

高体积分数 TiB_2/Al 复合材料的动态压缩性能

武高辉¹, 朱德智^{1,2}, 陈国钦¹, 姜龙涛¹

(1. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 华南理工大学, 广东 广州 510640)

摘要: 采用分离式霍普金森压杆(SHPB)研究高体积分数 TiB_2/Al 复合材料(55%-65%)的动态压缩性能, 并对其在高应变率下的损伤机制进行分析。结果表明, 相比应变率不敏感的基体合金, 高体积分数 TiB_2/Al 复合材料表现出明显的应变率敏感性; 且随着体积分数的增加, 其应变率敏感系数和流动应力值表现出先升后降趋势。在高应变率冲击下, 复合材料表现为脆性断裂, 增强相含量越高复合材料越易剪切破坏。复合材料断面局部呈现熔融铝团, 直径为 50~200 μm , 这与绝热温升效应有关。绝热温升使得基体合金软化, 有效缓解高体积分数复合材料的瞬态失稳破坏。

关键词: 金属基复合材料; 霍普金森压杆(SHPB); 高应变率压缩; 应变率敏感性

中图分类号: TB 331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2010)02-0264-04

高体积分数颗粒增强金属基复合材料由于具有高比刚度、高比强度、低密度和优越的热物理性能而被广泛地应用于航空航天、军工、汽车和电子封装等领域^[1-4]。其中, 很多应用领域都涉及到动载荷的作用, 甚至是超高速碰撞。因此, 研究其动态力学性能对该类复合材料的设计、开发及工程应用都具有重大意义。

目前, 对颗粒增强金属基复合材料动态力学行为的研究主要集中在低体积分数复合材料(体积分数为 5%~25%)^[5-13], 包括应变硬化和应变率硬化效应^[5,6], 微观结构损伤^[7-10], 本构模型的建立与动态响应的模拟计算等^[11-13], 而对高体积分数颗粒增强金属基复合材料(>40%)的研究却鲜见报道。为此, 本实验采用压力浸渗工艺制备体积分数为 55%~65%的 TiB_2/Al 复合材料, 采用分离式霍普金森压杆(SHPB)分析应变率和体积分数对高体积分数复合材料动态力学性能的影响。

1 实验

基体选用 Al-Cu-Mg 合金(2024Al), 增强相采用 TiB_2 陶瓷颗粒, 体积分数为 55%~65%。 TiB_2 增强相的粒度分布为 4~20 μm , 平均粒度为 8 μm 。 TiB_2/Al 复合材料采用压力浸渗工艺制备。首先, 将一定含量的 TiB_2 颗粒装入模具, 制成体积分数分别为 55%, 60%, 65% 的颗粒预制件, 装入模具中, 于 500~600 $^{\circ}\text{C}$ 保温。将铝液于 700~800 $^{\circ}\text{C}$ 浇铸, 迅速加压至 30 MPa, 保温 5

min 后脱模, 得到 TiB_2/Al 复合材料。 TiB_2/Al 复合材料的热处理工艺为: 将试样在 495 $^{\circ}\text{C}$ 盐浴中固溶处理 1 h, 水淬至室温, 之后在 160 $^{\circ}\text{C}$ 的烘干箱中时效 10 h。

动静载荷下的压缩试样采用直径 8 mm 的圆柱, 其长度分别为 8 mm 和 12 mm。准静态压缩试验在万能拉伸试验机上进行, 其应变率为 $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。动态压缩试验采用分离式霍普金森压杆, 其应变率为 $1 \times 10^3 \sim 2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 。由于本实验材料的塑性差, 在很低的塑性应变下, 材料就发生了失效。因此, 在冲击波脉冲的调节上和其他低体积分数增强的金属基复合材料稍有区别。为了增加波的上升时间, 在入射杆前使用了一个铜垫片作为波形整形器(pulse shaper), 如图 1 所示。该铜片在受到冲击时发生塑性变形, 从而延长了波的上升时间。同时, 为了减小试样与压杆之间的摩擦, 在试样两端涂抹黄油。试验前后材料的显微组织结构采用 S-570 扫描电镜观察。

