

文章编号: 1004-0609(2006)02-0228-07

热处理对 SiC_p/Al 复合材料强度和塑性的影响^①

樊建中, 肖伯律, 左 涛, 桑吉梅, 张维玉, 徐 骏, 石力开

(北京有色金属研究总院 国家有色金属复合材料工程技术研究中心, 北京 100088)

摘 要: 采用粉末冶金法制备了 d 300 mm 的 15% SiC_p/Al(体积分数)复合材料坯锭, 研究了挤压态和 T4 态复合材料的力学性能和断裂特点, 揭示了基体强度和颗粒开裂对复合材料强度与塑性的影响规律。结果表明: 复合材料 T4 态拉伸强度保持在 560 MPa 的水平下, 延伸率仍高达 7% 以上; 与挤压态相比, T4 态复合材料拉伸强度和屈服强度分别提高了 68.5% 和 105%, 但塑性保持在同一水平。断口观察表明: 挤压态复合材料以基体断裂为主, 而 T4 态复合材料除了基体断裂外, 还存在 SiC 颗粒开裂现象; 基体强度严重影响复合材料的断裂形式, 颗粒开裂有利于提高复合材料的塑性。

关键词: SiC_p/Al 复合材料; 强度; 塑性; 基体强度; 颗粒开裂

中图分类号: TB 331

文献标识码: A

Effect of heat treatment on strength and ductility of SiC_p/Al composites

FAN Jian-zhong, XIAO Bo-lü, ZUO Tao, SANG Ji-mei,

ZHANG Wei-yu, XU Jun, SHI Li-kai

(National Engineering and Technology Research Center for
Nonferrous Metals Composites, Beijing General Research Institute for
Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: 15% SiC_p/Al composite billets with a diameter of 300 mm were fabricated by powder metallurgy method. Mechanical properties and fracture mechanisms of these composites as the extruded and in the T4 condition were investigated respectively. The effect of the matrix strength and particle fracture on the strength and ductility of the composites were presented. The results indicate that the composites in T4 condition gave an ultimate tensile strength of 560 MPa and elongation above 7%. 68.5% increase in ultimate tensile strength and 105% increase in yield strength are obtained in the composites in the T4 condition compared to as-extruded, whereas the elongation and reduction in area of the composites in the T4 condition remain at the same level in comparison with the as-extruded. Fractographic analysis reveals that the failure in the matrix near the interface is predominant in the as-extruded composites, with a preference for failure in the matrix and fracture of SiC particles in the T4 condition. It is shown that the dominant failure mode of the composites are significantly affected by the matrix strength. The particle fracture is beneficial to the improvement of ductility of the composites.

Key words: SiC_p/Al composites; tensile strength; ductility; matrix strength; particle fracture

SiC_p/Al 复合材料具有高比强度、高比刚度、耐疲劳等优点^[1], 近年来已成功应用于航空航天包

括战斗机腹鳍^[2]、飞机发动机导流叶片^[2]以及直升飞机旋翼连接件^[3, 4]等关键结构件, 逐渐发展成为应

① 收稿日期: 2005-06-13; 修订日期: 2005-09-23

作者简介: 樊建中(1969-), 男, 教授, 博士

通讯作者: 樊建中, 教授; 电话: 010-82241232; 传真: 010-62355099; E-mail: jzfan@grinm.com

用于航空航天关键承载零部件的重要结构材料。应用于航空航天领域的结构材料除了要求轻质高强等主要性能外, 良好的塑韧性也是考核结构材料性能的重要指标之一, 通常要求材料的延伸率大于 5%^[5]。对于 SiC_p/Al 复合材料而言, 由于陶瓷颗粒的加入, 复合材料表现出较差的塑韧性, 这在很大程度上限制了该材料作为结构材料在航空航天上的广泛应用。因此, 如何提高复合材料的塑韧性并保持高强度一直是该领域研究的重点^[6]。

影响复合材料强度和塑韧性的因素主要包括制备方法、微观组织和具体工艺参数的选择等。对于制备高性能结构复合材料常用的粉末冶金方法而言, 控制微观组织、优化制备工艺是获得优异综合性能的关键。文献[7-12]报道了复合材料制备工艺参数和微观组织对强度的影响, 但针对塑性的研究较少, 特别是综合考虑强度与塑性影响规律的文献报道很少。因此, 本文作者将以研制具有高强度、高塑性复合材料结构件达到工程应用要求为背景, 在已有的制备工艺的基础上, 着重考察大直径热挤压棒材热处理前后的强度与塑性的变化、材料断裂特点以及对强度和塑性的影响, 以便深入了解复合材料强度、塑性的影响规律, 为实际复合材料结构件的制备工艺路线的设计和工艺参数的优化提供实验依据。

