DOI: 10. 13801/j. cnki. fhclxb. 20160308. 004

SiC_P 表面镀 Ti 改性对 SiC_P/Al2014 复合材料 组织及力学性能的影响

雷宗坤¹,赵卫星¹,于成 λ^1 ,赵洪刚¹,舒世立²,邱丰^{1,*}

(1. 吉林大学 材料科学与工程学院,长春 130025; 2. 中国科学院 长春光学精密机械与物理研究所,长春 130012)

摘 要: 采用盐浴镀的方法对 SiC_P 进行表面镀 Ti 处理,并通过搅拌铸造的方法制备了表面镀 Ti 改性 SiC_P/Al2014 复合材料。研究了镀 Ti SiC_P 的尺寸和体积分数对 SiC_P/Al2014 复合材料微观组织和力学性能的影响规 律。结果表明:表面镀 Ti 处理能有效改善 SiC_P 在 Al 基体中的分散均匀性;但随着 SiC_P 体积分数提高,相同尺寸 的镀 Ti SiC_P 在 Al 基体分散均匀性逐渐变差,当 SiC_P 体积分数相同时,其在 Al 基体中的分散均匀性随着 SiC_P 尺 寸的增加逐渐变好。SiC_P 尺寸相同时,SiC_P/Al2014 复合材料的常温拉伸强度随颗粒体积分数的增加先增大后减 小,SiC_P 尺寸为 5 μ m 和 10 μ m 的 SiC_P/Al2014 复合材料抗拉强度在颗粒的体积分数为 4%时达到最高,分别为 524 MPa 和 536 MPa;SiC_P/Al2014 复合材料的高温(493 K)抗拉强度随着 SiC_P 体积分数增加而增大,SiC_P 尺寸为 5 μ m 和 10 μ m 的 SiC_P/Al2014 复合材料抗拉强度在颗粒体积分数为 6% 时达到最高,分别为 308 MPa 和 320 MPa。

关键词: 复合材料;表面镀 Ti; SiC_P;体积分数;分散行为 中图分类号: TB333 文献标志码: A 文章编号: 1000-3851(2016)10-2261-09

 $SiC_P/Al2014$ 复合材料因其具有较高比强度、 比刚度、比模量, 良好的导热和导电性能, 优异的 抗磨损和抗腐蚀[1-4]等性能得到了越来越多的关注。 可满足日益发展的汽车行业对材料的特殊要求,因 此被广泛应用于汽车零部件中的耐磨件、支撑件以 及发动机耐高温件。但是由于 SiC_P 高温下与 Al 熔 体润湿性差,导致颗粒在 Al 基体中容易团聚^[5];高 温下 SiC_P 易与 Al 熔体发生有害界面反应生成脆性 的 Al_4C_3 相^[6],导致界面结合较弱等问题,这限制 了 $SiC_P/Al2014$ 复合材料在汽车领域的进一步应用 和发展。因此改善SiCp 在 Al 基体之中的分散性以 及提高 SiC_P 与 Al 基体间的界面结合成为新时期 SiC_P/Al2014 复合材料研究领域的热点与难点。国 内外研究表明,向 Al 熔体中添加合金元素、对陶瓷 颗粒进行表面预氧化处理以及涂镀金属层等方法能 够有效提高陶瓷颗粒与金属熔体合金之间的润湿 性[7-10],同时超声振动[11-14]、机械搅拌以及选择合

适的增强体尺寸有助于陶瓷颗粒在 Al 基体中的分 散^[15-18]。对陶瓷颗粒表面进行金属化处理可以显 著提高 SiC_P 与 Al 熔体之间的界面润湿性。最为常 见的金属化处理是对 SiC_P 表面进行化学镀镍和铜 处理^[19],镍和铜能够与 Al 熔体发生反应,能够有 效地改善陶瓷颗粒与 Al 熔体间的润湿性。但是研 究发现,表面镀镍和铜时,在界面会生成脆性的金 属间化合物,降低了 SiC_P/Al2014 复合材料的力学 性能。

