

文章编号: 1000-3851(2001)01-0120-08

# MMCs 的冲击力学性能及拉压不对称性研究

黄晨光<sup>1</sup>, 段祝平<sup>1</sup>, 吕毓雄<sup>2</sup>, LIR K Y<sup>3</sup>

(1. 中国科学院力学研究所, 北京 100080; 2. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110015;

3. 香港城市大学应用物理及材料科学系, 香港)

**摘要:** 利用动态 Hopkinson 装置和 Instron 4026 测试了 15% SiC<sub>p</sub>/Al-5Cu, 15% SiC<sub>p</sub>/2124, 15% SiC<sub>p</sub>/Al-Li, 15% SiC<sub>w</sub>/6061 和 30% SiC<sub>p</sub>/6061 铝合金等几种复合材料的准静态和冲击力学性能, 探讨了应变率等对于强度、硬化模量和失效应变等的影响。同时观察了上述材料动态拉伸断口, 揭示了金属基复合材料破坏的几种不同控制机理。最后讨论了实验中发现的上述复合材料拉压不对称性的新特征, 其中考虑了金属基复合材料的热失配应力和不同的损伤、破坏控制机理。

**关键词:** 金属基复合材料(MMCs); 应变率; 拉压不对称性; Hopkinson 杆

**中图分类号:** TB 330.1 **文献标识码:** A

## DYNAMIC PROPERTIES AND ASYMMETRY OF TENSION AND COMPRESSION OF METAL MATRIX COMPOSITES UNDER IMPACT LOADING

HUANG Chen-guang<sup>1</sup>, DUAN Zhu-ping<sup>1</sup>, LU Yu-Xiong<sup>2</sup>, LIR K Y<sup>3</sup>

(1. Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China;

2 Metal Research Institute, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015, China;

3 Department of Applied Physics and Material Sciences, City University of Hong Kong)

**Abstract:** In this paper, the mechanical behaviors of 2124, Al-5Cu, Al-Li and 6061 alloys reinforced by silicon carbide particulate, together with the silicon carbide whisker reinforced 6061 Al alloy, were studied under quasi-static and impact loading conditions, by using the Split Hopkinson Tension / Compression Bars and Instron universal testing machine. The effect of the strain rate on the UTS, hardening modulus, and failure strain was investigated. At the same time, the SEM observations of dynamic fracture surfaces of various MMC materials showed some distinguished failure characteristics, which determined the sensitivity of the strain rate of failure strain and the asymmetry of tension and pressure of MMC materials. Some new characteristics of asymmetry of mechanical behaviors of MMC materials under tension and compression loadings were also presented and explained in details in this paper, which can be considered as flags, to some degree, to determine the controlling mechanism of damage and failure of metal matrix composites under impact loading. The development of new constitutive laws about MMC materials under impact loadings should benefit from these experiment results and theoretical analysis.

**Key words:** high strain rate; MMC materials; SEM; Split Hopkinson Bar

金属基复合材料(MMCs)近二十年来引起了人们较为广泛的关注,其主要优势在于高的比刚度和比强度以及良好的高温性能。其中非连续增强体复合材料(颗粒和晶须增强),由于可以利用传统的加工工艺加工制造,成本相对低廉,成为研究的重点<sup>[1]</sup>。

由于军工和其它特殊应用的需要,MMCs的冲击力学性能的研究十分活跃。Bless等人<sup>[2]</sup>在实验中发现,一些MMCs的抗侵彻性能比母材提高了近三倍;Marchand<sup>[3]</sup>等的研究表明,MMCs的极限应力强度因子在冲击条件下会有显著的上升;Harding

收稿日期: 1999-05-20; 收修改稿日期: 1999-07-22

基金项目: 国家自然科学基金重大项目(19891180)

作者简介: 黄晨光(1969),男,博士,副研究员,研究方向为材料动态力学性能及强激光与物质相互作用。

等<sup>[4]</sup>认为在高速载荷作用下, SiC/2124 铝合金的拉伸断裂应变会比准静态时有较大的提高。这些有趣的实验结果激发了人们从不同角度和层次来系统研究 MMCs 在高速加载下的力学性能。

Rajendra 等<sup>[5]</sup>对 SiC 和 B<sub>4</sub>C 颗粒增强的不同铝合金复合材料, 实验研究了应变率和界面条件对动态力学性质的影响。Tvergaard 等<sup>[6]</sup>用有限元方法系统地讨论了颗粒含量、形状和分布形态, 基体材料的性能参数等因素在 MMCs 宏观力学性能中的作用。Lin<sup>[7]</sup>利用数值方法, 通过大量的计算结果拓展了 Chaboche 的本构方程, 使之能够应用到 MMCs 中。Hong 等<sup>[8]</sup>试图通过在不同的时效条件下 SiC 增强铝合金所表现出的动态力学性质差异, 来研究基体的显微结构对复合材料宏观性能的影响。

本文作者利用分离式 Hopkinson 拉杆和压杆, 对多种 SiC 增强铝合金复合材料的冲击性能进行了研究, 讨论了应变率对复合材料强度、硬化模量和失效应变的影响。特别是结合不同材料所表现出的相异的破坏特征, 分析了 MMCs 的动态拉压不对称性, 得出了一些和以往结论不同的观点, 并在一定程度上得到实验结果的验证。

