

文章编号: 1004- 0609(2000) 02- 0155- 04

# Al<sub>2</sub>O<sub>3sf</sub>/ZL109 复合材料的热疲劳短裂纹的扩展行为<sup>①</sup>

徐文娟, 吴申庆  
(东南大学 材料科学与工程系, 南京 210096)

**摘 要:** 在室温至 280 ℃间热循环条件下, 研究了体积百分含量 18% 的氧化铝短纤维增强 ZL109 铝-硅合金复合材料和基体 ZL109 铝-硅合金的热疲劳短裂纹扩展行为, 并且探讨了复合材料热疲劳裂纹的形成机制和扩展过程。研究结果显示, 短裂纹扩展阶段, 热疲劳裂纹与增强体纤维有明显的交互作用; 但复合材料的热疲劳短裂纹扩展速率比基体合金的大。加强基体与纤维的界面结合, 提高纤维质量, 可望提高复合材料的热疲劳裂纹扩展抗力。

**关键词:** 热疲劳; 裂纹扩展; 复合材料; 基体合金

**中图分类号:** TG111; TB333

**文献标识码:** A

金属基复合材料(MMCs)由于其优良的力学性能、耐热性及耐磨性, 在航天、国防以及汽车工业应用前景看好。将增强体加入塑性基体, 可提高材料的强度和刚度, 然而大多数复合材料的容损性能, 如断裂韧性、抗疲劳性等却可能下降<sup>[1~3]</sup>, 而这些性能对于零件的设计和可靠性是非常重要的<sup>[1]</sup>。热疲劳属于低周疲劳, 材料的热疲劳寿命是汽车发动机零部件的重要参数<sup>[4]</sup>。迄今有关 MMCs 的疲劳裂纹扩展研究大多只涉及高周疲劳<sup>[1, 5~9]</sup>, 而低周疲劳, 特别是热疲劳裂纹扩展报导却很少。本工作选用氧化铝短纤维增强铝-硅合金复合材料, 进行热应力疲劳实验, 跟踪裂纹扩展途径, 研究其热疲劳短裂纹扩展行为与机理。

## 1 实验方法

实验材料的基体为 ZL109 铝合金, 它和氧化铝短纤维的物理性能参数如表 1 所示<sup>[9]</sup>。氧化铝短纤维的直径为 5~ 9 μm, 长度为 0. 1~ 0. 2 mm。复合材料采用液态金属渗透工艺(挤压铸造法)制备, 经 T6 时效处理, 纤维体积百分含量 φ 取 0% (基体合金)和 18% (复合材料)。

实验采用 d20 mm × 3 mm 圆盘试样, 并沿圆周 180°对称开深 2 mm 的夏氏 V 型缺口, 用于研究热疲劳裂纹的扩展行为。试验循环加热设备为 2 kW 管式电炉; 采用 20 ℃水冷却。为了缩短热疲劳裂纹孕育时间, 初始循环温度范围为室温至 350 ℃, 随后循环温度范围缩短到室温至 280 ℃。热循环周期

为 5 min/cycle (加热速率 65 ℃/min, 冷却速率 260 ℃/min)。采用 Leitz 型金相显微镜(×100)测量热疲劳裂纹长度, 用 Olympus 金相显微镜和 JSM-6300 扫描电镜观察裂纹形貌。

## 2 实验结果

### 2.1 热疲劳裂纹扩展曲线

本实验采用表面直读法。从实验测得的热疲劳扩展曲线(图 1)可以看出, 复合材料样品裂纹扩展速率明显大于基体合金。在初始循环温度范围大时, 裂纹扩展速率大; 而随后的循环温度范围缩小, 裂纹扩展速率明显下降; 随着循环进行, 裂纹扩展速率变化趋于平缓。

### 2.2 热疲劳裂纹扩展形貌

实验中拍摄裂纹的形成与扩展过程, 如图 2 所

表 1 基体合金与氧化铝短纤维的物理性能参数

Table 1 Physical parameters of matrix alloy and fibre

| Material                         | E/GPa                                                                   | μ    | Ultimate σ <sub>t</sub> /GPa                                 | ρ/(g·cm <sup>-3</sup> ) |
|----------------------------------|-------------------------------------------------------------------------|------|--------------------------------------------------------------|-------------------------|
| ZL109                            | 70                                                                      | 0.33 | 0.25                                                         | 2.7                     |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3sf</sub> | 300                                                                     | 0.24 | 2.0                                                          | 3.2                     |
| Melting temperature/K            | Coefficient of thermal expansion α/(10 <sup>-6</sup> ·K <sup>-1</sup> ) |      | Thermal conductivity λ/(W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ) |                         |
| 850                              | 23.6                                                                    |      | ~ 180                                                        |                         |
| 1 600                            | 7.7                                                                     |      | ~ 100                                                        |                         |

