

文章编号: 1000-3851(2010)01-0062-06

40 vol%SiC_P/2024Al 复合材料的动态压缩性能

朱 耀, 庞宝君*, 石家仪, 杨震琦, 王立闻, 盖秉政

(哈尔滨工业大学 空间碎片高速撞击研究中心, 哈尔滨 150001)

摘要: 利用分离式霍普金森压杆(SHPB)研究了 40%体积分数的 SiC_P/2024Al 复合材料和基体材料 2024Al 在不同应变率下的动态压缩性能。在高应变率动态压缩时该复合材料与 2024Al 均表现出应变率不敏感, 复合材料屈服应力高于 2024Al; 与 2024Al 的应变硬化性能不同, 复合材料表现出应变软化性能。利用扫描电镜(SEM)观察动态压缩后复合材料试件的微观组织, 发现试件内部出现一些孔洞、微裂纹以及一些增强颗粒的破碎等损伤现象, 并且在较高应变率下基体呈现出明显的热软化甚至发生局部熔化, 由此判断, 在高应变率下 SiC_P/2024Al 复合材料宏观应变软化的机制为内部损伤及基体热软化。将 SiC_P/2024Al 复合材料与 2024Al 经 400℃下烧蚀 3 h 后自由冷却至室温, 利用 SHPB 再次进行测试, 与烧蚀前的测试结果相比, 2024Al 的性能明显下降, 而复合材料的性能变化较小, 表现出比基体材料更好的抗高温稳定性能。

关键词: 金属基复合材料; 动态压缩; 损伤; 热软化; 高温烧蚀

中图分类号: TB331; TG425 **文献标志码:** A

Dynamic compressive properties of 40 vol%SiC_P/2024Al composite

ZHU Yao, PANG Baojun*, SHI Jiayi, YANG Zhenqi, WANG Liwen, GAI Bingzheng

(Hypervelocity Impact Research Center, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Dynamic compressive properties of a 40 vol%SiC_P/2024Al composite and its matrix 2024Al were studied at various strain rates using split Hopkinson pressure bar (SHPB). The flow stress of the composite and 2024Al is strain-rate insensitive above 1500 s⁻¹, and the composite's yield strength is higher than that of 2024Al. Different from the strain-hardening property of 2024Al, a strain-softening performance is found in the compressive properties of the composite. Microstructure of the compressed composite specimens was characterized by SEM, some cavities, micro-cracks and particle fractures were observed in the specimens, and the matrix of the composite was softened, even melted by heat at higher strain rates. The strain-softening performance of the SiC_P/2024Al composite at high strain rates is due to the inner damage and the heat softening. After being baked 3 h at 400℃ and self-cooling to the room temperature, the specimens of the composite and 2024Al were tested by SHPB. Compared to the original results, the mechanical properties of the matrix material are decreased significantly, but the property change of the composite is not obvious. The SiC_P/2024Al composite presents a much better mechanical property stability withstanding high temperature than the matrix.

Keywords: metal matrix composites; dynamic compression; damage; thermal softening; high-temperature bake

颗粒增强金属基复合材料具有低密度、高比刚度、高比强度和优越的热学性能等优点, 被广泛应用于航空航天、军工等领域^[1]。而由其制成的构件在服役过程中有可能受到动态载荷的作用, 如鸟撞飞机、空间碎片撞击航天器以及防护装甲受到动能武器攻击等。材料在动态载荷与准静态载荷作用下的力学性能有着显著的差异, 因此有必要对该类材

料的动态力学性能进行研究。目前, 国内外对此类材料进行了广泛的研究^[2-6], 但关于高体积分数颗粒增强金属基复合材料的动态力学性能的报道却比较少。康忻蒙^[7]等对体积分数为 55%的 SiC_P/Al 复合材料进行了准静态下的拉伸、压缩与三点弯曲试验研究; 谭柱华等^[8-9]对高体积分数 SiC_P/2024Al 复合材料的动态力学性能进行了一些研究, 但应变