本文试图通过一种新的表面预处理方法,提高 SiC_P 在 Al 基体中的分散性,同时改善增强体与基 体合金之间的界面结合,采用盐浴镀的方法对 SiC_P 进行表面镀 Ti 处理,采用搅拌铸造法成功地制备 出了表面镀 Ti 改性的 SiC_P/Al2014 复合材料,研 究了表面镀 Ti SiC_P 在 Al 基体中的分散行为,并在 此基础上进一步系统研究了不同体积分数和尺寸对 表面镀 Ti 改性 SiC_P/Al2014 复合材料微观组织、常

网络出版地址: www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20160308.1351.008.html

收稿日期: 2015-09-24; 录用日期: 2015-11-09; 网络出版时间: 2016-03-08 13:51

基金项目:国家"973"计划(2012CB619602);吉林大学大学生创新训练计划(2015430469)

通讯作者: 邱丰,博士,副教授,硕士生导师,研究方向为凝固理论与技术、晶体生长、颗粒增强金属基复合材料燃烧合成、组织与性能之间的 关系。 E-mail: qiufeng@jlu. edu. cn

引用格式: 雷宗坤, 赵卫星, 于成龙, 等. SiC_P 表面镀 Ti 改性对 SiC_P/Al2014 复合材料组织及力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2016, 33 (10): 2261-2269. LEI Z K, ZHAO W X, YU C L, et al. Effects of Ti-coated SiC_P on structures and mechanical properties of SiC_P/ Al2014 composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(10): 2261-2269 (in Chinese).

温及高温力学性能的影响规律。

1 实验材料及方法

以 Al2014 合金为基体合金,其具体化学成分 如表 1 所示。所选 SiC_P 尺寸为 5 μm 和 10 μm,体 积分数为 2%、4%和 6%,通过盐浴镀法将 SiC_P 表 面进行镀 Ti 处理,具体过程如下:① 将 SiC_P 粉末 在无水乙醇中超声振动 15 min,除去 SiC_P 表面的 油污杂质,然后进行干燥处理;② 将 Ti 粉、SiC 粉、 NaCl、BaCl 按质量比 1:9:5:5 混合,质量分数 分别为 5%、45%、25%和 25%,混合后在球磨机中 低速混合 2 h,使其混合均匀;③ 将混合均匀的粉 末放到刚玉坩埚中,真空条件下在 900 ℃加热3 h; ④ 将加热后的块体在 100 ℃水浴锅中加热5 h,使 混合物中的氯化钠和氯化钡溶解掉,用蒸馏水反复 冲洗 3~4 遍;⑤ 将水浴后的粉干燥,并经 75 μm 筛子筛选后,即得所要用的镀 Ti SiC 粉。

通过搅拌铸造的方法来制备铸态 SiC_P/Al2014 复合材料。具体过程如下:① 将 Al2014 合金放到 电阻式坩埚熔化炉中;②加热到 750 ℃熔化;③ 然 后将熔体温度迅速降至 600 ℃进行半固态搅拌,随 后开始加入 SiC 粉末, 搅拌桨转速为 650 r/min, 搅 拌时间为 15 min; ④ 待 SiC 粉末完全加入后, 将温 度升至 620 ℃, 搅拌 15 min, 搅拌桨转速为 650 r/ min; ⑤ 搅拌结束后将温度升至 780 ℃, 浇铸到铁 模中,冷却后即得到所制备的铸态 SiC_P/Al2014 复 合材料;⑥ 将制得的铸态 $SiC_P/Al2014$ 复合材料进 行均匀化处理,工艺为:485 ℃下保温 12 h,而后用 线切割机切成直径为 38 mm 的圆形试样;将挤压机 的炉温升至 510 ℃,放入要挤压的圆形试样;在 510 ℃下保温 1 h 后进行热挤压,挤压比为 19:1, 得到热挤压态的 SiC_P/Al2014 复合材料;⑦ 对 SiC_P/Al2014 复合材料进行 T6 热处理。首先进行 固溶处理,工艺为:510 ℃下保温 2 h,然后进行水 淬,将淬火后的 SiC_P/Al2014 复合材料进行人工时 效处理, 工艺为: 165 ℃下保温 18 h, 然后随炉冷 却,得到时效态的 $SiC_P/Al2014$ 复合材料。

