

特约专栏

混杂增强金属基复合材料的研究进展

李忠文¹, 金慧玲², 李士胜², 欧阳求保², 张 荻²

(1. 中车青岛四方机车车辆股份有限公司, 山东 青岛 266111)

(2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘 要: 传统金属基复合材料在强度和弹性模量提高的同时, 塑性急剧下降, 因此很大程度上限制了它的应用范围。为了满足高技术领域的需求, 改善复合材料的塑性, 利用多相同时增强金属基复合材料的“混杂效应”, 在不同尺度、不同层次上进行结构设计和优化, 发挥各种增强相的优势。混杂增强体之间的相互作用、混杂效应等使得复合材料具备更低的热膨胀系数、更高的耐磨性和更优越的力学性能等, 同时还降低原料的成本。这都使得它成为航空、航天和国防尖端技术领域最富有研究潜力的战略性材料, 并将带动整个工业技术的进步。介绍了混杂增强金属基复合材料结构种类及其研究进展, 综述了各种构型设计的基本原理及其优缺点; 展望了混杂增强金属基复合材料构型及功能化的发展方向及工程化需要解决的关键问题。

关键词: 混杂增强; 金属基复合材料; 碳化硅; 碳纳米管; 原位生长; 性能

中图分类号: TG113.25 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2016)09-0694-07

Research and Development of Hybrid Reinforced Metal Matrix Composites

LI Zhongwen¹, JIN Huiling², LI Shisheng², OUYANG Qiubao², ZHANG Di²

(1. Qingdao Zhongche Sifang Locomotive Co., Ltd., Qingdao 266111, China)

(2. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: When improving the strength and elastic modulus of traditional metal matrix composites, their toughness always decreases at the mean time, which limits their application in various fields. In order to meet the needs in the field of high technology and the ductility and toughness of composites, hybrid reinforcements with various types or different sizes are used in metal matrix composites. It combines the unique properties of the reinforcements to improve the properties of composites. The interactions between hybrid reinforcements make the metal matrix composites possess lower thermal expansion coefficient, higher wear resistance and superior mechanical properties. In addition, it also reduces the cost of raw materials. Therefore, hybrid composites become the most potential material for application in aerospace and defense cutting-edge technology, and promote the progress of the entire industrial technology. This paper introduces types of hybrid reinforced metal matrix composites and progress in the research of hybrid composites. The basic structures of hybrid reinforced composites and their advantages and disadvantages are summarized, and the future development of the configuration and function of hybrid reinforced metal matrix composites and key problems of engineering application are discussed.

Key words: hybrid reinforcements; metal matrix composites; SiC_p; CNTs; *in-situ* grown; property

1 前 言

金属基复合材料因其具备优异的力学性能和物理性

能, 在空间技术、航空航天、电子封装、汽车工业等高新技术领域有极大的应用潜力^[1]。但是现阶段国内外所研制的颗粒增强金属基复合材料, 大多只是加入单一增强相, 并且仅通过调节两相之间空间分布及界面控制发挥协同作用, 在提高了复合材料的强度和弹性模量的时候, 塑性和韧性却急剧下降, 这一矛盾限制了金属基复合材料在尖端高技术领域的深入发展, 从而难以满足社会和科技发展对金属基复合材料进一步的应用需求。因此, 发展新型的金属基复合材料, 使其获得良好的综合性能, 具有重要的理论价值与实际意义^[2-4]。将多种混杂的增

收稿日期: 2016-07-21

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51471106);

第一作者: 李忠文, 男, 1980年生, 工程师

通讯作者: 欧阳求保, 男, 1967年生, 教授, 博士生导师,

Email: oyqb@sjtu.edu.cn

李士胜, 男, 1988年生, 博士, Email: jdlss@sjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2016.09.07