1 实验

复合材料增强体选用 α -SiC 粉末颗粒, 颗粒的体积分数为 15%; 基体选用 Al-Cu-Mg 系合金 (3.2%~4.4% Cu, 1.2%~1.6% Mg, 余量为 Al), 基体合金粉末采用雾化技术制备。

复合材料的制备方法采用粉末冶金方法。首先把烘烤干燥后的 SiC 粉末与铝合金粉末混合, 然后把粉末混合物进行冷压, 随后冷压坯料真空热压, 热压坯锭直径为 300 mm、质量达 60 kg, 如图 1 所示。热压坯锭在 3 600 t 挤压机上挤压, 挤压棒材直径为 100 mm。复合材料的固溶温度为 500 °C, 时效工艺为室温自然时效 96 h。

为了对比复合材料与基体合金的性能差别, 采用相同工艺制备了铝合金基体棒材, 并进行了固溶时效处理。

复合材料和基体铝合金的拉伸试样按照 GB6397-86 给出的 d 5 mm 试样标准尺寸加工, 拉伸方向与挤压方向平行。拉伸实验在 AG-25TA

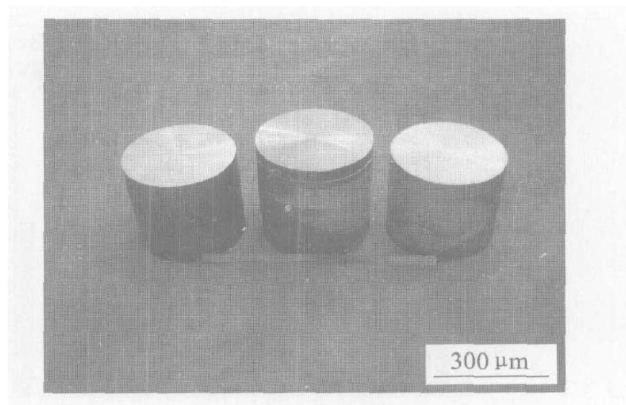


图 1 d 300 mm 的 15% SiC_p/Al 复合材料
真空热压坯锭

Fig. 1 Vacuum hot-pressed 15% SiC_p/Al
composites billets with
diameter of 300 mm

实验机上进行, 延伸率和断面收缩率采用人工测量试样拉断后标距伸长和缩颈处的最小横截面积并进一步计算获得。拉伸断口采用 JSM-840 扫描电镜观察。动态拉伸实验在 S-570 扫描电镜上进行观察。

2 结果与讨论

2.1 挤压态力学性能

图 2 所示为挤压态 15% SiC_p/Al 复合材料棒材的力学性能(8 个试样)。可以看出, 复合材料的拉伸强度和屈服强度分别保持在 330 MPa 和 190 MPa 水平的同时, 材料表现出较高的塑性, 延伸率和断面收缩率分别在 6%~10% 和 5%~12% 范围内。

2.2 T4 态力学性能

图 3 所示为 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料棒材的力学性能(8 个试样)。可以看出, 复合材料的抗拉强度达到了 555 MPa 以上, 屈服强度在 385 MPa 以上, 延伸率和断面收缩率分别在 6.5%~9% 和 6.5%~11% 范围内。挤压态和 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料棒材 8 个试样的力学性能平均值列于表 1。由表 1 可知, 与挤压态相比, 复合材料经 T4 态处理后, 在延伸率和断面收缩率保持在 7% 的水平下, 强度得到了大幅度提高, 抗拉强度和屈服强度值分别提高了 228 和 201 MPa, 增加比例分别为 68.5% 和 105%。