表 1 Al2014 合金化学成分

 Table 1
 Chemical compositions of Al2014 alloy

								1	wt ‰
Element	Al	Cu	Mg	Si	Fe	Ti	Mn	Cr	Zn
Content	Balance	5	0.5	0.5	0.7	0.15	0.8	0.1	0.25

SiC_P/Al2014 复合材料的热挤压在 TDY33-200A型 200 t 液压机上进行。热挤压过程为:将制 得的铸态 SiC_P/Al2014 复合材料用线切割机切成直 径为 38 mm 的圆形试样,将挤压机的炉温升至 510 ℃,放入要挤压的圆形试样,在 510 ℃下保温 1 h 后进行热挤压,挤压比为 19:1。

微观组织观察:首先将 SiC_P/Al2014 复合材料 进行抛光处理,试样表面经腐蚀后在 XJZ-6、Olympus 金相显微镜上分析 SiC_P/Al2014 复合材料的显 微组织。

SEM 及能谱分析:确定表面处理后 SiC 表面各 元素的分布情况和 SiC_P/Al2014 复合材料中界面上 的元素分布情况。使用的扫描电镜(Evol8, Carl Zeiss, Germany)装备有能谱分析(Model Link-I-SIS, Oxford, Britain)。

拉伸性能测试:拉伸试样尺寸如图 1 所示。拉 伸性能在美国 MTS 电液伺服材料试验系统上进 行,拉伸速率为 3×10^{-4} s⁻¹。



图 1 拉伸试样尺寸 Fig. 1 Sizes of tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 2 为镀 Ti SiC_P 的能谱面分析及 SiC 粉末的 XRD 谱图。可以看到,在 SiC_P 的表面均匀地覆盖 有一层含 Ti 元素物质。通过 XRD 谱图可以知道这 种含 Ti 元素的物质为 Ti₅Si₃,即 Ti 以 Ti₅Si₃ 的形 式存在于 SiC_P 的表面。

图 3 和图 4 分别为 5 μ m 和 10 μ m 镀 Ti SiC_P 体积分数分别为 2%、4%、6%的 SiC_P/Al2014 复合 材料的铸态和热挤压态光学显微组织照片。由 图 3(a)和图 3(c)可以看出,随着 SiC_P体积分数的 增高,SiC_P的分散越困难;图 3(b)和图 3(c)中圈出 的区域说明,当体积分数为 4%和 6%时,部分 SiC_P团聚到了一起;观察图 3(e)和图 3(f)中圈出区 域发现同体积分数下 SiC_P/Al2014 复合材料经热挤 压后分散得到了一定程度的改善,但是由于尺寸及 体积分数的限制,仍有少量的 SiC_P 聚集在一起;由





Fig. 2 Energy spectrum surface analysis of Ti-coated SiC_P and XRD patterns of SiC powder



图 3 5 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料的铸态和挤压态光学显微组织照片

Fig. 3 Optical microstructure photographs of as-cast and extruded Ti-coated SiC_P/Al2014 composites with 5 µm in size

图 4(a) ~图 4(c) 可以发现,同体积分数时尺寸为 10 μ m 的 SiC_P 比尺寸为 5 μ m 的 SiC_P 在 Al 基体中 的分散效果好。由图 4(d) ~图 4(f)发现,经过热 挤压后,SiC_P 的分散性进一步显著改善。

以上分析结果表明,体积分数的升高会使镀 Ti SiC_P在 Al 基体中分散困难,且尺寸越小,由体积 分数的升高引起的团聚现象越严重,这是因为在 SiC_P/Al2014 复合材料的制备过程中,加入 SiC_P 越 多,Al 合金熔体的黏度越大,使液态金属的流动性 变差,导致搅拌铸造变得困难,SiC_P不足以在机械 搅拌力的作用下完全分散开,从而会产生SiC_P的 团聚,另外,当SiC_P体积分数较高时,过多的SiC_P 会在凝固过程中的固-液界面前沿产生堆积,这也 会导致SiC_P的团聚。因此,当SiC_P的体积分数越 大,SiC_P在SiC_P/Al2014复合材料中的分散越不均 匀,团聚现象越严重。同时发现热挤压能够明显地