收稿日期: 2008-12-29; 收修改稿日期: 2009-04-15

基金项目: 国家空间碎片专题研究项目(kjsp06211)

通讯作者: 庞宝君, 教授, 主要从事空间碎片防护及材料动态力学性能研究 E-mail: pangbj@hit.edu.cn

率范围最高只到 2500 s⁻¹; 朱德志等^[10]对高体积分数 TiB₂/Al 复合材料的动态压缩性能进行了研究, 应变率也不超过 2000 s⁻¹。并且, 关于颗粒增强金属基复合材料在经过高温烧蚀后的动态力学性能也很少见报道。本文中利用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 装置研究了体积分数为 40% 的 SiC_p/2024Al 复合材料及其基体材料 2024Al 在不同应变率下的动态压缩性能; 利用扫描电镜 (SEM) 对压缩后的复合材料试件进行了微观组织分析; 利用 SHPB 对经过高温烧蚀后的复合材料及 2024Al 进行了动态压缩测试, 并与烧蚀前的测试结果进行了对比分析。

1 材料与试验方法

1.1 材料与试件

复合材料由哈尔滨工业大学金属基复合材料研究所提供, 采用挤压铸造的方法制备^[11]。其制备流程为: 首先将 SiC 颗粒搅拌均匀装入模具中预制成块, 然后加热预制块并保持在 500~600℃, 再将熔化的 2024Al 在压力的作用下渗入 SiC 颗粒预制块中, 在一定的压力下保持一段时间, 冷却后得到 SiC_p/2024Al 复合材料。

图 1 为 SiC_p/2024Al 复合材料的 SEM 微观组织照片。由图 1 可见, 复合材料的组织比较致密, 只有很少的孔洞和缺陷, SiC 颗粒的宏观尺寸为 4 μm 左右, 在基体中分布均匀, 无颗粒团聚现象。动态压缩试验的试样为 Φ8 mm × 4 mm 的短圆柱体, 采用线切割方法加工而成。

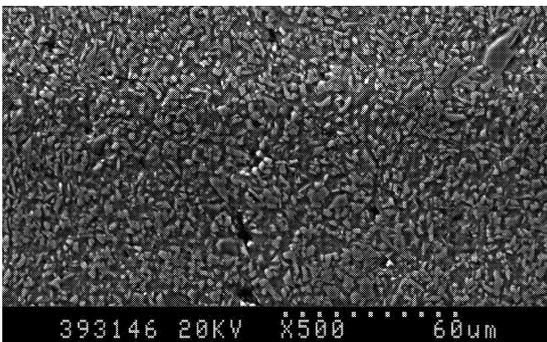


图 1 40 vol% SiC_p/2024Al 的微观组织

Fig.1 Microstructure of 40 vol% SiC_p/2024Al

1.2 试验原理及过程

分离式霍普金森压杆是目前最常用的测试材料动态力学性能的试验装置。根据 SHPB 试验的一

维假定和均匀性假定, 利用一维应力波理论^[12]得到以下 3 个方程, 从而可计算出试样的应变率、应变及应力:

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{2C_0}{L_0} \epsilon_r \quad (1)$$

$$\epsilon_s = \frac{2C_0}{L_0} \int_0^t \epsilon_r d\tau \quad (2)$$

$$\sigma_s = \frac{P}{A_0} = E \frac{A}{A_0} \epsilon_t \quad (3)$$

式中: E 、 C_0 和 A 分别为压杆的弹性模量、弹性波波速和杆的横截面积; A_0 和 L_0 分别为试样的初始横截面积和长度; ϵ_r 、 ϵ_t 分别为入射波与透射波的应变值。通过贴在入射杆和透射杆的应变片分别记录下 ϵ_r 、 ϵ_t , 即可由式(1)~(3)计算出被测试材料的应力、应变及其应变率。试验中通过调整撞击杆的撞击速度实现不同应变率加载。根据式(1)~(3)计算得到的是工程应变与工程应力, 由于本文中压缩应变较大, 因此需要将工程应变、工程应力转换为真实应变、真实应力, 其转换公式如下:

$$\epsilon_{Tr} = \ln(1 + \epsilon_{En}) \quad (4)$$

$$\sigma_{Tr} = \sigma_{En} (1 + \epsilon_{En}) \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon}_{Tr} = \dot{\epsilon}_{En} / (1 + \epsilon_{En}) \quad (6)$$

