

SiC_p/Al 合金基复合材料的室温拉伸性能^①

丁占来 樊云昌 齐海波 任德亮

(石家庄铁道学院材料科学与工程研究所, 石家庄 050043)

摘 要 通过对采用半固态搅拌-液态模锻工艺制备的 SiC_p/Al 合金基复合材料室温拉伸性能的研究, 分析了这种复合材料屈服强度和极限强度提高的原因, 对颗粒增强复合材料的强化机理进行了探讨; 同时, 采用扫描电子显微镜对材料的拉伸断口进行了观察, 发现复合材料及未增强基体合金的断裂虽均属于塑性断裂与脆性断裂的混合型模式, 但随着 SiC 颗粒在复合材料中的体积分数的增加, 脆性断裂特征变得更为显著。

关键词 SiC_p/Al 合金基复合材料 拉伸性能 断口形貌

中图法分类号 TB331

近年来, 颗粒增强铝合金基复合材料在汽车发动机上的应用日趋广泛, 美、日、印度等国已开发出 SiC_p/Al 合金复合材料的活塞、连杆和缸套等汽车内燃机零部件^[1,2], 且取得了较好的经济效益。国内不少研究单位在铝基复合材料的制备工艺、性能检测和强化机理等方面虽取得了一定的成果^[3-5], 但实际应用方面的研究报导尚不多见。本研究拟采用半固态搅拌-液态模锻(又称挤压铸造)法, 在一定规模基础上制备 SiC 颗粒增强铝合金复合材料, 用于铁路机车内燃机活塞的制造, 以期提高我国内燃机车活塞的服役寿命。鉴于 ZL109 是广泛用于制造内燃机活塞的铝合金, 本文的研究采用成分与 ZL109 相类似的铝合金作为复合材料的基体, 以价格低廉、来源广泛的 α -SiC 颗粒为复合材料的增强体。用感应炉加热、机械搅拌成复合材料熔液后, 采用液态模锻工艺使熔液在机械压力下凝固成型, 以减少或消除气孔、疏松等铸造缺陷, 细化复合材料的铸态微观组织, 从而达到进一步提高复合材料性能的目的。

1 实验方法

试验用铝基复合材料通过半固态搅拌及液态模锻工艺制成, 其铝合金基体的成分如表 1 所示; 增强体为绿色 α -SiC 颗粒, 平均粒度 10 μm 。将经过特殊方法预处理后的 SiC 颗粒加入处于半固态的铝合金基体熔液之中, 在中频感应炉内进行机械搅拌复合。熔液经搅拌均匀并精炼后, 通过液态模锻制成 110 mm $\times$ 45 mm $\times$ 45 mm 的试块, 具体制备工艺参照文献[6]。本实验制得的两种复合材料, 其 SiC 颗粒体积含量分别为 5% 和 10% (材料代号分别为 SiC_p 5%/ZL109 和 SiC_p 10%/ZL109)。同时, 用相同的工艺方法制备了基体铝合金的铸造试样, 以便与复合材料进行比较。

各种材料经固溶-人工时效处理(510 $^{\circ}\text{C}$, 8 h 固溶; 温水淬火; 170 $^{\circ}\text{C}$, 8 h 时效)后, 加工成标准拉伸试样。拉伸试样的直径为 5 mm, 标距长度为 25 mm, 每个成分的材料加工 3~4 个试样。材料的室温拉伸性能试验在岛津 AG-50KNE 试验机上进行, 拉伸应变速率为 $6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

① 铁道部科技发展项目 96J56 及河北省博士基金 96Z1107 资助项目
丁占来, 男, 34 岁, 工程师, 硕士

收稿日期: 1998-09-17; 修回日期: 1999-01-18

各种材料的微观组织和试样的断口形貌分别在 XJG-05 型光学显微镜和 HITACHI S-520 型扫描电子显微镜上进行观测分析。金相试样按传统方法制作,所用腐蚀剂为 0.5% 氢氟酸水溶液。

表 1 铝合金基体的化学成分(%)

