

铸态 $SiC_p/A1$ 复合材料原位拉伸细观损伤的研究

孔常静 尚嘉兰 汪海英
中国科学院力学研究所 北京 100080

【摘要】 本文运用带拉伸台的扫描电镜 (SEM), 观察铸态 $SiC_p/6061A1$ 复合材料裂纹生成、裂纹扩展以及断口形貌, 指出该材料损伤破坏的主要原因是由于粒子与基体脱粘, 粒子团聚和大量存在的枝晶开裂造成的。提出了改善塑性加工性能和断裂韧性的方法。

【关键词】 原位拉伸, 细观损伤, 微裂纹萌生, 裂纹长大

In-Situ Tensile Study of Mesco damage in a Casted $SiC_p/A1$ Composite Material

Kong Changjing Shang Jialan Wang Haiying
Institute of Mechanics Chinese Academy of Sciences, Beijing, 100080

【Abstract】 In this paper the micro-crack initiation and crack growth processes as well as fractography in a casted $SiC_p/6061A1$ composite have been investigated by SEM in-situ tensile test observation. The results indicate that debonding of the particulate-matrix interface, the pre-existed cracks in the clustered SiC_p and the dendrite phase are probably responsible for the damage and fracture of the composite. The methods for improvement of the composite's plastic deformation characteristic and fracture toughness have also been discussed based on the data obtained.

【Key words】 In-situ tensile test, Mesco damage, Initiation of cracks, Growing of cracks

复合材料, SiC 粒子的平均粒度为 $10\mu m$, 含量为 $w t8\%$, 6061A1 的成分见表 1。

一、前 言

$SiC_p/A1$ 复合材料具有比普通铝合金高的比强度, 比模量和高温稳定性, 在航天工业, 航空工业和汽车制造业等方面具有很大的潜力^[1], 铸造法生产颗粒增强 $SiC_p/A1$ 基复合材料与其它方法相比具有生产工艺简单, 成本低, 产量高等特点^[2], 因而引起人们的特殊重视。但铸造法生产的 $SiC_p/A1$ 复合材料存在着塑性加工性能和断裂韧性较差等缺点。本文运用带拉伸台的扫描电镜, 对铸态 $SiC_p/6061A1$ 基复合材料进行原位拉伸实验, 观察其裂纹形成、扩展以及断裂后的形貌, 从细观尺度上观察材料的损伤破坏, 寻求其承受拉伸载荷时的损伤破坏的原因, 为改善材料的塑性, 韧性提供依据。

表 1 6061A1 的成分 (wt%)

Si	Mg	Cu	Mn	Al
0.81	1.62	0.33	0.2	其余

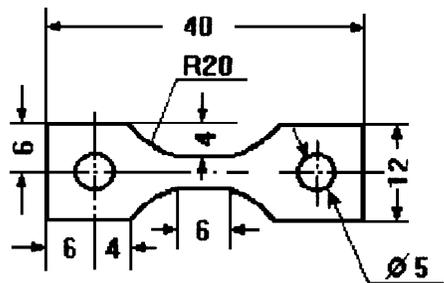


图 1 SEM 拉伸试样 (单位: 毫米)

二、实验材料和实验方法

实验材料为北京有色金属研究总院 MMC 工程研究中心, 利用真空搅拌熔铸法制成的 $SiC_p/6061A1$

用线切割方法制成如图 1 所示的试样。试样表面经 $300\# - 1000\#$ 水砂研磨, 金钢石抛光膏抛光。试样背面正中粘贴 $1 \times 1mm^2$ 的应变片。用应变仪记录应变。原位拉伸以及观察在中科院力学所 LNM 扫

描电镜室的日立 S-570 扫描电镜上进行。加载由手动螺杆控制, 加载速率接近准静态。在加载过程中记录载荷和应变, 并在加载过程中对试样在不同应力状态下表面组织变化进行扫描观察。试样拉断后, 观察试样断口形貌。

三、试验结果与分析

1. 力学特征

图 2 为 SiC_p/Al 复合材料拉伸应力—应变曲线。从图中看到, 断裂应力 $\sigma_b = 174\text{MPa}$, 断裂应变 $\epsilon_b = 3334\mu\epsilon$, 这两个值都很小。延伸率 $\delta = 0.33\%$, 弹性模量 $E = 95\text{GPa}$ 。曲线没有明显的屈服点, 为脆性拉伸断裂。