## 1 实验

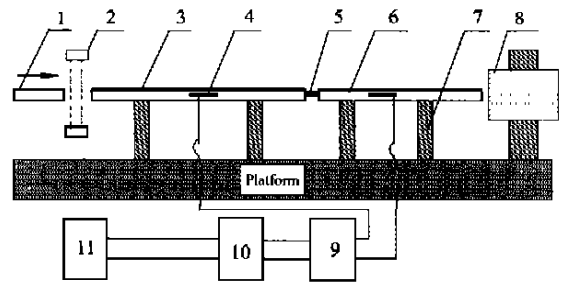
### 1.1 实验装置

在 MMCs 冲击力学性能的测试中, 采用了自行研制和改进的分离式 Hopkinson 压缩杆和拉伸杆。装置示意图如图 1、图 2 所示。基本测试原理为弹性杆中的一维应力波导理论, 通过入射杆和透射杆上应变传感器所记录的入射波、反射波和透射波计算出被测试样的应力应变关系, 具体可参见文献[10]。

实验中, 加载脉宽由子弹(撞击杆)的长度决定。同时可以通过改变气室压力和子弹加速距离, 调节子弹到达砧杆时的速度来控制应力波的幅值。一般的, 冲击压缩实验的应力波形较理想, 而想获得较好的冲击拉伸实验则相对困难。为此我们作了两方面的改进: (1) 在入射杆和砧杆间引入了膛杆和连接棒(见图 2), 这样通过连接棒材料和几何尺寸的选择, 可以对拉伸波进行二级调控, 同时一定程度上起到光滑和滤波的作用; (2) 在试样应力应变关系的计算中, 抛弃经典 Hopkinson 杆理论, 采用行波法来处理, 以提高测试精度。

推导出的试样应力、应变如下:

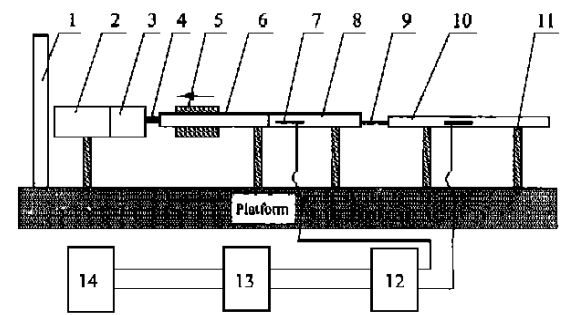
$$v_{inp} = c(2\epsilon_a - \epsilon_b + \epsilon_c - \epsilon_d) \quad (1)$$



1—Bullet 2—Velocity meter 3—Input bar 4—Strain gauge 5—Sample 6—Transmission bar 7—Supporter 8—Energy absorbing device 9—Amplifier 10—Oscilloscope 11—Computer

图 1 气动 Hopkinson 压缩杆装置示意图

Fig. 1 The sketch map of Split Hopkinson Pressure Bar



1—Protection plate 2—Energy absorbing bar 3—Bearing bar 4—Linkage bar 5—Bullet 6—Bore bar 7—Strain gauge 8—Input bar 9—Sample 10—Transmission bar 11—Supporter 12—Amplifier 13—Oscilloscope 14—Computer

图 2 直拉式 Hopkinson 拉伸杆装置示意图

Fig. 2 The sketch map of Modified Split Hopkinson Tension Bar

$$\epsilon_{inp} = (\epsilon_b - \epsilon_a + \epsilon_c) \quad (2)$$

$$\epsilon = \frac{1}{l} \int_0^t (v_{inp} - c\epsilon_{out}) dt \quad (3)$$

$$\sigma = \frac{1}{2} EA (\epsilon_{inp} + \epsilon_{out}) \quad (4)$$

其中:  $\sigma, \epsilon$  为试样上的应力和应变;  $v_{inp}, \epsilon_{inp}, \epsilon_{out}$  为入射杆连接试样处的质点速度和应变以及透射波信号;  $\epsilon_a, \epsilon_b, \epsilon_c, \epsilon_d$  分别为图 3 所示各处的应变, 实验中,

