

# 喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 制动盘材料的热疲劳微裂纹扩展行为

李 微<sup>1</sup>, 陈 鼎<sup>1</sup>, 陈振华<sup>1</sup>, 滕 杰<sup>1</sup>, 范 沧<sup>2</sup>

(1. 湖南大学 材料科学与工程学院金属材料系, 长沙 410082;

2. Department of Materials Science and Engineering, The University of Tennessee,  
318 Dougherty Building, Knoxville, TN 37996, USA)

**摘 要:** 采用 V 形缺口试样, 研究喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料制动盘在 25~450 °C 热循环下的热疲劳行为。通过金相显微镜和扫描电镜观察了复合材料的组织和热疲劳裂纹形貌, 研究热疲劳裂纹形成与扩展机制。结果表明: 热疲劳主裂纹主要从 V 形缺口处萌生; 在同样的热循环次数下, 热处理前的试样要比热处理后的试样先出现裂纹, 且裂纹扩展的速率较快; 裂纹绕过 Si 颗粒向前扩展以及裂纹穿过 Si 颗粒向前扩展是裂纹与 Si 颗粒相互作用的主要机制; SiC 颗粒与热疲劳裂纹有明显的交互作用。因此, 改善 Si 相的形态和分布以及加强 Al/SiC 颗粒间的界面结合有利于提高热疲劳裂纹扩展的抗力。

**关键词:** Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料; 热疲劳; 裂纹形成; 裂纹扩展

**中图分类号:** TG 111; TB 333

**文献标识码:** A

## Small thermal fatigue crack propagation behavior of sprayed Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite for brake disc

LI Wei<sup>1</sup>, CHEN Ding<sup>1</sup>, CHEN Zhen-hua<sup>1</sup>, TENG Jie<sup>1</sup>, FAN Chang<sup>2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, The University of Tennessee,  
318 Dougherty Building, Knoxville, TN 37996, USA)

**Abstract:** The thermal fatigue (TF) crack propagation behaviors of sprayed Al-Si/SiC<sub>p</sub> was studied in the temperature range of 450 °C to room temperature using V-notch plate specimens. Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were used to examine the damage mechanism of thermal fatigue. The results show that almost all the primary fatigue cracks at elevated temperatures initiate at V-notch. The crack in test sample before heat-treatment prefers to occur and the crack propagation rate is larger than that of the test sample after heat-treatment. The propagation cracking around Si particles and through Si particles are the principle mechanisms of interaction between Si particles and crack. The SiC particles play an important role in thermal fatigue cracking. Also, improving the shape and distribution of Si particles and strengthening the Al/SiC interface can improve the resistance of thermal fatigue crack of composites.

**Key words:** Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite material; thermal fatigue; crack initiation; crack propagation

高速列车制动盘制动时处于强摩擦、高热负荷以及较大制动力和离心力等耦合的状态, 对车辆的制动技术和制动材料的要求越来越高<sup>[1]</sup>。

SiC 颗粒增强铝基复合材料具有较高的比强度、

比刚度, 较高的电导率以及较好耐磨性及耐热性等优点, 因此是非常具有潜力的新一代高速列车制动盘材料<sup>[2-4]</sup>。采用铝基复合材料不仅可以降低车辆自身质量, 为列车速度的提高创造有力条件, 而且还可以降

低能耗,在制动盘方面具有广阔的应用前景。TARO<sup>[5]</sup>采用 6%~13%Si 的 Al-Si 合金作基体,加入质量为 5%~30%的 SiC 颗粒,压铸而成的铝硅复合材料制动盘更加适用于高速状态,甚至是超高速列车的应用中。铝硅复合材料制动盘除了在质量和磨损方面的优势外,良好的热传导使其不易产生热斑。