表 2 列出采用相同工艺制备的基体铝合金挤压

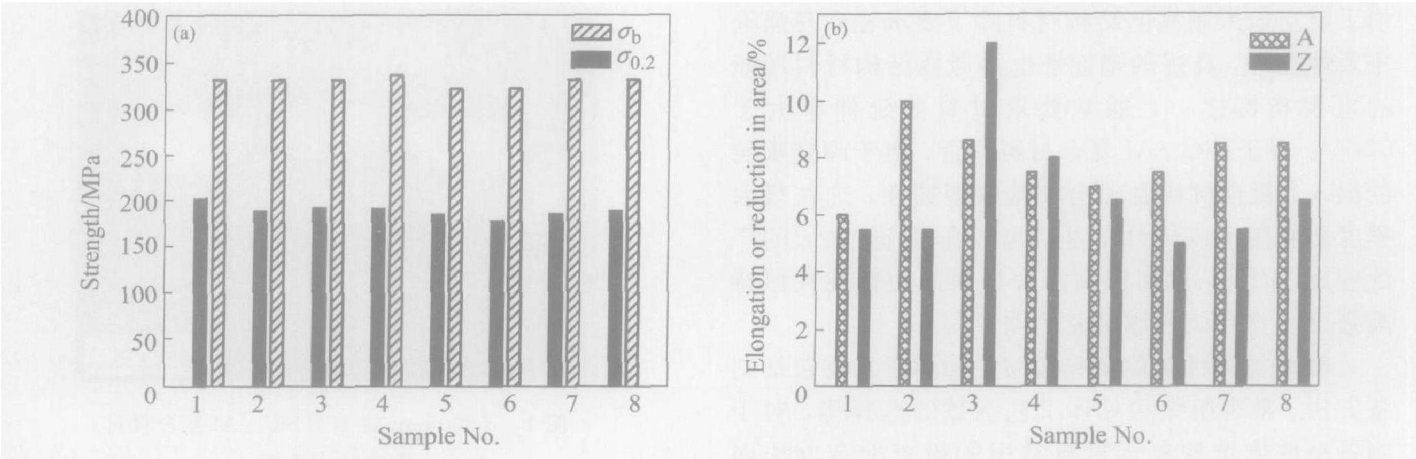


图 2 挤压态 15% SiC_p/Al 复合材料棒材的力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of as-extruded 15% SiC_p/Al composites bars
(a) —Ultimate tensile strength and yield strength; (b) —Elongation and reduction in area

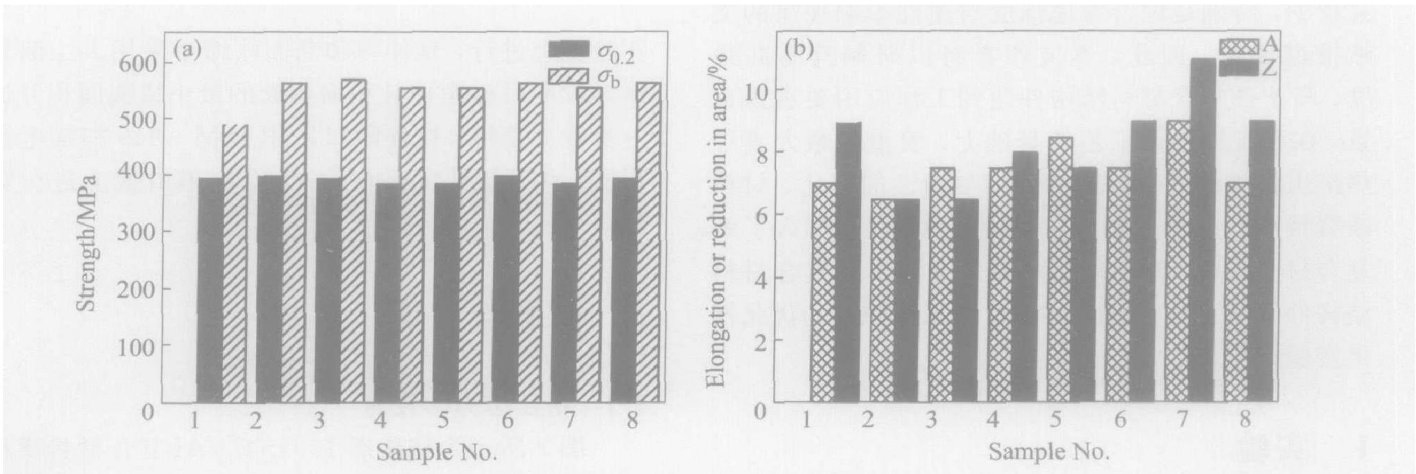


图 3 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料棒材的力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of 15% SiC_p/Al composites bars in T4 condition
(a) —Ultimate tensile strength and yield strength; (b) —Elongation and reduction in area

表 1 15% SiC_p/Al 复合材料的力学性能

Table 1 Mechanical properties of 15% SiC_p/Al composites

Material	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ %	ψ %
As-extruded	333	192	7.9	6.8
As-T4	561	393	7.6	8.4

表 2 未增强基体铝合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of unreinforced aluminum alloy matrix

Material	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ %	ψ %
As-extruded	346	206	25.3	40.3
As-T4	450	320	21.4	35.3