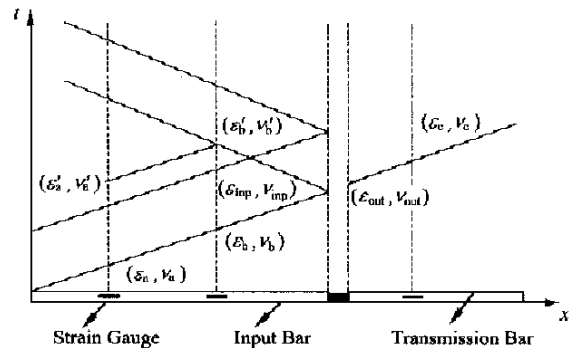


图 3 行波法处理 Hopkinson 杆示意图

Fig. 3 The application of motion wave method in the SHPB/SHTB experiments

可以通过高频响应示波器记录获得。当入射波在导杆上没有畸变,且入射波和反射波波形可以分开时,式(1)~式(4)可以退回到经典Hopkinson杆理论。

另外,在 Instron 4026 装置上测试了各复合材料的准静态拉伸和压缩性能,用以比较MMCs动态和准静态宏观力学性能间的差异。

### 1.2 实验材料

实验用材料为英国 Goodfellow 公司提供的 15% SiC<sub>P</sub>/AlLi, 中科院金属所研制的 15% SiC<sub>P</sub>/Al-5Cu, 15% SiC<sub>P</sub>/2124, 30% SiC<sub>P</sub>/6061 和 20% SiC<sub>W</sub>/6061。所有材料用粉末冶金法制备,除 15% SiC<sub>P</sub>/AlLi 外,其余材料经过 T6 时效处理。各材料的元素组成如表 1 所示。在表 1 中,增强体含量均为

体积百分数。另外,为叙述方便,在本文的以下各部分中,用材料号代替各材料的名称。

试样的制备采用传统的车、磨工艺。冲击压缩试样的尺寸为 Φ10 mm × 12 mm,冲击拉伸试样为哑铃状,两端外螺纹分别与入射杆和透射杆相连,测试段尺寸为 Φ6 mm × 18 mm。在准静态实验中,采用试验机所需的标准试样和应变计,以保证应力应变关系测量的可靠性。

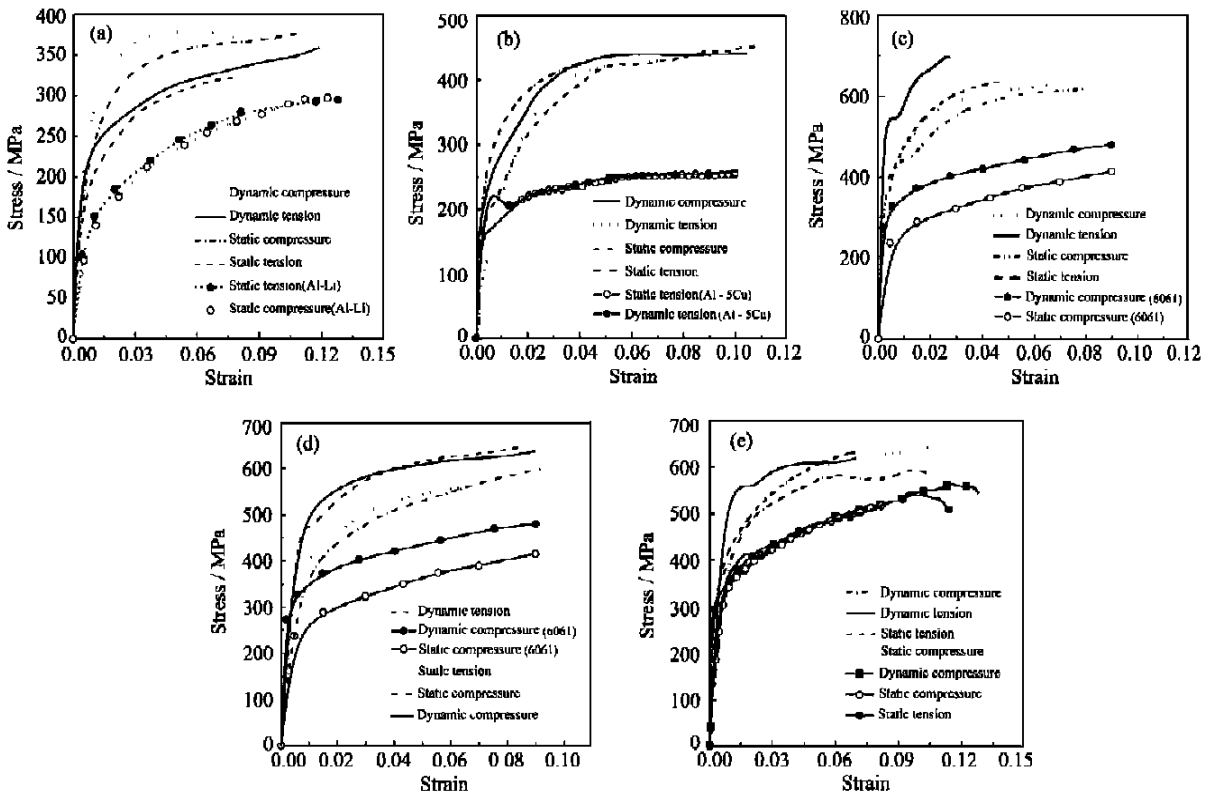
### 1.3 宏观应力应变关系

通过前述的动态和准静态力学性能测试手段和分析方法,得到了各种复合材料及其基体材料的宏观应力应变关系曲线如图 4 所示。它一方面是研究 MMCs 力学性能的各种宏观规律的基础,另一方面

