

颗粒增强铝基复合材料微观损伤仿真及实验研究

杨智勇, 韩建民, 李卫京, 陈跃, 王金华

(北京交通大学轨道车辆结构可靠性与运用检测技术教育部工程研究中心, 北京 100044)

摘要: $SiC_p/A356$ 复合材料的宏观力学行为与其微观损伤机理密切相关。随着温度的升高, 材料力学性能明显下降, $SiC_p/A356$ 复合材料表现出的微观损伤机理不同。本文建立了球形 SiC 颗粒与铝基体组成的复合材料单元体计算模型, 采用该模型对复合材料的微观损伤机理进行了仿真研究, 分析得到的复合材料微观损伤机理与实验观测结果相吻合。在常温下复合材料的裂纹萌生以基体撕裂和颗粒断裂为主; 高温下其裂纹萌生机理以颗粒脱离和基体撕裂为主。

关键词: 颗粒增强铝基复合材料; 微观损伤; 裂纹萌生; 仿真

中图分类号: TB331 TB391.9

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2009)03-0039-06

金属基复合材料 (MMCs) 特别是轻金属基复合材料 (如 Al 基, Mg 基, Ti 基等) 已经成为现代交通工具和航空装备的重要替代材料。铝基复合材料有许多突出的优点, 已经得到了国内外工程界的广泛关注, 国内外许多研究者开展了 SiC 颗粒增强铝基复合材料常温断裂机制的研究^[1~14]。多种微观损伤机理已经被用于解释常温下复合材料的损伤行为, 存在三种典型的材料损伤模型, 即: 增强体在界面结合处脱离^[1]; 增强体的断裂^[2]; 孔穴的生长和聚结导致的基体撕裂^[3]。在常温下, SiC 颗粒与铝基体的界面结合强度较高, 复合材料的断裂表现为明显的颗粒断裂行为^[4]。 SiC 颗粒断裂的机率取决于颗粒的尺寸、颗粒含量及基体的强度。在常温下, 由于大尺寸 SiC 颗粒或团聚的 SiC 颗粒本身存在较多的缺陷, 因此裂纹易在较大的颗粒处萌生^[5~7]。国内对颗粒增强铝基复合材料的常温损伤已经开展了较多的研究工作^[8~14], 主要考虑了 SiC 颗粒含量^[12]、尺寸^[13]和形状^[14]的影响, 研究方法主要是实验研究, 所得结论与国外的研究成果基本相同。

颗粒增强铝基复合材料的一个重要应用是高速客车的制动盘材料, 以实现轻量化。然而制动盘在制动摩擦力的作用下会产生较高的温度, 制动盘的失效主要是在高温下的断裂失效。因此, 有必要对其高温下的断裂机制进行研究。目前, 颗粒增强铝

基复合材料的微观损伤机制主要是采用试验方法, 借助于扫描电镜观察其组织形貌来进行研究。本工作采用模拟计算和实验观测相结合的方法, 对颗粒增强铝基复合材料的常温和高温下的微观损伤机理进行了研究。

1 微观损伤弹塑性有限元计算模型的建立

$SiC_p/A356$ 复合材料可以视为均质的 A356 铝合金基体中均匀地分布着起增强作用的 SiC 颗粒, 将 $SiC_p/A356$ 复合材料简化为以球形 SiC 颗粒与基体组成的单元体在三维空间中的周期性排列, 如图 1a 所示。在复合材料热损伤的模拟计算中, 考虑单元体的周期性, 用单元体代替复合材料, 取一个单元体进行分析, 同时考虑研究问题的对称性, 对单元体作对称处理 (图 1c)。在六面体的尺寸不变的前提下, SiC 颗粒的半径通过质量百分含量 f 来定义。