式中: 下标“Tr”表示真实(应力/应变), 下标“En”表示工程(应力/应变)。本文中通过式(1)~(6)计算得到的真实应力、真实应变及真实应变率, 应变率为压缩过程中的平均应变率。

对 SiC_p/2024Al 复合材料及基体 2024Al 在室温下进行动态压缩测试, 其应变率范围分别为 1500~6900 s⁻¹ 及 2000~3400 s⁻¹。对 2 种材料在相近应变率下的应力-应变曲线进行了对比分析。

动态压缩试验后, 为了分析复合材料微观组织变化与宏观力学性能之间的联系及复合材料表现出的应变软化机制, 结合试验得到的宏观力学性能, 利用 Hitachi S-4700 扫描电镜对 SiC_p/2024Al 复合材料压缩试样进行微观组织分析。

为了测试 SiC_p/2024Al 复合材料经历高温烧蚀后的动态力学性能, 设计了以下试验: 首先, 将复合材料及 2024Al 试件放入烤炉中加热到 400℃, 保持 3 h, 然后自然冷却至室温, 再利用 SHPB 进行动态压缩试验, 复合材料应变率范围为 3500~7500 s⁻¹, 2024Al 为 2500、7500 s⁻¹。比较了复合材料与 2024Al 在相近应变率下的应力-应变曲线, 并与烧蚀前测试的结果进行了对比分析。

2 试验结果及分析

2.1 动态压缩性能

图 2(a)是基体材料 2024Al 在不同应变率下的动态压缩应力-应变曲线。图中不同应变率下各条曲线几乎完全重合,说明 2024Al 的流动应力对应变率不敏感。图 2(b)是 SiC_p/2024Al 复合材料在不同应变率下的动态压缩应力-应变曲线。在不同的应变率下各条曲线也是基本重合,应变率对复合材料的流动应力没有明显的影响,表明复合材料基本也是应变率不敏感的。这可能是由于在 40%体积分数的 SiC_p/2024Al 复合材料中,铝基体依然在材料的变形及传递载荷过程中起主导作用,而由图 2(a)可以看出,基体材料 2024Al 是一种应变率不敏感金属材料。同时由图 2 也可以看出,在不同应变率下,铝基材料始终呈现出应变硬化特性,而复合材料在塑性阶段则始终呈现出应变软化特性。

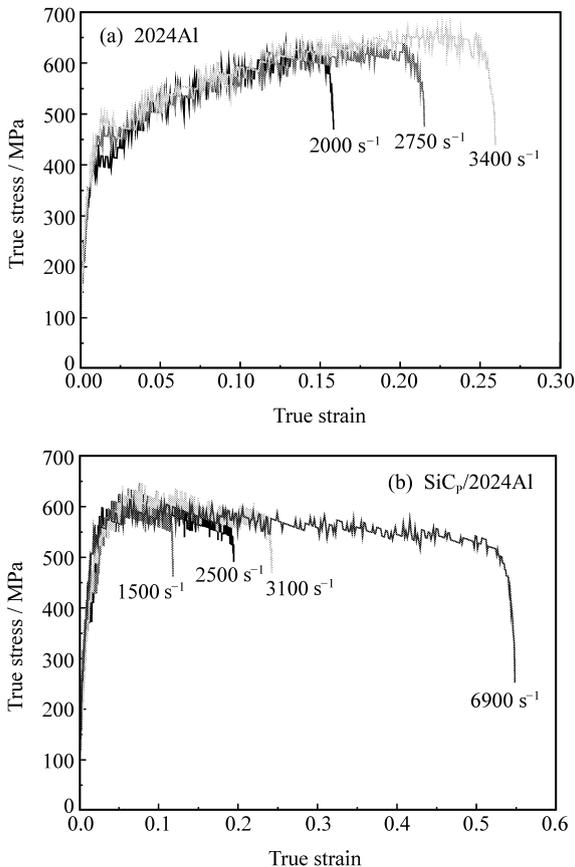


图 2 2024Al 及 SiC_p/2024Al 复合材料在不同应变率下的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress - strain curves of 2024Al and SiC_p/2024Al composite at different strain rates