表 1 实验用材料的元素组成

Table 1 The elements constituent of various MMC materials

| No. | Reinforcement and its size         | Matrix | Al    | Cu    | Mg    | Li  | Mn   |
|-----|------------------------------------|--------|-------|-------|-------|-----|------|
| 1   | 15% SiC <sub>P</sub> (~ 20μm)      | AlLi   | 81    | 1.2   | 0.8   | 2.0 | /    |
| 2   | 14.8% SiC <sub>P</sub> (3~5μm)     | Al-5Cu | 80.66 | 4.51  | /     | /   | /    |
| 3   | 15% SiC <sub>P</sub> (3~5μm)       | 2124   | 78.19 | 5.783 | 0.663 | /   | 0.35 |
| 4   | 17% SiC <sub>W</sub> (~ Φ1 × 15μm) | 6061   | 81.45 | 0.61  | 0.36  | /   | 0.15 |
| 5   | 30% SiC <sub>P</sub> (3~5μm)       | 6061   | 68.44 | 0.218 | 0.359 | /   | 0.25 |



(a) 15% SiC<sub>P</sub>/AlLi (b) 15% SiC<sub>P</sub>/Al-5Cu; (c) 15% SiC<sub>W</sub>/6061; (d) 30% SiC<sub>P</sub>/6061; (e) 15% SiC<sub>P</sub>/2124

图 4 几种金属基复合材料的应力应变关系曲线

Fig. 4 The curves of strain vs stress of various metal matrix materials and their matrixes

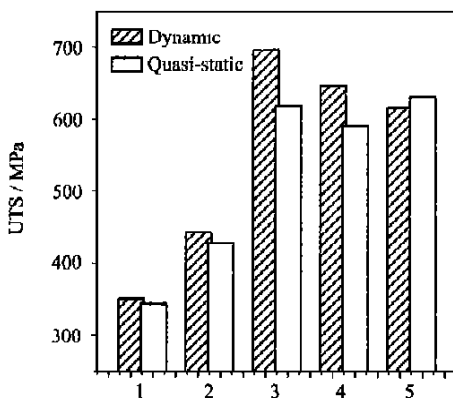
它可以作为探讨材料变形和破坏机制的有力佐证, 同时它也是发展 MMCs 本构方程必不可少的依据。

## 2 冲击动力学性能

前面给出了几种 MMCs 在准静态、冲击条件下的拉伸和压缩性能曲线, 从中可以总结出一些宏观的变形规律。本文作者在此特别关注金属基复合材料的应变率敏感性。因为在以往的研究中, 研究者根据各自的实验结果得出了一些不同的结论<sup>[1-3]</sup>。

### 2.1 MMCs 强度的应变率敏感性

图 5 展示了 MMCs 分别在准静态和快速载荷作用下的 UTS (拉伸强度), 发现以 6061 铝合金作为基体的两种材料存在正的应变率敏感特征, 即在高应变率条件下具有较高的 UTS 值, 而其它金属基复合材料在文中涉及的应变率区间内, 其强度与应



1—15% SiCp/AlLi; 2—15% SiCp/Al-5Cu; 3—15% SiCw/6061;  
4—30% SiCp/6061; 5—15% SiCp/2124;

图 5 几种 MMC 材料拉伸强度与加载速率的关系图

Fig. 5 The relationship between the UTS of MMCs and the strain rate

变率的关系不明显。

一般地, MMCs 强度的应变率敏感性由基体材料的应变率敏感特征决定。这是因为在组成 MMCs 的基体、增强体和界面三相中, 作为增强体的陶瓷可以看作率无关的简单弹性材料, 而界面层虽然根据制备工艺及化学成分的不同, 表现出较为复杂的变形特征, 但其所占比例极小, 不足以影响材料整体变形的率相关性 (当然, 对材料的失效, 界面层的性能是极为重要的)。

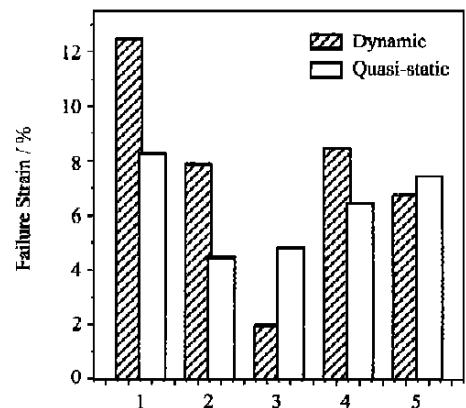
那么, MMCs 中常用作基体材料的铝合金的应变率效应究竟如何呢? 在已有的材料冲击性能的实

验与理论研究中达成了如下共识: 材料的应变率敏感性分为两类: 现实敏感性和历史敏感性, 而以大多数铝合金为代表的面心立方 (fcc) 材料的应变率的相关性是后者, 即应变率往往只是改变材料的硬化速率而对强度的影响较小<sup>[11]</sup>。从图 4 可以看出, 除 6061 铝合金以外, 其它基体 (2124 铝合金, Al-5Cu, AlLi 合金) 均符合这一规律。

这样, 图 5 所展示的 MMCs 强度随应变率的变化规律就容易解释了。

### 2.2 MMCs 失效应变的率敏感性

图 6 比较了几种 MMCs 在准静态和动态下的失效应变。从中可以看出, 对于 1、2、5 号三种材料, 失效应变在冲击条件下有所提高, 分别为 12.5%、7.9% 和 8.5% (在准静态条件下分别只有 8.3%、4.5% 和 6.5%)。