① 收稿日期: 1999- 06- 14; 修订日期: 1999- 10- 22 作者简介: 徐文娟(1973- ), 女, 硕士

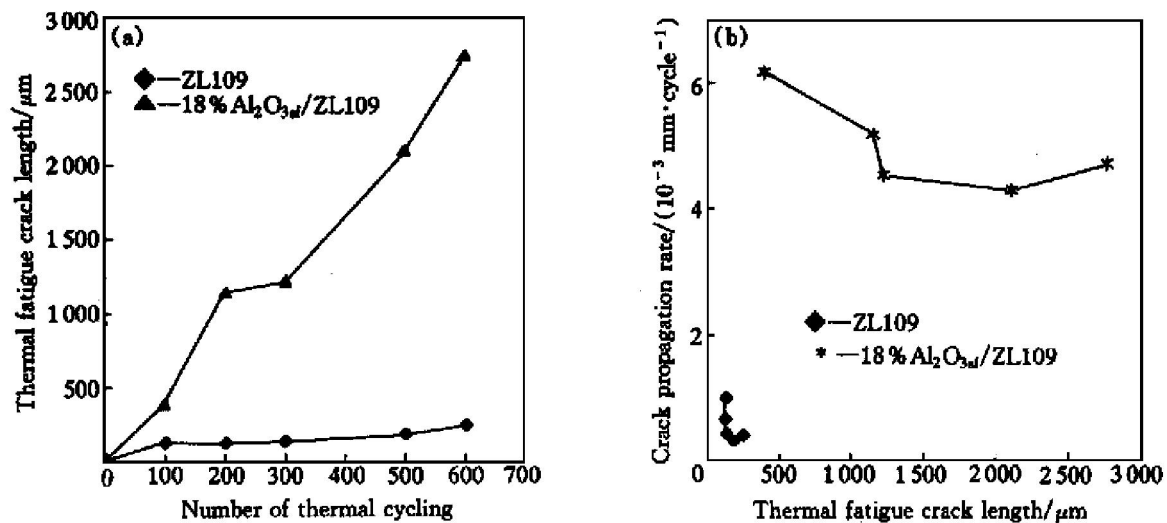


图 1 热疲劳裂纹扩展曲线

Fig. 1 Thermal fatigue crack propagation curves

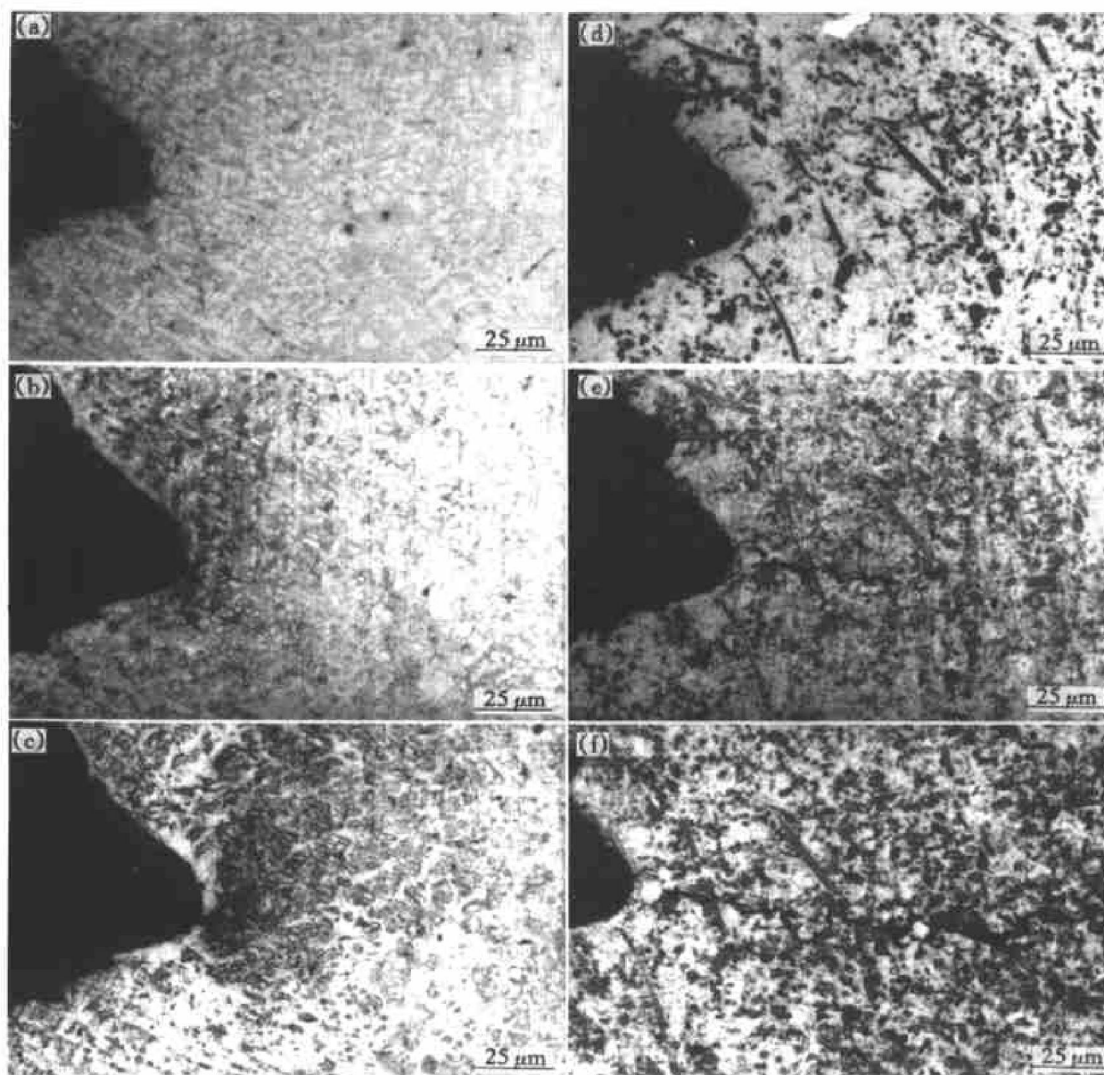


图 2 热疲劳裂纹起始与扩展金相观察

Fig. 2 Micrographs of thermal fatigue crack initiation and propagation under thermal cycling condition between room temperature and 280  $^{\circ}\text{C}$ 

(a) —0 Cycle; (b) —100 Cycles; (c) —200 Cycles of sample ZL109;  
 (d) —0 Cycle; (e) —100 Cycles; (f) —200 Cycles of sample 18%  $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{sf}}$ /ZL109

示, 可看到热疲劳裂纹均起始于 V 型缺口尖端部位, 进而向前扩展。在热应力疲劳条件下, 复合材料样品的裂纹以单一主裂纹形式扩展, 而基体合金样品, 裂纹扩展中有分叉特征。从图 2 还可看出, 热疲劳裂纹择优沿纤维密集区扩展。