态和 T4 态的力学性能。对比挤压态和 T4 态可以发现,挤压态材料的强度较低、塑性较高,但经过固溶时效处理后,材料的强度升高而塑性下降。挤压态材料经 T4 处理后,抗拉强度和屈服强度分别提高了 104 MPa 和 114 MPa,增加比例分别为 30.1% 和 55.3%;延伸率和断面收缩率分别下降了 3.9% 和 5%,下降比例为 15.4% 和 12.4%。

对比表 1 和表 2 给出的复合材料和基体铝合金从挤压态转变为 T4 态后材料性能变化可以发现,经同样的 T4 处理工艺后,复合材料的强度增加幅度远大于基体的增加值,前者的抗拉强度和屈服强度的增加值几乎均是后者的二倍。众所周知,未增强的基体铝合金经 T4 处理后强度的增加是由于固溶时效形成析出相导致沉淀强化作用引起的。同样,复合材料经 T4 处理后,由于铝合金基体也要

形成相同析出相^[6], 因此, 这些析出相导致的沉淀强化作用在提高复合材料的强度方面具有重要的贡献。但是, 复合材料的实际强度增加值远大于基体铝合金强度增加的直接贡献, 因此, 经 T4 处理后, 复合材料的强度增加除了得益于铝合金基体自身强度增加的贡献外, 受铝合金基体强度增加间接影响其它复合材料强化机制的充分发挥也是重要的影响因素。例如, 由于铝合金基体强度的大幅度增加, 根据复合材料的载荷传递强化机制^[6], 增强体颗粒将可承担更大的应力, 增强体的强化作用更加明显。也就是说, 在铝合金基体产生裂纹断裂之前, 增强体颗粒的强化作用发挥更充分, 从而使复合材料的强度更高。关于这一点可从后面给出的复合材料拉伸断口中, T4 态出现了增强体颗粒的断裂现象得到充分证实。

值得关注的是: 经 T4 处理后, 复合材料在强度大幅度增加的同时, 塑性仍保持在同一水平, 这与未增强的铝合金基体经同样热处理后强度增加、塑性下降的规律相反; 而且也与 Lloyd^[13] 的研究结果相反, 该作者对比了 T4 态和 T6 态 SiC_p/6061Al 复合材料的强度和塑性发现, 基体强度较低的 T4 态复合材料强度低、塑性高, 而基体强度较高的 T6 态复合材料强度高而塑性较低。众所周知, 复合材料的塑性主要取决于基体铝合金的塑性, 那么, 复合材料经 T4 处理后在其基体塑性下降的情况下, 为什么复合材料的塑性却没有下降?

复合材料的塑性可以用材料断裂前发生塑性变形所需能量来描述, 能量大小取决于两方面的因素: 一是形成导致材料断裂的临界尺寸微裂纹或孔

洞之前, 材料的应变硬化能力; 二是裂纹扩展的阻力^[6]。因此, 塑性与导致材料断裂的裂纹形成、扩展的特点和机理直接相关, 大量研究^[6-8]表明, 颗粒增强铝基复合材料的主要断裂形式有 3 种: 增强体颗粒的断裂、颗粒与基体之间的界面脱开以及基体断裂。因此, 复合材料的塑性很大程度上取决于上述 3 种断裂形式哪种起主导作用。

图 4 所示为挤压态和 T4 态复合材料的拉伸断口扫描电镜照片。可以看出, 两种状态材料的断口上出现了大量韧窝, 韧窝大小和深浅基本一致, 没有发现颗粒与基体之间界面脱开现象。挤压态复合材料的断裂形式主要是颗粒附近基体的断裂; 但 T4 态复合材料中除了颗粒附近基体发生断裂外, 还发生了部分 SiC 颗粒的断裂现象(见图 5)。为了进一步对比挤压态和 T4 态复合材料的断裂形式, 本实验进行了扫描电镜动态拉伸实验, 图 6 所示为拉伸断裂主裂纹扩展过程照片。可以看出, 挤压态复合材料中裂纹形成与扩展均在基体中进行, 当裂纹扩展遇到颗粒时, 裂纹绕过颗粒在颗粒附近基体中扩展; T4 态复合材料中, 当裂纹扩展遇到颗粒时, 存在两种扩展方式: 一是裂纹绕过颗粒在颗粒附近基体中扩展; 二是颗粒断裂, 裂纹穿过颗粒进行扩展。

从上述断裂分析可知, 挤压态复合材料断裂以基体断裂为主, 而 T4 态复合材料除了基体断裂外, 还存在颗粒断裂现象。对比挤压态和 T4 态复合材料, 二者最大的差别是基体合金的强度, T4 态比挤压态基体合金强度提高了 100 MPa 以上(表 2)。由此可见, 颗粒是否出现断裂与基体合金强度密切