强相同时加入到基体中,增强相发挥各自的不同优势,得到综合性能良好的复合材料,是一种新的复合材料设计与制备理念,有望在解决现阶段金属基复合材料中性能瓶颈上取得突破。混杂增强复合材料最早出现在20世纪70年代初,主要是混杂增强树脂基复合材料。其研究目的在于融合各组分优点的同时,获得优良的综合性能。既提高了材料的使用性,又降低了原料的成本。近年来,材料研究者们逐渐将目光投向了金属基复合材料的混杂,利用“混杂效应”获得优良的室温力学性能、耐磨性能、热物理性能和高温性能等,以满足对结构材料和功能材料的进一步要求^[5-7]。

传统的混杂增强相主要有晶须与晶须混杂、晶须与颗粒混杂、颗粒与颗粒混杂。本文主要介绍几种混杂增强金属基复合材料的制备工艺、各增强相之间的相互作用、性能的增强效果及其目前的应用领域。

2 混杂增强金属基复合材料的增强体分类

2.1 纤维/颗粒混杂

纤维增强的金属基复合材料,在压力浸渗过程中,由于编制的纤维互相接触,使得金属液体浸入纤维间缝隙十分困难,浸渗完后浸渗件中常常存在许多微观的孔洞,研究者们通过向纤维预制件中添加颗粒增强相进行混杂,来提高纤维的分布均匀性和浸渗效果,达到提高力学性能的目的。

研究最多的是在C纤维或SiC纤维预制件中混杂SiC颗粒。例如,Shin-Ichi^[8]等通过挤压铸造的方法制备了SiC颗粒与C纤维混杂增强铝基复合材料,当向复合材料中加入7 vol% SiC颗粒和52 vol%的C纤维时,与单一的70 vol%的C纤维增强相比,复合材料在纵向和横向两个方向上的弯曲强度都提高了50%。而周世晓^[9]等研究了混杂SiC颗粒和C纤维对预制件浸润性的影响,他们认为混杂SiC颗粒可以附着在各C纤维表面,使得C纤维之间充满SiC颗粒,从而有效地阻止C纤维之间的直接接触,有利于纤维的均匀分布进而使得熔融的金属液更容易进入C纤维之间的间隙,与C纤维进行良好的结合,提高浸润效果,改善复合材料的力学性能。图1c, 1d是在 C_f/Al 复合材料中混杂SiC颗粒后的横向与纵向的SEM照片,相对于图1a, 1b,从图1c, 1d可以明显看到在 SiC_p-C_f/Al 复合材料中碳纤维之间夹杂着许多SiC颗粒,使得碳纤维之间的接触面更少,能够很好地在微观尺寸下使得碳纤维均匀分布并且与金属基体得到良好的结合。于家康等在制备2D-C纤维增强Al基的电子封装材料时,也混杂了SiC颗粒,发现通过改变SiC颗粒的体积分数和颗粒尺寸能够有效地控制碳纤维的含量、并

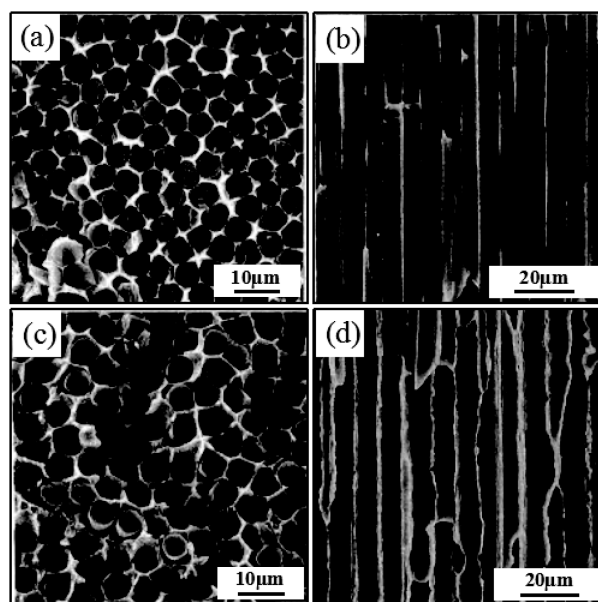


图1 复合材料的弯曲断面 SEM 照片: C_f/Al 复合材料的横向 (a)、纵向 (b), SiC_p-C_f/Al 复合材料的横向 (c)、纵向 (d)