Table 1 Chemical composition of matrix Al alloy(%)						
Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Al	
11.0~13.0	0.5~1.5	1.8~2.3	0.8~1.5	≤0.7	Balance	

2 实验结果与分析

2.1 拉伸性能

表 2 为复合材料和未增强基体合金的拉伸性能试验结果。从表 2 中可以看出,随着 SiC 颗粒体积分数的增加,复合材料的屈服强度和抗拉强度均随之增加。其中,屈服强度的增加较为明显:SiC 颗粒含量为 5% 和 10% 的复合材料,平均屈服强度比基体合金分别增加了 14.5% 和 19.1%,而抗拉强度的增加不到 10%。此外, SiC 颗粒的加入也显著地降低了复合材料的塑性,计算结果表明, SiC 颗粒含量为 5% 和 10% 的复合材料的平均延伸率分别比基体合金下降了 60% 和 84%。

表 2 复合材料和未增强基体合金的室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties at room temperature for composites and their matrix alloy			
Materials	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
ZL109	256	296	3.0
SiC _p 5% / ZL109	293	316	1.7
SiC _p 10% / ZL109	305	324	0.4

SiC_p/Al 合金复合材料强度的增加主要是位错密度增加和晶粒及亚晶结构细化的结果^[7,8]。在复合材料固溶处理的淬火冷却过程中,由于增强颗粒与基体的热膨胀系数不同

(1:10),致使复合材料内产生了较高的热应力,引起 SiC_p/Al 界面附近的基体发生热错配塑性变形,并从而产生高密度的位错,使复合材料的强度,特别是屈服强度有较明显的提高。SiC 颗粒在熔液凝固过程中有阻碍晶粒长大的作用,使 α 相枝晶得到细化。从图 1 的光学显微照片中可以发现,随着增强颗粒的加入, α 枝晶尺寸和枝晶间距明显减小,相应的晶界面积增加;而且,在结晶完成后的冷却过程中, SiC 颗粒与基体合金之间的热错配应变导致材料内部产生大量位错,当进行固溶处理将材料加热到固溶温度(510℃)时,基体内的位错在位错畸变能的作用下发生滑移和攀移,异号位错相抵消,同号位错则经攀移排列成垂直于滑移晶面的小角度晶界—亚晶界,这样,亚晶界面积也随之相应增加。从图 1 还看出,由于 SiC_p/ZL109 复合材料中的 SiC 颗粒(细小的深黑色不规则多边形)可以作为共晶 Si 的非自发形核核心^[9,10],因而共晶硅颗粒也得到了细化。根据 Hall-Petch 关系式,晶界、亚晶界和共晶硅颗粒/ α (Al)相界的增加,无疑会使复合材料的强度有一定的提高。

SiC 增强颗粒对基体合金的固溶沉淀硬化效果影响不大,本研究中固溶—人工时效处理后的材料布氏硬度测定结果验证了这一结论,这与文献[8,11]的结果一致。另外,由于基体合金 ZL109 本身的塑性较低,在材料受外力产生塑性变形的过程中,位错尚未产生太多的增殖时,材料就已断裂失效,因而 SiC 颗粒引起的加工硬化指数的增加在复合材料的强化机制中未能得到充分的体现。

虽然, SiC 颗粒与基体合金之间的热膨胀错配导致的热应力(基体合金中为拉应力, SiC 颗粒内为压应力)在复合材料承受拉伸载荷时会降低复合材料的拉伸屈服强度^[7],但位错密度增加和晶粒及亚晶结构细化所引起的强化效果仍起着主导作用。

复合材料塑性较低的原因,可能是在固溶处理淬火过程中产生的热错配塑性应变起了冷作变形的作用。此外, SiC 增强颗粒分布不均

匀引起的应力集中和增强颗粒—基体间界面可能成为显微空洞的萌生核心,也是复合材料塑性较低的重要原因。

2.2 SiC_p/Al 合金基复合材料拉伸断裂方式

图 2 为 SiC_p/Al 合金复合材料和基体铝合金的拉伸断口形貌的 SEM 显微照片。通过观察发现,尽管复合材料在宏观上塑性很低,但各种材料的断口上都明显地呈现出代表塑性断