国内外的应用经验表明:制动盘在高速制动时,巨大的制动热负荷使其产生很大的温度梯度,引起较高的热应力和热应变,容易产生热疲劳损伤,最终导致制动盘失效破坏。因此,为保证基础制动装置的可靠性和列车的安全性,对制动盘进行热疲劳分析在理论上和工程上具有明确的意义。目前,国内外关于铝基复合材料制动盘的研究还处在开发和实验阶段,关于 Al-Si 复合材料的疲劳性能的研究较少,其中绝大部分是关于铸造 Al-Si 复合材料高周疲劳性能的研究,而关于喷射沉积制备的铝硅复合材料的低周疲劳,特别是热疲劳裂纹的形成和扩展行为的研究尚未见报道<sup>[6-8]</sup>。

本文作者采用自制的喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料为研究对象,对其进行热疲劳实验,同时对热疲劳裂纹在复合材料中的扩展行为和机理进行了探讨。

1 实验

实验所用材料的基体为 Al-Si 合金,化学成分为(质量分数, %): 20Si, 3Cu, 1Mg, 0.5Mn, 其余为 Al。其中 SiC 的体积分数为 15%, SiC 颗粒的平均直径约为 14 μm。复合材料采用喷射沉积制坯→热压工艺,坯料尺寸为  $d48\text{ mm}\times150\text{ mm}$  的喷射沉积锭坯在 630 t 四柱液压机上两次热压成  $d50\text{ mm}\times113\text{ mm}$ ,热压应力为 16 MPa。模具温度和料温均为 450 ℃。

将实验用的材料采用电火花线切割沿热压方向取成形状及尺寸如图 1 所示的热疲劳试样。再对试样进

行 T6(500 ℃固溶 1 h, 水淬, 140 ℃人工时效 9 h, 空气冷却)处理。复合材料性能如表 1 所列。

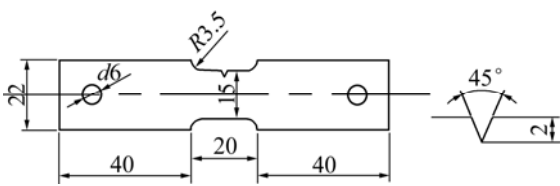


图 1 热疲劳试样的形状和尺寸  
Fig.1 Geometry shape and dimension of specimen used in thermal fatigue test (Unit: mm)

热疲劳试样采用夏氏 V 型缺口,用于研究热疲劳裂纹的扩展行为。为了消除表面划痕对裂纹萌生和扩展的影响,两个主要表面经砂纸研磨,并进行机械抛光。根据文献[9-10],列车合成闸片制动时,制动盘盘面温度通常为 300~400 ℃,最高可达 450 ℃。因此,本次实验选取循环温度为 25~450 ℃,实验在箱式电热炉中进行,循环周期为试样加热到 450 ℃,保温 15 min,水冷至室温,冷却时间为 5 s。采用西德 Leitz MM-6 卧式金相显微镜、JSM-6700F 型扫描电镜对热疲劳裂纹形貌及长度和试样表面形貌特征变化情况进行观测,研究喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料制动盘在 25~450 ℃热循环下的热疲劳行为及微观组织。

2 结果及分析

2.1 热疲劳裂纹的萌生实验

试样在箱式电炉中循环加热冷却一定次数后取出,采用西德 Leitz MM-6 卧式金相显微镜对每个热疲劳试样进行观察,一旦金相显微镜下可见(本实验以 0.01 mm 为可见裂纹),该次数下生成的裂纹即为裂纹萌生循环次数。观察结果表明:热疲劳试样的两个面

表 1 实验用复合材料的物理性能参数

Table 1 Physical parameters of composite tested

Material	$E/\text{GPa}$	$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	Melting temperature/K	Coefficient of thermal expansion, $\alpha/10^{-6}\text{ K}^{-1}$	Thermal conductivity/ ( $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )	Heat conductivity, $\lambda/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$
Al-20%Si	78	2.68	808.3~827.5	18~19	1 041	220
Si	1124	2.33	1 985	3.0	1 050	5~10(1 100 ℃)
SiC	420~450	3.20	2 973	4.3	840	10~40(1 100 ℃)