对于六面体单元体和球形增强颗粒, $f = \frac{4\pi\rho_p r^3}{3\rho_m abh + 4\pi(\rho_p - \rho_m)r^3}$, $r^3 = \frac{3f\rho_m abh}{4\pi[\rho_p(1-f) + f\rho_m]}$
 $\approx \frac{0.2fabh}{1-0.17f}$, 其中 r 为球形颗粒的半径; a b h 分别为六面体的长、宽、高; ρ_p 为增强颗粒密度, $3.2g/cm^3$; ρ_m 为基体的密度, $2.67g/cm^3$ 。计算中取六面体为正六面体, 因此, $r^3 = \frac{0.2fa^3}{1-0.17f} \Rightarrow \frac{a}{r} = \sqrt[3]{\frac{5(1-0.17f)}{f}}$ 。

收稿日期: 2008-09-02 修订日期: 2008-11-21

作者简介: 杨智勇 (1976—), 男, 博士, 讲师, 主要从事铝基复合材料的细观损伤和数值模拟研究, (E-mail) kewinyoung@126.com.

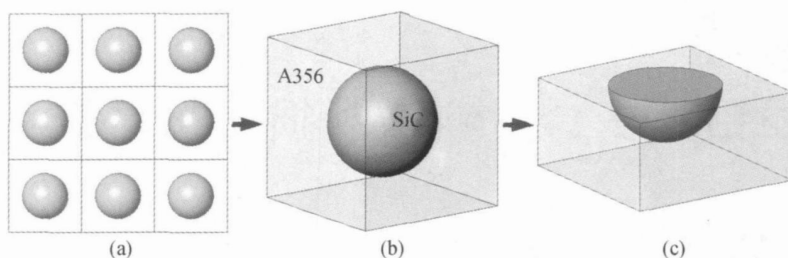


图 1 SiC 颗粒增强铝基复合材料简化模型

Fig. 1 Simplified model $SiC_p/A356$ composites

实际中,铝基复合材料内部的颗粒并不都是完好的,较大的颗粒内部可能存在缺陷,组织中少量 SiC 颗粒团也可认为是存在内部缺陷的大尺寸 SiC 颗粒。因此在模拟计算中对 SiC 颗粒分为两种情况考虑,即颗粒无缺陷和颗粒中存在缺陷。裂纹前端存在尖锐的夹角,计算中应力集中严重,为了消除计算中的应力集中现象,将颗粒内部的裂纹尖角简化为小曲率开口。所谓的小曲率开口是指在开口的端部存在弧面过渡。

计算采用有限元软件 ANSYS 进行,单元体的有限元网格划分选用 20 节点六面体单元和 8 节点等参四边形单元,如图 2 所示,其中,图 2a 中 SiC 颗粒无缺陷,图 2b 中 SiC 颗粒存在小曲率开口,如箭头所指位置。

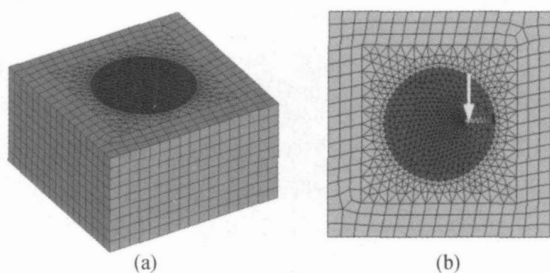


图 2 单元体的有限元网格划分

Fig. 2 Finite element mesh of the cell

假定单元体承受单向载荷,如图 3 所示。在 OABC 面施加对称约束,在 OEGC 面施加 X 方向的固定约束,在 OAFE 面施加 Y 方向的固定约束,在 CBHG 面施加 Y 方向与温度相关的拉应力载荷。计算中选取 25℃, 100℃, 200℃, 300℃ 进行模拟计算。根据所选温度的不同,模拟计算中施加的拉应力不同,应力的大小根据对应温度下 $SiC_p/A356$ 复合材料的强度选取,温度与拉应力的对应关系见表 1。计算模型中包括两种材料,即 SiC 和 A356, SiC 颗粒是典型的脆性材料,无屈服现象,其强度随温度变化较小,可以认为强度是不变的; A356 铝合金是典