料与 3400 s⁻¹下 2024Al 的动态压缩应力-应变曲线对比图。由图 3 可见,复合材料与 2024Al 的动态压缩曲线均具有 2 个明显的变形阶段,即弹性段和塑性段。在弹性小应变阶段,复合材料性能强于 2024Al,与基体材料相比复合材料的屈服应力提高了约 20%;在总应变 0.01 处,复合材料的流动应力约为 540 MPa,而铝基材料的流动应力约为 460 MPa,较好体现出 SiC 颗粒的增强作用。进入塑性阶段以后,复合材料表现出与基体材料不同的变化趋势。与 2024Al 的应变硬化现象不同, SiC_p/2024Al 复合材料表现出应变软化现象,即随着压缩应变的增加,流动应力逐渐降低。当应变低于 0.12 时,复合材料的流动应力要高于基体材料,而当应变大于 0.12 时,复合材料的流动应力却低于基体材料。

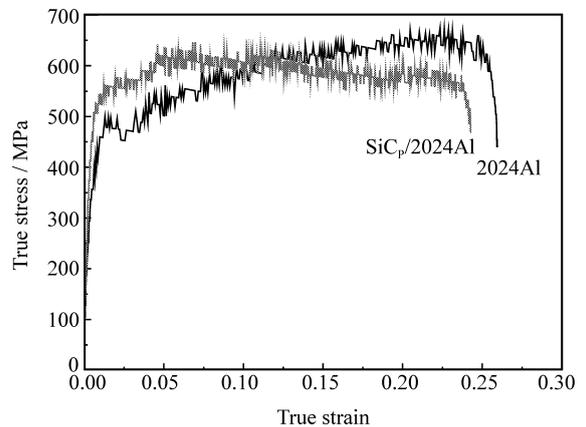


图 3 SiC_p/2024Al 和 2024Al 基体的动态压缩应力-应变曲线对比

Fig. 3 Compared stress - strain curves between SiC_p/2024Al and 2024Al matrix

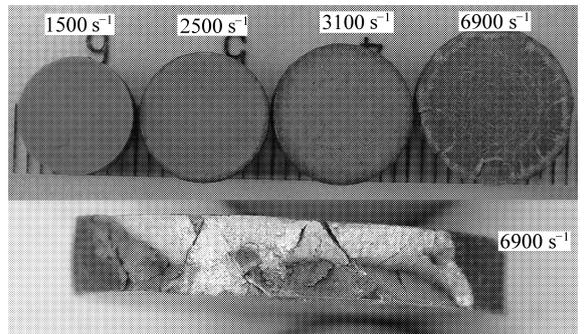


图 4 不同应变率下压缩后的 SiC_p/2024Al 试件

Fig. 4 Compressed specimen of SiC_p/2024Al at various strain rates

图 4 上半部分排列的 4 个试件是复合材料在 4 个不同应变率下压缩后的照片;在应变率 3100 s⁻¹

图 3 为应变率 3100 s⁻¹下 SiC_p/2024Al 复合材

下, 真实应变达到 0.25, SiC_p/2024Al 复合材料试样仍然保持完好没有出现裂纹等宏观损伤; 在 6900 s⁻¹ 下试件发生了宏观破坏, 见图 4 下半部分, 在试件的边缘处产生了近似 45° 破坏断面, 同时在断面边缘处产生了几条通体裂纹和一些小裂纹。