上都会有多条热疲劳裂纹萌生扩展。本次实验只测量主裂纹(即 V 形缺口处最先形成的)的长度与热循环次数的关系曲线。

图 2 和 3 所示分别为热处理前后喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料热循环次数与热疲劳裂纹长度、裂纹扩展速率的关系。由图 2 和 3 可看出,在一定范围内,裂纹长度  $l$  与热循环次数  $N$  呈线性关系。在同样的热循环次数下,与热处理后的试样相比,热处理前试样先出现裂纹,且裂纹扩展的速率较快。

## 2.2 热疲劳裂纹扩展和形貌

图 4 所示为热疲劳裂纹起始与扩展的 OM 像。由

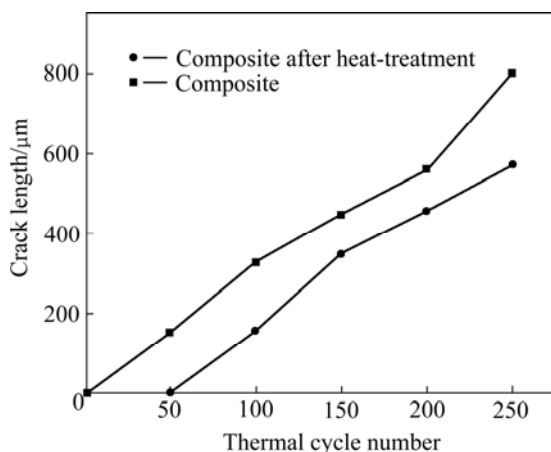


图 2 裂纹长度与热循环次数的关系

**Fig.2** Relationship between crack length and thermal cycle number

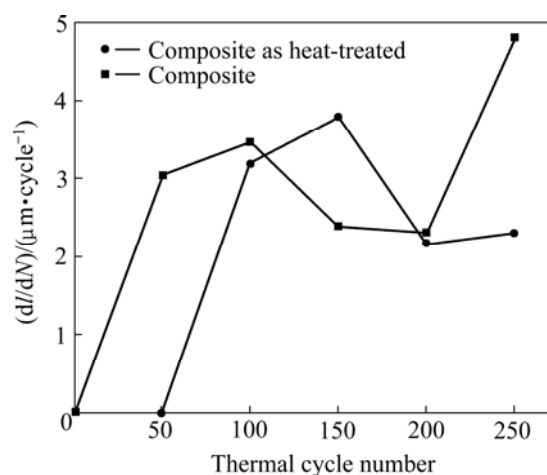


图 3 热处理前后喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料裂纹扩展速率与热循环次数的关系

**Fig.3** Relationship between crack propagation rate and thermal cycle number of sprayed Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite before and after heat-treatment

图 4 可看出,经一定次数的热循环后,测试试样中的主裂纹都起始于 V 形缺口,进而向前扩展。在热循环过程中,裂纹扩展时会发生偏转和弯曲。此外,在 25~450 °C 热循环下,试样表面有一定的氧化现象,随循环次数的增加,试样表面会发生不断的氧化和氧化皮剥落的现象,其中氧化皮剥落的主要原因是由于氧化膜与基体的热膨胀系数不同导致的内应力而造成的。