型的塑性材料,其强度随温度明显变化。

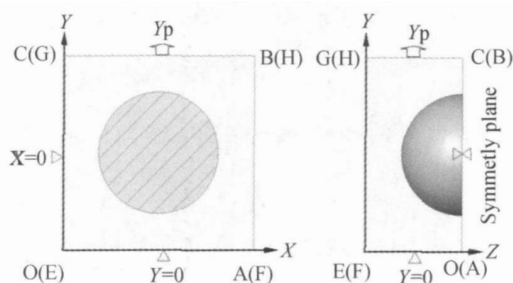


图 3 约束和载荷示意图

Fig. 3 Diagrams of constraints and load

表 1 温度与施加应力的对应关系

Table 1 Corresponding relations between temperature and stress applied

Temperature/℃	25	100	200	300
Load applied/MPa	330	272	225	140

2 热损伤机理的模拟计算结果

2.1 SiC 颗粒无缺陷

图 4 是在常温下承受 Y 方向的 330MPa 拉应力时,单元体的应力分布云图,从图中可以得知:

(1) 在 SiC 颗粒内部存在的拉应力最大值为 53MPa 左右,低于其在常温下的强度,颗粒不会发生断裂;

(2) 颗粒增强铝基复合材料中 SiC 颗粒的存在限制了基体中位错的移动,复合材料中基体断裂取决于基体强度。铝基体中的应力值在 258~304MPa 之间,这与 A356 基体的常温强度 275MPa 接近,基体可能发生撕裂;

(3) SiC 颗粒和铝基体的结合界面处应力值在 350~396MPa 之间,颗粒是否发生脱离主要取决于界面的结合强度。常温下, SiC 颗粒增强铝基复合材料的界面结合强度较高一般不会发生脱离。

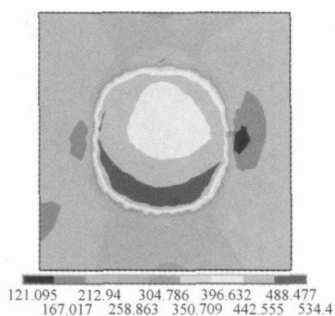


图 4 25°C时单元体应力分布云图

Fig 4 Stress distribution cloud of the cell at 25°C

表 2 热损伤模拟计算结果 (颗粒无缺陷)

Table 2 Simulation results of the thermal damage of SiCp/A356 composites (no defects in particles)

Temperature/°C	100			200			300		
Load applied/MPa	272			225			140		
Position	Matrix	Interface	Particle	Matrix	Interface	Particle	Matrix	Interface	Particle
Max. stress/MPa	260	331	473	207	293	234	126	237	72
Failure methods	Tear	No	No	Tear	Debond	No	Tear	Debond	No

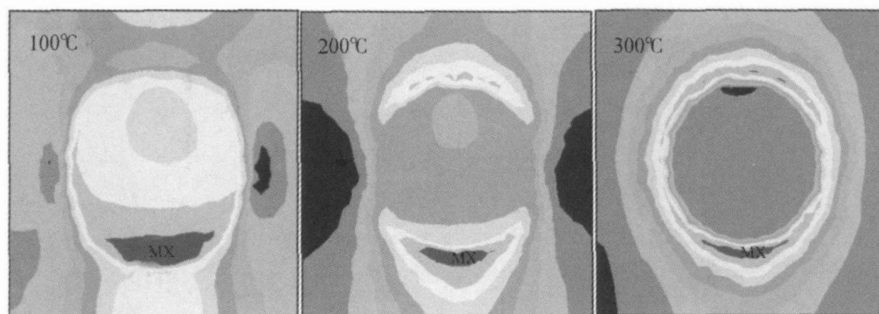


图 5 不同温度下单元体应力分布云图

Fig 5 Stress distribution of the cell at different temperature

2.2 SiC颗粒存在小曲率开口

图 6 是在常温下承受 Y 方向的 330MPa 拉力时, 单元体应力分布云图, 从图中可以得知:

(1) 在 SiC 颗粒开口的前端存在的应力极值远高于 SiC 材料在常温下的强度 650MPa, 颗粒必然发生断裂;

(2) 铝基体中的应力值在 257~519MPa, 高于 A356 基体的常温强度 275MPa, 基体发生撕裂;

(3) SiC 颗粒和铝基体的结合界面处应力值与基体中的应力值相当, 常温下, 材料结合强度高于基体强度。因此常温下复合材料发生颗粒脱离可能性较小。

同理, 对 SiC 颗粒存在小曲率开口的复合材料单元体在不同温度下进行有限元分析, 模拟计算结果见表 3。在较低温度下, 单元体裂纹萌生的主要

方式为颗粒断裂和基体撕裂, 颗粒脱离的可能性变小; 高温下, 单元体通常发生基体撕裂和颗粒脱离失效, 颗粒断裂的机率低于基体撕裂和颗粒脱离。

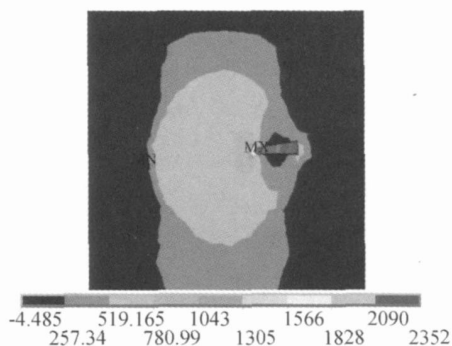


图 6 25°C时单元体应力分布云图

Fig 6 Stress distribution cloud of the cell at 25°C

方式为颗粒断裂和基体撕裂, 颗粒脱离的可能性变小; 高温下, 单元体通常发生基体撕裂和颗粒脱离失效, 颗粒断裂的机率低于基体撕裂和颗粒脱离。

表 3 热损伤模拟计算结果 (颗粒有缺陷)

Table 3 Simulation results of the thermal damage of $SiC_p/A356$ composites (defects in particles)

Temperature/°C	100			200			300		
Load applied/MPa	272			225			140		
Position	Matrix	Interface	Particle	Matrix	Interface	Particle	Matrix	Interface	Particle
Max stress/MPa	397	480	1756	248	326	1247	168	252	680
Failure methods	Particle fracture Matrix tear			Particle fracture Matrix tear Particle debond			Matrix tear Particle debond		

图 7 所示为不同温度下单元体的应力分布情况。从图 7 中可以看出,随着温度的升高,复合材料

的界面应力值明显增大,颗粒脱离的机率变大。

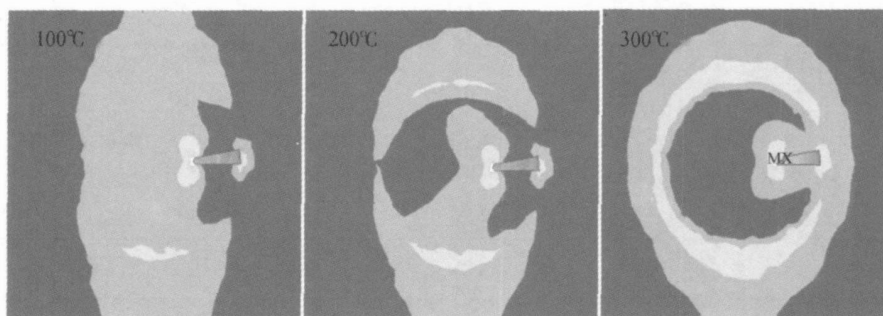


图 7 不同温度时单元体应力分布云图

Fig 7 Stress distribution cloud of the cell at different temperature

通过以上对于两种微观单元体的有限元计算,可以得出以下结论:常温下,对于 SiC 颗粒无缺陷的单元体,其失效方式为基体撕裂,颗粒断裂和颗粒脱离的可能性较小;而对于 SiC 颗粒存在小曲率开口的单元体,其主要失效方式为颗粒断裂,基体撕裂和颗粒脱离的可能性较小。高温下,对于 SiC 颗粒无缺陷的单元体,其失效方式为基体撕裂和颗粒脱离的联合失效方式;而对于 SiC 颗粒存在小曲率开口的单元体,其失效方式为基体撕裂和颗粒脱离的联合失效方式,颗粒断裂的机率较小。

