

# SiC 颗粒增强 6061Al 基复合材料的 动态拉伸性能 I 应变硬化\*

钱立和<sup>1</sup> 王中光<sup>1</sup> 小林俊郎<sup>2</sup> 户田裕之<sup>2</sup>

(1. 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室 2. 日本丰桥技术科学大学)

**摘 要** 利用拉伸 split Hopkinson bar 实验装置研究了 SiC<sub>P</sub>/6061Al 复合材料及其基体合金的动态拉伸性能及应变硬化行为. 结果表明, 与静态加载类似, 在动态加载条件下, SiC<sub>P</sub>/6061Al 复合材料的强度高于基体合金的强度, 其断裂延伸率低于基体合金的断裂延伸率. 在低应变动态拉伸时, 复合材料的应变硬化指数高于 Al 合金材料的应变硬化指数, 随着应变的增加, 复合材料的应变硬化指数迅速下降, 以至低于基体合金的应变硬化指数.

**关键词** 复合材料 动态拉伸 应变速率 应变硬化

**分类号** TB331

**文章编号** 1005-3093(2002)03-0285-04

## DYNAMIC TENSILE DEFORMATION OF SiC<sub>P</sub>/6061Al COMPOSITE PART 1 STRAIN HARDENING CHARACTERISTIC

QIAN Lihe<sup>1</sup> WANG Zhongguang<sup>1\*\*</sup> Kobayashi Toshiro<sup>2</sup> Toda Hiroyuki<sup>2</sup>

(1. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research,  
The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016 2. Department of Production Systems Engineering,  
Toyohashi University of Technology, Toyohashi 441-8580, Japan)

\* Supported by the Special Funds for the Major State Basic Research Projects G19990650.

Manuscript received May 25, 2001; in revised form Jun 26, 2001.

\*\* To whom correspondence should be addressed, Tel: (024)23843531-55659,

E-mail: zhgwang@imr.ac.cn

**ABSTRACT** An investigation was made on the dynamic tensile deformation and strain hardening characteristic of a SiC<sub>P</sub>/6061Al composite and its matrix alloy using tensile split Hopkinson pressure bar apparatus. It is shown that under dynamic loading condition, as in the case of static loading, the strength of the SiC<sub>P</sub>/6061Al is higher and its elongation to fracture is lower than those of 6061Al alloy. At a low strain, the dynamic tensile strain hardening exponent of the studied composite is higher than that of its matrix alloy. However, the strain hardening exponent of the composite decreases rapidly with increasing strain, and becomes lower than that of its matrix alloy at a higher strain. The deformation and damage mechanisms are discussed in terms of dislocation.

**KEY WORDS** composite, dynamic tension, strain rate, strain hardening

人们已经对非连续增强金属基复合材料在准静态载荷作用下的力学行为进行了大量研究. 可是, 这类材料不仅承受静态加载和常规疲劳, 在某些情况下, 例如受到外来飞行物的冲击时,

\* 国家重点研究发展规划资助项目 G19990650. 2001 年 5 月 25 日收到初稿; 2001 年 6 月 26 日收到修改稿.  
本文联系人: 王中光, 沈阳市 110016, 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室

还不可避免地受到动态载荷或冲击加载的作用. 关于金属基复合材料在高应变速率下力学性能的研究还很不够, 在不同的实验条件下或用不同的实验方法所揭示的不同材料(或材料状态)的应力应变或断裂行为对应变速率的敏感性可能不尽一致<sup>[1,2]</sup>. 而且, 以前的工作大都是研究复合材料在欠时效(UA)、峰时效(PA)和正常温度过时效(OA)状态下的力学性能<sup>[3,4]</sup>. 本文研究颗粒增强 6061Al 基复合材料在静态和动态拉伸过程中的应变硬化行为.

## 1 实 验 方 法

在用 vortex 方法制造的实验用颗粒增强 6061Al 基复合材料中, SiC 颗粒的含量为 15%(体积分), 尺寸为 9.5  $\mu\text{m}$ . 为了去除或减少缺陷, 用挤压铸造机将复合材料熔体挤压锻铸成直径为 65 mm, 长 130 mm 的铸锭. 取自铸锭的圆柱形试样直径为 4 mm, 标距长为 6 mm, 通过螺纹与两根 Hopkinson 杆连接. 将精加工前的试样在 520  $^{\circ}\text{C}$  的温度下进行 2 h 固溶处理, 水淬后再在 180  $^{\circ}\text{C}$  的温度下进行 7 h 的峰时效处理(对于 6061Al 合金, 峰时效处理的时间为 10 h), 最后在 300  $^{\circ}\text{C}$  进行 24 h 的充分过时效.

静态拉伸试验在 10 吨 Instron 拉伸试验机上进行, 拉伸应变速率为  $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ . 动态拉伸试验在拉伸 split-Hopkinson pressure bar (SHPB) 上完成<sup>[5]</sup>. 拉伸应变速率为  $3.5 \times 10^3 \text{s}^{-1}$ .