口特征的韧窝形貌。然而,随着 SiC 颗粒体积分数的增加,韧窝的平均尺寸在逐步减小,而代表脆性断口特征的小平面在逐步增多。另外,在 SiC_p 10%/ZL109 复合材料的断口小平面上,经局部高倍 SEM 观察,发现了解理断口的河流纹典型特征(图 3)。这些观察结果说明, SiC_p/Al 合金复合材料的失效属于塑性断裂和脆性断裂的混合型模式,而且随着增强

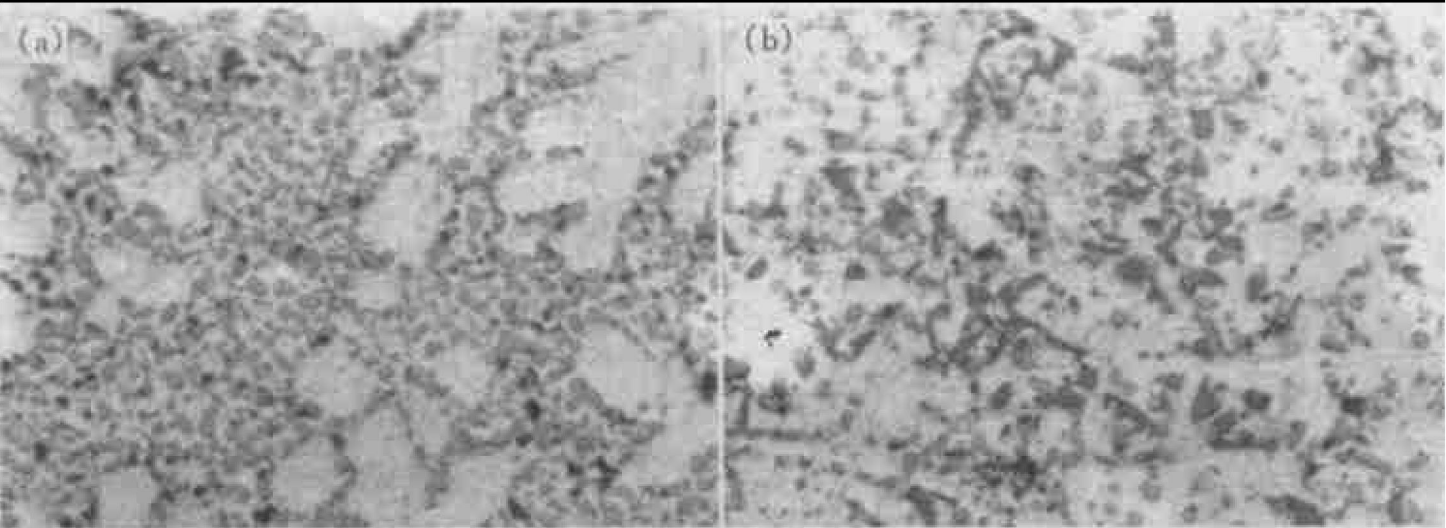


图 1 增强颗粒体积分数为0% (a) 和 10% (b) 的 SiC_p/Al 合金基复合材料的微观组织(× 300)

Fig. 1 Optical microstructures of matrix Al alloy (a) and 10% SiC_p/Al composites (b) (× 300)

