

自生 TiC_p/2024 复合材料熔体挤压组织与力学性能

Microstructure and Mechanical Properties of Liquid-extruded in-situ TiC_p/2024 Composites

马明臻 曾松岩 张二林 杨波 周彼德 (哈尔滨工业大学, 哈尔滨)
王殿斌 桂满昌 袁广江 吴洁君 (北京航空材料研究院)
Ma Mingzhen Zeng Songyan Zhang Erlin Yang Bo Zhou Bide
(Harbin Institute of Technology, Harbin)
Wang Dianbin Gui Manchang Yuan Guangjiang Wu Jiejun
(Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

[摘要] 对自生 TiC_p/2024 复合材料采用 T4 和 T6 两种热处理制度, 测试了该材料的 σ_b 、 σ_s 、 E 和 δ 。通过 SEM 观察和分析了熔体挤压 TiC_p/2024 复合材料的显微组织和断口形貌。结果表明: 在 T6 状态下 TiC_p 含量为 15wt% 的复合材料的 σ_b 、 σ_s 、 E 分别达到 540MPa、430MPa、92GPa, δ 为 3.2%, 断裂形式为韧性断裂, 由此可以认为自生 TiC_p/2024 复合材料具有优良的综合力学性能。

关键词 熔体挤压 TiC_p 复合材料 组织 力学性能

[Abstract] The ultimate tensile strength (σ_b 、 σ_s), elastic modulus (E) and elongation (δ) of the in-situ TiC_p/2024 composites was tested at the heat treatment condition of T4 and T6. The microstructure of the in-situ extruded TiC_p/2024 composites was observed by the use of SEM, and the fracture morphology was also observed. The results show that the ultimate tensile strength and the elastic modulus of the composite with 15wt% TiC_p are 540MPa, 430MPa and 92GPa respectively, and the elongation is up to 3.2%. The fracture is ductile. All of these indicate that the composites are of good mechanical properties.

Keywords liquid extrusion TiC_p composite microstructure mechanical properties

金属基复合材料具有高比强度、高比模量、耐热、耐磨、耐疲劳性能好等优良特性, 已成为航空、航天、汽车工业及其他高新产业中极具吸引力的材料之一^[1-5]。颗粒增强型金属基复合材料的研究, 从 70 年代后期兴起, 近几十年得到了迅猛的发展, 其中反应合成原位自生颗粒增强型金属基复合材料以其制备工艺简单, 合成的反应产物质量高, 并可有效地避免外加颗粒与界面的反应和随之带来的污染等优点, 而倍受材料科学工作者的重视。

本研究采用反应合成工艺制备出自生 TiC_p/2024 颗粒增强型金属基复合材料, 对其显微组织及不同热处理制度的力学性能进行了研究, 并进行了熔体挤压试验, 以期有效地减少或消除复合材料中的气孔, 使组织性能得到明显的改善。

1 实验方法

本实验采用 1000kN 四柱万能液压机对自生 TiC_p/2024 复合材料进行熔体挤压, 挤压比为 12.5:1, 挤压毛坯料的截面尺寸为 20mm × 10mm, 分别沿挤压方向 (纵向截面) 和垂直挤压方向 (横向截面) 取组织试样, 通过 SEM 进行显微组织观察, 采用 T4 和 T6 两种热处理制度, 用 Instron 万能材料试验机测试了 TiC_p/2024 复合材料的力学性能, 拉伸速度为 0.008mm/s。

2 实验结果与分析

2.1 TiC_p/2024 复合材料的挤压组织

图 1 是 TiC_p/2024 复合材料挤压板坯料纵向截面和横向截面的 SEM 组织。在纵向截面 TiC_p 呈纤维条状分布, 如图 1(a) 所示。在横向截面的 SEM 组织中, TiC_p 的分布比较均匀, 不存在纤维条状分布形态, 如图 1