Fig. 4 Optical microstructure photographs of as-cast and extruded Ti-coated SiC_P/Al2014 composites with 10 μ m in size

改善 SiC_P 在 Al 基体中的分散效果。

SiC_p 表面镀 Ti 处理对常温和高温拉伸性能 的影响

图 5 为 5 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料在常 温和 493 K 下的工程应力-工程应变曲线。表 2 为 不同 SiC_P体积分数 5 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合 材料的常温及高温拉伸性能。由拉伸工程应力-工 程应变曲线发现表面镀 Ti SiC_P的加入,能够明显 提高 SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强度。当体积分 数为 2%、4%和 6%时,SiC_P/Al2014 复合材料的常 温抗拉强度分别为 496、524 和 505 MPa,断裂应变 分别为 7. 7%、6. 8% 和 4. 7%;与基体合金相比, SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强度分别提高了 7.1%、13.2%和9.1%。493 K时,当 SiC_P体积分 数分别为 2%、4%和6%时,对应的抗拉强度分别 为 285、297 和 308 MPa,断裂应变分别为 7.8%、 11.0%和 10.7%;与基体合金相比,SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强度分别提高了 19.7%、24.8%和 29.4%。当 SiC_P体积分数为4%时,常温抗拉性能 最高,当 SiC_P体积分数为6%时,高温(493 K)抗 拉强度最高,即 SiC_P/Al2014 复合材料的常温抗拉 强度随着 SiC_P体积分数的增加呈现出先增大后减 小的趋势;高温(493 K)抗拉强度随着 SiC_P体积分 数的增加而增大。



Fig. 5 Engineering stress-engineering strain curves of Ti-coated SiC_P/Al2014 composites with 5 µm in size at room temperature and 493 K

图 6 为 10 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料在 常温和 493 K 下的工程应力-工程应变曲线。表 3 为不同 SiC_P体积分数 10 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复 合材料的常温及高温拉伸性能。发现表面 镀 TiSiC_P的加入,能够明显地提高 SiC_P/Al2014 复合 材料的抗拉强度。常温时,当体积分数为 2%、4% 和 6%时,对应的抗拉强度为 519、536 和 507 MPa, 断裂应变为 5.5%、5.7%和 5.3%;与基体合金相 比,SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强度分别提高了 12.1%、15.8%和 9.5%。493 K 时,当体积分数为 2%、4%和 6%时,对应的抗拉强度为 287、309 和 320 MPa,断裂应变为 9.4%、12.1%和 7.0%,与 基体合金相比,SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强度 分别提高了 20.6%、29.8%和 34.5%。当体积分数 为 4%时,常温抗拉性能最高,当体积分数为 6% 时,高温(493 K)抗拉强度最高,即 SiC_P/Al2014 复合材料的常温抗拉强度随着 SiC_P 体积分数的增 加呈现出先增大后减小的趋势;高温(493 K)抗拉 强度随着 SiC_P 体积分数的增加而增大。

图 7 为镀 Ti SiC_P 体积分数对 SiC_P/Al2014 复 合材料常温和高温抗拉强度的影响。可以清晰看 到,SiC_P 的加入对 SiC_P/Al2014 复合材料常温和高 温力学性能的影响规律是不同的。SiC_P/Al2014 复 合材料在常温时的抗拉强度随着 SiC_P 体积分数的

	表 2 5	不同 SiC _P 体	\$积分数 5	µm 镀 Ti Si	Cp/Al2014 复名	合材料的常:	温及高汕	昷拉伸性能	能	
Table 2	Tensile p	roperties of	Ti−coated	SiC _P /Al2014	composites wit	th different	volume	fractions	of 5	μm SiC _P

at room temperature and high temperature

Sample	Fracture strain (room temperature)/%	Tensile strength (room temperature)/MPa	Fracture strain (493 K)/%	Tensile strength (493 K)/MPa
Al2014	11. 0	463	13.8	238
2% Ti-coated SiC_P	7. 7	496	7.8	285
4% Ti-coated SiC _P	6.8	524	11. 0	297
6% Ti-coated SiC _P	4. 7	505	10.7	308