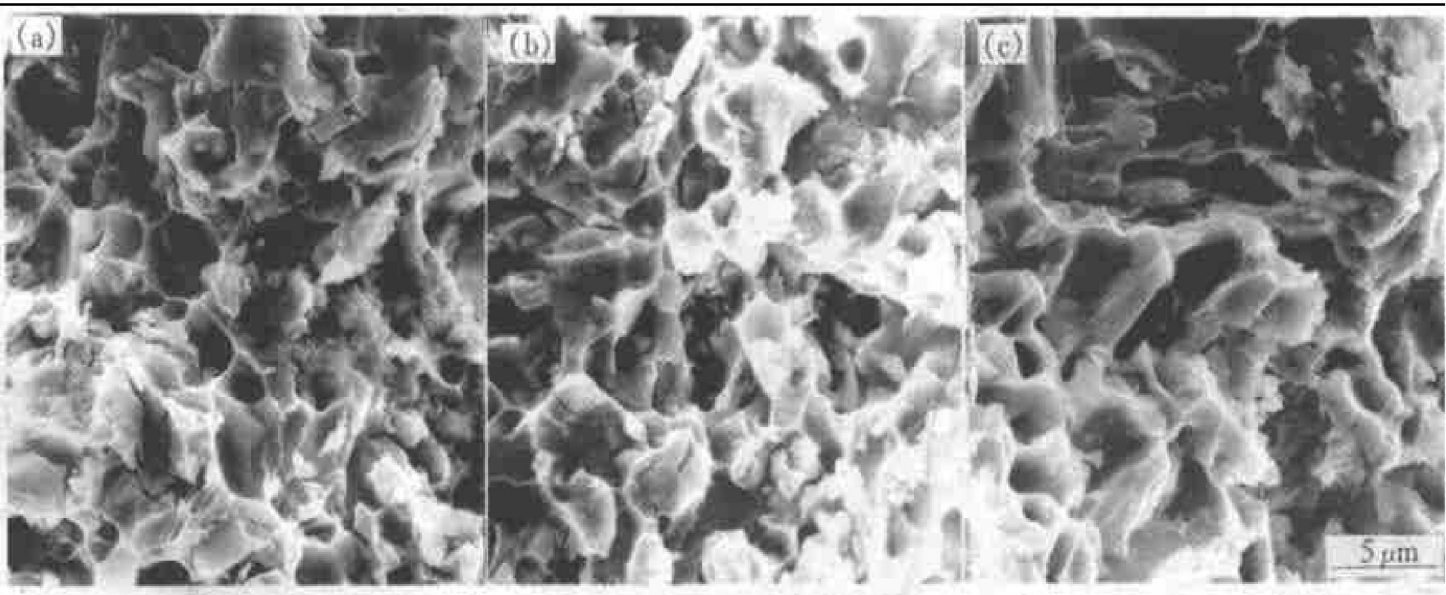


图 2 不同体积分数增强颗粒的 SiC_p/ZL109 合金复合材料拉伸断口 SEM 的形貌

Fig. 2 SEM micrographs of tensile fracture surface at room temperature for composites with different reinforcement particles (a) —10% SiC_p/ZL109; (b) —5% SiC_p/ZL109; (c) —0% SiC_p/ZL109

颗粒体积分数的增加,具有脆性断裂特征的部分随之增大。同时, SiC_p/Al 合金复合材料拉伸断口形貌的 SEM 照片还表明,随着增强颗粒体积分数的增加,一次韧窝明显增多,但韧窝在没有得到充分长大的情况下就开始连通,使得断口上的韧窝平均尺寸减小。这应是基体显微组织细化,基体强度增加的结果。

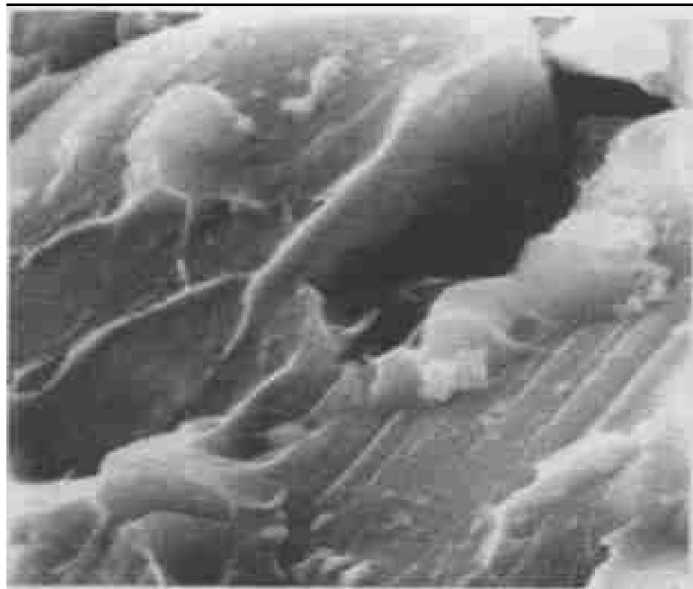


图3 SEM 下高倍观察的局部解理断口河流纹特征

Fig. 3 Partial cleavage fracture morphology at high magnification observed by SEM