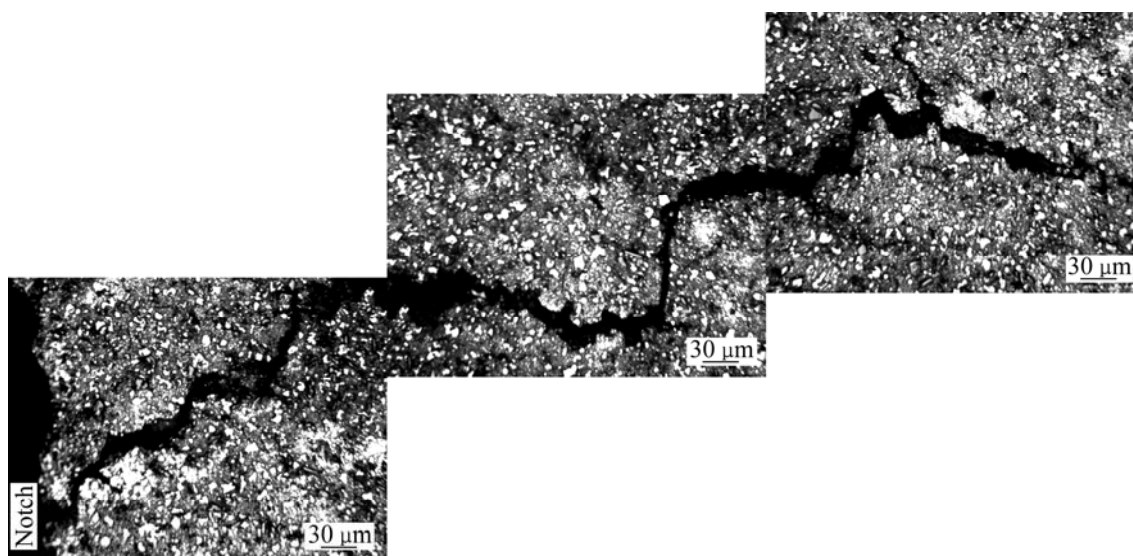


图 4 热疲劳裂纹起始与扩展的 OM 像

**Fig.4** OM images of thermal fatigue crack initiation and propagation under thermal cycling condition at 25–450 °C

### 2.3 热疲劳循环后试样的断口形貌

喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料热疲劳循环后试样的断口形貌如图 5 所示。由图 5 可以看出, 其断裂为典型的脆性断裂, 其中界面(增强体与基体间)脱粘以及增强体的断裂是主要的断裂方式。在热循环过程中, 基体把载荷传递给 SiC 颗粒时, 由于 SiC 颗粒与 Al 基体的热膨胀系数不匹配, SiC 粒子周围易出现大量空洞或裂纹形核, 以及 SiC 粒子自身断裂, 这些都会优先成为裂纹源, 加剧热疲劳裂纹的扩展。

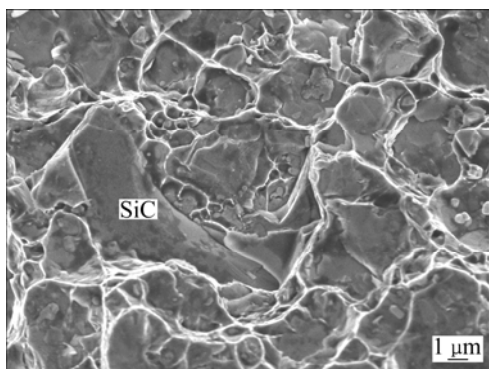


图 5 喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料热疲劳断口表面的 SEM 像

Fig.5 SEM image of thermal fatigue fracture surface of sprayed Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite

此外, 复合材料的疲劳断口并未见明显的疲劳辉纹, 这可能是因为 SiC 增强颗粒的存在掩盖了疲劳断口的特征。

## 3 热疲劳裂纹的形成与扩展

### 3.1 热疲劳裂纹的形成

从表 1 可知, 增强相 SiC 与铝基体的热膨胀系数相差约  $13.7 \times 10^{-6} \sim 14.7 \times 10^{-6}$ 。由于复合材料是热力学非平衡体系, 在室温至 450 °C 热循环过程中, 根据  $\Delta \varepsilon_{th} = \alpha(T_1 - T_0)$  可知(式中,  $\Delta \varepsilon_{th}$  为热应变,  $\alpha$  为热膨胀系数), 热应变可达 0.005 8~0.062, 足以引起材料的局部塑性变形。在热循环过程中, 基体的热应力状态是残余拉应力→压应力→拉应力循环变化的过程<sup>[11]</sup>, 在基体和界面上造成累积塑性应变损伤。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根部。