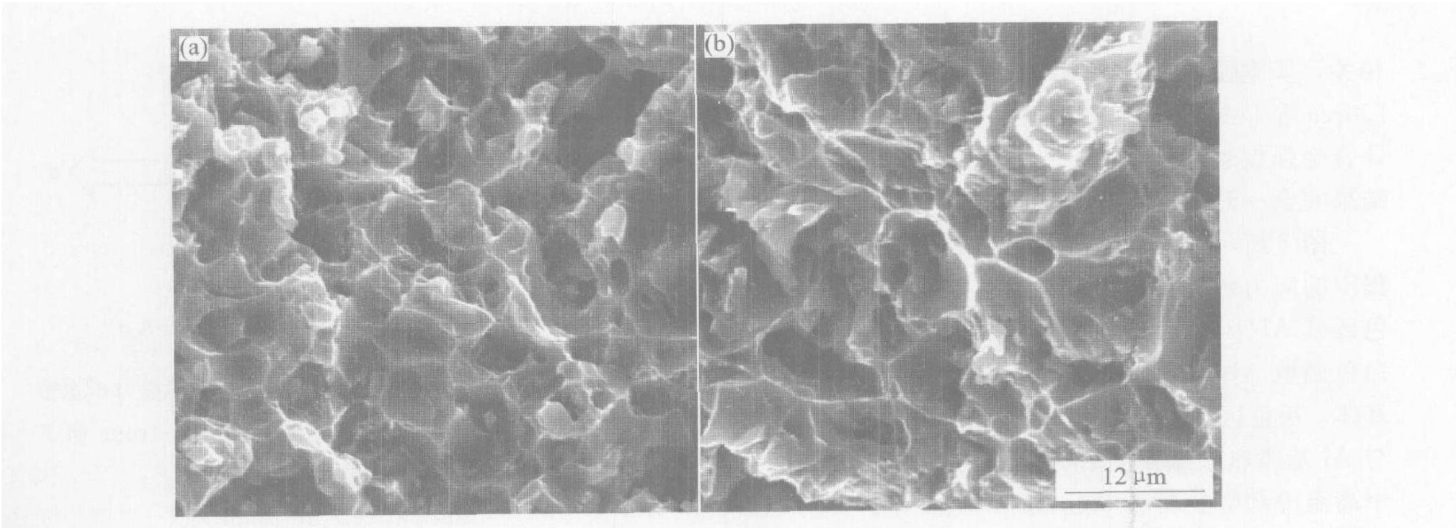


图 4 挤压态和 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料拉伸试样断口的 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of tensile fracture surface of 15% SiC_p/Al composites