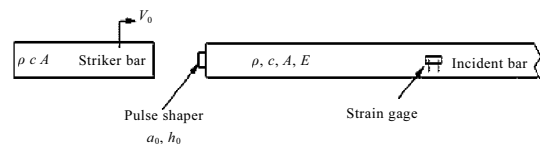


图 1 SHPB 波形整形器示意图

Fig.1 Schematic diagram of pulse shaper

收稿日期: 2009-02-20

作者简介: 武高辉, 男, 1955 年生, 教授, 博士生导师, 哈尔滨工业大学材料学院, 黑龙江 哈尔滨 150001; 通讯作者: 朱德智, 博士, 电话: 0451-86402375, E-mail: zdzandy@126.com

2 结果与分析

2.1 微观结构与压缩损伤

TiB₂/2024Al 复合材料的显微组织如图 2a 所示。结果表明, 复合材料中 TiB₂ 颗粒紧密排布。这种自然堆垛的方式有效避免了颗粒的偏聚, 使材料在动载荷下的行为不受材料缺陷的影响, 从而获得更加可靠的数据。

图 2b 显示了复合材料在动载荷压缩后的微观结构损伤。可以看出, 颗粒破损十分严重, 主要存在于颗粒之间接触点、颗粒不规则尖角部位和中部狭长区域, 这是因为高应变率响应取决于基体合金和增强相的动态行为一致性。从图 2a 中可以看出, 高的增强相含量导致颗粒之间互相搭接, 这使得基体的连续性被极大分割, 外加载荷可以直接通过颗粒之间的接触点传递。因此, 颗粒骨架承载结构成为影响材料力学性能和微观损伤的主要因素。

2.2 动态压缩性能

TiB₂/Al 复合材料的压缩应力-变曲线如图 3 所示。从中可以看出, 准静态压缩时的曲线具有较长的弹性变形过程, 而失效前的塑性变形阶段很小, 其曲线平直。这表明材料的塑性差, 抵御瞬间失稳破坏的能力低。而在动载荷下压缩时, 3 种材料均表现出明显的塑性变形, 其动态应力-应变曲线与塑性材料相似。

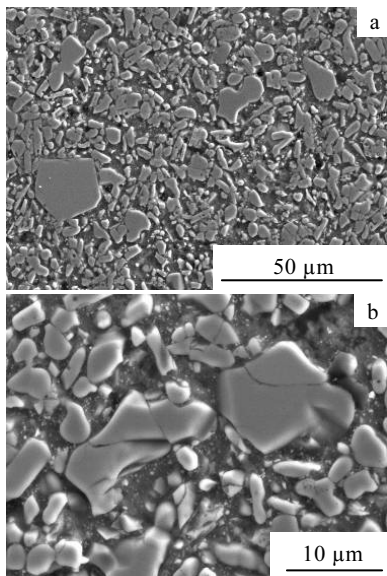


图 2 TiB₂/Al 复合材料的典型微观结构

Fig.2 Typical microstructures of TiB₂/Al composites: (a) original microstructure and (b) microstructure after dynamic compression

与低体积分数复合材料的动态应力-应变曲线不同, 本实验 3 种材料的应变硬化趋势不明显, 这与材料的体积分数和塑性变形能力有关。相比于应变率不敏感的基体 2024Al 合金, 55%~65%TiB₂/Al 复合材料在高应变下均表现出明显的应变率敏感性, 其压缩模量和流动应力均高于准静态。3 种材料的动态压缩曲线大致相似。在动载荷作用下其流动应力都随着应变率的增加呈现先升后降的趋势。通常, 准静态压缩过程是一个等温压缩的过程, 而高应变率压缩过程则属于绝热过程, 时间短变形快, 因此热量大量累积而得不到散发。这一方面导致了材料的流动应力因应变率强化效应而增加, 另一方面在热软化效应影响下而降低。