图 6 10 µm 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料在常温和 493 K 下的工程应力-工程应变曲线

Fig. 6 Engineering stress-engineering strain curves of Ti-coated SiC_P/Al2014 composites with 10 µm in size at room temperature and 493 K

表 3 不同 SiC_P 体积分数 10 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料的常温及高温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of Ti-coated SiC_{P}/Al2014 composites with different volume fractions of 10 μm SiC_{P}

at room	temperatur	e and	high	temperature
---------	------------	-------	------	-------------

Sample	Fracture strain (room temperature)/%	Tensile strength (room temperature)/MPa	Fracture strain (493 K)/%	Tensile strength (493 K)/MPa	Elastic modulus/ GPa
Al2014	11. 0	463	13.8	238	70.54
2% Ti-coated SiC_P	5. 5	519	9.4	287	75.74
4% Ti-coated SiC_P	5. 7	536	12.1	309	80.83
6% Ti-coated SiC_P	5. 3	507	7.0	320	84.78





增加先升高又下降。但是在高温(493 K)时,随着 SiC_P体积分数的增大,SiC_P/Al2014 复合材料的抗 拉强度不断增加。即常温时,SiC_P体积分数较小 时,增强体的增强效果就达到了其最大值;而在高 温(493 K)时,在SiC_P体积分数增加到 6%时,增 强体仍然能够继续提高复合材料的抗拉强度。图 8 为 10 μ m 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料的弹性模量。 图 8 和表 3 的数据表明,SiC_P 经表面镀 Ti 后能够 有效地提高复合材料的弹性模量,且SiC_P体积分 数为 6%时弹性模量为 84.78 GPa,比基体合金提 高了 20.2%。SiC_P 加入后,能改善其力学性能的 原因为,SiC_P 作为增强相,能够转移基体所承受的 载荷,进而提高复合材料的强度^[20]。但是当体积 分数较高时,SiC_P 分散均匀性会大幅度的降低,团 聚现象较严重,颗粒与颗粒之间没有 Al 基体的存 在使得该部位不能随基体进行协调变形,从而出现 应力集中,当承受载荷时,在团聚区域内裂纹容易 萌生,使得复合材料的塑性变形阶段大大缩短,严 重削弱复合材料的性能表现。常温时,复合材料的 抗拉强度在 SiC_P 体积分数达到 6%之前就已经开 始降低,这表明 SiC_P 的团聚对复合材料力学性能 的削弱作用随着体积分数的增加而更加严重,因而 使得复合材料的常温抗拉强度在体积分数较大时反 而降低。高温(493 K)时,体积分数为 2%~6% 时,复合材料抗拉强度一直处于增大趋势,SiC_P 与 Al 基体界面结合性的改善是使得力学性能提高的 关键因素。

图 9 为镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料界面 TEM 照片。可以清晰地看到,Al 基体和镀 Ti SiC_P 交界 处没有空隙,界面结合非常紧密,增强体与 Al 基 体之间的机械互锁作用较强,这种较强的界面结合







图 9 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料界面 TEM 照片 Fig. 9 TEM photograph of interface for Ti-coated SiC_P/Al composites

有利于将载荷从 Al 基体传递到 SiC_P 上, 随着体积 分数的增加,载荷传递效果更佳,越有利干提高复 合材料的强度,在高温条件下的位错运动和滑移及 晶粒的转动,一定程度上弥补了 SiC_P 分散不均匀 的缺陷,进一步提高了 SiC_P/Al2014 复合材料的强 度。由于 SiC_P 的热膨胀系数远低于 Al 基体,导致 在冷却的过程中,金属基体与陶瓷颗粒的界面上会 产生很大的应力,这些应力使陶瓷颗粒附近区域形 成大量缺陷如位错等, 位错密度会升高, SiC_P 对位 错的钉扎阻碍作用越明显, $SiC_P/Al2014$ 复合材料 的力学性能将得到提高。对比图 3 和图 4 可以发 现,尺寸较大的 SiC_P 在 Al 基体中分散效果更好, 因此在 SiC_p 体积分数相同时, SiC_p 尺寸为 $10 \mu m$ 时的 $SiC_P/Al2014$ 复合材料常温和高温抗拉强度都 要高于 SiC_P 尺寸为 5 μ m 的 SiC_P/Al2014 复合 材料。