(a) —Extruded; (b) —T4 status

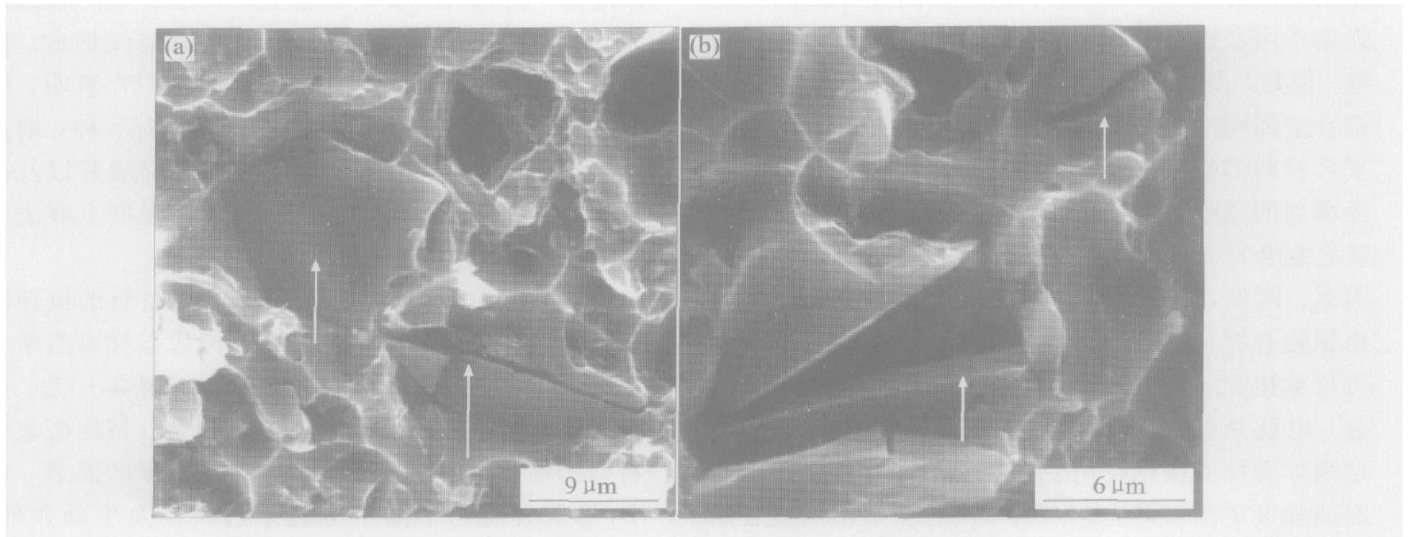


图 5 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料拉伸试样断口的 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of tensile fracture surface of 15% SiC_p/Al composites in T4 condition

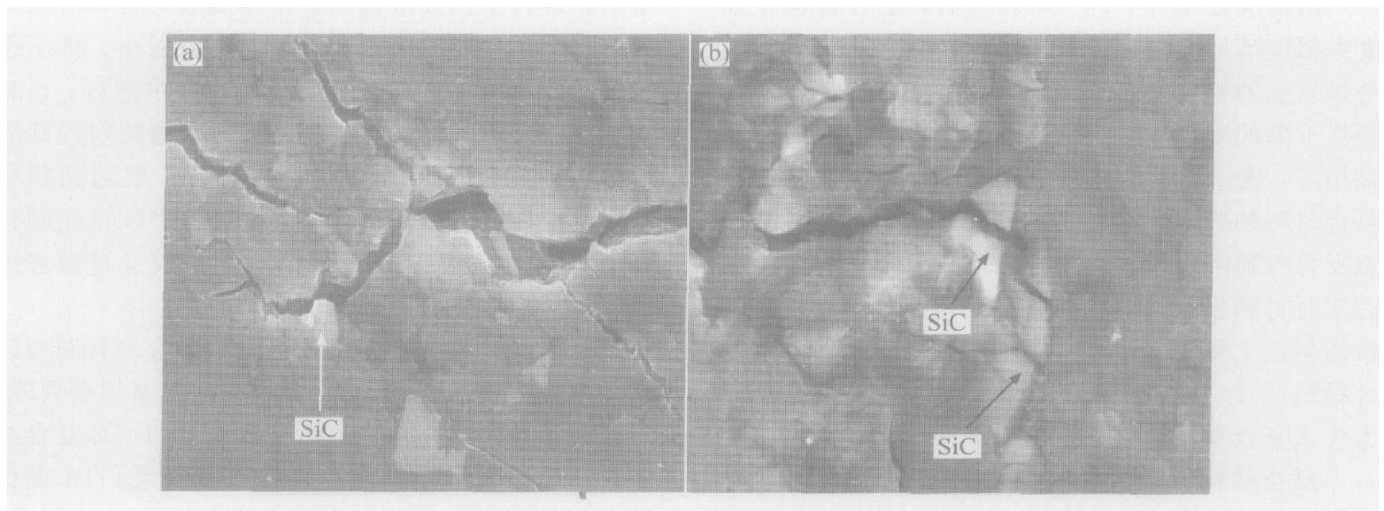


图 6 挤压态和 T4 态 15% SiC_p/Al 复合材料动态拉伸的 SEM 照片

Fig. 6 SEM images of dynamic tensile specimen of 15% SiC_p/Al composites

(a) —Extruded; (b) —T4 status

相关, 基体强度越高, 越易使颗粒发生断裂。这与 Llorca 等^[14] 通过热处理调整基体合金强度发现基体合金强度越高, 断口上断裂颗粒数量越多的研究结果完全一致。

图 7 所示为颗粒增强铝基复合材料单向拉伸过程中的应力示意图。图中黑色区域为 SiC 颗粒, 灰色区域 Al(B) 为受 SiC 颗粒影响严重的 Al 基体, 白色区域 Al(A) 为 Al 基体中除 Al(B) 区域外的铝基体。灰色区域 Al(B) 形成的原因是由于 SiC 颗粒与 Al 基体热膨胀系数相差较大, 在材料制备过程中高温冷却会使材料中近颗粒附近铝基体中存在严重的残余应力和高密度位错, 使得该区域基体原位塑性下降^[6]。另外, 材料在外加应力 σ 作用下发生塑性变形时, 由于 SiC 颗粒是刚性陶瓷, 无法发生