试样的平均应变  $\varepsilon$ 、平均应变速率  $\dot{\varepsilon}$  和应力  $\sigma$  由<sup>[6]</sup>:

$$\sigma(t) = \frac{E}{2} \frac{A}{A_s} [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{C_0}{d} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] \quad (2)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{C_0}{d} \int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] dt \quad (3)$$

求得, 其中  $C_0$  为 Hopkinson 杆中的纵向波速,  $d$  为试样标距长度,  $t$  为脉冲时间,  $E$  为弹性模量,  $A$  为 Hopkinson 杆的横截面积,  $A_s$  为试样的横截面积,  $E$  为杆的弹性模量.

## 2 结 果 与 讨 论

### 2.1 SiC<sub>p</sub>/6061Al 复合材料的应变硬化

由图 1 可以看出, 静态下复合材料的弹性模量  $E$ 、屈服强度  $\sigma_y$  和断裂强度  $\sigma_u$  以及动态下的断裂强度均高于 Al 合金材料的相应值; 静态和动态下复合材料的均匀变形延伸率和断裂延伸率均低于基体合金的值; 无论是 Al 合金材料还是复合材料, 其拉伸变形行为和强度都表现出明显的应变速率效应, 即动态下的拉伸断裂延伸率和拉伸断裂强度均高于静态值. 在低应变速率下, Al 合金材料和复合材料在应力-应变曲线大部分应变范围内都呈小而正的加工硬化, 在断裂之前小部分应变范围内出现轻微软化. 与静态情况相比, 在动态下, Al 合金材料和复合材料均表现出高的初始加工硬化, 这种高的加工硬化只保持到与静态加载相当(甚至还低)的均匀变形延伸率, 然后出现明显的软化. 应变硬化指数为  $n = d \log \sigma / d \log \varepsilon$ .

图 2 表明, 复合材料的初始应变硬化指数稍高于 Al 合金材料的初始应变硬化指数. 随着应变的增加, 两种材料的应变硬化指数下降很快, 但复合材料的应变硬化指数下降更快, 以至当变形大于或等于 2% 时, 其应变硬化指数低于 Al 合金材料的应变硬化指数. 比较静态和动态应

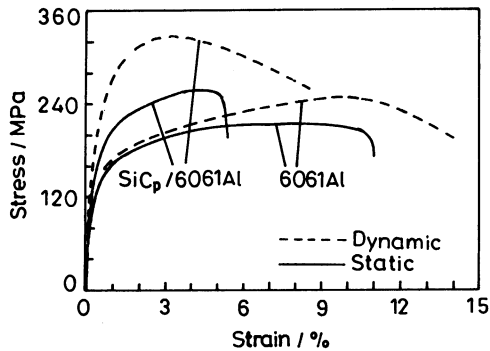


图 1 SiC<sub>p</sub>/6061Al 的静态和动态拉伸应力 - 应变曲线

Fig.1 Static and dynamic tensile stress-strain curves of SiC<sub>p</sub>/6061Al composite and its matrix alloy

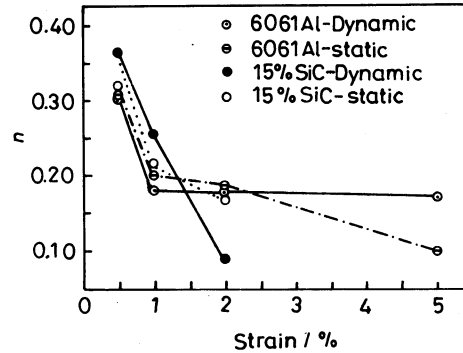


图 2 SiC<sub>p</sub>/6061Al 及基体合金的应变硬化指数

Fig.2 Static and dynamic strain hardening exponent ( $n$ ) versus strain of SiC<sub>p</sub>/6061Al and its matrix alloy

应变硬化指数发现, 在应变小于或等于 1% 时, 复合材料的动态应变硬化指数高于静态应变硬化指数, 而当应变大于或等于 2% 时, 动态应变硬化指数低于静态值. Al 合金材料的静、动态应变硬化指数在 2% 应变之内差异不大, 到 5% 应变时动态应变硬化指数才大于静态应变硬化指数.

