

24 315-328

# 高强度高韧性铝合金基复合材料的制备和断裂机制\*

秦蜀懿 张国定

(上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030)

TB333

**摘要** 为解决金属基复合材料低韧性的缺点, 采用宏观结构设计方法制备了断裂韧性达到相应铝合金水平的 SiCp-LD2/LD2 复合材料. 与同体积分数的普通 SiCp/LD2 复合材料比较, 其强化效果得以保持, 并提高了材料的断裂功, 断裂过程表现出阶段性, 避免了普通复合材料灾难性失效突然发生的缺点. 高体积分数的 SiCp-LD2 复合材料棒之间未增强基体的塑性变形以及其对裂纹的阻断, 使裂纹沿 (SiCp-LD2)/(LD2) 界面分叉是这种结构设计复合材料主要的韧化机制.

**关键词** Al 基复合材料, 断裂韧性, 断裂机制

铝合金基

74

中图法分类号 TB331

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2000)03-0325-04

## FABRICATION AND FRACTURE MECHANISM OF LD2 AL ALLOY MATRIX COMPOSITE WITH HIGH STRENGTH AND TOUGHNESS

QIN Shuyi, ZHANG Guoding

State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030

Correspondent: QIN Shuyi, post-doctoral fellow, Tel: (021)62512990-6412, E-mail: qinshuyi@usa.net

Manuscript received 1999-10-10, in revised form 1999-12-24

**ABSTRACT** To overcome low toughness of metal matrix composites, a SiCp-LD2/LD2 composite with high fracture toughness, which is close to the fracture toughness level of related aluminum alloy, was fabricated by macro-structure-design method. Compared with a conventional SiCp/LD2 composite, strengthening effect of SiCp-LD2/LD2 composite is maintained and its fracture energy is highly increased. Its fracture procedure shows by stages, this prevents it from catastrophic fracture occurring in most conventional composites. Plastic deformation of LD2 matrix between SiCp-LD2 composite bars with high volume fraction, crack's interdiction by unreinforced LD2 matrix and divarication along (SiCp-LD2)/(LD2) interface are the main toughening mechanisms of the structure-designed composite.

**KEY WORDS** Al alloy matrix composite, fracture toughness, fracture mechanism

颗粒增强金属基复合材料 (PMMC) 具有很多优良的特性, 如耐磨、增强体价格便宜、比强度和比模量高等, 但同时伴随着韧性低的缺点<sup>[1,2]</sup>. 统计表明 SiC/6061Al 体系断裂韧性为 7—18 MPa·m<sup>1/2</sup><sup>[3]</sup>, 远低于未增强的 6000 系 Al 合金 ( $K_{IC}$  为 27—35 MPa·m<sup>1/2</sup>)<sup>[4]</sup>. 而且虽然 PMMC 的微观断口上也存在很多很小的韧窝, 但宏观上却呈现为脆性断裂<sup>[5,6]</sup>. 由于基体的变形受到刚性颗粒的限制和基体中热残余塑性应变的存在<sup>[7,8]</sup>, 使得 PMMC 中裂纹形核与扩展

过程几乎是在瞬间完成的, 加于材料上的载荷绝大部分转化为动能, 使材料断裂后崩飞, 这使 PMMC 作为工程构件使用具有不安全性. 因此, 提高 PMMC 的断裂韧性, 改变其宏观脆断模式有十分重要的意义, 而根据贝壳结构设计的层板状 PMMC 虽然提高了材料的冲击韧性和断裂功, 但强化效果却有所下降<sup>[9-11]</sup>. 本文作者的前期工作<sup>[12,13]</sup>表明, 通过结构设计的方法制备热挤出比为 10:1 的钢筋混凝土式的 SiCp-LD2/LD2 复合材料, 用高体积分数的 (48%) 的 SiCp-LD2 复合材料作为“钢筋”来增强 LD2 铝合金, 可以一定程度地提高材料的断裂韧性, 并完全改变了传统复合材料的断裂模式, 提高了材料的断裂功. 在此基础上, 制备了热挤出比 (60:1) 更大的 SiCp-LD2/LD2 复合材料, 结果表明: 它具有更高的断裂韧性 (已达到相应未增强铝合金的断裂韧性水平) 和更高的拉伸性能 (强化效果超过普通复合材料).