由图 2 可知, 在同样的热循环次数下, 与热处理后的试样相比, 热处理前试样优先出现裂纹, 且裂纹

扩展的速率较快。这是因为强度和塑性是影响材料热疲劳抗力的主要因素。在外界条件一定的情况下, 较高的屈服强度可减小每次循环的塑性应变幅, 较好的塑性易使局部应力集中松弛。但强度和塑性对热疲劳各个阶段的影响不同。裂纹的萌生阶段主要受强度控制, 而在裂纹扩展阶段主要受塑性控制。与热处理前试样相比, 复合材料经热处理后其强度和硬度较高(热处理前的硬度为 125.06, 热处理后的硬度为 177.8), 在裂纹萌生阶段有利于抑制裂纹的萌生。由图 3 可看出, 裂纹亚扩展速率  $da/dN$  受裂纹尖端热应力场强度因子幅  $\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{a}$  控制<sup>[12]</sup>, 二者关系满足 Paris 公式<sup>[13]</sup>:  $da/dN = C(\Delta K)^n = C(Y\Delta\sigma\sqrt{a})^n$ , 式中  $\sigma$  为热应力;  $a$  为裂纹长度;  $N$  为热循环次数;  $C$ ,  $Y$  和  $n$  是有关常数。在亚稳扩展初期, 一方面  $a$  增大,  $da/dN$  增大; 另一方面, 裂纹长度的增加, 又引起局部约束比减小, 使热应力松弛,  $da/dN$  降低。在一定范围内, 这两种相反作用的效果抵消, 表现为  $da/dN$  近似等于常数。

### 3.2 热疲劳裂纹的扩展

热疲劳过程中, 复合材料处于热应力松弛与产生的交替变化过程, 形成复杂的疲劳条件。喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料由  $\alpha$ -Al、初晶 Si 以及 SiC 颗粒 3 个基本相组成, 基体和初晶 Si 以及 SiC 颗粒的力学性能差异显著, 热循环过程中, 三者的变形存在明显的不协调性。复合材料微观上是非均匀体系, 热疲劳实验中裂纹和初晶 Si 以及 SiC 颗粒都有明显的交互作用<sup>[14-15]</sup>。

#### 3.2.1 热疲劳裂纹与 Si 颗粒的交互作用

当裂纹裂尖碰到 Si 颗粒时常出现两种机制: 一种是裂纹绕过 Si 颗粒向前扩展, 这时 Si 颗粒对裂纹长大起阻碍作用(见图 6(a)); 另一种是裂纹穿过 Si 颗粒一直往前长(见图 6(b))。硅颗粒与基体之间的弹性模量和膨胀系数间的差异会使材料内部产生径向的张应力和切向压应力, 这种应力的存在和热应力的相互作用, 会使裂纹前进的方向发生偏转、微桥接和弯曲。

在  $\alpha$ (Al) 基体当中, 裂纹扩展有时沿着 Si/ $\alpha$ (Al) 基体的界面传播, 有时是穿过 Si/ $\alpha$ (Al) 基体, 这要视 Si 颗粒的位相而定(见图 7)。当 Si 颗粒的长轴方向与主裂纹面所成角度较小时, Si/ $\alpha$ (Al) 基体的界面容易发生解离, 裂纹绕 Si 颗粒扩展。当 Si 颗粒长轴与主裂纹面所成角度较大甚至垂直时, 由于 Si 颗粒自身脆性较大, Si 颗粒以自身断裂的方式来降低裂纹扩展的驱动力, 减缓裂纹扩展速率<sup>[16]</sup>。无论裂纹绕过 Si 颗粒还是