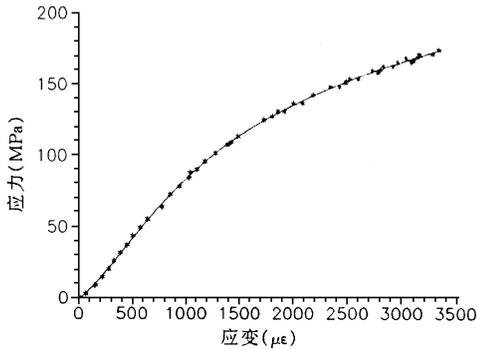


图 2 铸态 $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$ 复合材料的拉伸应力-应变曲线

2. 细观结构及其在拉伸过程中的变化

1) 原始组织

在未加载荷状态下观察试样表面, 如图 3 所示。与其它铸态复合材料一样^[3], 在光镜下, 粒子分布不均

匀, 粒子和枝晶分布于晶界上, SiC 粒子有团聚现象, 除此以外, 还存在着团聚粒子脱落后造成的孔洞。

2) 裂纹的生成

图 4 为应力 $\sigma = 28.3\text{MPa}$ 时, 粒子与基体脱粘, 聚集成团的粒子之间开裂以及粒子断裂的现象。

粒子与基体脱粘是由于界面结合不牢造成的, 聚集成团的粒子之间有很少或几乎没有基体, 因而很容易从此处开裂。枝晶较脆也有开裂。

在观察过程中(即加载端位移固定), 微裂纹逐渐变长、加宽, 可能是由于试样内部不均匀的微结构中应力、应变重新调整的结果。

3) 裂纹的扩展

图 5 为一个

裂纹尖端的扩展过程。图 5(a) 裂纹的尖端扩展到一个圆形的孔洞, 孔洞的周围是基体, 裂纹尖端钝化



图 3 铸态 $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$ 复合材料的金相图片 ($\times 80$)



图 4 A 粒子脱粘, B 粒子团开裂的 SEM 图象 ($\sigma = 28.3\text{MPa}$)

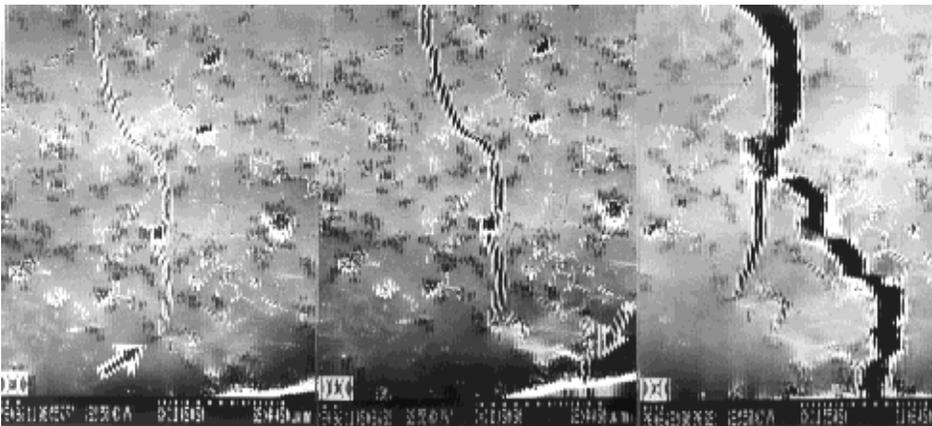


图 5 裂纹尖端的扩展过程
(a) 扩展受阻 ($\sigma = 40\text{MPa}$), (b) 粒子团之间形成微裂纹 ($\sigma = 13\text{MPa}$), (c) 开裂

