

SiCw / 2124Al 复合材料的研究^①

毕敬 马宗义 吕毓雄 申红伟 高萌轩

(中国科学院金属研究所)

摘 要

研究了粉末冶金制备的SiCw / 2124Al复合材料的组织结构及物理、力学性能。结果表明,此复合材料的基体保持了原2124Al合金微晶粉末的组织特点;其SiC晶须在基体中分布均匀,界面结合良好,能使抗拉强度提高40%、弹性模量提高76%、热膨胀系数降低至基体的65%。

关键词: 复合材料, SiC晶须, 铝合金

SiCw / Al复合材料以其高比强、高比模及良好的热稳定性引起人们的兴趣,也以其较易通过挤压、轧制等传统工艺加工成型^[1-3]而为实际推广和应用提供了良好的条件。故美国2000年的材料发展计划将研制SiCw / Al复合材料摆在相当重要的位置,日本也将其作为新型材料的重要开发方向予以考虑。

随着微晶喷粉工艺的完善和SiC晶须制备工艺的发展,粉末法制备SiCw / Al复合材料有了很大的进展。大量试验结果表明, SiCw / 2124Al是一种综合性能良好,最具应用前景的铝基复合材料。本课题对SiCw / 2124Al复合材料的制备、组织和性能进行了较为系统的研究。

1 试验方法

基体材料为自制的280目2124合金(wt.-%: Al-4.01 Cu-1.60 Mg-0.45 Mn-0.08 Zr-0.16 Fe-0.10 Si)微晶粉末。增强剂为日本东海碳素公司生产的 β -SiC晶须,直径0.1-1.0 μm 、长30-100 μm 。复合材料的制备采用粉末冶金法,其热压锭在450 $^{\circ}\text{C}$ 以20:1

的挤压比挤压成棒材, T6处理后加工成棒状拉伸试样,在Instron机上进行拉伸试验。弹性模量用悬丝耦合共振法测定。热膨胀系数用热膨胀仪测定。并使用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜对微观结构和断口形貌进行分析。

2 结果与讨论

2.1 SiCw / 2124Al复合材料的微观结构

2.1.1 基体结构特征 图1为抛光腐蚀的SiCw / 2124Al复合材料的金相照片。从中可以看出,其基体具有12级以上的超细晶粒,基本上保持了原微晶粉末的组织特征。这种细小的基体晶粒组织有利于提高复合材料的性能,并为复合材料的超塑性加工提供了条件,复合材料基体中这种细小晶粒组织的存在,主要有两个方面的原因:一是所采用的基体材料为超声雾化生产的微晶粉末,不仅组织细密,而且减少了凝固偏析^[4],为复合材料基体细晶粒组织的存在奠定了基础。二是在复合材料制备过程中,一般采用低于固相线的温度进行热压,不出现液相和随后的凝固过程,既防止了

^①本文属八六三高技术资助项目;于1992年1月8日收到

凝固偏析，也保持了原微晶粉末的组织特征，这是粉末制备工艺的一大优点，也为充分发挥基体的性能潜力创造了条件；复合材料的 TEM 观察表明，SiC 晶须横截面一般为正六角型（图 2a），界面清晰，结合良好没有明显的界面反应物。界面处的一些小颗粒可能是基体的沉淀相。界面处的一些小颗粒可能是基体的沉淀相。在 SiC 晶须附近存在高密度的位错（图 2b），并且经常形成位错网络。这种高密度位错是导致复合材料强度高的主要原因。

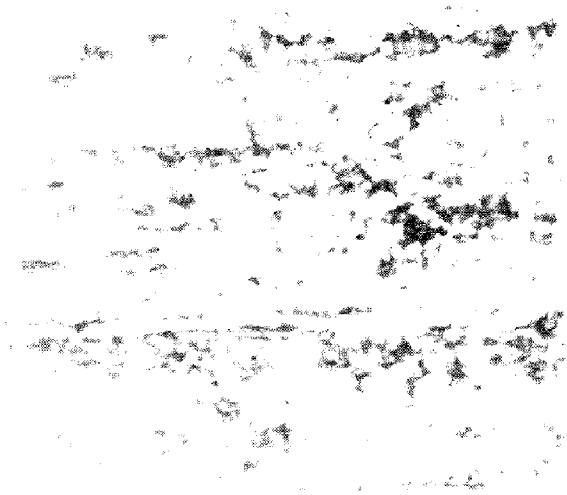


图 1 抛光腐蚀后的金相照片 ($\times 900$)