1—15% SiCp/AlLi; 2—15% SiCp/Al-5Cu; 3—15% SiCw/6061;  
4—30% SiCp/6061; 5—15% SiCp/2124;

图 6 几种 MMC 材料失效应变与加载速率的关系图

Fig. 6 The effect of loading rate on the failure strain of MMCs

这一结论与 J. Harding 等人<sup>[4]</sup>的发现一致。它表明一些 MMCs 在冲击载荷作用下可能同时表现出比准静态时更高的强度和韧性, 这引起了航空和军工部门广泛的关注。

冲击条件下 MMCs 失效应变的增加, 往往并不意味着材料塑性变形能力的增大, 而是由基体内空洞型损伤在高应变率下的稳定扩展过程所决定<sup>[4]</sup>。对经历不同变形速率的 MMCs 基体内的位错密度进行观察发现, 位错密度 (表征塑性变形的大小) 与应变率的关系不明显。这从一个侧面认证了上述的解释。另外, 这一解释有一个前提条件, 即材料的破坏是由基体破坏所决定的。本文后面的工作表明, 1、

2、5号三种材料的破坏确实与基体的损伤过程密切相关。其中2号材料的破坏控制机理就是基体的破坏,故其失效应变在不同应变率下的差异尤为明显。

与此同时应注意到,图6中另外几种MMCs,如3、4号材料,随着应变率的提高,拉伸失效应变值呈现下降趋势。产生这一不同现象的原因在于:这两种材料在冲击条件下破坏的控制机理是晶须的断裂和增强颗粒的破坏,而不是基体的损伤演化和破坏,文献[4]的解释自然不能适用。

本实验结果意味着,并不是所有的MMCs在高应变率下均能同时获得较高的强度和韧性,只有采用合适的设计和工艺流程,才能取得这样的效果。

### 2.3 MMCs的应变硬化特点

MMCs硬化模量对应变率的依赖,一般可以总结为,在高应变率下,硬化模量在变形早期上升较快,而在变形后期,较之于基体又会出现快速的下降(参见图5)。

关于MMCs的硬化模量引入下式来描述:

$$\Theta = \eta(\Theta_h - \Theta_r - \Theta_d + \Theta_{tr}) \quad (5)$$

其中: $\Theta_h$ 表示增强体的引入,基体内位错密度的增加所引起的硬化; $\Theta_r$ 表示材料动态回复诱导的软化现象; $\Theta_d$ 为材料内温度升高和损伤所引起的软化。这三种因素都是应变率相关的, $\Theta_h$ 随应变率的增大而升高,因为根据Klepaczko的结论<sup>[11]</sup>,有

$$\rho_d = M(\dot{\epsilon}) \quad (6)$$

其中: $\rho_d$ 为位错密度, $M(\dot{\epsilon})$ 为应变率的单调增加函数。

另外,在高应变率下,位错没有足够的时间完成回复,故 $\Theta_r$ 会随应变率的升高而减小。而在变形早期,试样的温度升高不大,损伤度较小, $\Theta_d$ 对硬化模量的影响难以体现。这样就可以解释,在冲击载荷作用下,MMCs变形的早期,其硬化模量上升较快的原因。

在式(5)中,描述了两种材料CTE间的差异和增强体分布、方向、大小以及界面情况等对材料硬化模量的影响。 $\Theta_{tr}$ 描述的是增强体加入后,对材料模量的纯结构方面的影响。当增强体的模量高于基体模量时,该项为正,反之为负。在过去的文献中,都忽略了该项的影响,这在很多情况下并不适用。图7显示的是作者使用自洽理论<sup>[12]</sup>预测出的增强体(颗粒)的模量体积含量对复合材料模量的影响(纯结构效应,不计式5中前三项)。

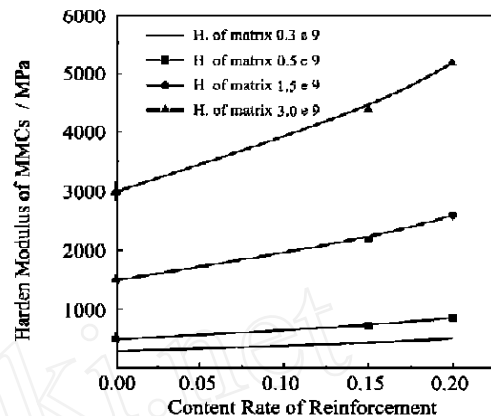


图7 增强体对MMCs硬化模量的改变(结构效应)

Fig 7 The contribution of reinforcement to the modulus of MMCs (structure effect)

至于MMCs的硬化模量,在经历一定变形后的迅速下降可以解释为:由于增强体的存在,在其附近会出现一些变形、应力的集中区及高的三轴应力度,此处极易发生较大的塑性变形及损伤的萌生、演化和发展,导致硬化模量下降。

### 3 MMCs在高应变率下的变形、破坏特征

利用SEM观察了几种MMCs冲击拉伸试样的断口,发现一些典型断裂特征如图8(a)~图8(e)所示。

#### (1) 界面的脱粘(Debonding)和大颗粒的破碎

图8(a)显示的是1号材料在冲击条件下的断口。两个显著的特点是:可以看到颗粒的破碎;在断口的大部分颗粒周围,都可以观察到基体与颗粒间的裂缝。并且在断口上,有颗粒拔出后残留的十分清晰的痕迹。