* 先进复合材料国防科技重点实验室基金资助项目

(d) (e) (f)。观察还发现, 随着 TiC_p 重量百分数含量的增加, 在纵向截面 TiC_p 呈纤维条状分布的趋势减小, 如图1 (c) 所示。分析认为: 在纵向截面上 TiC_p 呈纤维条状分布, 其原因可能是当 TiC_p 的含量低时, 材料的粘度低, 流动性好, 因而在后续的挤压过程中, TiC_p 随基体合金的流动变形而在挤压方向 (纵向截面) 形成纤维条

状的分布, 而当 TiC_p 含量不断增加且分布愈加弥散时, 导致金属液粘度增加, 当金属流动时, 金属液与 TiC_p 之间或者 TiC_p 与 TiC_p 之间的摩擦阻力增加, 互相阻碍, 使 TiC_p 随金属流动变形时的移动趋势也减小, 故其分布均匀。

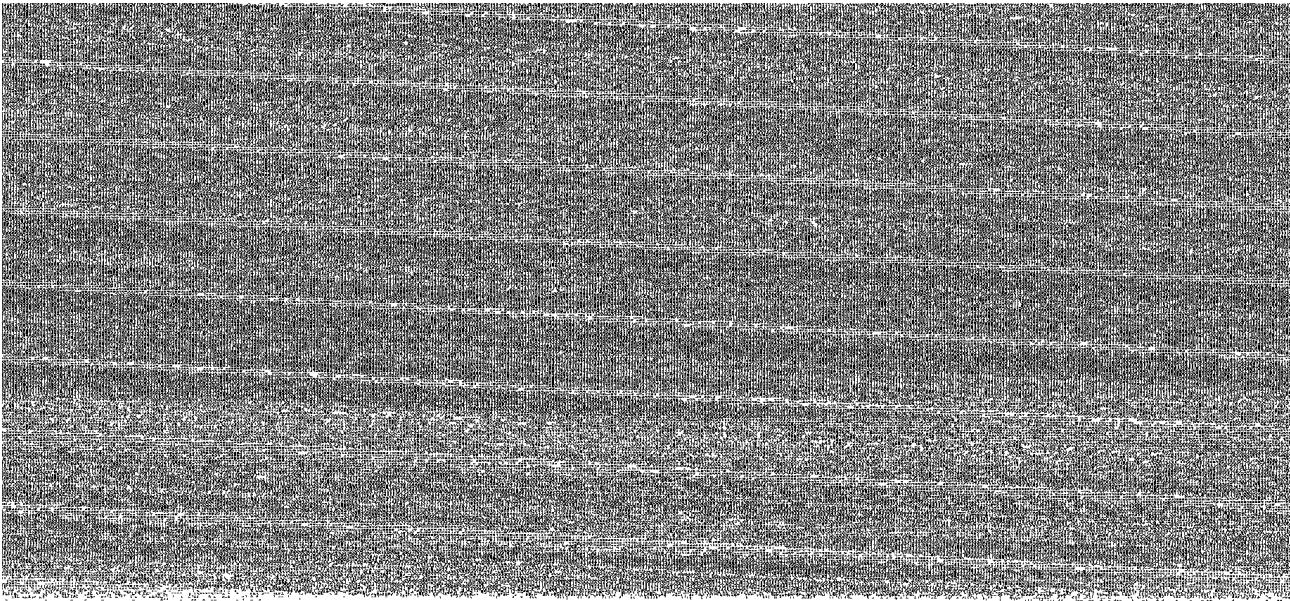


图1 TiC_p /2024复合材料的熔体挤压组织

(a), (b), (c) 纵向截面的挤压组织; (d), (e), (f), 横向截面的挤压组织

(a, d) 5wt% TiC_p ; (b, e) 10wt% TiC_p ; (c, f) 20wt% TiC_p

Fig. 1 Microstructue of TiC_p /2024 composites for (a, b, c) longitudinal and (d, e, f) transverse section

