

[文章编号] 1004- 0609(2001)S1- 0129- 05

颗粒增强金属基复合材料的断裂应变^①

程 羽, 郭生武, 郭 成, 陈金德

(西安交通大学 机械工程学院, 西安 710049)

[摘 要] 研究了应力三轴度、温度、应变速率对颗粒增强金属基复合材料 (PRMMCs) 断裂应变的影响。结果显示, 高温下 PRMMCs 的断裂应变对应力三轴度非常敏感, 断裂应变和应力三轴度的指数函数 $\exp(1.5 \sigma_m / \bar{\sigma})$ 成反比关系。高温断裂应变值随应变速率的增加呈抛物线形式下降, 而随温度的降低呈线性减小。断口分析显示, 高温变形时, 材料韧窝的直径随应力三轴度的增大而减小; 室温拉伸应力三轴度与韧窝的大小无关。

[关键词] 复合材料; 应力三轴度; 温度; 应变速率; 断裂应变

[中图分类号] TG 304

[文献标识码] A

颗粒增强金属基复合材料 (PRMMCs) 作为一种先进结构材料具有很大的应用前景, 各国竞相投入大量的人力、物力进行研究开发^[1,2]。为了使其尽快地实现大规模产业化, 迫切需要明确变形条件对材料流动应力的影响, 以便制定合理的热加工工艺, 设计模具和选择设备, 使成形得以顺利进行。

研究结果表明, PRMMCs 的断裂机理属微观韧性断裂^[3,4], 应力三轴度是影响材料断裂的主要因素之一。目前有关应力三轴度对其塑性变形的影响研究相对较少, 大多局限在下列两个方面: 一是通过 FEM 计算光滑试样拉伸过程中增强体颗粒周围的局部拉伸应力及其影响因素^[5], 但这种方法不能说明局部的应力三轴度对宏观塑性变形的影响; 二是通过对光滑拉伸试样施加球应力来研究对其塑性变形的影响, 但研究一般限于室温变形, 而且是人为的施加球应力, 没有考虑试样结构因素的影响。

PRMMCs 的塑性加工一般在高温下进行, 温度、应变速率、应力三轴度对成形性能影响很大。本文研究了锻造温度范围内, 变形条件 (变形温度、变形速度、应力三轴度) 对材料断裂应变的影响规律, 为进一步研究塑性加工和评价材料的成形性能奠定基础。

1 实验

实验所用材料为 PM 法制备的 Al-Cu-Mg 基复

合材料 (相当于 2014Al), 基体合金成分如表 1 所示, 增强体采用 SiC 颗粒, 名义尺寸为 10 μm , 体积分数为 15%。

表 1 基体合金化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Composition of matrix alloy
(mass fraction, %)

Cu	Mg	Fe	Si	Al
4.5	0.6	< 0.45	< 0.1	Balanced

试样采用正挤压, 挤压温度为 520 $^{\circ}\text{C}$, 挤压速度为 0.035 mm/s, 毛坯表面施加石墨润滑剂, 挤压比 $R=12$, 凹模锥角 $\alpha=120^{\circ}$ 。

缺口拉伸试验在 Instron1195 万能材料试验机上进行, 拉伸速度为 1 mm/min, 变形前后分别用工具显微镜测量试样直径 d 和缺口曲率半径 R , 试验温度分别为 540 $^{\circ}\text{C}$, 500 $^{\circ}\text{C}$, 460 $^{\circ}\text{C}$, 420 $^{\circ}\text{C}$ 和室温。

其余试验在 Thermecmaster-Z 型热模拟试验机上进行, 试验温度分别为 540 $^{\circ}\text{C}$, 500 $^{\circ}\text{C}$, 460 $^{\circ}\text{C}$ 和 420 $^{\circ}\text{C}$, 拉伸速度分别为 500 mm/s, 50 mm/s, 5 mm/s 和 0.5 mm/s。根据热模拟试验机加热感应线圈尺寸, 试样均热区控制在 50 mm 长度范围内, 且试样变形程度较小, 因此可近似认为上述 4 种拉伸速度对应的应变速率恒为 10, 1, 0.1 和 0.01 s^{-1} 。

根据 Bridgman 方程, 对于带缺口的拉伸试样, 其应力三轴度的最大值在缺口最小截面的中心处, 由下式确定:

