以上试验结果和分析,7020铝合金型材疲劳裂纹扩展考虑晶粒取向和晶界作用时扩展路径模型如图14所示。图中是疲劳裂纹扩展的主要方式:(1)当裂纹偏折进入相邻晶粒都为相似取向的未再结晶组织时,裂纹在此相邻晶粒中将继续同方向扩展,如裂纹进入的未再结晶晶粒取向不同,裂纹将偏折或分叉;(2)当裂纹从大纤维未再结晶晶粒扩展到相邻不同取向的再结晶小晶粒组织中时,裂纹易沿着晶界快速扩展。另外,如果相邻小晶粒与大纤维晶粒取向一致,裂纹进入后,扩展方向可能相似并以穿晶方式扩展。

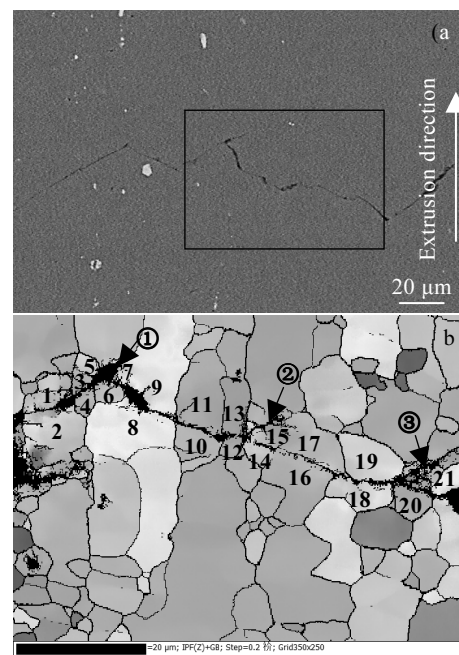


图13 疲劳裂纹扩展路径观察

Fig.13 Fatigue crack propagation path at Paris regime of the alloy observed by SEM (a) and EBSD (b)

表5 图13b中合金疲劳裂纹扩展时裂纹两侧相邻区域取向差
Table 5 Misorientation of adjacent regions on both sides of fatigue crack of the alloy in Fig.13b

Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)
1-2	7.7	12-13	5.4
3-4	32.8	14-15	2.1
5-6	33.2	16-17	1.5
6-7	8.5	17-18	16.5
8-9	3.9	18-19	3.8
10-11	2.9	20-21	7.6

表6 图13b中合金疲劳裂纹扩展时裂纹一侧相邻区域取向差
Table 6 Misorientation of adjacent regions on one side of fatigue crack of the alloy in Fig.13b

Adjacent region	Misorientation angle/(°)	Adjacent region	Misorientation angle/(°)
1-3	53.7	11-13	9.5
3-5	48.4	13-15	60.4
5-7	37.9	15-17	6.3
7-9	6.5	17-19	25.9
9-11	13.8	19-21	39.8

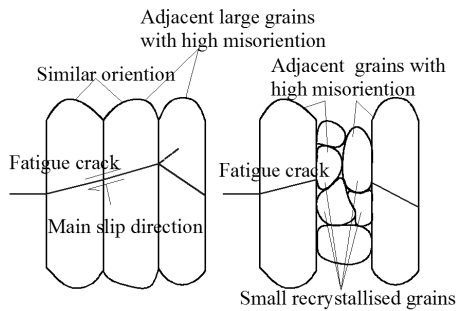


图 14 晶粒取向和晶界特征的疲劳裂纹扩展路径模型

Fig.14 Schematic drawing of fatigue crack growth path considering grain orientation and grain boundary characteristics

4 结 论

1) 7020 铝合金挤压型材在应力比 R 为 0、疲劳极限寿命取 10^7 周次时, 疲劳强度为 232.9 MPa。裂纹尖端应力强度因子 $\Delta K=8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 时, 合金疲劳裂纹扩展速率约为 $6.44 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 。

2) 尺寸在 $3 \sim 12 \mu\text{m}$ 的粗大难熔结晶相在疲劳应力作用下, 因与基体变形不协调而自身易开裂或与基体界面产生脱离而形成裂纹源。当粗大难熔结晶相在疲劳主裂纹尖端应力场范围内时, 将加速疲劳裂纹扩展。细小弥散分布的难熔结晶相由于分散疲劳应力, 增加裂纹断面粗糙度、诱发裂纹闭合等原因减缓裂纹扩展速率。

3) 疲劳应力加载方向与挤压方向相同时, 合金疲劳裂纹主要以穿晶方式扩展。当裂纹扩展到易滑移平面取向差较大的再结晶小晶粒时, 裂纹易沿其大角度晶界快速扩展。相邻晶粒取向一致时, 扩展方向相似并以穿晶方式缓慢扩展。合金再结晶程度及其对应的大角度晶界占比越低, 裂纹扩展速率越慢。