2.3 SiC_P 表面镀 Ti 处理对力学性能的影响机制

SiC_P/Al2014 复合材料的强度得以提高是载荷 传递机制、位错塞积强化等诸多强化机制的综合作 用结果^[21]。载荷转移机制是指利用 Al 基体内的 SiC_P 来转移基体所受的载荷,因此增强体和基体合 金的界面结构往往决定了金属基复合材料的力学性 能^[22-23]。当界面黏结强度较高时,能够允许基体合 金将较大的负载转移到增强体中去。图 10 为镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料界面的 SEM 照片及线扫描

分析。可以清晰看到, 镀 Ti SiC_P 与 Al 合金基体紧 密地结合在一起,且在其界面上存在一层很薄的反 应物。由线扫描能谱图可知,这层反应物中主要元 素为 Ti, 同时还含有少量的镁、氧等元素。界面的 存在,有效地改善了 SiC_P 与 Al 熔体的润湿性,从 反应层厚度来看,这种较薄的反应层使得界面的连 续性较好,材料承受外力时,反应层能够起到很好 的过渡作用,基体能够及时将力转移到 SiC_P,而不 会在其本身上产生应力集中,因此极大地提高了 $SiC_P/Al2014$ 复合材料的力学性能。由位错塞积 化机制可知,当 $SiC_P/Al2014$ 复合材料中的界面 数量增加,在界面处会产生大量的位错塞积,能 有效阻碍材料的变形,体积分数较低时,随着 SiC_P 体积分数的升高, SiC_P / Al2014 复合材料的 力学性能会有显著提高,但是 SiC_P 体积分数的进 一步升高,会使材料制备过程中 Al 合金熔体的黏 度变大,从而使得液态金属的流动性变差,导致 SiC_P不足以在机械搅拌力的作用下完全分散开, 从而会产生 SiC_P 的团聚。另外,当 SiC_P 体积分数 较高时,过多的 SiC_P 会在凝固过程中的固-液界面 前沿产生堆积,使SiCp不能在凝固过程中被固一液 界面捕获而实现均匀的分布,这也会导致 SiC_P 的 团聚^[24]。因此,体积分数的增加虽然能够增加界 面数量,但是由于此时 SiCp 在 Al 基体分散困难, 从而可能会降低 $SiC_P/Al2014$ 复合材料的强度。



图 10 镀 Ti SiC_P/Al2014 复合材料界面的 SEM 照片及线扫描分析 Fig. 10 SEM photograph and line scanning analysis of interface for Ti-coated SiC_P/Al2014 composites

3 结 论

(1) 采用盐浴镀法将 SiC_P 进行表面镀 Ti 处 理,在 SiC_P 表面形成 Ti₅Si₃ 层,阻碍了 SiC_P 与 Al 熔体的直接反应,并有效改善了 SiC_P 与 Al 熔体的 润湿性,促进 SiC_P 在 SiC_P/Al2014 复合材料基体

中的分散。

(2) SiC_P 在 Al 基体中的分散均匀性随着颗粒 尺寸的减小和体积分数的上升而逐渐变差。SiC_P 相同尺寸时,SiC_P/Al2014 复合材料的常温抗拉强 度随体积分数的增加先增加后减小,表面镀 Ti 处 理 SiC_P 体积分数为 4% 时抗拉强度最高,为 524 MPa(SiC_P 为 5 μ m)和 536 MPa(SiC_P 为 10 μ m)。SiC_P/Al2014 复合材料在 493 K 时的抗拉 强度随着 SiC_P 体积分数的增加而增大,当 SiC_P 体 积分数达到 6%时 SiC_P/Al2014 复合材料的抗拉强 度最高,为 308 MPa(SiC_P 为 5 μ m)和 320 MPa (SiC_P 为 10 μ m)。