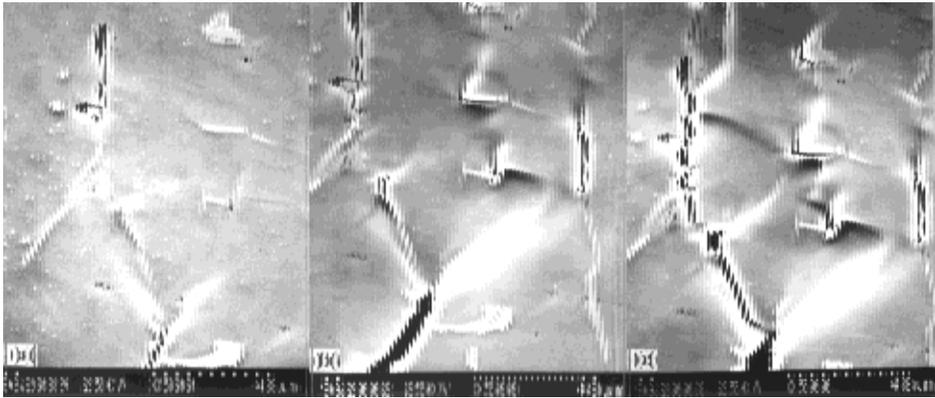


图6 裂纹尖端的扩展过程
(a) 扩展受阻 (b) 枝晶形成微裂纹 (c) 开裂

所以不再向前发展。图5(b)裂纹扩展受阻后, 随应力增大, 在裂纹前端, 粒子聚集处先形成微裂纹。图5(c)微裂纹随应力增大加宽, 相互连接, 最终穿过基体和枝晶与主裂纹汇合。

图6为另一尖端扩展过程。(a)裂纹尖端只有基体和枝晶, 裂纹尖端扩展穿过枝晶后, 遇到基体, 裂纹尖端基体随应力增加发生塑性变形。(b)裂纹前端的枝晶随应力的增加而开裂, 形成微裂纹, 裂尖只加宽不加长。(c)微裂纹扩展穿过基体, 与裂尖汇合形成主裂纹。

从以上两个实例可以看出该材料裂纹扩展的过程为: 在裂纹前端薄弱处, 粒子与基体界面, 粒子团之间或枝晶处出现微裂纹, 微裂纹长大与主裂纹相连。应力增加, 裂纹尖端随应力的增加而加宽, 裂纹长度不变。继续增加应力到一定值时裂纹才向前发展。裂纹长度扩展有阶段性。

总之, 裂纹扩展主要趋势与主应力方向垂直, 但局部受微观结构影响, 向易产生微裂纹的方向扩展。

3. 断口形貌

图7为断口形貌。从断口的形貌上看, 断口呈脆性断裂。粒子聚集处可观察到破碎的粒子。有些部分有粒子被拔出后形成的孔洞。图8看到基体有一定的韧性, 有小韧窝存在。



图7 断口形貌 A. 破碎粒子 B. 粒子拔出后的孔洞

粒子破碎和拔出是由于断裂微区高强度高模的颗粒与韧性的

基体在外载作用下变形不协调, 在粒子和基体之间产生一个较强的内应力, 这种内应力的分布是非常复杂的, 通常使复合材料产生三维真应力状态^[4], 应力或应变增加, 内应力更高, 因而产生粒子与界面脱粘, 粒子断裂以松弛内应力造成的。小韧窝产生在粒子之间的金属基体上, 尺寸一般仅为 $0.3 \sim 1.2 \mu\text{m}$ ^[5]。这种韧窝是塑性断裂的表征。



图8 断口上的小韧窝

4. 讨论

从裂纹的产生、扩展以及断口形貌来看, 粒子与基体界面, 粒子团, 以及枝晶是裂纹产生扩展的主要原因, 而韧窝由于尺寸较小, 仅在粒子之间基体上, 无法完成微裂纹产生的三阶段: 韧窝的生成, 长大, 连接形成裂纹。它仅于生成阶段就由于宏观失效而破坏。因此材料表现为脆性断裂。

避免轧制开裂首先要改善冶金质量, 增加粒子分散度, 避免粒子团聚, 降低冶金缺陷如孔洞, 疏松的尺度。其次, 在轧制前采用预处理方法消除枝晶或适当提高轧制温度以消除枝晶的影响也能减少轧制开裂。

四、讨 论

1. 微裂纹萌生于粒子基体界面, 粒子聚集处以及枝晶处。
(下转第71页)

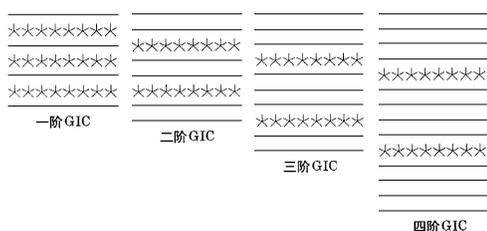


图4 1, 2, 3, 4 阶 GICs 的理论结构示意图^[1,2,6]
注: 一代表石墨层; * * 代表氯化物层

原有的层状结构, 这就在石墨碳原子层和氯化物层间形成了化学键力薄弱的地带, 形成了载流子活动的隧道。从而使得 GIC_s 具有较高的电导率, 但因为氯化物本身是电绝缘体, 所以在阶数较低时, 电导率较低, 而在阶数较高时, 氯化物和石墨碳原子层之间形成了化学结合力薄弱的通道, 使得电导率有了较