2.1.2 晶须分布及挤压损伤

图 3 为该复合材料抛光后的金相照片。从中可以看到晶须已均匀分布于铝基体中，并随基体沿挤压方向排列。正是这种定向的排列，对复合材料的力学性能及抗磨损能力产生有利的影响。用稀盐酸溶掉铝基体，取出挤压样品中的 SiC 晶须，用扫描电镜观察并测量其长径比分布，结果见图 4。在所采用的挤压条件下，其晶须的长径比主要集中在 5-6 之间，并大大小于原始长径比 30-100，可以看出，挤压虽对材料的密化晶须排列以及力学性能产生有利影响，但同时也给晶须造成严重的损伤，使它未能充分发挥增强潜力。这是挤压复合材料中存在的较为严重且值得进一步探索的问题。应通过优化加工工艺，使晶须既能定向排列又能尽量减少其损伤。



(a) $\times 73\,800$



(b) $\times 94\,500$

图 2 a—六角型晶须；b—晶须端部附近高密度位错
TEM 照片

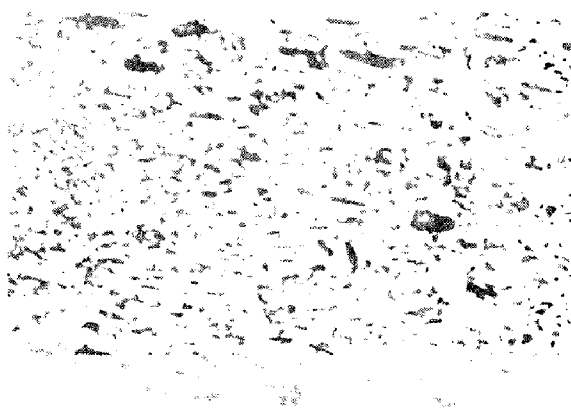


图 3 抛光后的金相照片 ($\times 900$)

2.2 拉伸性能和断口形貌

图5为20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料及2124Al的拉伸强度-温度曲线。可以看到,在300℃以下温区内, SiC 晶须对铝合金有明显的增强作用。如20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料的室温抗拉强度达690.6 Mpa, 较2124Al 铝合金提高了40%。复合材料的屈服强度也有较大幅度的提高, 且其强度值的分散性很小, 5根样品不到3%。这说明粉末冶金法是制备高性能不连续 SiC 增强铝复合材料的有效途径之一。从图5还可以看出, 这种复合材料具有较好的高温性能, 200℃时的抗拉强度仍保持在584 Mpa左右, 尚高于2124Al 的室温强度值。SiC 晶须在提高材料强度的同时, 使材料的塑性大为降低。20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料的室温延伸率只有3-4%。

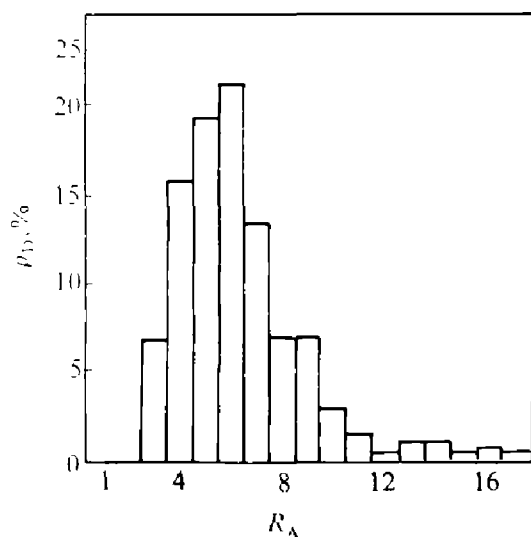


图4 SiC 晶须的长径比(R_A)与分布图密度(ρ_D)

复合材料的拉伸断口形貌表明, 由于塑性较低, 复合材料在低倍下呈现出脆性断裂特征。其实在高倍下, 这种断口是由小韧窝组成的(图6)。小韧窝的大小与晶须横截面尺寸相对应。这种小韧窝的产生与复合材料的变形和断裂特点有关。在复合材料承受外加载荷时, 由于其晶须端部存在较大的应力集中^[5], 塑性变形首先在晶须端部的基体中产生, 并围绕晶须端部形成塑性区, 进而在晶须端部基体

中形成微裂纹^[6]。由于大量刚性 SiC 晶须对基体塑性变形和裂纹扩展有很强的约束和阻碍作用, 塑性变形仅局限于晶须端部的局部区域。各个晶须端部裂纹的扩展和连接导致了复合材料的最终断裂。这种变形和断裂导致了小韧窝状断口特征的产生。这种小韧窝是由晶须端部的集中塑性变形和最后的拔出造成的, 但晶须是和粘性铝一起拔出的, 因而在断口上很少看到裸露的 SiC 晶须, 说明 SiC 晶须与铝基体的界面结合是良好的。