Fig. 1 SEM images of composites flexural fracture surfaces: (a) cross section of C_f/Al , (b) longitudinal section of C_f/Al , (c) cross section of SiC_p-C_f/Al , (d) longitudinal section of SiC_p-C_f/Al

改善纤维的分布,防止纤维互相接触,甚至在很小的压力下也能完成对预制件的良好浸渗^[10]。

2.2 晶须/颗粒混杂

晶须与颗粒混杂有 Al_2O_3 晶须与SiC颗粒^[11]、BN颗粒^[12]和石墨颗粒^[13]等类型。上海交通大学方浩等人研究了SiC颗粒和 Al_2O_3 短纤维混杂增强LY12和LD31两种铝合金复合材料在制动过程中摩擦磨损性能。其结果发现混杂增强的铝基复合材料在制动过程中摩擦系数较为稳定,磨损量较小,与传统的铸铁制动材料相比,复合材料表面的温升较低,传统的铸铁材料由于表面温升较高容易产生大量的裂纹。该复合材料由于增强相的存在,制动过程中表面可形成致密连续的转移膜,该转移膜保证了复合材料在制动过程中摩擦系数的稳定,降低了复合材料的磨损量。与铸铁相比,复合材料的密度较低,更适用于作制动材料。简言之,与合金相比,复合材料的耐磨性能较好,而混杂增强复合材料的耐磨性能更好^[11]。Wu Gaohui等人^[14]采用挤压铸造的方法制备了 $SiC_w \cdot Al_2O_{3p}/6061Al$ 混杂增强复合材料,通过实验和分析,对 $SiC_w \cdot Al_2O_{3p}/6061Al$ 复合材料的强化机制进行了研究。他们发现如果保持增强体的总体积分数不变,通

过调整 SiC 晶须与 Al_2O_3 颗粒的比例可以使混杂增强复合材料的抗拉强度达 507 MPa, 与 $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$ 复合材料和 $\text{Al}_2\text{O}_3/6061\text{Al}$ 复合材料相比较, 其抗拉强度已有较大的提高。颗粒的加入提高了晶须的分散性, 减少了晶须的折断, 从而使复合材料的抗拉强度得到大幅度的提高。

马爱斌等人^[15]研究的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Gr}/\text{ZL108}$ 混杂增强金属基复合材料比 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZL10}$ 复合材料具有更好的耐磨性, 特别是在大载荷条件下, 石墨能显著降低短纤维增强铝基复合材料的摩擦系数和磨损量, 是一种优越的抗磨减摩材料。从图 2 可以看到, 在 Al_2O_3 增强复合材料中加入石墨, 可以降低复合材料的摩擦系数。在短纤维含量较低时, 石墨含量增加, 对复合材料摩擦系数的影响较小。而在短纤维含量较高时 (图 2a, $V_f = 20\%$), 石墨的影响则较为显著, 大大降低了复合材料的摩擦系数。从不同线速度对摩擦性能的影响可以看到, 线速度越大, 复合材料摩擦系数越小, 石墨的作用也越明显。BN 与石墨结构类似, 也具有自润滑功能, 马爱斌等人也将 BN 颗粒加入 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Gr}/\text{Al}$ 复合材料, 复合材料的磨损率和摩擦系数都有所下降, 在高负载下表现更加明显。