MMCs材料发生颗粒的破坏一般不易看到,但是当颗粒尺寸较大时( $\sim 20\mu\text{m}$ ),由于陶瓷增强体内出现缺陷的几率较高,容易导致颗粒的破碎。图8(a)中,颗粒的破坏就是因为上述原因。

当然,最终控制该材料破坏的主要原因是界面的脱粘,这不仅由于在断口上,界面破坏更加普遍,还因为,当材料界面强度较弱,且存在大量垂直于拉伸方向的界面时,界面的脱粘相对于颗粒的破坏来说更加易于发生。

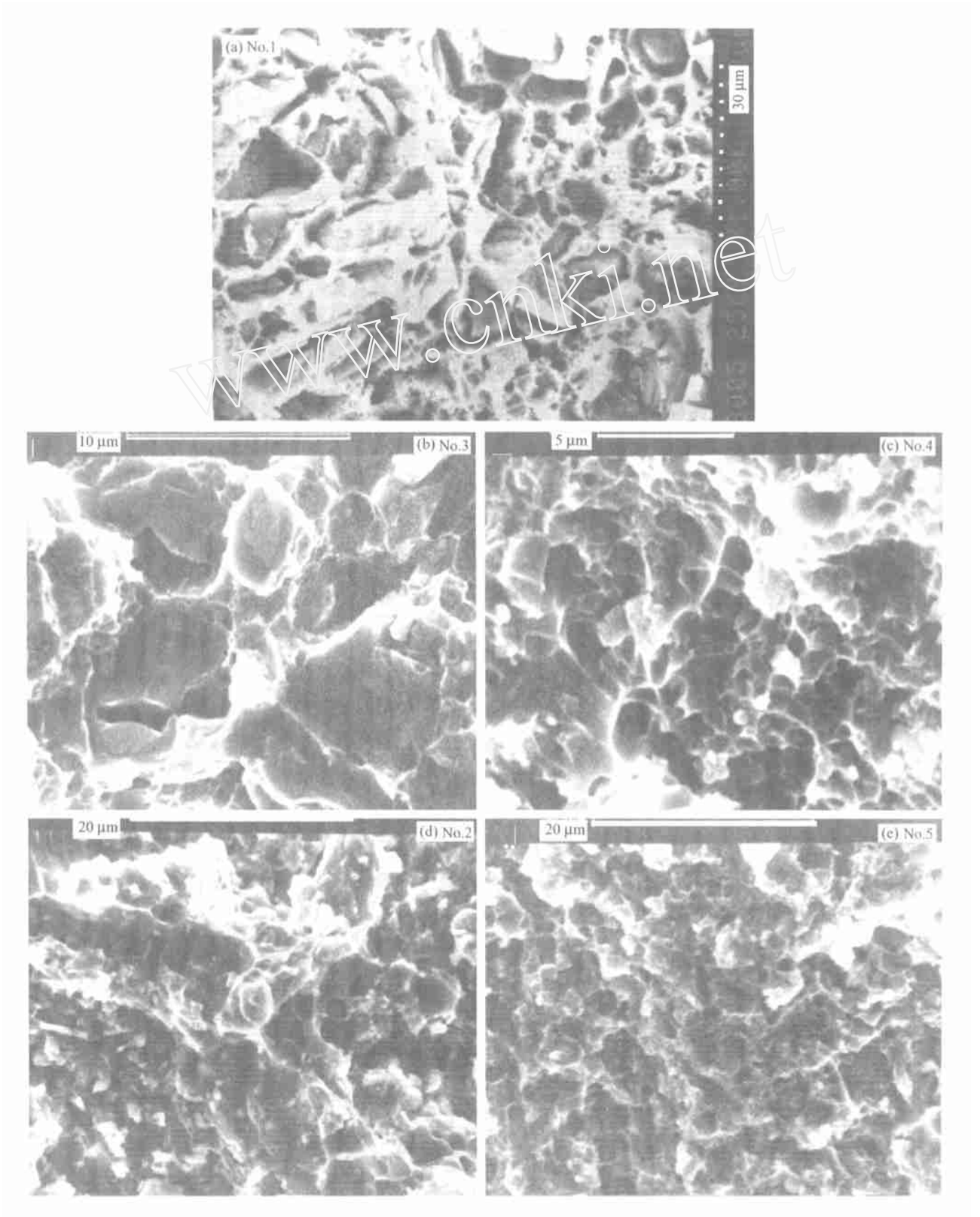


图 8 MMCs 冲击拉伸试样 SEM 典型断裂特征

Fig 8 Typical SEM fractural characteristics of MMCs samples under impact tension

另外, SEM 亦观察到了表明基体内发生塑性变形的韧窝结构。

#### (2) 小颗粒的破坏(Cracking)

图 8(b) 描述了 3 号材料破坏的主要原因——小尺度增强体颗粒( $\sim 3\mu\text{m}$ )的开裂和破坏。图中几乎看不到界面破坏的现象, 这表明良好的材料制备工艺保证了界面的高强度。