(3) 随着体积分数的增高,SiC_P 对晶界的钉扎 阻碍作用越明显,提高了 SiC_P/Al2014 复合材料的 力学性能。由于尺寸较大的 SiC_P 在 Al 基体中分散 效果更好,因此在 SiC_P 体积分数相同时,SiC_P 尺 寸为 10 μ m 时的 SiC_P/Al2014 复合材料常温和高温 抗拉强度都要高于 SiC_P 尺寸为 5 μ m 的复合材料。

(4) 常温下 SiC_P/Al2014 复合材料强度的提高 主要得益于增强体颗粒在 Al 基体中含量的提高、 均匀分散以及两者之间良好的界面结合。在高温变 形时,除了位错运动导致的滑移外,晶界滑动和转 动也是 SiC_P/Al2014 复合材料变形过程中的重要组 成部分,一定程度上弥补了高体积分数 SiC_P/ Al2014 复合材料中 SiC_P 的分布不均匀的缺陷。

参考文献:

• 2268 •

- [1] SHI J L, YAN H G. Preparation of a functionally gradient aluminum alloy metal matrix composite using the technique of spray deposition[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2011, 26(10): 1236-1241.
- [2] KADY O E, FATHY A. Effect of SiC particle size on the physical and mechanical properties of extruded Al matrix nanocomposites[J]. Materials and Design, 2014, 54(2): 348-353.
- [3] 陈素玲,孙学杰. 金属基复合材料的分类及制造技术研究进展[J]. 电焊机, 2011, 42(7): 90-94.
 CHEN S L, SUN X J. Classification and manufacturing technologies of metal matrix composites[J]. Electric Welding Machine, 2011, 42(7): 90-94 (in Chinese).
- 【4】 张荻,张国定,李志强. 金属基复合材料的现状与发展趋势
 [J]. 中国材料进展,2010,29(4):1-7.
 ZHANG D, ZHANG G D, LI Z Q. The current stateand trend of metal matrix composites[J]. Materials China, 2010, 29(4):1-7 (in Chinese).
- [5] SUKUMARAN K, PILLAI S G K. The effects of magnesium additions on the structure and properties of Al-7Si-10 SiCP composites[J]. Journal of Materials Science, 1995, 30 (6): 1469-1472.
- [6] LEON C A, DREW R A. The influence of nickel coating on the wettability of aluminum on ceramics[J]. Composites Part

A: Applied Science and Manufacturing, 2002, 33(10): 1429-1432.

- [7] KINDER J D. Materials and corrosion[J]. Corrosion Books: ASM Handbook, 2002, 53(11): 858.
- [8] LIU Y B, LIM S C. Recent development in the fabrication of metal matrix particulate composites using powder metallurgy techniques[J]. Journal of Materials Science, 1994, 29(8): 1999-2007.
- [9] VALDEZ S, CAMPILLO B. Synthesis and microstructual characterization of Al-Mg alloy-SiC particle composite[J]. Materials Letters, 2008, 62(17): 2623-2625.
- [10] LI W, CHEN J. Effect of the SiC particle orientation anisotropy on the tensile properties of a spray-formed SiC_P/Al-Si composite[J]. Strength of Materials, 2014, 46(2): 221-228.
- [11] LLOYD D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-22.
- [12] DOEL T J A, BOWEN P. Tensile properties of particulatereinforced metal matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1996, 27(8): 655-665.
- LEE J C, BYUN J Y. Effect of various processing methods on the interfacial reactions in SiC_P/2024 Al composites[J]. Acta Materialia, 1997, 45(12): 5303-5315.
- [14] LEE K B, KWON H. Strength of Al-Zn-Mg-Cu matrix composite reinforced with SiC particles[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(2): 455-465.
- [15] 沈珉,郝培.颗粒增强复合材料非理想界面刚度和有效模量的理论估计[J].复合材料学报,2016,33(1):189-197.
 SHEN M, HAO P. Theoretical estimation of imperfect interfacial stiffness and effective modulus in particle reinforced composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016,33 (1):189-197 (in Chinese).
- [16] 邓陈虹,葛启录,范爱琴. 粉末冶金金属基复合材料的研究 现状及发展趋势[J]. 粉末冶金工业,2011,21(1):54-58.
 DENG C H, GE Q L, FAN A Q. Present research status and trend of metal matrix composites by powder metallurgy
 [J]. Powder Metallurgy Industry, 2011, 21(1): 54-58 (in Chinese).
- [17] 于敬字,李玉龙,周宏霞,等.颗粒尺寸对颗粒增强型金属基复合材料动态特性的影响[J].复合材料学报,2005,22
 (5):31-38.
 YUJY,LIYL,ZHOUHX, et al. Influence of particle size on the dynamic behavior of PMMCs[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(5): 31-38 (in Chinese).
- [18] DOEL T J A, BOWEN P. Tensile properties of particulatereinforced metal matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1996, 27(8): 655-665.
- [19] DIKICI B, TEKMEN C. The effect of electroless Ni coating of SiC particles on the corrosion behavior of A356 based squeeze cast composite[J]. Journal of Mechanical Engineer-