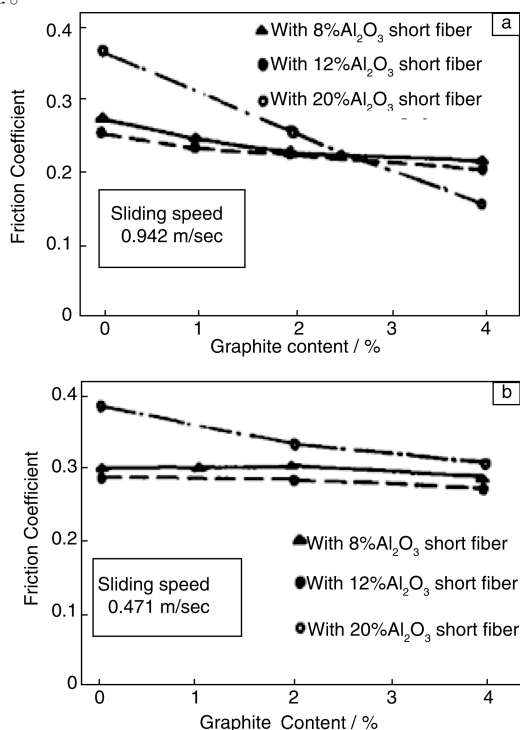


图 2 氧化铝短纤维和石墨对铝基复合材料摩擦系数的影响

Fig. 2 Influences of Al_2O_3 and Gr on friction coefficient of aluminum matrix composites

2.3 短纤维(晶须)/短纤维混杂

此种混杂以 Al_2O_3 短纤维和 C 短纤维、SiC 晶须混杂较为常见。日本本田汽车公司^[16]利用 Al_2O_3 短纤维和 C 短纤维混杂增强铝基复合材料制备了缸体, 该缸体的性能与铸铁缸体相当, 但质量却减轻了 20%。同时复合材料的冷却效果也提高, 与铸铁缸体相比, 其工作温度降低了 10°C , 是混杂增强金属基复合材料在工业实际应用中的一个典范。Song 等人^[17]通过挤压铸造法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{C}_f/\text{Al}$ 混杂增强复合材料, 他们的研究发现 C 纤维加入后, 高温条件下 C 纤维在摩擦表面形成了固体润滑层, 降低了该复合材料与摩擦副之间的摩擦力, 从而提高了复合材料的耐磨性能。Long 等人^[18]采用粉末冶金的方法研究了 Al_2O_3 短纤维和 SiC 晶须混杂增强铝基复合材料的强度和磨损性能, 如图 3, 他们认为这是由于 SiC 晶须阻碍了 Al_2O_3 纤维的滑移使得混杂增强金属基复合材料的磨损性能优于单一增强的复合材料。

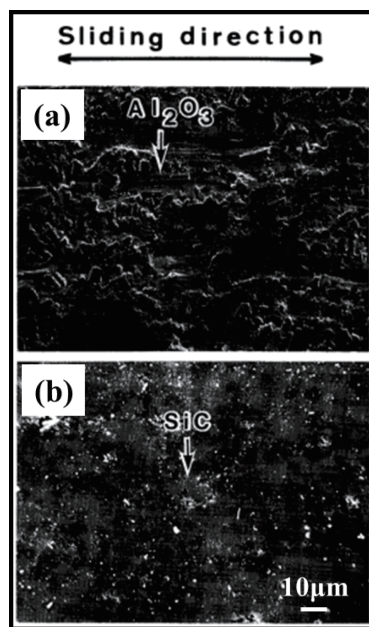


图 3 复合材料磨损表面 SEM 照片: (a) 25 vol% $\text{Al}_2\text{O}_3/6061\text{Al}$ 复合材料和 (b) 20 vol% $\text{Al}_2\text{O}_3 - 5 \text{ vol}\% \text{ SiC}/6061\text{Al}$ 复合材料

Fig. 3 SEM images of wear surfaces of 25 vol% $\text{Al}_2\text{O}_3/6061\text{Al}$ (a) and 20 vol% $\text{Al}_2\text{O}_3 - 5 \text{ vol}\% \text{ SiC}/6061\text{Al}$ (b) composites