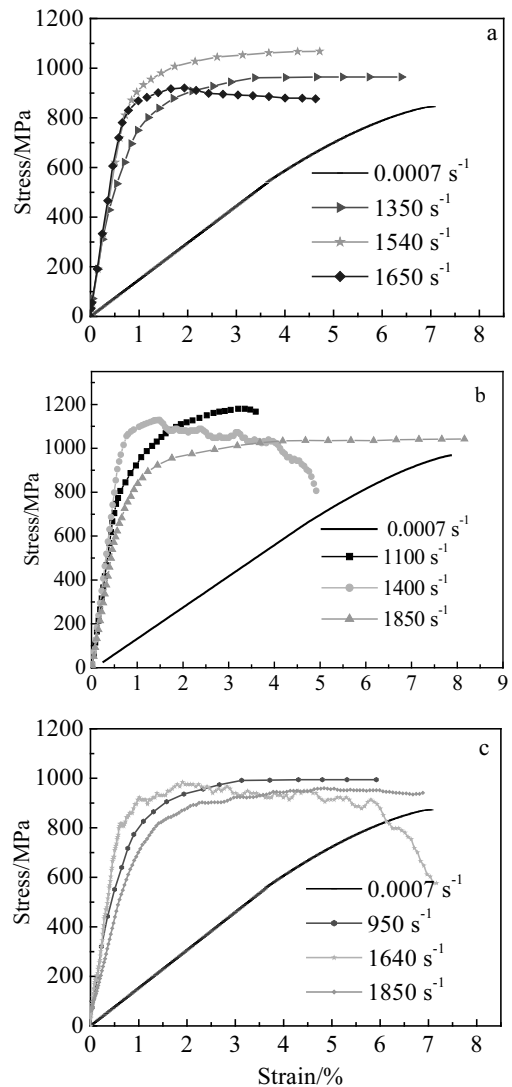


图 3 TiB₂/Al 复合材料动态压缩应力-应变曲线

Fig.3 Dynamic compression stress-strain curves of TiB₂/Al with different TiB₂ contents: (a) 55%, (b) 60%, and (c) 65%

另外,从图3中可以看出高应变率下材料的流动应力软化现象十分明显。55%TiB₂/Al复合材料在1650 s⁻¹压缩时,流动应力随着应变的增加先逐渐变大,当超过1.8%应变时,流动应力开始下降,呈现软化现象。而60%TiB₂/Al复合材料在1400 s⁻¹下压缩时,在1.4%应变时,流动应力存在明显的软化行为;类似现象也存在于1640 s⁻¹压缩时的65%TiB₂/Al复合材料。这3条曲线中都存在明显的应变率硬化和热软化效应,在1.4%-2.5%应变前,其流动应力随着应变的增加而急剧增加,随后材料的流动应力则存在一个明显的拐点并逐渐下降。

图4给出了3种TiB₂/Al复合材料典型的压缩断口形貌特征。可以看出,55%TiB₂/Al复合材料表现出塑性断裂的特征,如图4a所示。其压缩断口表面存在颗粒滑动和基体被拉长的现象。另外,沿着加载方向出现大量的滑动沟槽。而在图4b中,60%TiB₂/Al复合材料的剪切面上则观察到明显的熔融铝团,分析认为这些相变带的形成造成了一个局部低强度区域,从而诱发了材料的瞬间失稳破坏。而65%TiB₂/Al复合材料则表现为混合断裂特征,断面上分布着微裂纹和熔融铝带,如图4c中箭头所示。