\* 国家自然科学基金资助项目 59871027 和国家“863”计划资助项目 863-715-05-06

收到初稿日期: 1999-10-10, 收到修改稿日期: 1999-12-24

作者简介: 秦蜀懿, 男, 1972 年生, 博士, 现在中国科学院上海硅酸盐研究所高性能陶瓷与超微结构国家重点实验室, 上海 200050

1 实验方法

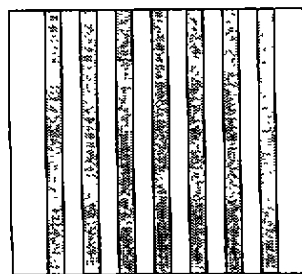
SiCp-LD2/LD2 复合材料采用真空压力浸渗法制备。浸后在 400 °C 先以 6 : 1 的比率热挤出，再在 450 °C 经 10 : 1 比率挤出成直径 12 mm 的圆棒，总挤出比为 60 : 1。材料结构如图 1 所示，SiCp-LD2 细棒状复合材料体积分数为 45%，增强体总体积分数为 15%。这种方法简便可行，材料的整体结构在浸渗过程中即可固定成型，因此根据使用需要制备出圆形、四方形、工字形、六方形等形状的构件，而且 SiCp-LD2 棒内的体积分数和增强体种类也可根据需要选择。

在圆棒上沿挤出方向取下标距直径 8 mm、长 40 mm 的拉伸试样和长 60 mm、宽 5 mm、高 10 mm 的长方形三点弯曲试样。弯曲试样在高度方向用直径 80 μm 的铜丝开深 4 mm 的缺口，用于测试材料的断裂韧性。试样均经 T6 处理 (520 °C 固溶 1 h, 20 °C 水淬后 160 °C 人工时效 8 h)。拉伸和弯曲试验在 MTS 试验机上进行，压头移动速率为 0.1 mm/min，每个数据点测试三个试样。在断裂韧性的测试中，同时用 X-Y 记录仪记录材料的载荷—裂纹张开位移 (L - COD) 曲线，断裂韧性采用下式计算

$$K_Q = \frac{PL}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

其中:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 2.9\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} - 4.6\left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} + 21.8\left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} - 37.6\left(\frac{a}{W}\right)^{7/2} + 38.7\left(\frac{a}{W}\right)^{9/2}$$



式中  $K_Q$  (MPa·m<sup>1/2</sup>) 为所测试试样的断裂韧性， $a$  (m) 为缺口深度， $W$  (m)， $B$  (m) 分别是试样的高、宽度， $L$  (m) 为跨距， $P$  (N) 为临界载荷。由记录的 L - COD 曲线上，沿原点以曲线线性段斜率的 95% 为斜率做直线，与 L - COD 曲线相交点处的载荷  $P$  确定。如果满足以下条件

$$\frac{P_{max}}{P} \leq 1.1$$

$$B \geq 2.5\left(\frac{K_Q}{\sigma_s}\right)^2$$

则所测得的  $K_Q$  为  $K_{IC}$ 。上式中  $P_{max}$  是 L - COD 曲线中的最大载荷， $\sigma_s$  (MPa) 是材料的屈服强度。弯曲断口在 PHILIPS515 扫描电镜 (SEM) 上观察。

2 实验结果与讨论

材料的拉伸性能在表 1 中示出。与普通搅拌铸造法制备的均匀 SiCp/LD2 复合材料相比 (SiC 体积分数相同)，SiCp-LD2/LD2 复合材料具有较高的强度 (屈服强度和抗拉强度分别提高了 9% 和 7%)、相当的弹性模量和较低的断裂应变。其强度的提高源于 SiCp-LD2/LD2 复合材料大的热挤出比 (普通搅拌铸造法制备的均匀 SiCp/LD2 热挤出比为 10 : 1) 提高了 SiCp-LD2 复合材料棒和 LD2 基体的强度，而低断裂应变是由高体积分数的脆性 SiCp-LD2 细棒决定的。

几种材料的断裂韧性  $K_Q$ , MPa·m<sup>1/2</sup> 如下:

SiCp-LD2/LD2	28.3, 28.9, 27.8(平均 28.3)
SiCp/LD2	21.8, 18.4, 23.2(平均 21.1)
6000 series aluminum alloy <sup>[11]</sup>	27-35

图 1 复合材料示意图

Fig.1 Schematic of the composite

表 1 SiCp-LD2/LD2 复合材料的拉伸性能  
Table 1 Tensile properties of SiCp-LD2/LD2 composite

Materials	Elastic modulus	Yield strength	Ultimate tensile strength, MPa	Failure strain
	GPa	MPa		%
SiCp-LD2/LD2 composite	97.3	365	413.8	1.33
SiCp/LD2 composite (stirring cast) <sup>[14]</sup>	96.3	335.1	388	3.29