## 2.2 变形机制

根据位错理论, 在小应变时, Al 合金材料的强化主要来源于滑移面上位错之间、位错与溶质原子或者位错与沉淀粒子之间的交互作用. 随着应变的增加, Al 合金材料不同滑移面上的位错达到其交滑移成核应力, 发生交滑移, 使得位错与粒子之间的交互作用减弱, Al 合金材料应变硬化指数随之迅速下降. 然而, 随着应变的继续增加, 沉淀粒子与基体之间不均匀应变协调所产生的应变协调位错密度随之增加, 使得 Al 合金材料仍处于较高应变硬化状态. 这种应变协调位错的位错密度为<sup>[7]</sup>  $\rho_a = \frac{4f_v\gamma}{db}$ , 其中  $f_v$  为沉淀粒子的体积分数,  $d$  为粒子的直径,  $b$  为柏氏矢量,  $\gamma$  为基体所受应变. 由此而引起的强度增量<sup>[8]</sup>  $\sigma_a = 5G(\frac{2f_v b}{d})^{1/2}\gamma^{1/2}$ , 其中  $G$  为剪切模量. 而对于 SiC 颗粒增强 Al 合金复合材料, 在应变很小时, 除了所讨论的关于基体合金强化机制外, 由于复合材料中的增强相与基体之间存在着大的热膨胀系数之差, 在热处理之后其内会产生大量的位错密度, 并产生强化. 所产生的位错密度取决于增强颗粒的尺寸大小  $D$ 、体积分数  $F_v$ 、热膨胀系数差  $\Delta C$  和温度变化  $\Delta T$ . 复合材料由热膨胀位错而产生的强度增量为<sup>[9]</sup>  $\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$ , 其中,  $\rho = 12\Delta T \Delta C F_v / b D$ ,  $G$  为材料剪切模量,  $b$  柏氏矢量,  $\alpha$  材料常数. 由此可推测, 复合材料的初始应变硬化指数高于基体合金的初始应变硬化指数. 随着变形的增加, 复合材料基体中的位错交滑移达到其临界应力, 同时复合材料中内应力及残余应力的存在使得交滑移的发生变得更加容易, 导致应变硬化指数的迅速下降.

与静态加载不同, 复合材料及 Al 合金材料在动态加载下的应力 - 应变曲线存在一个峰值应力. 除变形后期外, Al 合金材料动、静态加载变形过程中的应变硬化趋势没有大的差异, 这是由于 Al 合金材料应变速率敏感性低<sup>[10]</sup>. 而复合材料动、静态拉伸变形行为则表现出明显不

同. 复合材料在动态情况下的应变硬化指数明显高于静态加载时的应变硬化指数, 显然这与复合材料的高应变速率敏感性<sup>[10]</sup>有关. 然而, 从应力-应变曲线和应变硬化指数曲线可以看出, 在应变大约为 2% 时, 复合材料动态变形时的应变硬化指数大幅下降, 以至比 Al 合金材料的应变硬化指数还低, 也就是说, 在高应变速率变形时, 复合材料变形后期出现软化现象. 随着变形的进行, 在材料中逐步产生强化相与基体界面的损伤、强化相本身的开裂或大沉淀粒子的损伤. 随着应变速率的增加, 复合材料在变形过程中累积的位错密度也增加, 位错胞尺寸随之减小<sup>[11]</sup>. TEM<sup>[10]</sup>发现, 动态加载情况下, 在 SiC 颗粒周围的基体中, 尤其在其尖角处, 可以见到高密度位错和位错亚结构, 这种高密度位错在 SiC 颗粒尖角处产生高度应力应变集中, 形成 SiC 颗粒的损伤和 SiC 颗粒与基体界面的损伤等. 正是变形过程中产生的这种内部损伤导致复合材料后期变形过程中的软化.

### 3 结 论

在静态和动态加载条件下复合材料的强度比其基体材料 Al 合金的高, 在均匀变形条件下复合材料的延伸率和断裂延伸率比基体合金的值低. 复合材料和基体合金的拉伸变形行为都表现出明显的应变速率效应, 即动态下的拉伸断裂延伸率和拉伸断裂强度均高于静态值. 在小应变时, 复合材料的应变硬化指数高于其基体材料 Al 合金的应变硬化指数. 随着应变的增加, 复合材料的应变硬化指数迅速下降, 以至低于基体合金的应变硬化指数.

### 参 考 文 献

- 1 A.Marchand, J.Dubby, T.A Christman, S.Suresh, *Eng.Fract.Mech.*, **30**, 295(1998)
- 2 S.Yadav, D.R.Chichili, K.T.Ramesh, *Acta Metall.Mater.*, **43**, 4453(1995)
- 3 S.I.Hong, G.T.Gray III and J.J.Lewandowski, *Acta Metall.Mater.*, **41**, 2337(1993)
- 4 J.Harding, M.Taya, B.Derby, S.Pickard, in: edited by W.C.Harigan, J.Strife, A.K.Dhingra, *Proceedings. of the 6th International Symposium on Composite Materials*, (Amsterdam, Elsevier, 1987) p.2. 224
- 5 U.S.Lindholm, *J.Mech.Phys.Solids*, **12**, 317(1964)
- 6 M.Guden, I.W.Hall, *Mater.Sci.Eng.*, **242A**, 141(1998)
- 7 FENG Duan(冯端编著), *Mechanical Properties of Metals*, in: *Metal Physics(金属物理学)*, Vol.3, Science and Technology Publisher, Beijing,1999, p.249
- 8 M.F.Ashby, *Phils.Mag.*, **14A**, 1157(1984)
- 9 R.J.Arsenault, *Mater.Sci.Eng.*, **64A**, 171(1984)
- 10 QIAN Lihe(钱立和), WANG Zhongguang(王中光), H.Toda, T.Kobayashi, *Chin. J. Mater. Res. (材料研究学报)*, **16**(3), 289(2002)
- 11 W.Tong, P.J.Clifton, S.Huang, *J.Mech.Phys.Solids*, **40**, 1251(1992)