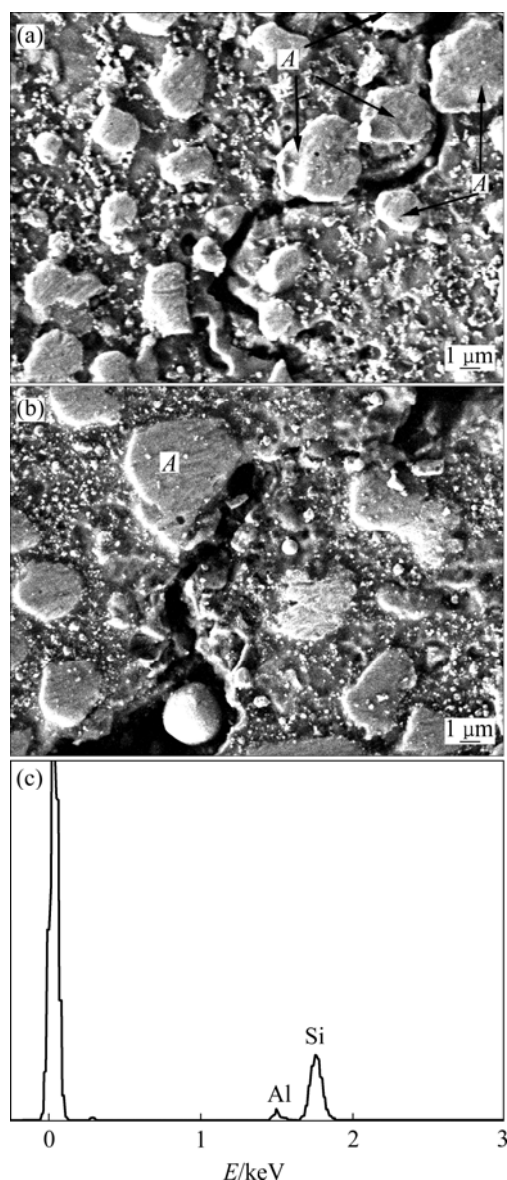


图 6 热疲劳裂纹的 SEM 像与 A 处的能谱分析

**Fig.6** SEM images of thermal crack and EDS pattern of area A: (a) Around Si particles; (b) Through large Si; (c) EDS pattern

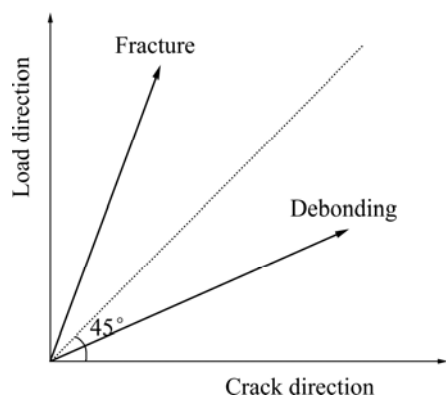


图 7 Si 颗粒的位相与裂纹的关系

**Fig.7** Relationship between Si particle orientation and crack

穿过 Si 颗粒, 都会减缓裂纹的扩展速度。此外, 这种偏转会使裂纹面变得粗糙, 诱发裂纹闭合, 且 Si 颗粒的长度越长, 产生裂纹的曲折越大, 进而形成的裂纹表面的粗糙度也越大, 最终所起的裂纹闭合作用越强。

另外, Si 颗粒对热疲劳裂纹的裂尖扩展有钝化作用(见图 8)。由图 8 可看出, 当复合材料从高温 450 °C 冷却到室温时, 由于 Si 颗粒的热膨胀系数低于基体相, Si 颗粒的收缩量低于基体, 位于两个相邻的 Si 颗粒之间的基体材料处于残留压缩状态。此时, 位于此部位基体相周围的裂纹往前扩展时, 驱动裂纹扩展的应力分量有效值降低, 裂尖有效应力强度因子也会随之降低, 其结果导致裂纹继续向前扩展所需要的能量提高, 裂纹扩展速率降低, 裂纹裂尖钝化。总之, 硅相的形态和分布对材料的热疲劳行为的影响显著, 硅相均匀分布在铝基体上, 对基体造成第二相弥散强化作用, 有利于提高铝硅复合材料的热疲劳寿命。