参考文献 References

- [1] Wang Yong(王 勇), Tang Jianguo(唐建国), Deng Yunlai(邓运来) et al. *Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2018, 49(11): 2684
- [2] Qin C, Gou Guoqing, Che Xiaoli et al. *Materials & Design*[J], 2016, 91: 278
- [3] Xiao Tao, Deng Yunlai, Ye Lingying et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 675: 280
- [4] Li S, Dong H G, Shi L et al. *Materials*[J], 2019, 12(18): 2949

- [5] Chan Kwai S. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1428
- [6] Ali Merati. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27(1): 33
- [7] Joel Payne, Greg Welsh, Robert J Christ Jr et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(2): 247
- [8] Suresh S. Translated by Wang Zhongguang (王中光). *Fatigue of Materials*(材料的疲劳)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1999: 95
- [9] Chang R, Morris W L, Buck O. *Scripta Metallurgica*[J], 1979, 13(3): 191
- [10] Polmear I J. *Light Alloys, 4th ed*[M]. London: Butterworth Heinemann of Elsevier, 2006: 84
- [11] Suresh S, Ritchie R O. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(9): 1627
- [12] Bai Song, Liu Zhiyi, Zhou Xuanwei et al. *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(12): 1133
- [13] Liu Meng, Liu Zhiyi, Bai Song et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 84: 104
- [14] Suresh S, Vasudevan A K, Bretz P E. *Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(2): 369
- [15] Desmukh M N, Pandey R K, Mukhopadhyay A K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 435: 318
- [16] Kamp N, Gao N, Starink M J et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2007, 29(5): 869
- [17] Starink M J, Gao N, Kamp N et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 418(1-2): 241
- [18] Eivani A R, Ahmed H, Zhou J et al. *Philosophical Magazine*[J], 2010, 90(21): 2865
- [19] Li Dongfeng, Yin Bangwen, Lei Yue et al. *Metals and Materials International*[J], 2016, 22: 222
- [20] Liu Shengdan, Chen Jingchao, Chai Wenru et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(10): 4877
- [21] Stiller K, Warren P J, Hansen V et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 270(1): 55
- [22] ISO12107[S]. *Metallic Materials-Fatigue Testing-Statistical Planning and Analysis of Data*. International Organization for Standardization, 2012
- [23] Al-Rubaie K S, Barroso E K L, Godefroid L B. *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 28(8): 934
- [24] Suresh S. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1985, 21(6): 1169
- [25] Xue Xili(薛喜丽), Zheng Ziqiao(郑子樵), Hu Fang(胡 芳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与

- 工程[J], 2016, 45(12): 3319
- [26] Kovács I, Lendvai J, Ungar T *et al. Acta Metallurgica*[J], 1980, 28(12): 1621
- [27] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(14): 4814
- [28] She Lingjuan(佘玲娟), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Shen(钟申) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1201
- [29] Xue Y, Kadiri H El, Horstemeyer M F *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(6): 1975
- [30] Zhang Guojun(张国君), Liu Gang(刘刚), Ding Xiangdong(丁向东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(1): 35
- [31] Bai Song, Liu Zhiyi, Gu Yanxia *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 530: 473
- [32] Robson J D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 338(1-2): 219
- [33] Zhou Mingzhe(周明哲). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2010
- [34] De P S, Mishra R S, Smith C B. *Scripta Materialia*[J], 2009, 60(7): 500
- [35] Chen D L, Chaturvedi M C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31: 1531

Fatigue Behavior and Microscopic Mechanism of 7020 Aluminum Alloy Profile

Shan Zhaojun^{1,2}, Liu Shengdan^{1,2}, Zhang Xinming^{1,2}, Ye Lingying^{1,2}, Li Yiran³, Tang Jianguo^{1,2}, Deng Yunlai^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. School of Civil Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The effect of microstructure on fatigue behavior of 7020 aluminum alloy profile was investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, scanning transmission electron microscopy and electron back scattering diffraction technique. The results show that the fatigue strength of the alloy is 232.9 MPa at 10^7 cycles of loading, under the stress ratio R of 0. The fatigue crack growth rate is about 6.44×10^{-5} mm/cycle at ΔK of $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. The coarse high-melting intermetallic compounds with a size of $3 \mu\text{m}$ to $12 \mu\text{m}$ in the alloy not only easily become the initiation of fatigue crack, but also accelerate fatigue crack growth. In the unrecrystallized area, the fatigue crack growth of the alloy mainly occurs by a transgranular mechanism. When the adjacent grains are small equiaxed recrystallized grains with high misorientation, fatigue cracks would propagate rapidly along the grain boundaries. The lower the proportion of recrystallization and its corresponding high-angle grain boundaries, the more tortuous of the fatigue crack propagation path. Under these conditions, the fatigue crack of the alloy propagates slowly.

Key words: 7020 aluminum alloy; microstructure; fatigue strength; fatigue crack growth

Corresponding author: Liu Shengdan, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88879341, E-mail: lsd_csu@csu.edu.cn