扫描电子显微镜观察了 600 次热循环后的裂纹形貌, 如图 3 所示。可以清晰地看到两种样品裂纹起始均穿过基体组织中的共晶 Si 相。从图 3 还可看到, 复合材料样品裂纹在扩展途中, 伴随有纤维与基体的界面剥离和纤维破断现象, 裂纹扩展区域无变形迹象。而基体合金样品, 裂纹扩展区域与样品表面错动变形明显。

### 3 讨论与分析

#### 3.1 热疲劳裂纹的形成

复合材料是热力学非平衡体系, 从表 1 可以看到, 氧化铝短纤维与 ZL109 铝合金的热膨胀系数相差约  $16.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。在室温至  $280^\circ\text{C}$  热循环中, 热应变可达 0.004, 足以引起材料局部塑性变形。热循环过程中, 基体的热应力状态由残余拉应力  $\rightarrow$  压应力  $\rightarrow$  拉应力循环变化<sup>[9]</sup>, 在基体和界面上造成了累积塑性应变损伤。同时在热循环条件下, 材料中最大拉应力产生于循环上限温度试样周边的缺口根部, 因而热疲劳裂纹易形成于缺口尖端的基体相中。基体 ZL109 铝合金由  $\alpha\text{-Al}$  与共晶 Si 两个基本相组成, 在热疲劳条件下, 共晶硅相具有较大的应

力集中, 且抗应变能力差, 创造了裂纹起始的条件。铝属于波状滑移材料, 在循环应变下, 不均匀滑移在表面可能形成的薄挤出物——缺口峰, 也会为裂纹提供形核部位。

比较两种样品的裂纹形貌特征(参见图 3), 基体合金存在上述两种裂纹形成机制, 而本工作研究的复合材料, 由于纤维含量较高, 抑制了滑移, 阻碍了缺口峰形成机制。