3 铝基复合材料单向拉伸微观损伤

采用 S-250MK3 型扫描电镜观察不同温度下的单向拉伸试样断口,发现了三种典型的微观损伤断口,即: (1) 颗粒断裂,如图 8a 所示; (2) 增强体在界面结合处脱开,即颗粒脱离,如图 8b 所示; (3) 基体撕裂,如图 8c 所示。颗粒增强复合材料的三种典型的断裂失效方法通常在材料的断口上同时存在,只是随着温度的变化,断口中每种失效方式所占的比重不同。

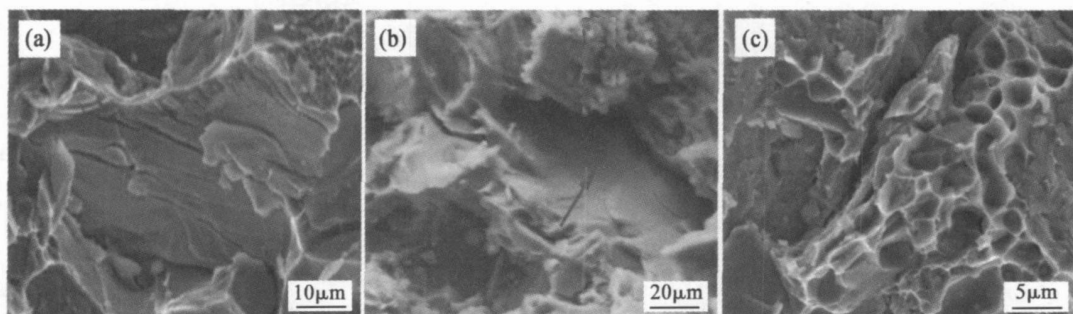


图 8 微观损伤断口的 SEM 照片 (a) 颗粒断裂; (b) 颗粒脱离; (c) 基体撕裂

Fig 8 SEM photos of micro-damage fracture (a) Particle fracture; (b) Debond; (c) Matrix tear