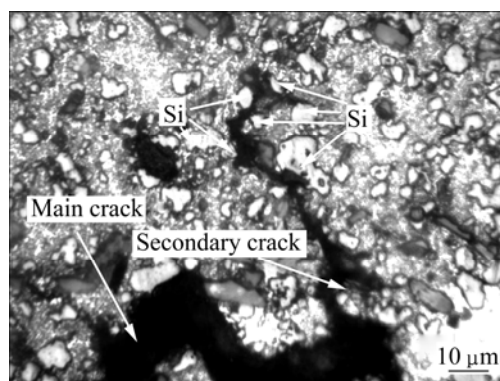


图 8 Si 颗粒对裂纹扩展钝化作用的 SEM 像

**Fig.8** SEM image of passivating of Si particles on crack propagation

### 3.2.2 热疲劳裂纹与 SiC 颗粒的交互作用

虽然复合材料中的铝基体经热处理后得到了强化, 但在热循环过程中, 铝基体中会产生循环软化效应, 而 SiC 颗粒的硬度变化非常小, 因此, SiC 与铝基体的硬度差会增加。由于 SiC 颗粒与铝基体的热膨胀系数差异较大, 将会在热循环过程中引起热应力的不协调以及热应力集中。SiC 颗粒与铝基体之间沿界面形成微孔洞, 裂纹很容易在这一“弱面”上扩展。

图 9 所示为热疲劳裂纹与 SiC 颗粒交互作用断面的 SEM 像。由图 9 可看出, 当 SiC 颗粒断裂强度小于 SiC/基体界面的结合强度时, 热疲劳裂纹就会以 SiC 破裂的形式通过(见图 9(a)); 当 SiC 颗粒断裂强度大于 SiC/基体界面结合强度, 热疲劳裂纹将以界面剥离的

形式穿过 SiC 区域(见图 9(b))。热疲劳裂纹与 SiC 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。因此,加强基体与 SiC 的界面结合,有利于提高复合材料的热疲劳裂纹扩展抗力。

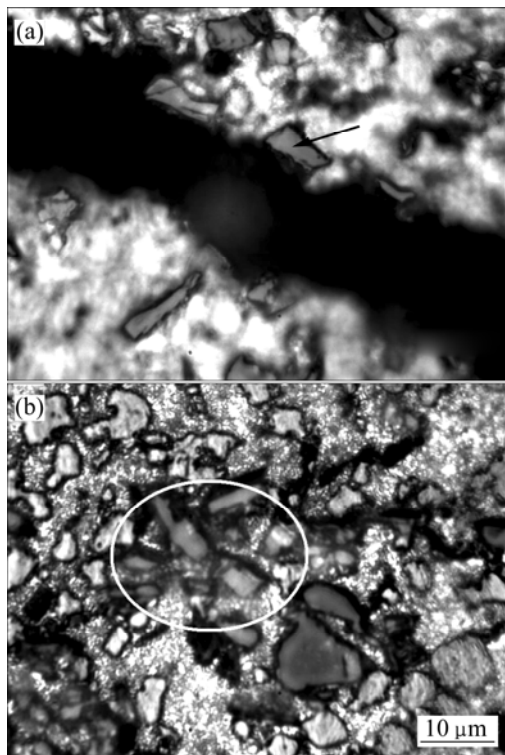


图 9 热疲劳裂纹与 SiC 颗粒交互作用断面的 SEM 像

**Fig.9** SEM images of fracture after interfacial debonding thermal crack and particles of SiC: (a) SiC particles; (b) SiC particles and matrix

## 4 结论

1) 喷射沉积 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料主裂纹从 V 形缺口处萌生,在同样的热循环次数下,与热处理后的试样相比,热处理前试样先出现裂纹,且裂纹扩展的速率较快。

2) 复合材料中 Si 颗粒的形态和分布对裂纹的扩展阶段影响显著。当 Si 颗粒的长轴方向与主裂纹面所成角度较小时,裂纹绕 Si 颗粒扩展;当 Si 颗粒长轴与主裂纹面所成角度较大甚至垂直时,裂纹穿过 Si 颗粒向前扩展。此外, Si 颗粒对裂纹的裂尖有钝化作用。

3) 当 SiC 颗粒断裂强度大于 SiC/基体界面结合强

度,热疲劳裂纹将以界面剥离的形式穿过 SiC 区域;反之,就会以 SiC 破裂的形式通过。热疲劳裂纹与 SiC 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。