① [基金项目] 西安交通大学在职博士生基金资助项目

[收稿日期] 2000- 07- 28; [修订日期] 2001- 01- 08

[作者简介] 程 羽 (1962-), 男, 副教授, 博士。

$$\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{1}{3} + \ln \left[\frac{d}{4R} + 1 \right] \quad (1)$$

式中 σ_m 表示静水应力; $\bar{\sigma}$ 表示等效应力; $\sigma_m/\bar{\sigma}$ 为应力三轴度, 表示了应力状态对变形的影响; d 为缺口处试样直径; R 为缺口半径。拉伸变形前, 测量试样缺口半径, 由式(1)得到相应的应力三轴度, 试样拉断后, 由于塑性变形量较小, 经测量 d 和 R 变化不大, 因此忽略了变形过程中应力三轴度的变化。

断裂应变由下式获得:

$$\varepsilon_f = 2 \ln \frac{d_0}{d_f} \quad (2)$$

式中 d_0 和 d_f 分别为试样变形前和断裂后的最小直径。

2 试验结果与分析

2.1 应力三轴度对断裂应变的影响

对于光滑试样和带缺口试样的拉伸试验, 其断裂应变和应力三轴度的关系如图1所示。

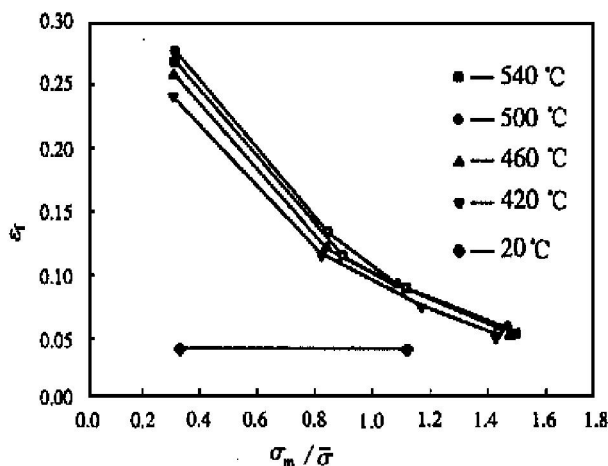


图1 应力三轴度对断裂应变的影响

Fig. 1 Variation of fracture strain with stress triaxiality

从图1可以看出, 在室温下试样的断裂应变对材料的结构不敏感, 缺口试样和光滑试样断裂应变几乎一样。这主要是由于刚性的增强体对基体的塑性变形有很大的约束作用, 相当于基体中存在着较高的微观三向拉应力, 从而导致了PRMMCs在室温下的断裂应变对应力三轴度的不敏感。但在高温下, 材料的断裂变形对应力三轴度却非常敏感, 这主要是由于高温下基体的变形强度降低, 导致了SiC与基体界面应力减小、局部应力得到了很大程度的缓解, 因此光滑试样的断裂韧性相对于缺口试样得到很大的改善, 文献[7, 8]也有相似的结果。

分析图1中不同应力三轴度和断裂应变的关系, 可以看出: 在相同温度下由应力三轴度所构成的指数函数 $\exp(1.5 \sigma_m / \bar{\sigma})$ 与断裂应变的乘积近似为一个常数, 说明高温下应力球张量对断裂应变的影响规律和含杂质的韧性材料相类似^[9, 10]。

2.2 温度、应变速率对断裂应变的影响

由实验所得不同温度、不同应变速率下的断裂应变如图2和图3所示。

从图2可见, 在500 °C以前, 温度与断裂应变

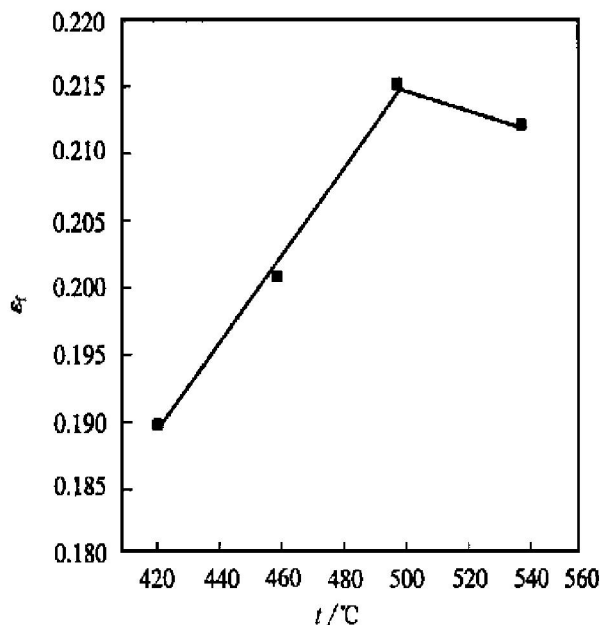


图2 温度对断裂应变的影响

Fig. 2 Variation of fracture strain with temperature ($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$)