图 9 所示为复合材料的常温断口扫描电镜照片。由该图可以看出,常温下铝基体和 SiC 增强颗

粒之间具有较好的界面结合质量,微观断口上存在断裂的 SiC 颗粒和较小的韧窝与撕裂脊。因此,常

温下颗粒增强复合材料的失效方式以颗粒断裂和基体撕裂为主,颗粒脱离存在的较少。

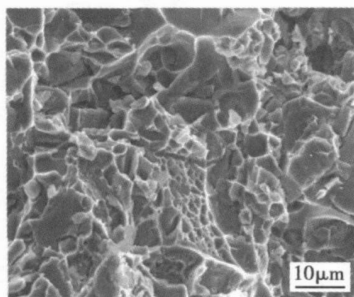


图 9 复合材料常温拉伸断口扫描电镜照片

Fig 9 SEM photos of tensile fraction at room temperature

图 10 所示为复合材料的高温断口的扫描电镜照片。由图 10 a 可知,裂纹主要是在铝基体和 SiC

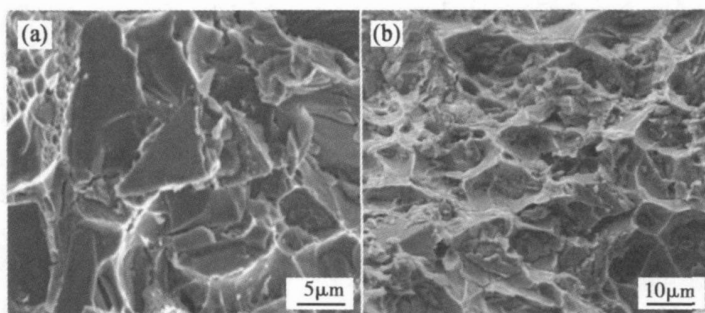


图 10 复合材料高温拉伸断口扫描电镜照片

Fig 10 SEM photos of tensile fraction at high temperature

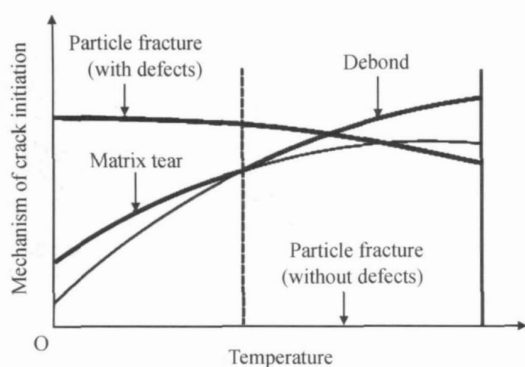


图 11 颗粒增强铝基复合材料的裂纹萌生机制

Fig 11 Crack initiation mechanism of particle reinforced aluminum matrix composites

缺陷,复合材料的裂纹萌生则以颗粒断裂为主。随着复合材料温度的升高,基体的强度和 SiC 颗粒与基体的结合强度逐渐下降,高温下颗粒脱离的机率要高于基体撕裂的机率,这可以从复合材料的高温断口得到证实。颗粒断裂的机率受温度的影响较

颗粒的结合面处萌生。由图 10b 中可以明显看到 SiC 颗粒脱离后在基体上留下的凹坑和脱离的 SiC 颗粒,并且可以观察到明显的塑性脊,颗粒断裂存在的较少,这说明在高温下颗粒增强复合材料的断裂失效方式以颗粒脱离和基体撕裂为主。

在不同的温度下,三种断裂失效方式发生的机率不同,导致复合材料的裂纹萌生和扩展机制不同。图 11 所示是颗粒增强铝基复合材料的裂纹萌生机率和温度之间的关系。所谓裂纹的萌生机率是度量复合材料的不同断裂失效方式在断口中存在多少的一个指标。某种失效方式在断口中存在的越多,说明裂纹以该种失效方式萌生和扩展的机会就越大。从图 11 中可以看出,在同一温度下,复合材料的三种断裂失效机制同时存在。在常温下,如果颗粒完好,裂纹萌生机制以基体撕裂为主;如果颗粒中存在

小,主要取决于 SiC 颗粒质量。因此,在高温下裂纹萌生机制以颗粒脱离为主。

复合材料的微观断口的扫描电镜分析与有限元计算两者得出的复合材料热损伤机理是一致的。

由上面的分析可知,复合材料的微观断口的扫描电镜分析与有限元计算两者得出的复合材料微观损伤机理是一致的。在常温下复合材料的裂纹萌生以基体撕裂和颗粒断裂为主;高温下其裂纹萌生机制以颗粒脱离和基体撕裂为主。

4 结论

(1)建立了以球形颗粒为中心的非均质单元体模型,采用弹塑性有限元计算的方法对复合材料的常温和高温断裂失效机理进行了模拟计算,计算结果和实验观测结果相吻合。

(2)铝基复合材料在单调拉伸条件下的常温和高温断口的扫描电镜分析表明, SiC 颗粒增强铝基

复合材料的微观断裂失效式为: SiC 颗粒断裂、 SiC 颗粒与基体界面脱离和基体撕裂。

(3) 常温下, $SiC_p/A356$ 复合材料的失效方式以基体撕裂和颗粒断裂为主; 高温下, $SiC_p/A356$ 复合材料的失效主要是基体撕裂和颗粒脱离。试验观测结果与有限元计算结果相一致。

参考文献:

- [1] LNG S, GUPTA M, SRIVATSAN T S. The Quasi-static Response and Fracture Behavior of a Thermomechanically Processed Aluminum Alloy Matrix Composite [J]. Materials Letters, 1999, 38(4): 254–259.
- [2] HUNT Jr W H, BROCKENBROUGH JR, MAGNUSEN P E. An Al-Si-Mg composite model system: micro-structural effects on deformation and damage evolution [J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1991, 25(1): 15–20.
- [3] CHRISTMAN T, NEEDLEMAN A, SURESH S. An Experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites [J]. Acta Metallurgica, 1989, 37(11): 3029–3050.
- [4] KOH S K, OH S J, LIC, *et al*. Low-cycle fatigue life of SiC particulate reinforced Al-Si cast alloy composites with tensile mean strain effects [J]. Int J Fatigue, 1999, 21(10): 1019–1032.
- [5] CEVDET Kaynak, SUHA boylu. Effects of SiC particulates on the fatigue behavior of an Al alloy matrix composite [J]. Materials and Design, 2006, 27(9): 776–782.
- [6] RAZAGH IAN A, YU D, CHANDRA T. Fracture behavior of a SiC -particle-reinforced aluminum alloy at high temperature [J]. Compos Sci Technol, 1998, 58(2): 293–298.
- [7] KUMAI S, HU J, NUNOMURA S. Effects of dendrite cell size and particle distribution on the near-threshold fatigue crack growth behavior of cast Al-SiCp composites [J]. Acta Metall, 1996, 44(6): 2249–2257.
- [8] 葛晓陵, 吴东棣. $SiC_p/A1$ 复合材料断裂失效的微观机理 [J]. 复合材料学报, 1994, 11(4): 44–47.
- [9] 孔常静, 尚嘉兰, 汪海英. 铸态 $SiC_p/A1$ 复合材料原位拉伸细观损伤的研究 [J]. 材料科学与工程, 1998, 16(2): 56–58.
- [10] 陈尚平, 权高峰, 解念锁. 非连续增强铝合金复合材料的力学性能 [J]. 材料科学与工程, 1997, 15(4): 72–74.
- [11] 郭成, 程羽, 尚春阳. SiC 颗粒增强铝合金基复合材料断裂与强化机理 [J]. 复合材料学报, 2001, 18(4): 54–57.
- [12] 傅敏士, 肖亚航. $SiC_p/A1$ 复合材料的断裂行为 [J]. 机械工程材料, 2001, 25(11): 17–19.
- [13] 肖伯律, 毕敬, 赵明久, 等. SiC_p 尺寸对铝基复合材料拉伸性能和断裂机制的影响 [J]. 金属学报, 2002, 38(9): 1006–1008.
- [14] 郭荣鑫, LORMAND Gerard, 李俊昌. 球形颗粒增强铝基复合材料的细观失效分析 [J]. 昆明理工大学学报, 2001, 26(5): 14–17.

Numerical and Experimental Research on Micro-damage of $SiC_p/A356$ Composites

YANG Zhi-yong HAN Jian-min, LIW ei-jing CHEN Yue WANG Jin-hua

(Engineering Research Center of Structure Reliability and operation Measurement Technology of Rail Guided Vehicles, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, China)

Abstract Macroscopically mechanical behaviors were closely related with the micro-damage mechanism of SiC particle reinforced aluminum matrix composites. With the temperature increasing, the mechanical properties of the composites decreased significantly, the reason of which was the micro-damage mechanism of the composites was different at different temperature. The unit cell model for the $SiC_p/A356$ composites was established which consists of a spherical SiC particle and aluminum matrix. On the basis of the model, the simulation study on the micro-damage mechanism of the composites was carried out. The micro-damage mechanism of the composites from the finite element simulations was consistent with the results from the experimental investigations. It can be concluded that the crack initiation mechanism of the composites at room temperature was mainly tear of the matrix and fracture of SiC particles mainly, while the mechanism of the composites at high temperature was SiC particle debonding from the matrix and tear of the matrix.

Key words $SiC_p/A356$ composite; micro-damage; crack initiation; numerical simulation