在动态压缩过程中出现的基体合金软化/熔化现象,与绝热压缩过程中的基体的塑性变形有关。这是因为随着应变率的提高,高体积分数复合材料中基体的体积分数小,在外载作用的时候,陶瓷颗粒几乎不发生塑性变形,这样材料整体所发生的塑性变形都由基体来产生。在体积分数为55%-65%的复合材料中,颗粒呈高密度堆积。在外加冲击载荷的作用下颗粒之间的基体引起局部应力集中,在基体中产生很大的局部塑性应变和应变率,并且产生大量的热。这一系列的反应导致基体软化,应变硬化效果降低,使得复合材料的强度降低。因此,高体积分数TiB₂/Al复合材料的动态变形机制为:体积分数的增加使得复合材料由基体变形承受、传递载荷,而逐渐转变为由颗粒相接触形成的网状结构承受载荷。一方面,颗粒增强相组成的刚性载体在应变硬化的作用下表现出高的强度;另一方面,应变率的增加也加剧了增强相颗粒的损伤,加上热软化效应的作用,使得复合材料易发生绝热剪切破坏。

2.3 应变率敏感性

在高应变率压缩过程中,3种高体积分数复合材料表现出明显的应变率敏感性。本研究中采用 Hong 等人^[12]提出的应变率敏感系数来评价3种材料的应变率敏感性,其表达式如下:

$$R = \frac{\sigma_d - \sigma_s}{\sigma_s} \frac{1}{\ln(\dot{\epsilon}_d / \dot{\epsilon}_s)} \quad (1)$$

式中, R 为应变率敏感系数; σ 和 $\dot{\epsilon}$ 分别表示流动应力和应变率。下角标d和s分别表示高应变率和准静态压缩。通常,采用塑性变形阶段的流动应力来计算,按照式1得到3种高体积分数复合材料的应变率敏感系数,计算结果如图5所示。

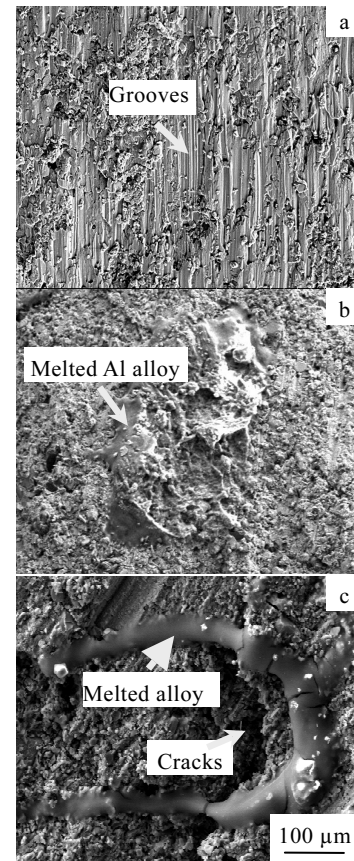


图 4 TiB₂/Al复合材料在动载荷下压缩断口的SEM照片
Fig.4 SEM images of TiB₂/Al composites with different TiB₂ contents: (a) 55%, (b) 60%, and (c)65%

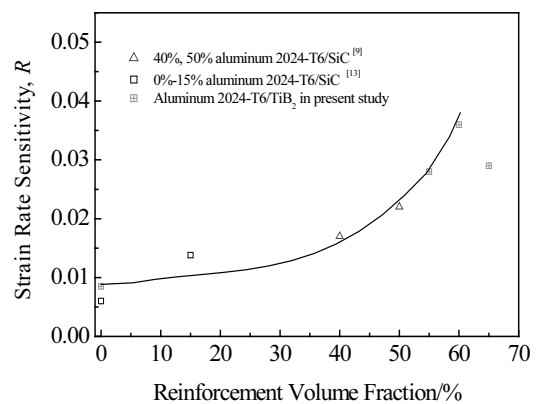


图5 2024Al-T6及其相应复合材料的应变率敏感性
Fig.5 Strain-rate sensitivity of 2024Al-T6 alloy and the corresponding composites