(a, b) 5wt% TiC_p ; (c, d) 10wt% TiC_p ; (e, f) 20wt% TiC_p

2.2 TiC_p /2024复合材料熔体挤压力学性能

2.2.1 TiC_p /2024复合材料的热处理工艺

复合材料基体组织的特征对材料的力学性能有着极大的影响, 而基体的组织结构往往是由所选择的热处理工艺所决定的, 因此选择合理的热处理工艺对提高复合材料的力学性能有着至关重要的作用。据资料 [6] 介绍, 颗粒相的加入对复合材料固溶处理影响较小, 固溶温度仍保持原基体的固溶温度, 但可以缩短固溶时间, 对复合材料的时效行为有较大的影响, 因此有必要对复合材料的热处理工艺和时效方式进行初步选择。本实验固溶处理温度确定在 (495 ± 5) , 保温时间为1.5h, 采用 T4和 T6两种热处理制度。图2是不同 TiC_p 含量时, 复合材料硬度值随时效时间的变化。由图可见, 2024基体的峰时效时间为8h, 当时效时间超过8h后, 将出现明显的过时效行为, 硬度值开始下降而 TiC_p /2024复合材料的峰时效时间集中在4~5h, 随 TiC_p 含

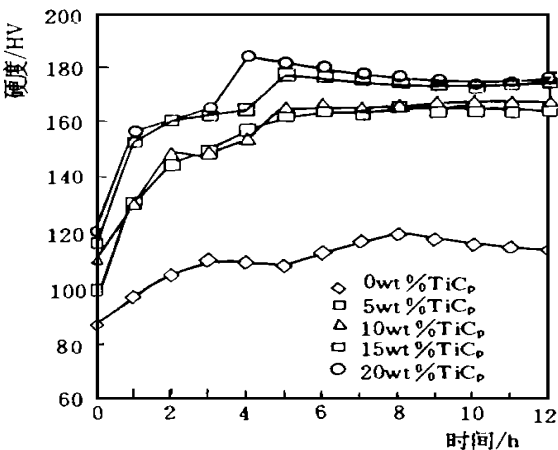


图2 TiC_p /2024复合材料硬度值
随时效时间的变化 (T6)

Fig. 2 The change of microhardens of TiC_p /2024 composites with artificial ageing time (T6)

量增加略有缩短,时效峰过后材料的硬度值并没有明显降低,个别的还有所提高,由此可以认为,复合材料的时效行为较基体提前。

2.2.2 TiC_p/2024复合材料的力学性能

表1是 TiC_p/2024复合材料的力学性能。由表1可见,当 TiC_p 含量 15wt % 时, TiC_p/2024复合材料材料的 σ_b 、 σ_s 、 E 随 TiC_p 含量的增加而提高, δ 则随 TiC_p 含量的增加而降低。在 T4 状态下,当 TiC_p 含量为 15wt % 时, σ_b 、和 σ_s 达到最大值,分别为 476MPa 和 387MPa,与基体合金相比,分别提高 30% 和 59%,比强度提高 22% (TiC_p/2024 密度约 285g/cm³)。当 TiC_p 含量增至 20wt % 时, σ_b 和 σ_s 均有所下降,但幅度不大。与 T4 状态

相比, T6 状态下的 σ_b 和 σ_s 均有较大提高,当 TiC_p 含量为 15wt % 时, σ_b 和 σ_s 分别为 540MPa 和 430MPa,当 TiC_p 含量增至 20wt % 时,强度的下降幅度比较缓慢,但延伸率则明显下降, δ 为 3.2%。弹性模量 E 随 TiC_p 含量的增加呈线性提高,受热处理的影响较小,当含量 TiC_p 为 20wt % 时, E 高达 92.5GPa,较基体材料提高 29.3%。由上述分析可知,复合材料的 σ_b 、 σ_s 和 E 随 TiC_p 含量的增加而提高, δ 则随 TiC_p 含量的增加而明显下降,但当 TiC_p 含量为 20wt % 时,经 T4 处理的复合材料的 δ 最低值为 4.7%,经 T6 处理的复合材料的 δ 最低值为 3.2%,可见此时自生 TiC_p/2024 复合材料仍具有较好的塑性。

表1 TiC_p/2024复合材料的力学性能

Table 1 Mechanical properties of TiC_p/2024 composites

	T4处理				T6处理			
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	E /GPa	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	E /GPa
2024合金	365	215	16.4	70	425	272	12.3	70
5wt% TiC _p /2024	425	320	11.8	77.5	510	352	10.2	77
10wt% TiC _p /2024	460	340	9.6	83	535	400	8.9	83.5
15wt% TiC _p /2024	476	387	6	87	540	430	5.2	88
20wt% TiC _p /2024	450	355	4.7	92	537	428	3.2	92