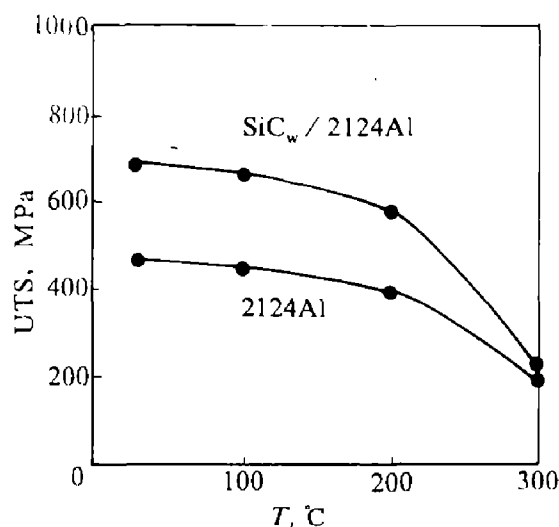


图5 20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料的抗拉强度(UTS)与温度(T)的相关曲线



图6 室温拉伸断口形貌

2.3 物理性能

图7为20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料的弹性模量-温度曲线。SiC 晶须的加入使该复合材料明显提高了弹性模量。例如, 其室

温模量达 123.7 GPa, 较铝合金提高了 76%。其高温模量随温度升高而逐渐降低, 与铝合金呈相同的变化趋势。

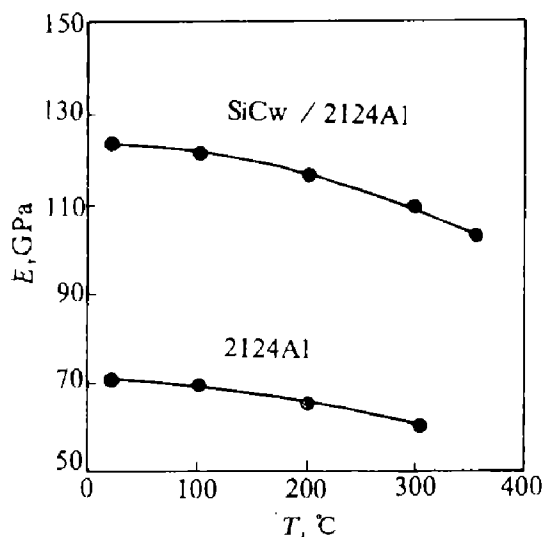


图 7 20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料的弹性模量 E —温度 (T) 曲线

表 1 为 20 vol.-% SiCw / 2124Al 复合材料及 2124Al 的热膨胀系数。该复合材料的热膨胀系数仅为铝基体的 65%, 表现出良好的热稳定性, 有利于它在惯导器件和光学仪器上使用。

表 1 热膨胀系数

材料名称	温度范围, °C			
	RT-100	RT-200	RT-300	RT-400
SiCw / 2124Al	13.3	13.6	13.8	14.0
2124Al	21.3	21.4	21.5	21.7

3 结论

(1) 粉末法制备的 SiCw / 2124Al 复合材料中, 基体保持了原微晶铝粉的良好组织状态, 具有 12 级以上的晶粒;

(2) SiC 晶须在铝基体中的分布较均匀, 且沿挤压方向择优排列, 为提高性能创造了有利的条件;

(3) 在 SiCw / 2124Al 复合材料断口形貌图上可观察到许多细韧窝, 但很少有裸露的 SiC 晶须, 表明界面结合是良好的;

(4) 挤压给晶须造成较大的损伤。为提高复合材料性能, 应进一步优化热加工工艺;

(5) SiCw / 2124Al 复合材料具有比基体高 40% 的强度和较低的塑性;

(6) 加入 20 vol.-% SiCw 晶须使铝合金的弹性模量提高了 76%, 热膨胀系数降低了 35%。

参考文献

- 1 Divecha A P, Fishman S G, Karmarkar S D. J. Met., 1981, 33 (9): 12
- 2 Lederich R J, Sastry S M L. Mater. Sci. Eng., 1982, 55: 143
- 3 Nieh T G, Karlak R F. J. Mater. Sci. Lett., 1983, 2: 119
- 4 张永昌, 自然杂志, 1985, 8(6): 405
- 5 曹利, 蒋持平, 姚忠凯等, 金属学报, 1989, 25(6): B79
- 6 Ma ZY, Liu J, Yao CK. J. Mater. Sci., 1991, 26: 1971