SiCp-LD2/LD2 和 SiCp/LD2 复合材料的试样宽度不满足前述条件，因此测得的断裂韧性均不是有效的  $K_{IC}$ 。与普通的 SiCp/LD2 复合材料相比，SiCp-LD2/LD2 复合材料的断裂韧性明显得到改善（提高了 35%），已经达到了相应未增强铝合金的断裂韧性水平，说明颗粒增强的复合材料经过这种结构设计后可以在保持相应的强化效果下有效提高其断裂韧性。而且测试的 SiCp-LD2/LD2 断裂韧性数据稳定性明显好于 SiCp/LD2，表明这种结构设计的复合材料对微观缺陷的敏感程度已大大降低。

SiCp-LD2/LD2 和普通 SiCp/LD2 复合材料的 L-COD 曲线如图 2 示，清楚地表明两者的断裂机制明显不同。普通 SiCp/LD2 复合材料的失效是突发的，当载荷达到最大时，材料突然断裂，断裂功很小。而经过结构设计后，不仅使 SiCp-LD2/LD2 复合材料的断裂韧性得以改善，而且提高了其断裂功。

将 SiCp-LD2/LD2 复合材料的 L-COD 曲线与弯曲断口（图 3）对照可见，由于 SiCp-LD2 棒之间的未增强塑性基体对裂纹有很好的阻断作用，因此 SiCp-LD2/LD2 复合材料的断裂表现为阶段性。因为高体积分数的 SiCp-LD2 复合材料棒的断裂应变很低，主裂纹在较低的载荷下即在离缺口最近的一层 SiCp-LD2 棒中出现（图 3b），使其 L-COD 曲线出现第一个抖动点，但经大比率变形后，LD2 基体和 SiCp-LD2 复合材料棒的强度均大大提高，因此此载荷已比普通 SiCp/LD2 的最大载荷要高。但裂纹触及周围未增强的塑性基体则停止扩展，并沿 (SiCp-LD2) / (LD2) 界

面出现分叉，载荷所做功主要用于使塑性基体变形和驱使裂纹沿界面扩展，并将进一步增大直至第二层 SiCp-LD2 棒断裂，使 SiCp-LD2/LD2 复合材料的 L-COD 曲线出现第二次抖动。类似的裂纹扩展过程出现直至第三层 SiCp-LD2 棒断裂并使曲线第三次抖动，在此最大载荷的作用下，已断裂的 SiCp-LD2 棒之间的基体应力已达到 LD2 铝合金的断裂强度，失效断开，减少了材料的承载面积，所加载荷开始逐渐降低，但这种 SiCp-LD2 棒分层断裂的模式仍在延续至整个材料完全失效。因此，高体积分数的 SiCp-LD2 复合材料棒之间未增强基体的塑性变形（图 3c）以及未增强基

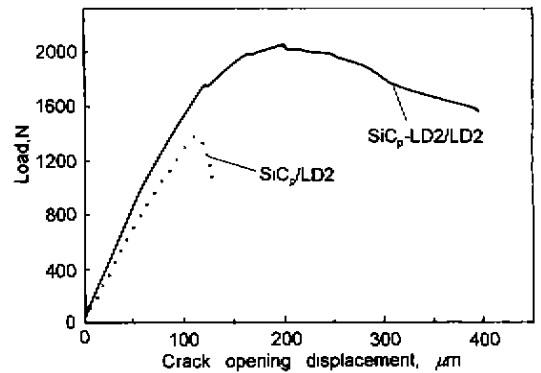


图 2 SiCp-LD2/LD2 和 SiCp/LD2 复合材料的载荷—裂纹张开位移曲线  
Fig.2 Load-crack opening displacement (COD) curves of SiCp-LD2/LD2 and SiCp/LD2 composites