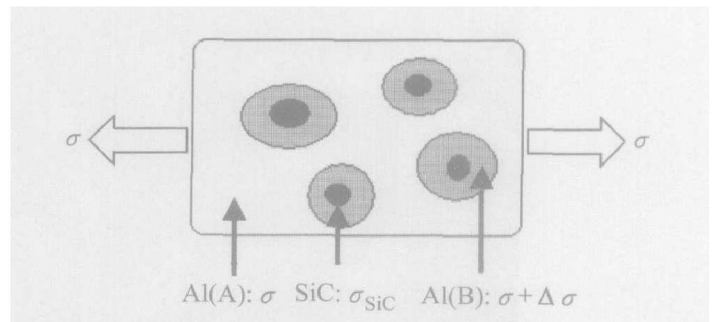


图 7 SiC_p/Al 复合材料单向拉伸过程中的应力示意图

Fig. 7 Schematic illustrations of stress of SiC_p/Al composites under uniaxial tensile loading

塑性变形, 因此, 复合材料内部存在严重的变形不均匀, SiC 陶瓷颗粒仅发生弹性变形, 而铝合金基

体可进行大量的塑性变形。但复合材料的整体性又限制了这种不均匀变形的自由发展, 材料内在近 SiC 颗粒区域产生了附加拉应力 $\Delta\sigma$ ^[6, 15, 16]。Xu 等^[16]采用 Eshelby 模型研究了复合材料受单向拉伸时金属基体中陶瓷颗粒周围应力场的特点就证实了这一点。研究结果表明: 与远离 SiC 的基体的应力场相比, SiC 颗粒附近基体等效应力和正应力最高, SiC 与基体之间界面上的静水压力也最高且呈拉应力状态, 总之, 与 Al(A) 区域相比, Al(B) 区域的原位塑性不仅发生下降, 而且, 还要承担除外加应力 σ 外的附加应力 $\Delta\sigma$ 的作用, 因此, 该区域是复合材料最先发生屈服并成为材料发生断裂的潜在裂纹源和裂纹易扩展区域, 非常不利于复合材料的塑性^[6, 16]。

由上述分析可知, 当复合材料承受单向拉应力 σ 时, Al(B) 区域承受 $\alpha \Delta\sigma$ 拉应力, 同时, 根据复合材料载荷传递强化机制, 复合材料中 SiC 颗粒承受比 $\alpha \Delta\sigma$ 更大的拉应力 α_{SiC} ^[6]。对于挤压态复合材料而言, 由于铝合金基体的强度较低 ($\sigma_{0.2} = 206$ MPa, $\sigma_m = 346$ MPa), α_{SiC} 也较小。当 σ 较低时, 由于 $\Delta\sigma$ 值较大(计算表明在 100~200 MPa 以上^[16]), Al(B) 区域首先发生屈服甚至开裂; 随着 σ 进一步增加, Al(B) 区域发生严重的开裂, 形成的裂纹扩展连通直至最终断裂。在材料整个变形过程中, 较小的 α_{SiC} 不足以使 SiC 颗粒发生断裂。因此, 在外加应力 σ 的数值不很大, 尚低于铝基体的断裂强度时, 由于附加应力 $\Delta\sigma$ 的存在, 使得 $\alpha \Delta\sigma$ 应力达到了铝基体的断裂强度, 出现断裂(见图 4(a) 和图 6(a)、6(b))。由于 Al(B) 区域的过早开裂, SiC 颗粒的强化作用得不到充分发挥, 而且铝合金基体也难以充分发挥其优异的塑性, 因此, 挤压态复合材料表现为强度低、塑性低的特点。

对于 T4 态复合材料而言, 由于铝合金基体的强度较高 ($\sigma_{0.2} = 320$ MPa, $\sigma_m = 450$ MPa), 当承受与挤压态复合材料相同的外加应力 σ (≤ 333 MPa) 作用时, Al(B) 区域不易发生塑性变形。当承受高于挤压态复合材料断裂应力的外加应力 σ (333~561 MPa) 作用时, 会出现两种情况: 一是 $\alpha \Delta\sigma$ 应力大于基体的断裂强度使得 Al(B) 区域发生开裂; 二是 α_{SiC} 大于 SiC 颗粒的断裂强度使得 SiC 颗粒发生开裂。因此, T4 态复合材料存在颗粒附近基体断裂和颗粒自身断裂的现象, 如图 4(b)、图 5 和图 6(c)、6(d) 所示。与挤压态复合材料中基体断裂类似, T4 态复合材料中基体断裂也限制了基体塑性的发挥, 不利于复合材料的塑性; 但 T4 态复合材