2.2 复合材料的微观组织分析

图 5 为应变率 3100 s⁻¹ 下复合材料试件横截剖面处的 SEM 照片。在此应变率下试件仅压缩变形而并没有出现裂纹等宏观损伤, 利用线切割方法将试件从中间沿圆形横截面剖开, 采用机械抛光的方法制成电镜试样。从图 5(a) 发现在试件内部形成了许多的孔洞, 并且一些孔洞已经连接起来在颗粒之间形成了形似裂纹的孔洞带; 在图 5(b) 中发现了形成孔洞之外, 一些颗粒发生了破碎。这些微观损伤的出现是试件流动应力下降的原因之一。

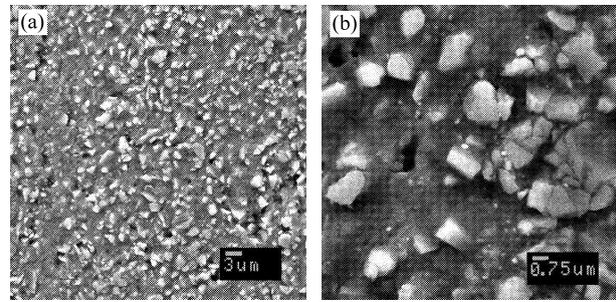


图 5 3100 s⁻¹ 下 SiC_p/2024Al 试件横截剖片的 SEM 照片

Fig. 5 SEM micrographs on cross-cutting section of SiC_p/2024Al specimen at 3100 s⁻¹

图 6 为应变率 6900 s⁻¹ 下复合材料试件断面处的 SEM 照片。从图 6(a) 和 6(b) 上可以发现断面上产生了许多小裂纹, 结合图 5 中观察到的孔洞和孔洞群可以判断, 随着应变率和应变的增加, 损伤进一步演化, 孔洞和孔洞群之间通过联结与发展而形成微裂纹, 进一步形成宏观裂纹。图 6(c) 为试件上一条通体裂纹尖端处的 SEM 照片。在照片上可以发现一些微孔、绝热剪切带痕迹以及明显的铝熔带, 熔化的基体材料在裂纹中重新凝固。

由于动态压缩过程很短 (<100 μs), 可以近似为一个绝热过程, 在很高的应变率下, 应变能导致试件内部短时间内积聚了大量的热量而使温度急剧升高, 使得基体软化甚至熔化而引起流动应力的下降。假设 90% 的塑性变形功转化为热能, 在绝热压缩过程中, 试件内部的温升 ΔT 可由下式计算:

$$\Delta T = \frac{0.9}{\rho c} \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon \quad (7)$$