2.3 TiC_p/2024复合材料的断口分析

图3为 SEM 下 TiC_p/2024复合材料的断口形貌,由图可见,断口上存在大量的韧窝,明显呈微孔聚集型韧性断裂,在韧窝外侧边缘上有明显撕裂滑移痕,并可以清晰地看到在韧窝底部有许多细小的颗粒,通过能谱对

无颗粒的韧窝进行成分分析,没有 Ti 元素的存在,另外在整个断口上没有发现具有小平面特征的断裂区域,即不存在颗粒的断裂,说明此处为“拔出”型断裂,其原因是由基体滑移产生的塑性变形和颗粒与基体结合界面处的脱粘造成的。另外观察还发现, TiC_p 含量为

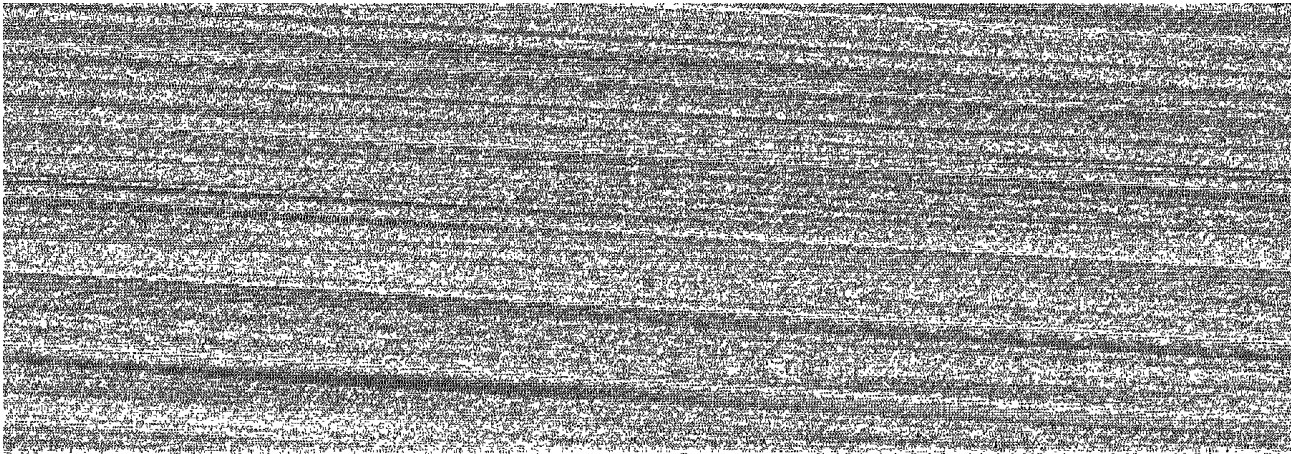


图3 TiC_p/2024复合材料的断口形貌

Fig. 3 The fracture morphology of TiC_p/2024 composites

(a) 5wt% TiC_p; (b) 10wt% TiC_p; (c) 15wt% TiC_p

5wt% (a) 的复合材料断口韧窝的尺寸大而数量少, 其边缘明显呈拉长形式, TiC_p 含量为15wt% (c) 的复合材料断口韧窝的尺寸小而数量多, 呈等轴形式。由此可见, 随 TiC_p 含量的增加, 复合材料断口由撕裂拉长的韧窝逐渐变为等轴韧窝形式, 韧窝形状由大到小, 数量由少到多, 表明材料的塑性逐渐下降, 并且韧窝多是由颗粒的“拔出”而形成, 断裂的主要原因为颗粒与基体结合界面的脱粘所致。其形成机理为: TiC_p 或其他夹杂物在外力作用下, 不能随基体进行连续变形, 在此处发生位错塞积, 产生应力集中, 这些质点与基体结合界面脱离形成微孔, 随着应力增加, 微孔不断长大, 相互吞并, 使微孔形成的裂纹进一步扩展导致材料缩颈和断裂。