料发生的颗粒断裂现象与基体断裂形式相比, 颗粒断裂使得颗粒附近基体区域所承受的附加应力减弱甚至消失, 减少了铝基体断裂的概率, 同时, 颗粒对铝基体的塑性变形限制减弱, 有利于基体自由塑性变形, 使得铝基体的塑性也得到进一步发挥^[17], 这与 Manoharan 等^[18]研究结果一致。该研究采用欠时效和过时效工艺热处理 SiC_p/7XXXXAl 复合材料分别获得以颗粒断裂为主和基体断裂为主的断裂方式, 前者的延伸率高于后者, 而且前者的断裂韧性是后者的二倍。总之, T4 态复合材料中 SiC 颗粒的强化作用得到进一步发挥, 同时, SiC 颗粒断裂有利于复合材料塑性的提高, 因此, T4 态复合材料表现出高强度、良好塑性的特点。

3 结论

- 1) 采用粉末冶金法制备的 d 300 mm 的 15% SiC_p/Al 复合材料坯锭, 经热挤压、T4 态处理后, 复合材料拉伸强度为 560 MPa, 延伸率在 7% 以上。与棒材挤压态相比, T4 态复合材料拉伸强度和屈服强度分别提高了 68.5% 和 105%, 但塑性保持在同一水平。
- 2) 挤压态复合材料失效以基体断裂为主, 而 T4 态复合材料除了基体断裂外, 还存在 SiC 颗粒开裂现象。
- 3) 基体强度严重影响复合材料的断裂形式, 基体强度越高, 颗粒越易开裂。
- 4) 颗粒开裂有利于提高复合材料的塑性。

REFERENCES

- [1] Geiger A L, Walke R J A. The processing and properties of discontinuously reinforced aluminum composites [J]. JOM, 1991, 8: 8-15.
- [2] Maruyama B, Hunt W H. Discontinuously reinforced aluminum: current status and future direction [J]. JOM, 1999, 11: 59-61.
- [3] Jerome P. Commercial success for MMCs [J]. Powder Metallurgy, 1998, 41(1): 25-26.
- [4] Andrew T. Leading edge MMCs and powder materials [J]. Powder Metallurgy, 1997, 40(2): 102-103.
- [5] Mckimpson M G, Pohlenz E L, Thompson S R. Evaluating the mechanical properties of commercial DRA [J]. JOM, 1993, 1: 26-29.
- [6] Shi N, Arsenault R J. Plastic flow in SiC/Al composites-strengthening and ductility [J]. Annu Rev Mater

- Sci, 1994, 24: 321 - 357.
- [7] Ibrahim I A, Mohamed F A, Lavernia E J. Particulate reinforced metal matrix composites—a review [J]. J Mater Sci, 1991, 26: 1137 - 1156.
- [8] Lloyd D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites[J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1 - 23.
- [9] Nardone V C. Assessment of models used to predict the strength of discontinuous silicon carbide aluminum alloys [J]. Scripta Metallurgica, 1987, 21: 1313 - 1318.
- [10] Ramakrishnan N. An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites [J]. Acta Mater, 1996, 44(1): 69 - 77.
- [11] Gustafson T W, Panda P C, Song G, et al. Influence of microstructural scale plastic flow behavior of metal matrix composites [J]. Acta Mater, 1997, 45(4): 1633 - 1643.
- [12] Srivatsan T S, Smith C, Petraroli M. The tensile response and fracture behavior of 2009 aluminum alloy metal matrix composite[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A346: 91 - 100.
- [13] Lloyd D J. Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites[J]. Acta Metal Mater, 1991, 39(1): 59 - 71.
- [14] Llorca J, Martin A, Ruiz J, et al. Particulate fracture during deformation of a spray formed metal matrix composites [J]. Metall Trans A, 1993, A24: 1575 - 1588.
- [15] 赖祖涵. 金属的晶体缺陷与力学性质[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 198.
LAI Zuhuan. The Crystal Defects and Mechanical Behavior of Metals and Alloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988. 198.
- [16] Xu X Q, Watt D F. Basic role of hard particle in a metal matrix subjected to tensile loading [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(11): 3717 - 3729.
- [17] Maire E, Wilkinson D S, Embury D, et al. Role of damage on the flow and fracture of particulate reinforced alloys and metal matrix composites [J]. Acta Mater, 1997, 45(12): 5261 - 5374.
- [18] Manoharan M, Lewandowski J J. Crack initiation and growth toughness of an aluminium metal matrix composites [J]. Acta Metall Mater, 1990, 38: 489 - 496.

(编辑 陈爱华)