正如前面提及的, 在 MMCs 材料中, 颗粒破坏的出现是较少发生的, 特别当增强体颗粒的尺度如此小的情况下, 更是少见报道。

对 2124 铝合金基体的 SEM 观察, 可以发现基体材料在破坏前有较大的塑性形变发生, 断口呈现大量细密的韧窝。

材料断口形貌的研究可以得出其破坏机制: 增强体内的裂纹在外载荷的作用下, 扩展到基体内, 导致复合材料整体的失效。

#### (3) 晶须的断裂

在图 8(c) 中, 展示了 4 号材料的断口形貌: 基体内有大量细密的蜂窝状结构; 基体内可以发现一些晶须拔出后留下的柱形空洞; 在大部分晶须拔出后形成的空洞, 可以看到残留的增强体材料。这表明 4 号材料动态拉伸破坏的主要机制为晶须断裂。

这不同于人们在准静条件下所取得的结论: 晶须增强 MMCs 材料破坏的主要原因为基体和界面空洞的萌生及演化, 致使界面剥离和基体破坏。

另外, 该材料进行冲击拉伸实验时, 试样往往会发生碎裂, 形成多个断面。

#### (4) 基体损伤、破坏控制机理

图 8(d)、8(e) 描述了 2 号和 5 号材料的微观断口形貌特征。这两种材料的断裂机制是大致相同的, 其共同的特点为: 基体发生变形与损伤的痕迹明显, 均可观察到细密的韧窝; 虽然可以在断口上发现一些颗粒和颗粒拔出后的痕迹, 但从整体而言, 增强体被基体埋没, 在断口出现的几率很少。

故此, 上述两种材料的主要破坏机理就是基体本身的失效。即该材料体系中, 与界面和增强体相比, 基体是最弱的一根。这一点还可以从宏观性能曲线上得到一些间接的验证, 如上述两种材料的硬化过程比其余几种材料明显长, 这表明材料的塑性变形被充分的利用。换言之, 当基体发生较大程度的塑性形变时, 颗粒破坏、界面脱粘等现象并没有(或很少)出现。

## 4 拉压不对称性的讨论

在 MMCs 材料的拉伸和压缩实验中, 无论是准静态, 还是在高速加载条件下, 往往会表现出类似于“Bauchinger 效应”的拉、压性能的不对称现象。以往的解释<sup>[1]</sup>可总结为:

(1) 此现象源于 MMCs 制备过程中的热失配应力。MMCs 内增强体和基体的热膨胀系数(CTE)一般不同, 而在材料的制备工艺中, 材料又必须经历不同的温度环境, 故此热失配应力的产生无法避免。

(2) 当增强体为颗粒状(特别是球形)时, 热失配应力只是影响到基体材料的三轴应力度, 而对其偏应力张量的影响较小, 此时材料的拉压性能应该大致相当, 即没有明显的拉压不对称性。

(3) 当增强体为沿载荷方向分布的晶须状(Whisker)时, 由于基体内的绝大部分区域承受拉伸应力(增强体的 CTE 小于基体的值), 此时材料的拉伸性能(如屈服应力、强度)应低于压缩时的值。

本文中我发现了一些新的拉压不对称特点, 并在解释这些新现象的过程中强调: 拉压的不对称性应该由热失配应力的分布、材料变形、损伤及破坏的机制共同决定。

(1) 颗粒增强材料中出现的拉伸性能低于压缩性能

按照传统的分析<sup>[1]</sup>, 颗粒增强 MMCs 材料的拉压性能应大致相当, 不会出现拉压的不对称性。但从图 4(a) 中, 可以看到 1 号材料中确实存在明显的压缩性能高于拉伸性能的情形。

这种看似矛盾的结果源于前述的分析没有针对材料具体的损伤、破坏机理, 对于当前的 MMCs 材料, 存在大量垂直于载荷方向的较大尺度的界面(由于颗粒尺寸较大), 而且界面结合强度不高, 界面脱粘是材料破坏的控制机理, 此时, 拉伸无疑会更加有利于界面的破坏。这样, 实验中得出的拉伸-压缩性能的不对称性是可以理解的。

当然, 如果 MMCs 材料的破坏主控机理是基体的破坏, 如 5 号和 2 号材料, 拉伸和压缩的性能参数确实大致相同, 如图 4(d), 4(b) 所展示的一样。同时, 如果 MMCs 材料的破坏是由颗粒增强体本身的破坏所导致(如 3 号材料), 由于热失配应力在颗粒内引起的较高三轴应力度对其破坏影响不大, 其拉伸和压缩性能亦应大致相当。正如图 4(e) 所示。

(2) 晶须增强 MMCs 材料的拉伸性能高于压缩性能

表 2 MMCs 拉压不对称性的总结

Table 2 The summary of asymmetry of mechanical behaviors of MMCs materials

| Reinforced shape | Failure mechanism   | Conditions for failure occurrence                         | Comparison of tension and compressure |
|------------------|---------------------|---|---------------------------------------|
| Particulate      | Particulate failure | Large particle size or high strength interface and matrix | Symmetry                              |
|                  | Matrix failure      | Small size, strong bonding and weak matrix                | Symmetry                              |
|                  | Debonding           | Weak interface, large particle size                       | Tension < Compressure                 |
| Whisker          | Whisker fracture    | Strong bonding and impact loading                         | Tension > Compressure                 |
|                  | Matrix failure      | Low loading rate and weak matrix and interface            | Tension < Compressure                 |