#### 3.2 热疲劳裂纹的扩展

热疲劳属于高温低周疲劳, 是应变疲劳过程。Manson 和 Coffin 提出了适用于应变疲劳的 Manson-Coffin 关系式:  $\Delta \epsilon_p N_f^b = C$ , 式中  $N_f$  为应变疲劳寿命,  $\Delta \epsilon_p$  为塑性应变幅值,  $b$  和  $C$  为常数。上式说明材料的塑性是应变疲劳过程的控制因素。复合材料纤维含量增大, 可提高强度, 但同时会降低塑性。热应力疲劳是应力不对称的高温低周应变疲劳, 其寿命影响因素更多, 热循环温度范围  $\Delta T$  是其重要影响因素。 $\Delta T$  的降低, 减小了热循环应力大小, 从而降低了裂纹扩展速率。

本实验涉及的是短裂纹扩展阶段, 短裂纹一般与增强体有明显的交互作用<sup>[6, 7]</sup>。从图 2, 3 可以看到, 裂纹易穿过纤维端部、纤维密集区等应力集中区域, 从而诱导基体产生塑性变形。基体和增强体纤维力学性能差异显著, 两者的变形会存在明显的不协调性。热疲劳实验中, 复合材料体系处于热应力松弛与产生交替变化过程, 形成了复杂的疲劳条件。如果纤维断裂强度大于纤维/基体界面结合强

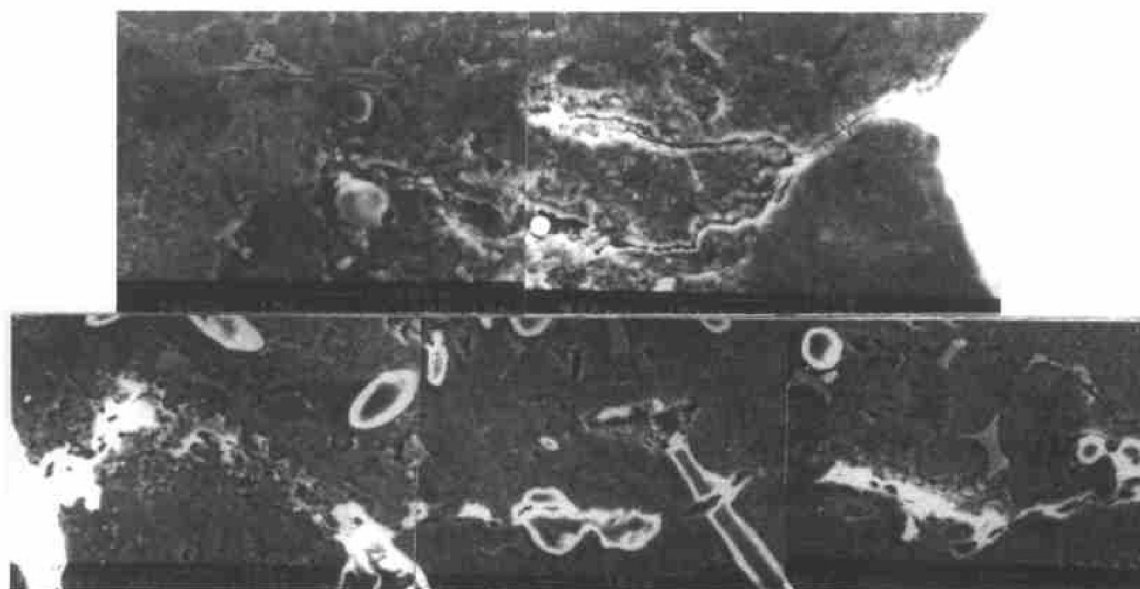


图 3 热疲劳裂纹形貌 SEM 观察

Fig. 3 SEM micrographs of thermal fatigue crack morphology of ZL109 (a) and 18%  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZL109}$  (b) after 600 cycles under thermal cycling condition between room temperature and  $280^\circ\text{C}$