ing, 2011, 57(1): 11-20.

- [20] WANG Y Q, ZHOU B L. Behaviour of coating on reinforcements in some metal matrix composites [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1996, 27(12): 1139-1145.
- [21] YANG D, QIU F, ZHAO W, et al. Effects of Ti-coating layer on the distribution of SiC_P in the SiC_P/2014Al composites[J]. Materials & Design, 2015, 87: 1100-1106.
- [22] SANNINO A P, RACK H J. Effect of reinforcement size on age hardening of PM 2009 Al-SiC 20 vol. % participate composites[J]. Journal of Materials Science, 1995, 30(17): 4316-4322.
- [23] RADO C, KALOGEROPOULOU S. Bonding and wetting in non-reactive metal: SiC systems: weak or strong interfaces
 [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 276(1): 195-202.
- [24] 王爱琴,倪增磊,谢敬佩.颗粒尺寸及分布均匀性对 SiC/Al-30Si 复合材料组织与性能的影响[J].粉末冶金技术,2013, 31(1):9-13.
 WANG A Q, NI Z L, XIE J P. Effects of particle size and its distribution homogenizationon the microstructure and mechanical properties of SiC/Al-30Si alloy composite[J]. Powder Metallurgy Technology, 2013, 31(1): 9-13 (in Chinese).

Effects of Ti-coated SiC_P on structures and mechanical properties of SiC_P/Al2014 composites

LEI Zongkun¹, ZHAO Weixing¹, YU Chenglong¹, ZHAO Honggang¹, SHU Shili², QIU Feng^{1,*}

(1. Department of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130025, China;

2. China Changchun Institute of Optics, Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy of Sciences,

Changchun 130012, China)

Abstract: The surface of SiC_P was Ti-coated via melt salt, and the Ti-coated SiC_P/Al2014 composites were fabricated by stir casting method. The effect law of size and volume fraction of Ti-coated SiC_P on the microstructure and mechanical properties of SiC_P/Al2014 composites were investigated. The results show that the Ti-coated processing could effectively improve the distribution uniformity of Ti-coated SiC_P in Al matrix. When the size of Ti-coated SiC_P keeps constant, the distribution uniformity of Ti-coated SiC_P in Al matrix decreases with increasing volume fraction of SiC_P. When volume fraction of SiC_P keeps constant, the distribution uniformity of Ti-coated SiC_P is at room temperature increases first then decreases with increasing volume fraction of particles possess the highest tensile strength, i. e., composites containing SiC_P with sizes of 5 μ m and 10 μ m correspond to tensile strength of 524 MPa and 536 MPa, respectively. The tensile strength of SiC_P/Al2014 composites at high temperature (493 K) increases with increasing volume fraction of SiC_P. SiC_P/Al2014 composites at high temperature (493 K) increases with increasing volume fraction of SiC_P. SiC_P/Al2014 composites at high temperature (493 K) increases with increasing volume fraction of SiC_P.

Keywords: composites; Ti-coated; SiC_P; volume fraction; dispersion behavior