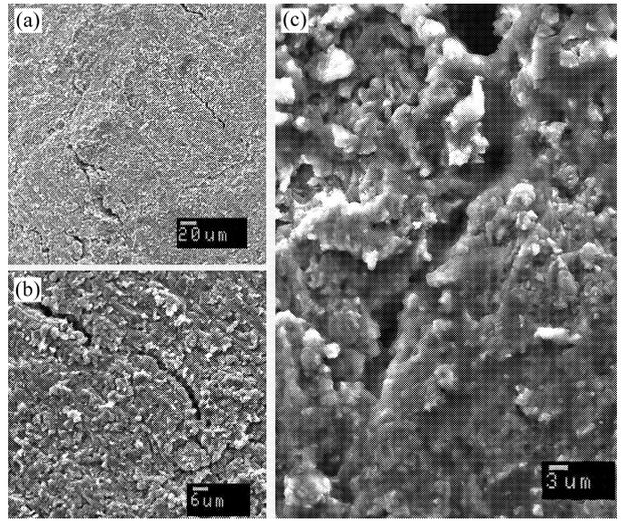


图 6 6900 s⁻¹ 下 SiC_p/2024Al 试件断面处的 SEM 照片

Fig. 6 SEM micrographs on fracture surface of SiC_p/2024Al specimen at 6900 s⁻¹

式中: σ 、 ϵ 分别是试件中的真实应力与真实应变; ρ 是密度; c 是比热容。对于体积分数 40% 的 SiC_p/2024Al 复合材料 $\rho c = 0.6\rho_{Al}c_{Al} + 0.4\rho_{SiC}c_{SiC}$, $\rho_{Al} = 2780 \text{ kg/m}^3$, $c_{Al} = 880 \text{ J/(kg}\cdot\text{K)}$, $\rho_{SiC} = 3700 \text{ kg/m}^3$, $c_{SiC} = 450 \text{ J/(kg}\cdot\text{K)}$, 结合图 2(b) 中的应力应变数据, 代入式 (7) 即可计算得到压缩时的绝热温升。将应变率 6900 s⁻¹ 下的应力应变数据代入式 (7) 计算得到温升 ΔT 为 135 K。然而, 这只是按照均匀变形计算得到的试件整体温升, 考虑到复合材料内部结构的复杂性、变形的不均匀性以及局部化, 在试件内部存在某些局部变形剧烈的地方 (如绝热剪切带等), 会达到很高的绝热温升, 甚至会使材料熔化 (如图 6(c) 及 7(b) 所示)。

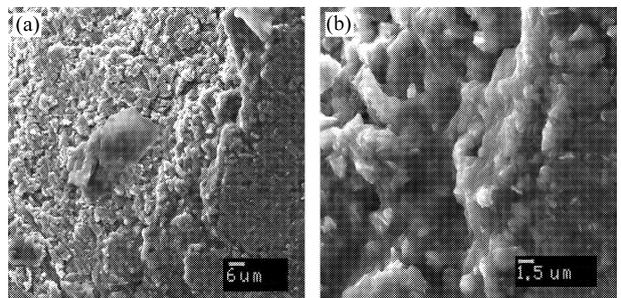


图 7 6900 s⁻¹ 下 SiC_p/2024Al 试件端面与断面边界处的 SEM 照片

Fig. 7 SEM micrographs on interface between end surface and fracture surface of SiC_p/2024Al specimen at 6900 s⁻¹

图 7 为 6900 s⁻¹ 应变率下试件端面与断面边界处同一位置不同放大倍数下的 SEM 照片。其中照片右下方较暗的部分是试件的圆形端面部分, 而左

上方较亮的部分是试件的断面。从图 7(b)中端面与断面的边界可以看到铝基体的热软化与熔化,同时边界处还存在大量微孔洞与微裂纹。这说明破坏是从边界处开始发生,然后滑移产生整个破坏断面。同时也进一步验证了在高应变率下试件内部存在严重的温升,从而导致热软化效应并表现为宏观响应的应变软化现象。