以往的研究^[5,8,11]表明: 颗粒增强金属基复合材料的应变率敏感性强烈依赖于基体合金的应变率敏感性。也就是说基体合金如果对应变率不敏感, 那么复合材料也就表现为不敏感。而众多的研究表明 2024Al-T6 合金是应变率不敏感的, 其在 $10^{-2}\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ 压缩时的应变率敏感系数仅为 0.006^[13]。而本实验中 3 种复合材料的应变率敏感系数约为 0.03~0.035, 比 2024Al-T6 合金高出 5~6 倍。因此, 推断本实验中材料的高应变率敏感系数主要是由增强体颗粒的高含量导致。从图 5 可以看出, 随着增强相含量的增加, 以 2024Al-T6 为基体的复合材料的应变率敏感性逐步增加。增强相含量在 30% 左右时, 复合材料的应变率敏感性增加不是很明显, 但是, 当增强相含量与基体合金含量接近或超过基体合金含量时, 复合材料的应变率敏感性急剧上升, 这与 Li 等人^[5]的理论预测结果一致。当增强相含量超过基体合金含量时, 增强相成为了复合材料中的连续相, 此时, 外加载荷通过互相连接的刚性 TiB₂ 陶瓷骨架传递, 而不是基体合金。在高应变率压缩时, 复合材料的应变率效应受到增强相承载结构的支配, 会表现出高的应变率敏感性。随着增强相含量增加到 65%, 复合材料的强度出现了明显的下降, 此时应变率效应也开始减弱。这是因为过高的增强相含量导致材料的致密度下降, 降低了材料的强度。因此, TiB₂ 增强相的体积含量应控制在 60% 左右, 此时复合材料的综合力学性能最优。

3 结 论

1) 在动载荷压缩下, 复合材料的塑性变形能力显著提高, 基体合金局部呈现出软化/熔融状态。这与绝热压缩过程中出现的绝热温升有关。

2) 动载荷压缩下 TiB₂/2024Al 复合材料表现为脆性断裂, 且增强相体积分数越高, 复合材料越容易剪切破坏。

3) 相比不敏感的基体合金, 高体积分数 TiB₂/2024Al 复合材料表现出显著的应变率敏感性, 其应变率敏感系数约为 0.03-0.035, 比 2024Al-T6 合金高出 5-6 倍。

参考文献 References

- [1] Zhang Q *et al. Mater Lett*[J], 2003, 57: 1453
- [2] Le Yongkang(乐永康) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1635
- [3] Lloyd D J. *Int Mater Rev*[J], 1994, 39: 1
- [4] Christman T *et al. Acta Metall*[J], 1989, 37: 3029
- [5] Li Y *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 382:162
- [6] Wei Q *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 381: 71
- [7] Perng C C *et al. Scripta Mater*[J], 1993, 29: 311
- [8] Wei Q *et al. Acta Mater*[J], 2004, 52: 1859
- [9] Marchi C S *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2002, 337: 202
- [10] Zhang H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 384: 26
- [11] Chichili D R *et al. Int J Solids Struct*[J], 1995, 32: 2609
- [12] Hong S I *et al. Acta Mater*[J], 1993, 41: 2337
- [13] Guden M. *Mater Sci Eng A*[J], 1998, 242: 141

Dynamic Compression Properties of TiB₂/Al Composites

Wu Gaohui¹, Zhu Dezhi^{1,2}, Chen Guoqin¹, Jiang Longtao¹

(1. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(2. South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: Dynamic compression properties and adiabatic shear behavior of TiB₂/Al composites (55%-65%, volume fraction) were investigated by split Hopkinson pressure bar (SHPB). The instantaneous failure of the composite was ascribed to the formation of adiabatic shear band when compressed. It is found that the composites tend to adiabatic shear failure as the reinforcement content increases. The flow stress and strain rate sensitivity exhibit rise/fall tendency with the increasing of strain rates. Additionally, the plastic deformation ability of the composites at high strain rates is highly improved. All the composites were failed in brittle fracture, which is controlled by the breaking of reinforcement particles and splitting of TiB₂-Al interfaces.

Key words: metal matrix composites; split Hopkinson pressure bar (SHPB); high strain-rate compression; strain rate sensitivity

Corresponding author: Wu Gaohui, Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin, 150001, P. R. China; Zhu Dezhi, Ph. D., Tel: 0086-451-86412075 E-mail: zdzandy@126.com