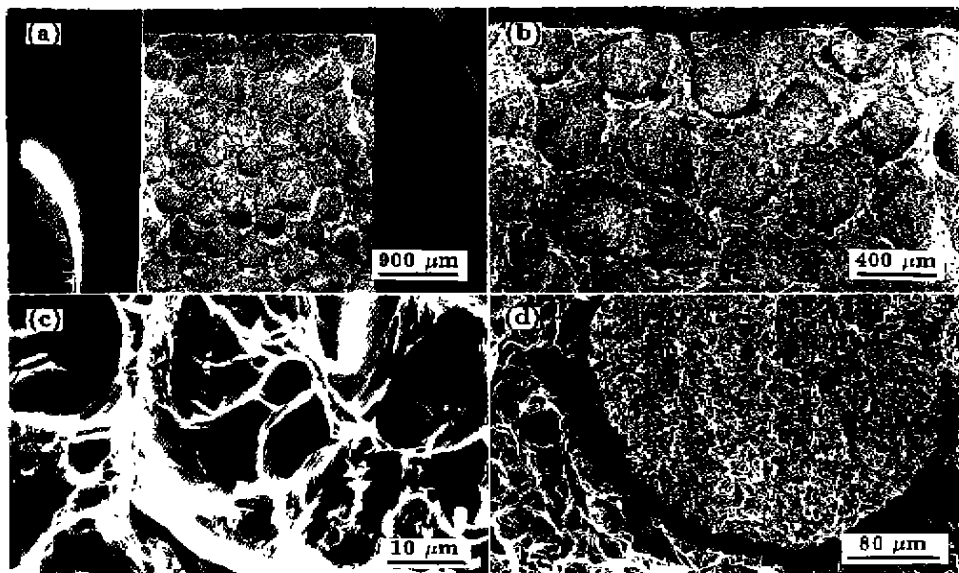


图 3 SiCp-LD2/LD2 复合材料的弯曲断口

Fig.3 Bending fractographs of the SiCp-LD2/LD2 composite

(a) macro fractograph (b) composite fractures by stages  
(c) plastic deformation of the matrix between SiCp-LD2 bars (d) crack propagates along (SiCp-LD2)/(LD2) interface

体对裂纹的阻断并使裂纹沿 (SiCp-LD2) / (LD2) 界面分叉 (图 3d) 是这种结构设计复合材料得以韧化的主要原因。与普通复合材料相比, 这种材料不仅在保持强化效果的前提下断裂韧性有明显提高, 而且改变了断裂模式, 克服了普通复合材料灾难性失效突然发生的缺点。

### 3 结论

通过宏观结构设计的方法, 采用 60 : 1 的大热挤出比率制备了 SiCp-LD2/LD2 复合材料, 性能测试结果表明: 与相同体积分数的普通搅拌铸造 SiCp/LD2 复合材料相比, 该材料具有更高的屈服强度和抗拉强度、相当的弹性模量和较低的断裂应变, 断裂韧性得到明显改善, 已达到相应未增强铝合金的水平, 且材料的断裂功较高, 克服了普通复合材料灾难性失效突然发生的缺点。高体积分数的 SiCp-LD2 复合材料棒逐层断裂使材料的失效过程表现出阶段性。棒之间未增强基体的塑性变形以及未增强基体对裂纹的阻断并使裂纹沿 (SiCp-LD2) / (LD2) 界面分叉是这种结构设计复合材料得以韧化的主要原因。

### 参考文献

[1] Doel T J A, Bowen P. *Mater Sci Technol*, 1996; 12: 586

- [2] Flom Y, Arsenault R J. *Acta Metall*, 1989; 37: 2413
- [3] Friend C M. *Mater Sci Technol*, 1989; 5: 1
- [4] Roebuck B, Lord J D. *Mater Sci Technol*, 1990; 6: 1199
- [5] Rabiéi A, Kim B N, Enoki M, Kishi T. *Trans Mater JIM*, 1996; 37: 1148
- [6] Davidson D L. *Metall Trans*, 1991; 22A: 113
- [7] Qin S Y, Chen C R, Zhang G D, Wang W L, Wang Z G. *Mater Sci Eng*, 1999; A272: 363
- [8] Qin S Y, Liu C, Chen J Y, Zhang G D, Wang W L. *J Mater Sci Letts*, 1999; 18: 1099
- [9] Osman T M, Lewandowski J J. *Mater Sci Technol*, 1996; 12: 1001
- [10] Ellis L Y, Lewandowski J J. *Mater Sci Eng*, 1994; A183: 59
- [11] Manoharan M, Ellis L Y, Lewandowski J J. *Scr Metall*, 1990; 24: 1515
- [12] Qin S Y, Zhang G D, Wang W L. *Trans Non-Ferrous Met Soc Chin*, 1999; 9: 728
- [13] Qin S Y, Zhang G D, Wang W L. *Extended Abstracts of the 12th International Conference on Composite Materials (ICCM12)*, Paris, France, 1999: 428
- [14] Qin S Y, Wang W L, Zhang G D. *Acta Metall Sin*, 1998; 34: 1193  
(秦蜀懿, 王文龙, 张国定. 金属学报, 1998; 34: 1193)
- [15] Qin S Y, Zhang G D, Wang W L. *Rare Met*, 1999; 23: 181  
(秦蜀懿, 张国定, 王文龙. 稀有金属, 1999; 23: 181)