## REFERENCES

- [1] LIM D W, KIM T H, CHOI J H, KWEON J H, PARK H S. A study of the strength of carbon-carbon brake disks for automotive applications[J]. *Composite Structures*, 2008, 86(1/3): 101-106.
- [2] YAMABE J, TAKAQI M, MATSUI T, KIMURA T, SASAKI M. Development of disc brake rotors for trucks with high thermal fatigue strength[J]. *JSAE Review*, 2002, 23(1): 105-112.
- [3] BONIARDI M, ERRICO F D, TAGLIABUE C, GOTTI G, PERRICONE G. Failure analysis of a motorcycle brake disc[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2006, 13(6): 933-945.
- [4] LI Z, SAMUEL A, SAMUEL F H, RAVINDRAN C, DOTY H W, VALTIERRA S. Parameters controlling the performance of AA319-type alloys Part I. Tensile properties[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 367(1/2): 96-110.
- [5] TARO T, 姚永康. 机车车辆铝合金复合材料制动盘的开发[J]. *国外机车车辆工艺*, 1996, 4: 9-13.  
TARO T, YAO Yong-kang. The development of aluminum composite brake disc of locomotive vehicle[J]. *Foreign locomotive & Rolling Stock Technology*, 1996, 4: 9-13.
- [6] CESHCHINI L, MORRI A, SAMBOGNA G. The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behavior of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 204(1/3): 231-238.
- [7] GUANG R, JINGEN Z, WANG Q G. The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 421(1/2): 80-86.
- [8] CHEN Z Z, KAJI K. Effect of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminum alloy composites[J]. *Materials Letters*, 2004, 58(17/18): 2314-2321.
- [9] 宋志坤. 车轮铸钢热疲劳损伤行为及涂层影响机理研究[D]. 北京: 北方交通大学, 1997.  
SONG Zhi-kun. Study on thermal fatigue behavior of wheel cast steel and the effect of thermally sprayed coating on thermal fatigue performance[D]. Beijing: Northern Jiaotong University, 1997.
- [10] 滕杰, 李微, 陈鼎, 陈振华. 制动过程中 Al-Si/SiC<sub>p</sub> 复合材料制动盘表面温度的计算[J]. *湖南大学学报*, 2008, 35(4):

- 71-74.
- TENG Jie, LI Wei, CHEN Ding, CHEN Zhen-hua. Calculation of the temperature on Al-Si/SiC<sub>p</sub> composite material brake disc during braking[J]. Journal of Hunan University, 2008, 35(4): 71-74.
- [11] CLYNE T W, WITHERS P J. An introduction to metal matrix composites[M]. London: Cambridge University Press, 1993.
- [12] 李 健, 束德林, 郭新成. 钨系热作模具钢热疲劳性的研究[J]. 安徽工学院学报, 1988, 7(2): 21-31.
- LI Jian, SU De-lin, GUO Xin-cheng. Study on thermal fatigue behaviors of tungsten hot die steel[J]. Journal of Anhui University of Technology, 1988, 7(2): 21-31.
- [13] 陈艳华, 石志飞, 朱庆杰. 拉-拉循环载荷作用下的界面脱粘研究[J]. 应用力学学报, 2003, 20(3): 10-14.
- CHEN Yan-hua, SHI Zhi-fei, ZHU Qing-jie. Investigation of interfacial debonding under tension-tension cyclic loading[J]. Chinese Journal of Applied Mechanics, 2003, 20(3): 10-14.
- [14] DIANA A L, DIRAN A. Relationships between microstructure and fatigue crack propagation paths in Al-Si-Mg cast alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(3/4): 821-832.
- [15] LI C S, ELLYIN F. Short crack growth behavior in particle-reinforced aluminum alloy composite[J]. Metallurgical Materials Transactions A, 1995, 26A(12): 3177-3182.
- [16] 贾德昌, 周 玉, 雷廷权. C<sub>f</sub>/SiO<sub>2</sub> 复合材料组织性能与强韧化机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2001, 30(6): 437-439.
- JIA De-chang, ZHOU Yu, LEI Ting-quan. Microstructure, properties and mechanism of reinforcing for C<sub>f</sub>/SiO<sub>2</sub> ceramic matrix composite[J]. Raremetal Material and Engineering, 2001, 30(6): 437-439.

(编辑 李艳红)