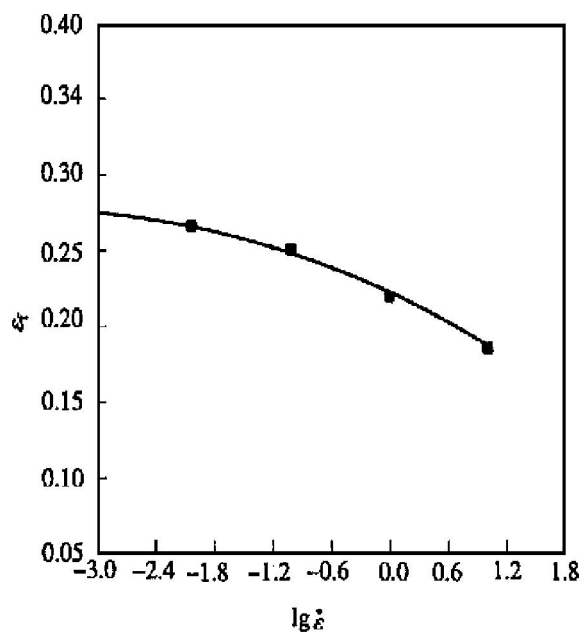


图3 应变速率对断裂应变的影响

Fig. 3 Variation of fracture strain with strain rate ($t = 500 \text{ °C}$)

呈线性关系。当温度高于 500 °C 后, 断裂应变基本保持稳定, 仅略有下降。这主要是在高温下的晶粒尺寸比较粗大, 且颗粒界面强度降低很快所致。

图 3 表明, 随着应变速率的增加, 断裂应变减小。这主要是由于变形速度的增加需要驱动为数更多的位错同时运动, 并迫使位错运动速度加快, 这些都导致增强体对塑性变形的约束作用更加明显, 使材料的塑性降低。

对实验数据进行数理分析, 得到不同温度、不同应变速率下断裂应变的数学表达式:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_f &= -0.0055x^2 - 0.0342x + \\ &\quad 0.2221 - (500 - t) \times 0.015/40 \\ &\quad (t \leq 500\text{ }^{\circ}\text{C}) \\ \varepsilon_f &= -0.0055x^2 - 0.0342x + 0.2221 \\ &\quad (t > 500\text{ }^{\circ}\text{C}) \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

式中 $x = \log \dot{\varepsilon}$; t 为温度。实验结果显示, 该数学表达式的计算结果与实测值误差小于 6%。

3 微观断口分析

在室温下 PRMMCs 断裂垂直于拉伸轴, 没有颈缩现象产生, 这与其塑性变形量很小相一致。随着温度的升高, 断口形状从垂直于拉伸轴方向过渡到与拉伸轴成 45° 夹角, 说明在高温塑性变形时, 材料所受约束低于室温变形, 塑性变形量相应提高。图 4 为微观断口 SEM 照片, 从图中看到, PRMMCs 断口呈韧性断裂特征, 其韧窝主要有两种状态, 一种是大韧窝, 其尺寸和形状都与增强体颗粒有关; 另一种存在于增强体之间的基体上, 在

撕裂棱上分布着轮廓清晰、尺寸较小的韧窝。在室温断口中大韧窝内既发现有完整的颗粒(意味着由颗粒剥离引起), 也有断裂的颗粒。而在高温下, 断口中基本上没有发现颗粒的断裂, SiC 以剥离形式从基体上脱离, 这主要是由于在高温下基体的屈服强度和加工硬化都较低, 导致基体与增强体界面残余应力较低, 基本上相当于单向拉应力作用下颗粒从基体上的脱离。

图 5 所示为缺口拉伸断口形貌图。比较图 5(a) 和图 4(a) 可以看出, 缺口拉伸试样和光滑拉伸试样的断口形貌几乎一致, 韧窝大小相近, 这说明在室温变形条件下, 试样内部存在的残余三向拉应力的作用抵消了缺口的作用, 因此, 在室温变形时, 结构引起的应力三轴度变化对塑性变形影响不大。但高温下塑性变形至断裂时材料韧窝的形貌分布有所不同(见图 5(b), 4(b))。对于光滑试样其韧窝分布比较均匀, 基体中能产生较大的韧窝, 这与该试样变形程度较大相一致。而缺口拉伸试样基体中的韧窝尺寸较小, 表明其裂纹扩展程度和塑性变形量较小。这就从微观角度验证了其塑性变形量对应力三轴度是比较敏感的。随着应力三轴度的增加, 相应的塑性变形量减小。