2.4 颗粒/颗粒混杂

颗粒与颗粒混杂增强主要以 SiC 颗粒和 Gr 颗粒混杂为主。Ames 等人^[19]研究了基体、单一 SiC 颗粒、SiC 颗粒和 Gr 颗粒混杂增强铝基复合材料的磨损性能, 在低和中载荷情况下, 两种复合材料的磨损性能相差不大, 但

都比基体磨损性能提高了10倍,但石墨的加入大大提高了复合材料的粘着抗力。在高载荷情况下,在材料表面形成石墨、Fe的氧化物和铝的混合摩擦表面层,使得复合材料从轻微磨损到急剧磨损的临界转变温度和转变载荷显著提高。单一颗粒增强复合材料,在从轻微磨损到急剧磨损的临界转变温度点时摩擦系数发生跃升,而混杂增强复合材料的摩擦系数在温度转变点则表现出优异的稳定性。而卢德宏^[20]的研究结果也类似,并建立了该复合材料摩擦系数的数学模型。郝远等人^[21]对比研究了ZA27基体、单一SiC颗粒、Gr颗粒和SiC颗粒混杂增强ZA27复合材料的磨损行为。Gr的加入降低了磨面的摩擦系数,提高了材料抗粘着和抗粘着层剥离的能力,混杂增强金属基复合材料的耐磨性优于其他两种材料。

Maxwell^[22]采用搅拌摩擦工艺成功制备AA6360/(TiC + B₄C)铝基复合材料,并对不同增强体含量的铝基复合材料(100% TiC、75% TiC + 25% B₄C、50% TiC + 50% B₄C、25% TiC + 75% B₄C、100% B₄C)进行摩擦磨损性能分析。图4中摩擦磨损测试显示,复合材料的磨损率随着B₄C含量的增加呈现先减少后增大的趋势,当B₄C含量为50%时复合材料的磨损率最低,为 $310 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m}$,与基体合金相比磨损率降低了31.1%。

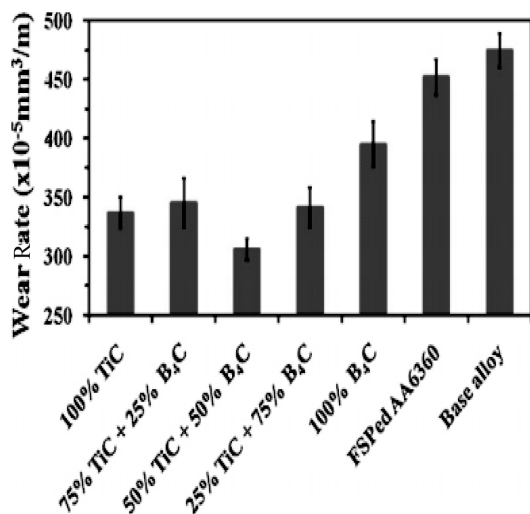


图4 颗粒比例对AA6360/(TiC + B₄C)磨损率的影响

Fig. 4 Impact of particles ratio on the wear rate of AA6360/(TiC + B₄C)

2.5 大尺寸/小尺寸颗粒混杂

大尺寸与小尺寸颗粒混杂增强主要以微米尺寸颗粒与亚微米尺寸颗粒以及纳米尺寸颗粒混杂增强为主。

Khorshid等人^[23]采用湿混、加热挤压的方法制备了纳米和亚微米尺寸35 nm + 0.3 μm Al₂O₃颗粒混杂增强铝基复合材料。研究了纳米和亚微米尺寸颗粒的质量比(2:8、3:7、4:6、5:5和6:4)对复合材料力学性能的影响,如图5和6,随着纳米尺寸颗粒含量的增加,复合材料的硬度和强度先增加后降低(当颗粒含量超过4 wt%)。他们认为力学性能的提高归因Orowan强化和基体与增强体的热错配,力学性能的降低是由于当纳米颗粒含量大于4 wt%时,纳米颗粒的团聚。另外,他们还发现复合材料断口表面切窝的尺寸随纳米颗粒含量的增加而减小。