大的提高, 显示出其对电导率的特殊贡献, 这也是合成产物 GIC_s 电导率高于石墨原料的重要原因。

参 考 文 献

- 1 沈万慈等, 炭素技术, 1993; (5): 22
- 2 康飞宇, 新型碳材料, 1991; 25(3/4): 91
- 3 传秀云, 新型碳材料, 1996; 12(2): 36
- 4 祝力, 清华大学硕士论文(1992)
- 5 S. Flandrois, J. M. Masson and J. C. Rouillon, Synthetic Metals, 1981; 3: 195
- 6 Zheng de Wang Toyohashi university of technology 1989, Doctor thesis, 97
- 7 传秀云, 中国材料年会论文集, 1996; 11: 17
- 8 Zheng-De Wang and Michio Inagaki, J. Mater. Chem., 1992; 2(6): 6292
- 9 康飞宇 周洲 刘秀瀛 碳素, 1992; (6): 1
- 10 左明金 康飞宇 沈万慈 炭素技术, 1992; (3): 12

(上接第 45 页)

代杂质(施主原子)。在溅射的工作气体中掺入部分氧气将直接影响进入薄膜的 Al 的数量。随着氧含量的提高, 薄膜中的 Al₂O₃ 的含量增加。随着薄膜中的替位和填隙杂质减少, 其它氧缺陷也将减少。图 8 表明溅射气体中氧含量越高, 薄膜的电阻率越大。载流子浓度减小是电阻率增大的主要原因。实验结果还表明溅射气体中的氧含量将影响薄膜的光学特性, 使透射率提高, 这可能是由于氧含量提高有助于形成完全的化学计量, 减少薄膜中的缺陷。

四 结 论

ZnO 薄膜是具有多种特性的功能薄膜。掺入高价离子能形成独特的导电机制从而成为透明导电薄膜。掺入 $\Delta w t\%$ 的 Al₂O₃ 能使薄膜的电阻率下降, 迁

移率和截流子浓度提高。为了获得优良的薄膜性能, 要注意诸多的工艺条件。特别要掌握成膜的温度, 300 的基片温度是比较合适的。溅射过程中的氧分压将影响薄膜的非化学计量的缺陷的形成, 故氧氟比控制在 1 ~ 1.5% 左右的范围, 有利于薄膜的导电性能和光学性能的提高。

参 考 文 献

- 1 O. Yamazaki et al., IEEE Trans. Sonics Ultrason 1980; su37(6, 11): 369
- 2 Fred & Hickernell IEEE Trans. Sonics Ultrason 1985; su32(5, 9): 621
- 3 M. Mizuhashi Thin Solid Films 1981; 76: 97
- 4 T. Hata et al., J. Gryst. Growth 1979; 47: 171
- 5 M. S. Raven et al., Thin Solid Films 1980; 71: 23
- 6 袁洪等薄膜科学与技术 1992; 5(2): 44
- 7 Raviendra D. & J. K. Shama 1985; 58(2): 838
- 8 T. Minami et al., Thin Solid Films 1985; 124:

(上接第 58 页)

2. 裂纹扩展方式为在裂纹前端薄弱处, 粒子与基体界面, 粒子团之间或枝晶处出现微裂纹, 微裂纹长大与主裂纹相连形成。裂纹长度增长具有阶段性, 裂纹扩展方向主要与主应力方向垂直。

3. 复合材料断口表现为脆性断裂, 微观上有一定的韧性。粒子与基体结合不牢, 粒子团以及枝晶是造成材料强度低, 韧性差的原因。

4. 只有降低粒子聚集程度, 增加粒子与基体的结合力, 消除枝晶才能提高材料强度, 韧性, 避免轧制开裂。

参 考 文 献

- 1 赵青, 《金属成型工艺》1993; 11(5): 236
- 2 Yasunori Kuroki, Takasi Kuroda, Nobuhiki Yunoki and Tohru Tanaka Metal Matrix composites, Proceedings of The Tenth International Conference on Composite Materials, Whistler, B. C., Canada, August 1995; II: 11
- 3 Zhirui Wang and Ruby J. Zhang, Metall. Trans 1991; 22A (7): 1585
- 4 A. Luo Metall. Trans 1995; 26A (9): 2445
- 5 葛晓凌, 吴东隶, S. Schmander《复合材料学报》1994; 4(12): 45