4 结论

1) 室温变形条件下, PRMMCs 的断裂应变和应力三轴度无关, 高温下 PRMMCs 的断裂应变对应力三轴度非常敏感, 断裂应变和应力三轴度的指数函数 $\exp(1.5\sigma_m/\bar{\sigma})$ 成反比关系。

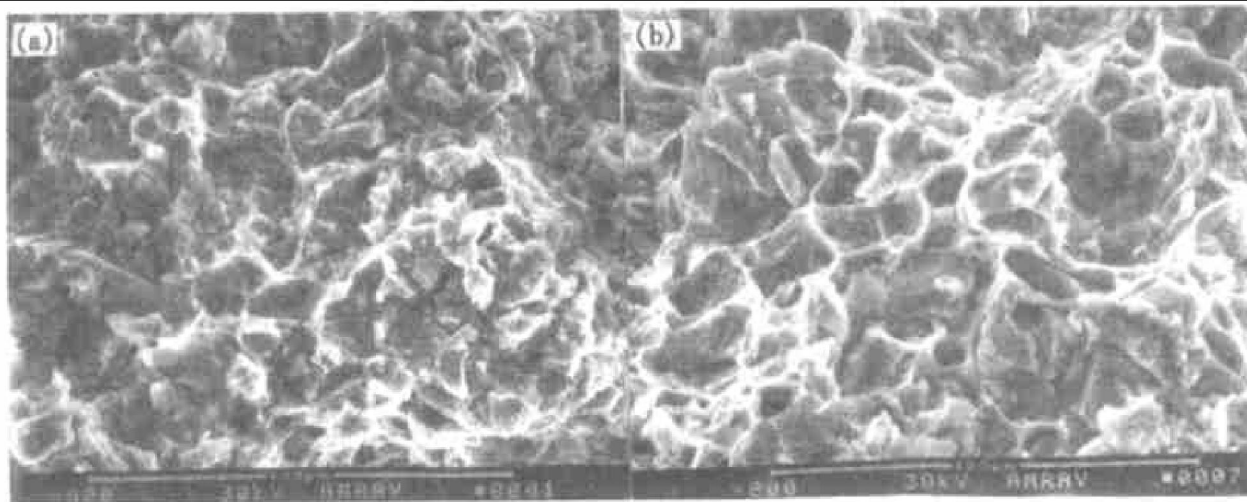


图 4 拉伸断口形貌图

Fig. 4 Fractograph of tensile samples

- (a) —Fracture morphology of sample tensioned at room temperature (×800);
(b) —Fracture morphology of sample tensioned at 500 °C (×800)