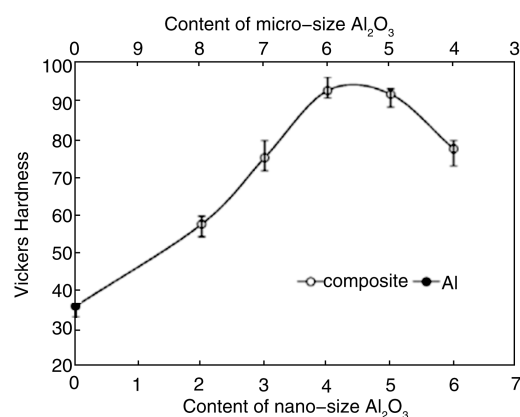


图5 纯铝和微纳Al₂O₃颗粒增强铝基复合材料的维氏硬度

Fig. 5 Vickers micro-hardness of the aluminum and nano Al₂O₃ particles strengthened composites

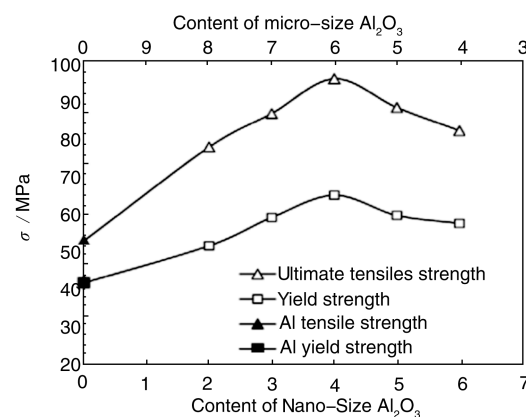


图6 纯铝和微纳Al₂O₃颗粒增强铝基复合材料的拉伸强度

Fig. 6 Tensile properties of the pure aluminum and nano Al₂O₃ particles strengthened composites

Shen等人^[24]采用半固态搅拌结合超声振动的方法制备了亚微米+纳米(1 μm或0.5 μm + 60 nm)、微米+纳

米($10\ \mu\text{m}$ 或 $5\ \mu\text{m} + 60\ \text{nm}$)两种双尺寸 $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料和一种($10\ \mu\text{m}$ 、 $1\ \mu\text{m}$ 和 纳米)三尺寸 $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料。亚微米 + 纳米双尺寸 $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料的研究结果表明,与相同条件下热挤压后 AZ31B 合金和单尺寸 SiC_p 复合材料相比,亚微米 + 纳米双尺寸 SiC_p 复合材料的屈服强度和抗拉强度均明显增加,挤压态 1 vol% $60\ \text{nm} + 4\ \text{vol}\%$ $1\ \mu\text{m}$ 和 1 vol% $60\ \text{nm} + 4\ \text{vol}\%$ $0.5\ \mu\text{m}$ $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料的力学性能较为理想,并通过理论计算和试验对比分析揭示出亚微米 + 纳米双尺寸 SiC_p 复合材料的主要增强机制为细晶强化和热错配强化。微米 + 纳米双尺寸 $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料的研究表明,通过成分优化试验得到了双尺寸颗粒分布较为均匀且力学性能最佳的复合材料为 1 vol% $60\ \text{nm} + 14\ \text{vol}\%$ $10\ \mu\text{m}$ 和 1 vol% $60\ \text{nm} + 14\ \text{vol}\%$ $5\ \mu\text{m}$ $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$,组织分析结果表明,热变形过程中微米颗粒可以在其周围形成畸变程度较大的颗粒变形区,从而促进基体的再结晶形核,同时纳米颗粒还可以通过钉扎晶界作用有效地细化基体组织,同时微米颗粒含量的增加还有助于均匀分散纳米颗粒,使得纳米颗粒的分散得到很好的改善;室温拉伸过程中,位错在微米 SiC_p 附近塞积,导致颗粒附近的位错密度增加,有助于改善复合材料的抗拉强度,在外加载荷作用下,微米 SiC_p 端部易产生应力集中萌生微裂纹,而纳米颗粒同基体界面结合较好,无微裂纹产生。微米 + 亚微米 + 纳米三尺寸 $\text{SiC}_p/\text{AZ31B}$ 复合材料的研究结果表明, ($10\ \mu\text{m} + 1\ \mu\text{m} + 60\ \text{nm}$)多尺寸复合材料的增强效果要优于 ($10\ \mu\text{m} + 1\ \mu\text{m}$)双尺寸复合材料,并且 $10\ \mu\text{m}$ 、 $1\ \mu\text{m}$ 和 $60\ \text{nm}$ 的体积比为 10:4:1 时,复合材料的力学性能最好。目前单一尺寸颗粒增强金属基复合材料强化机制的研究已经很多,而关于双尺寸颗粒增强金属基复合材料强化机制特别是高温强化机制的研究还非常少,需要进一步开展研究工作。