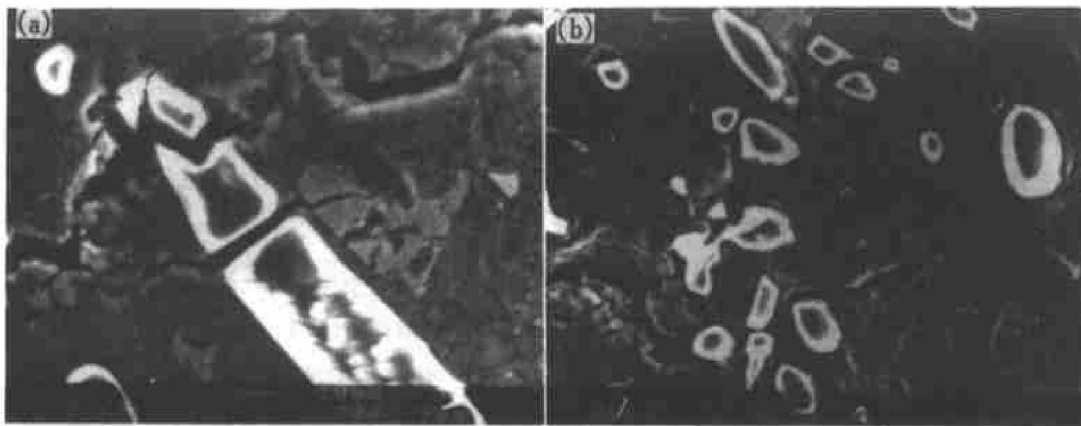


图 4 热疲劳裂纹与氧化铝短纤维交互作用

Fig. 4 Mutual effects of thermal crack and alumina short fibre

度, 热疲劳裂纹将以界面剥离形式穿过纤维区域; 反之, 则以纤维破断形式通过。复合材料微观上是非均匀体系, 因此热疲劳实验中裂纹与纤维作用的两种模式均存在(图 4)。基体合金体系, 没有纤维外渗入体, 应力集中区域会明显少于复合材料, 不存在基体与纤维变形的明显不协调性, 因而同等条件下, 基体合金的裂纹扩展速率小于复合材料的。但同时应该看到热疲劳裂纹与纤维增强体的强烈相互作用, 将会不同程度地降低裂纹尖端的应力场大小, 从而对裂纹的进一步扩展产生抑制作用。因而加强基体与纤维的界面结合, 提高纤维质量, 可望提高复合材料的热疲劳裂纹扩展抗力。

## REFERENCES

- [1] Vasudevan A k and Sadananda K. Fatigue crack growth behavior of composites [J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26A: 3199.
- [2] Perng C C, Hwang J R and Doong J L. Elevated temperature, low-cycle fatigue behavior of an  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061-T6}$  aluminum matrix composite [J]. Composites Science and Technology, 1993, 49: 225.
- [3] Hochreiter E, Panzenbock M and Jeglitsch F. Fatigue properties of particle reinforced metal matrix composites [J]. Int J Fatigue, 1993, 15(6): 493.
- [4] Myers M R and Chi F. Factors affecting the fatigue performance of metal matrix composites for diesel pistons [R]. SAE Paper 910833.
- [5] HU Jianqun, Kumai Shinji, Sekikawa Akinori, et al. Fatigue crack growth properties in SiC particle reinforced cast aluminum alloy composites [J]. J Japan Inst Light Metals, 1995, 45(6): 309.
- [6] Toda Hiroyuki and Kobayashi Toshiro. Fracture and fatigue in aluminum alloy matrix composite material [J]. J Japan Inst Light Metals, 1995, 45(11): 610~ 620.
- [7] Li C S and Ellyin F. Short crack growth behavior in a particle reinforced aluminum alloy composite [J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26A(12): 3177~ 3182.
- [8] YANG Nihong(杨霓虹). 碳化硅长纤维增强铝基复合材料疲劳裂纹扩展行为 [J]. Acta Materials Research (材料研究学报), 1998, 12(2): 66.
- [9] Clyne T W and Withers P J. An introduction to metal matrix composites [M]. London: Cambridge University Press, 1993.

## Short thermal fatigue crack growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZL109}$ composites

XU Weiruan, WU Shengqing

Department of Materials Science and Engineering,  
Southeast University, Nanjing 210096, P. R. China

**Abstract:** Thermal fatigue crack propagation behavior of alumina short fibre ( $V_f = 18\%$ ) reinforced aluminum silicon alloy composite and aluminum silicon matrix alloy have been investigated under thermal cycling condition between room temperature and  $280^\circ\text{C}$ , the initiation of thermal fatigue crack have been discussed. The results show that in the range of short crack, the fibres play an important role in thermal fatigue cracking, but the crack propagation rate of composites is much larger than that of the matrix alloy. Also, strengthening fibre/matrix interface and improving fibre quality are considered to improve resistance to thermal fatigue crack of composites.

**Key words:** thermal fatigue; crack propagation; composites; matrix alloy

(编辑 朱忠国)