在图 4(c) 中显示的这种拉压不对称性-拉伸性能高于压缩性能, 也是和已有的晶须增强材料中的拉压不对称性规律不同的。

原因在于我们是在冲击载荷作用下进行的性能实验, 且材料的界面结合较好, 晶须的破坏变成了复合材料主要的失效机理 (这在准静态条件下或者材料的界面强度较低时, 往往并不成立)。此时, 热失配应力对拉压对称性的影响应针对增强晶须来分析。一般的, 增强晶须的 CTE 要小于基体材料的值, 遮复合材料冷却的过程中, 晶须沿长度方向受压应力较大, 当其长度方向与载荷方向一致时, 外加的压缩载荷相对拉伸更促进晶须的破坏, 故此, 其压缩的屈服应力和强度要低于拉伸时的值。

表 2 总结了 MMCs 的拉压对称特性与材料失效机理、颗粒形状等因素间的关系。通过表 2, 可以发现, MMCs 拉压的不对称特点在一定程度上能够反过来作为判断 MMCs 破坏控制机理的标识。

## 5 结 语

实验研究了五种金属基复合材料的冲击动力学性能, 探讨了其变形和破坏的一些物理机制, 主要包括:

(1) 金属基复合材料强度的应变率敏感性由基体材料决定。当以对应变率敏感的 6061 铝合金作为基体时, 无论是晶须增强, 还是颗粒增强, 复合材料的强度都显著依赖于加载速率。而以其它铝合金为基体的复合材料的应变率敏感性仅体现在材料的硬化模量上。

(2) MMCs 的初始硬化速率明显高于基体材料, 并且应变率越高, 硬化速率越大, 文中讨论了产生这一现象的原因, 同时强调了增强体对改变基体模量纯结构方面的作用, 这往往被忽略。

(3) MMCs 的失效应变以不同的方式依赖于应变率。

(4) 展示了 MMCs 在冲击加载下几种不同的破坏控制机理, 如界面脱粘, 基体失效, 大尺度颗粒的破坏, 小颗粒的碎裂等。文中分析了不同破坏机理所对应的原因, 并探讨了不同失效机制, 对于材料破坏应变的率相关性、拉压性能的对称性等的影响。

(5) 报道了 MMCs 在冲击条件下表现出的拉压不对称性的几种新现象, 并从热失配应力、损伤和破坏主要机制两个方面, 更全面的探讨了这一问题, 在此基础上, 我们认为, 材料的拉压不对称性可以在一定程度上作为判断材料微观失效机理的标识。

## 参考文献:

- [1] Clyne T W, Withers P J. An introduction to metal matrix composites [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1993
- [2] Bless S J, Jurick D J, Mothy S P. Penetration and dynamic properties of metal matrix composites[A]. In: Meyers M A, ed. Int conf high strain rate phenomena in materials [C]. Sandiego: Plenum Press, 1990. 1051- 1058
- [3] Marchand A, Duffy J, Christman T A, Suresh S. Experimental study of the dynamic mechanical properties on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC [J]. *Engng Fract Mech*, 1988, 30: 295- 303
- [4] Pickard S M, Derby B, Harding J, Taya M. Strain rate dependence of failure in 2124 Al/SiC whisker composite [J]. *Failure in Composite*, 1988, 22: 601- 606
- [5] Vaidya R U, Song S G, Zurek A K. Dynamic mechanical response and thermal expansion of ceramic particle reinforced aluminum 6061 matrix composites[J]. *Phil Magzine A*, 1994, 70: 819- 836
- [6] Tvergaard V. Analysis of tensile properties for a whisker-reinforced metal matrix composite[J]. *Acta Mater*, 1990, 38: 185- 195
- [7] Licka J, Needleman A, Suresh S. An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites[J]. *Acta Metall Mater*, 1991, 39: 2317- 2335
- [8] Vaidya R U, Zurek A K. Dynamic mechanical response of an SiCp/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(8090) composite[J]. *J of Mater Sci*, 1995, 30: 2541- 2548
- [9] Hong S I, Gray III G T, Lewandowski J J. Dynamic deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy matrix composites reinforced with 20 vol% SiC [J]. *Acta Mater*, 1993, 41: 2337 - 2351.
- [10] 黄晨光. 几种金属材料的动态力学性能和激光辐照下结构的热力耦合破坏[D]. 北京: 中国科学院力学研究所, 1996
- [11] Klepaczo J R. Microscopic deformation mechanism of metal under impact loading[A]. In: Harding, et al, eds. Int conf mech prop mater at high rate of strain [C]. Oxford: Bristol Institute of Physics, 1989. 283- 298
- [12] Cobbin S F, Wilkinson D S. Influence of matrix strength and damage accumulation on the mechanical response of a particulate metal matrix composite[J]. *Acta Metall Mater*, 1994, 42: 1311 - 1318