2.6 碳纳米管与颗粒混杂

钟蓉等^[25]通过在室温下冷压成型后再真空热压处理制备了 SWNTs/Al 复合材料。当热压温度为 $380\ ^\circ\text{C}$ 时,制备的复合材料的硬度为 $2.89\ \text{GPa}$,大约是纯铝的 20 倍,比同样温度热压出的铝块的硬度高 78%,并证实 SWNTs 是金属基体的理想增强相。实验还发现,当 SWNTs 含量超过 5 wt% 时,SWNTs 的增强效果开始缓慢下降,冷压过程中粉体的成型性下降,其原因可能是 SWNTs 束的密度过高,纳米铝表面的团聚 SWNTs 量增加,使纳米铝之间不能很好结合,出现过多缺陷,影响 SWNTs 的增强效果。Peigney 等^[26]采用热压法制备了致

密度较低的 CNTs/铁铝合金复合材料,发现热压过程中 CNTs 受到一定程度的损坏,同时因 CNTs 损坏产生的无序石墨层片聚集在晶界处,从而影响了复合材料性能的提高。上述研究都是通过传统外加法把 CNTs 增强相掺入到金属基体中的,CNTs 对金属基复合材料的增强效果并不显著。制约其发展的主要技术瓶颈是:一方面由于 CNTs 之间具有很强的范德华力,容易发生团聚,传统外加法很难解决 CNTs 在金属基体中的分散均匀性以及 CNTs 与基体间的界面浸润性问题,从而使 CNTs 难以充分实现对基体的弥散强化和荷载传递作用;另一方面传统外加法工艺过程比较严苛(如有高能机械球磨过程),造成 CNTs 完美结构的损坏,使 CNTs 的优异力学性能被削弱,增强效果不显著。因此,寻求新的制备技术以克服现有方法的不足,是发展 CNTs 增强金属基复合材料的关键。