3 结论

(1) 通过SEM 对熔体挤压后的 $\text{TiC}_p/2024$ 复合材料组织进行了观察和分析, 发现 TiC_p 含量较低的材料中, 纵向截面的 TiC_p 有纤维状分布的趋势, 随 TiC_p 含量的增加这种趋势逐渐消失, 而在横向截面 TiC_p 的分布均匀。

(2) 分析了T4和T6两种状态下材料的力学性能与 TiC_p 含量的关系, 除塑性随 TiC_p 含量的增加而降低外, σ 和 E 则明显提高, 特别是 TiC_p 含量为15wt% 的复合材料的力学性能有最大值, σ_b 、 σ_s 、 E 分别达到540MPa、430MPa 和92GPa, 与基体合金相比有较大的提高。

(3) 分析了 $\text{TiC}_p/2024$ 复合材料断口的特征, 指出断裂形式为韧性断裂, 其原因主要是以 TiC_p 为核心形成微孔, 继而扩展, 使 TiC_p 与基体的界面脱粘造成的。

参考文献

1 于坤. 金属基复合材料的现状与发展. 材料科学与工程, 1989, 7 (1): 6~12
2 K. Marsaden. Commweical Potentials for Composites. J. Met - als, 1985, 37 (6): 69~62
3 A. Sato, et al. Aluminum Matrix Composites, Fabrication and Properties. Metall Trans, 1976, 7B: 443~451
4 吴锦波. 铝基复合材料的发展和现状. 材料科学与工程, 1992, 10 (1): 6~12
5 张二林. Al/ TiC_p 复合材料反应生成热力学和动力学过程的研究, 哈尔滨工业大学工学博士论文, 1996
6 王自东, 接触反应法制备2024/ TiC 复合材料的微观结构及力学性能, 哈尔滨工业大学工学博士论文, 1994

稿件收到日期: 1998-10-20

修改稿收到日期: 1999-01-05

马明臻, 男, 1955年5月生, 副教授, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院博士研究生, 主要从事颗粒增强铝基复合材料研究工作。联系地址: 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院434信箱 (邮编 150001)

* * * * *

用于航空发动机的 MoSi_2 复合材料

美国 NASA Lewis 研究中心正在研究一种二硅化钼 MoSi_2 复合材料, 用于代替航空发动机上的镍基高温合金。这种最有希望的材料是把碳化硅基纤维加入到基体内, 而基体本身就是 MoSi_2 复合材料 (含30vol% ~ 50vol% 的 Si_3N_4 颗粒)。

据称, 这些复合材料有良好的高温氧化行为, 与镍基高温合金相比, 密度较低, 熔点更高。其问题在于: 低温脆性, 高温抗蠕变性能低, 热膨胀系数高, 以及一种被称为“氧化瘟疫”(pesting 或 pest oxidation) 的现象, 即 MoSi_2 氧化成粉末状, 然后形成带有疏松或微裂纹的氧化钼。

由 MoSi_2 和 Si_3N_4 粉末混合物制成试样, 然后由热

真空压实, 并用热等静压压实成为完全致密的基体材料板。而在以此为基的复合材料中包含多层各种取向的 SiC 基纤维。

经过两步压实程序产生完全致密的没有与纤维过分化化学反应和损伤纤维的材料。样品在高达1400 的温度范围进行各种化学、力学、热力学和显微组织试验。结果表明, 把 Si_3N_4 添加到 MoSi_2 中, 使室温韧性提高1倍, 高温蠕变率降低约4/5; 由 SiC 纤维加强 $\text{MoSi}_2/\text{Si}_3\text{N}_4$ 基复合材料, 使室温断裂韧性约提高6倍, 抗冲击性能提高4倍; ($\text{MoSi}_2/\text{Si}_3\text{N}_4$) 基体/ SiC 纤维复合材料在1400 的温度显示极好的强度和韧性。这些优良的性能表明, MoSi_2 复合材料是一种有潜力的在先进航空发动机中取代镍基高温合金的材料, 正在欧美各国受到越来越广泛的注意。

(全宏声)