根据本研究制备的复合材料特点(SiC 增强颗粒尺寸小,基体本身强度较高等)及断口形貌 SEM 显微照片的观察分析, SiC_p/Al 合金复合材料的断裂失效过程应为:首先,基体中发生一般性的塑性断裂,即在材料塑性应变 ϵ 大于其临界应变 ϵ_c 时,一次显微空洞开始形核;随着空洞的逐渐长大,材料的承载面积不断减少;然后, SiC_p/基体间的界面发生分离,或基体 α 相发生解理断裂,或在长大了的一次空洞间的基体中切变失稳,产生小尺寸显微空洞层;最后,使空洞联通,导致整个材料的断裂失效。在以上复合材料的断裂失效过程中,空洞长大阶段应是十分短暂的。

3 结论

在采用半固态搅拌—液态模锻(挤压铸造)

工艺制备的内燃机车活塞用 SiC_p/Al 合金复合材料中, SiC 颗粒能够细化基体合金的晶粒、亚晶结构和共晶 Si 颗粒,增加 T6 状态复合材料的起始位错密度,使复合材料的强度(特别是屈服强度)有较大的提高,但塑性有显著的降低。

复合材料与基体合金的拉伸失效均为塑性断裂与脆性断裂的混合型模式,但随着 SiC 颗粒体积分数的增强,脆性断裂特征变得更为明显。

REFERENCES

- 1 Clyne T W and Withers P J. An Introduction to Metal Matrix Composites. Cambridge University Press, 1993: 1– 10.
- 2 Ray S. In: Whister B C ed, Proceedings of ICCM-10. Canada, 1995: 836.
- 3 Zhang Guoding(张国定) and Zhao Changzheng(赵昌正). Metal Matrix Composites(金属基复合材料). Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 1996: 117– 192.
- 4 Lin Bin(林彬) and Ding Weimin(丁伟民). The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(2): 129– 132.
- 5 Chen Zhenghua(陈振华) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(4): 83– 86.
- 6 Qi Haibo(齐海波). Master thesis. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 1998.
- 7 Arsenault R J, Wang L and Feng C R. In: Proceedings of the International Conference on Advances in Composite Materials. Bombay, India, 1991: 359.
- 8 Lin Junshan(林君山), Sha Min(沙民), Shen Wenrong(沈文荣) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1993, 29(9)B: 417– 423.
- 9 Zhang D L, Brindley C and Cantor B. Journal of Materials Science, 1993, 28: 2267– 2272.
- 10 Dyos K L, Shollock B A and Flower H M. In: Whister B C ed, Proceedings of ICCM-10. Canada, 1995: 475.
- 11 Doel T J A and Bowen P. Composites, 1996, 27(A): 655– 665.

TENSILE PROPERTIES OF SiC_p/Al ALLOY COMPOSITES

Ding Zhanlai, Fan Yunchang, Qi Haibo and Ren Deliang

The Institute of Materials Science and Engineering,

Shijiazhuang Railway Institute, Shijiazhuang 050043, P. R. China

ABSTRACT The room temperature tensile properties of SiC_p/Al alloy composites, which were fabricated by semisolid slurry-stirring and squeeze casting, were investigated. The reasons for increasing the yield strength and ultimate tensile strength of the composites were analyzed. The fracture morphology of tensile test bars was studied with scanning electron microscope. The SEM fractographic observations of the tested bars showed that the failure of both the composites and the unreinforced matrix-alloy is of mixed mode of ductile fracture and brittle fracture, while the morphologic features of brittle fractures get more dominant with the increase of SiC particles in composites.

Key words SiC_p/Al alloy composites tensile properties fracture morphology

(编辑 袁赛前)