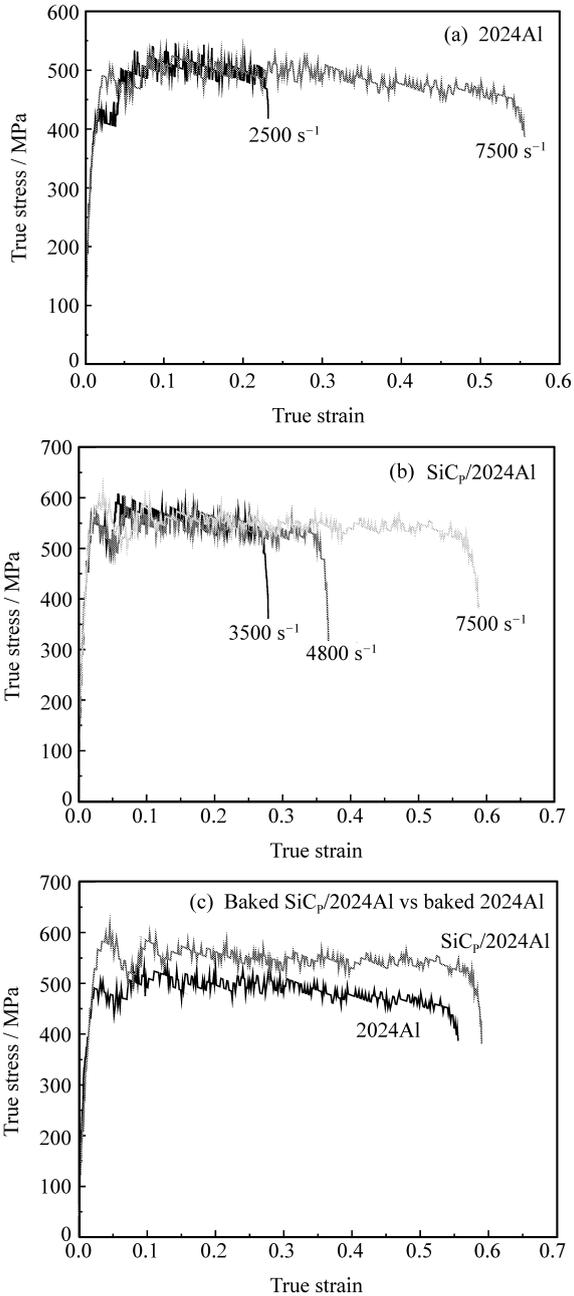


图 8 烧蚀后试件在不同应变率下的应力-应变曲线
Fig. 8 Stress - strain curves of baked specimens at different strain rates

2.3 烧蚀后的动态压缩性能

图 8 为烧蚀后基体材料 2024Al 与 SiC_p/2024Al 复合材料在不同应变率下的应力-应变曲线。由图 8(a)和 8(b)可见,烧蚀后 2 种材料的流动应力仍对应变率不敏感。图 8(c)是烧蚀后 2 种材料在 7500 s⁻¹应变率下的应力-应变曲线对比图。经过烧蚀后,复合材料的流动应力始终高于基体材料 2024Al,且流动应力差值随应变的增大而增大。

图 9(a)和 9(b)分别是烧蚀前后基体材料 2024Al 与复合材料 SiC_p/2024Al 在相近应变率下的应力-应变曲线对比图。可以发现,2024Al 由烧蚀前的应变硬化性质转变为应变软化性质,且屈服强度有一定的下降;而 SiC_p/2024Al 复合材料的应力-应变曲线变化则并不明显。综合图 8 与图 9 可以发现,烧蚀后 SiC_p/2024Al 复合材料的动态压缩性能要强于 2024Al,与基体材料 2024Al 相比, SiC_p/2024Al 复合材料有着更为优秀的抗高温稳定性能。

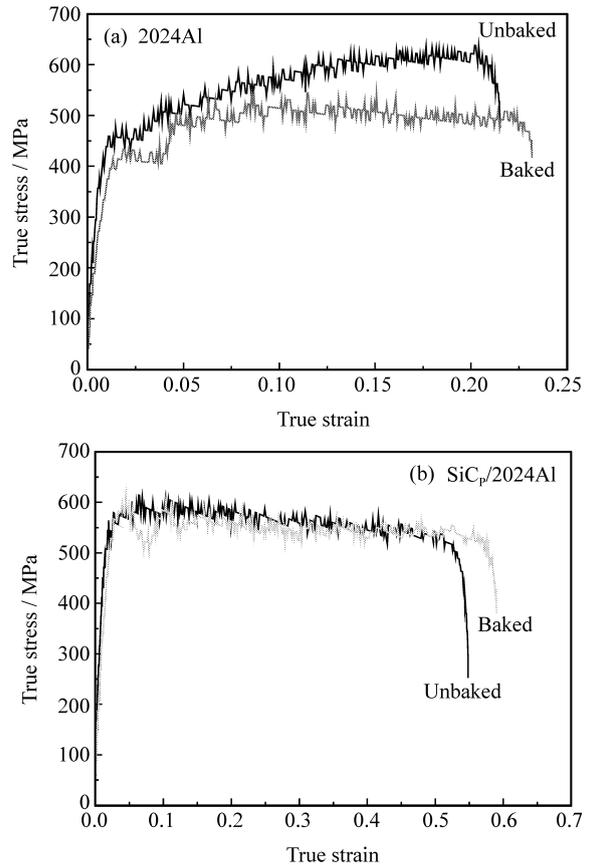


图 9 烧蚀前后应力-应变曲线对比图
Fig. 9 Compared stress - strain curves between baked and unbaked specimens