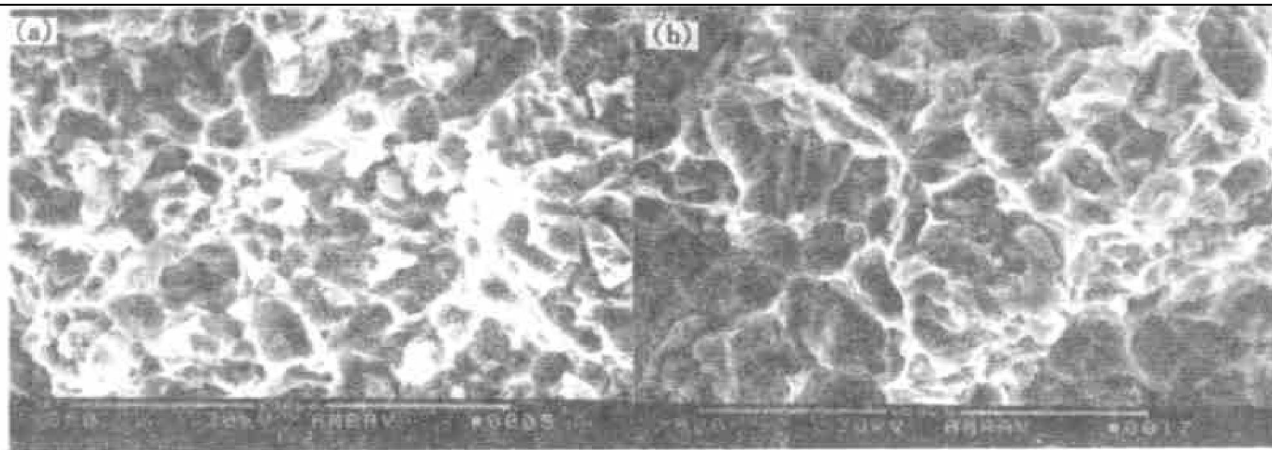


图 5 缺口拉伸断口微观形貌

Fig. 5 Micrograph of fractured surfaces of notched samples

(a) —Tension fracture at room temperature; (b) —Tension fractured at 500 °C

2) 在相同应力三轴度下的高温断裂应变值随应变速率的增加呈抛物线形式下降, 而随温度的降低呈线性减小, 温度每降低 40 °C, 断裂应变约减小 1.5%。当温度大于 500 °C 后, 断裂应变变化则趋于平缓。

3) 断口分析显示, 高温变形时, 材料中裂纹形成的形式主要是颗粒从基体中剥离, 韧窝的直径随应力三轴度的增大而减小; 而室温拉伸时裂纹形成的形式为颗粒的剥离和颗粒的断裂两种, 其韧窝的大小与应力三轴度无关。

[REFERENCES]

- [1] MA Zong-yi(马宗义), LV Yur-xiong(吕毓雄), BI Jing(毕敬). 原位 Al_2O_3 和 TiB_2 粒子增强 Al-Cu 合金基复合材料的制备和性能 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 1999, 9(1): 101– 105.
- [2] GUO Cheng(郭成), YI Shu-qing(易树清). SiC 颗粒增强铝合金基梯度复合材料的制备及其组织和性能 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 1998, 8(Suppl. 1): 123– 127.
- [3] Zheng W M, Lesperance G, Suery M. Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of AlMg/SiC and $\text{AlMg/Al}_2\text{O}_3$ composite part 3: Fracture mechanisms of the composite [J]. Mater Sci & Eng, 1996, 214A(1/2): 104– 114.
- [4] Leroy G, Embury J D, Edward G. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids [J]. Acta Metal, 1981, 29(7): 1509– 1522.
- [5] Christman T, Needleman T, Suresh S. An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites [J]. Acta Metall, 1989, 37(11): 3029– 3050.
- [6] Liu D S, Lewandowski J J. The effects of superimposed hydrostatic pressure on deformation and fracture: part 2. Particulate reinforced 6061 composites [J]. Metall Trans, 1993, 24A(3): 609– 615.
- [7] Somerday B P, Leng Y, Gangloff R P. Elevated temperature fracture of particulate reinforced aluminum, Part II: micromechanical modeling [J]. Fatigue Fract Engng Mater & Struct, 1995, 18(9): 1032– 1050.
- [8] Somerday B P, Gangloff R P. Global constraint-insensitive fracture in SiC particulate reinforced AA 2009 [J]. Metall & Mater Trans, 1994, 25(7A): 1471– 1479.
- [9] Zheng M, Luo Z J, Zheng X. A new damage model for ductile materials [J]. Engng Fract Mech, 1992, 41(1): 103– 110.
- [10] Shi Y W. Critical void growth for ductile rupture of mild steel welds [J]. Engng Fract Mech, 1989, 34(4): 901– 907.

Fracture strain of SiC particulate reinforced aluminum alloy matrix composites

CHENG Yu, GUO Sheng-wu, GUO Cheng, CHEN Jir-de
(School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University,
Xi'an 710049, P. R. China)

[Abstract] A study is made to determine how the stress triaxiality, temperature and strain rate could influence the fracture strain of SiC particulate reinforced metal matrix composites (PRMMCs). The results show that, at high temperatures, the fracture strain value of the PRMMCs is highly sensitive to stress triaxiality and inversely proportional to the exponential function, $\exp(0.5 \sigma_m / \bar{\sigma})$ of the stress triaxiality; the fracture strain value of the composites decreases in parabolic pattern with the increment of strain rate and decreases in line shape with the dropping of forming temperature. The fractograph investigation indicates that, accompanying the increasing stress triaxiality, the diameter of dimple is reducing at elevated temperature, but the diameter is not sensitive to the stress triaxiality factor at room temperature.

[Key words] composites; stress triaxiality; temperature; strain rate; fracture strain

(编辑 朱忠国)