3 结 论

(1) 40 vol% SiC_p/2024Al 复合材料在弹性阶段和初始屈服阶段的力学性能较基体材料有明显的提高, 表现为弹性模量提高, 屈服应力增大。

(2) 在 1500 s⁻¹ 以上的高应变率压缩下, 应变率对 SiC_p/2024Al 复合材料的流动应力没有明显的影响, SiC_p/2024Al 复合材料基本是一种应变率不敏感材料。

(3) 进入塑性阶段以后, SiC_p/2024Al 复合材料表现出与基体材料不同的应变软化性能。通过 SEM 微观组织分析可以判断, 这是由于在加载过程中复合材料内部的累积损伤软化与热软化引起的。

(4) 在经过 400℃ 高温烧蚀后, SiC_p/2024Al 复合材料力学性能基本没有变化, 相对于基体材料显著的性能下降, 表现出良好的抗高温稳定性。

参考文献:

- [1] 崔 岩. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料的航空航天应用[J]. 材料工程, 2006(2): 3-7.
Cui Yan. Aerospace applications of silicon carbide particulate reinforced aluminum matrix composites [J]. Journal of Materials Engineering, 2006(2): 3-7.
- [2] Li Y, Ramesh K T, Chin E S C. The compressive viscoplastic response of an A359/SiC_p metal matrix composites and of the A359 aluminum alloy matrix [J]. International Journal of Solids and Structures, 2000, 37(51): 7547-7642.
- [3] Dai L H, Liu L F, Bai Y L. Effect of particle size on the formation of adiabatic shear band in particle reinforced metal matrix composites [J]. Materials Letters, 2004, 58(11): 1773-1776.
- [4] Tjong S C, Ma Z Y, Li R K Y. The dynamic mechanical response of Al₂O₃ and TiB₂ particulate reinforced aluminum matrix composites produced by in situ reaction [J]. Materials Letters, 1999, 38(1): 39-44.
- [5] 宫能平, 周元鑫, 夏源明. 应变率对 SiC 颗粒增强铝基复合材料拉伸性能的影响[J]. 力学季刊, 2000, 21(4): 415-420.
Gong Nengping, Zhou Yuanxin, Xia Yuanming. Effect of strain rate on tensile behavior of SiC_p/Al MMC [J]. Chinese Quarterly of Mechanics, 2000, 21(4): 415-420.
- [6] Razaghian A, Yu D, Chandra T. Fracture behaviour of a SiC - particle - reinforced aluminum alloy at high temperature [J]. Composites Science and Technology, 1998, 58(2): 293-298.
- [7] 康妍蒙, 程小全, 张继奎, 等. 高体积分数 SiC_p/Al 复合材料的拉伸、压缩与弯曲特性[J]. 复合材料学报, 2008, 25(3): 127-131.
Kang Xinmeng, Cheng Xiaoquan, Zhang Jikui, et al. Tensile, compressive and flexible properties of high volume fraction SiC_p/Al composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(3): 127-131.
- [8] Tan Z H, Pang B J, Gai B Z, et al. The dynamic mechanical response of SiC particulate reinforced 2024 aluminum matrix composites [J]. Materials Letters, 2007, 61(23/24): 4606-4609.
- [9] Tan Z H, Pang B J, Qin D T, et al. The compressive properties of 2024Al matrix composites reinforced with high content SiC particles at various strain rates [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 489(1/2): 302-309.
- [10] Zhu Dezhi, Wu Gaohui, Chen Guoqin, Zhang Qiang. Dynamic deformation behavior of a high reinforcement content TiB₂/Al composite at high strain rates [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 487(1/2): 536-540.
- [11] Zhang Q, Chen G Q, Wu G H, et al. Property characteristics of a AlN_p/Al composite fabricated by squeeze casting technology [J]. Materials Letters, 2003, 57(8): 1453-1458.
- [12] 王礼立. 应力波基础[M]. 2 版. 北京: 国防工业出版社, 2005: 52-60.