近年来,在金属基复合材料研究领域,国内外科学家逐渐意识到在一种增强相表面原位生长 CNTs,既达到了两相协同增强复合材料的效果,同时能够有效地分散

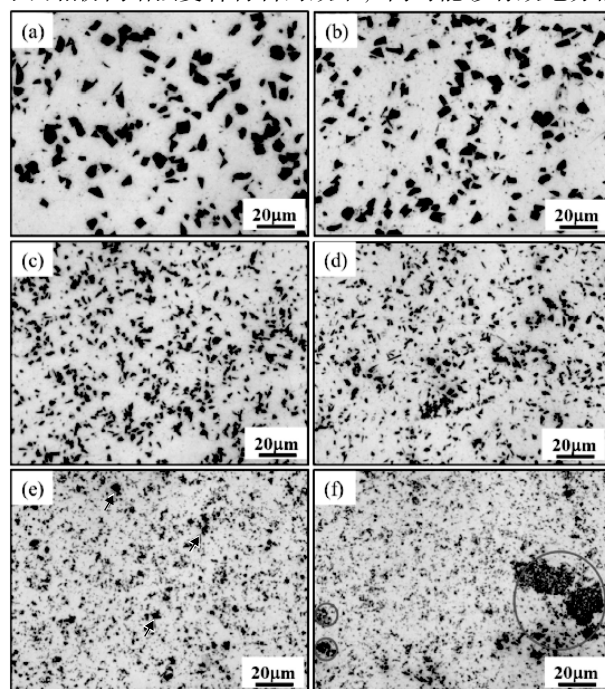


图 7 SiC_p 和 SiC_p (CNTs) 混杂相在 6061Al 基体中的金相照片: (a) $13\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (b) $13\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$; (c) $7\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (d) $7\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$; (e) $2.5\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (f) $2.5\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$

Fig. 7 Metallographs of $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$ and $\text{SiC}_p(\text{CNTs})/6061\text{Al}$ composites: (a) $13\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (b) $13\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$; (c) $7\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (d) $7\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$; (e) $2.5\text{SiC}_p/6061\text{Al}$; (f) $2.5\text{SiC}_p(\text{CNT})/6061\text{Al}$

CNTs、改善界面性能,并获得性能良好的金属基复合材料。目前,科学家们主要采用活性点密度高、表面积和孔隙体积大的催化剂和载体,采用离子交换法、浸渍法、化学沉积法(CVD)或离子溅射法在基底材料上定向生长CNTs。作者课题组^[27]在前期研究的基础上,选择不同尺寸的微米级SiC颗粒(13 μm 、7 μm 、2.5 μm)作为载体,通过CVD法在SiC颗粒表面原位生长CNTs,然后通过粉末冶金的方法与6061铝合金复合;研究发现适当尺寸的SiC颗粒能够很好的分散CNTs,说明载

体颗粒的尺寸是影响CNTs分散的重要影响因素。从图7看到,13 μm 和7 μm 的SiC颗粒能够有效地分散CNTs,并且SiC颗粒也均匀分布在基体内。而当SiC颗粒尺寸为2.5 μm 时,复合材料中观察到SiC颗粒的团聚体。这说明,当载体颗粒较小时,它本身的团聚导致CNTs的团聚。同时,表1中力学性能的结果也表示2.5 SiC_p(CNTs)/6061Al的拉伸强度相对于其他混杂增强材料急剧下降。当SiC颗粒尺寸为7 μm 时,复合材料的抗拉强度提高了33%。

表1 SiC颗粒和CNTs混杂增强6061铝基复合材料的力学性能
Table1 Mechanical properties of Al6061/SiC(CNTs) composites

Sample type	Modulus, E (GPa)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Failure strain, ε (%)
6061Al	69 \pm 0.8	277 \pm 1	321 \pm 2	13 \pm 13
13SiC _p /6061Al	88 \pm 1.3	346 \pm 4	409 \pm 2	5.8 \pm 0.5
13SiC _p (CNT)/6061Al	98 \pm 1.6	355 \pm 3	412 \pm 3	7 \pm 0.6
7SiC _p /6061Al	85 \pm 1.5	340 \pm 5	405 \pm 3	7.8 \pm 0.4
7SiC _p (CNT)/6061Al	98 \pm 2	365 \pm 6	428 \pm 4	8.5 \pm 0.6
2.5SiC _p /6061Al	82 \pm 3	324 \pm 5	362 \pm 7	7 \pm 1.5
2.5SiC _p (CNT)/6061Al	80 \pm 4	270 \pm 8	354 \pm 8	2.5 \pm 2

3 结 语

综上所述,目前混杂增强金属基复合材料已取得了一系列研究成果,其力学性能、热学性能、摩擦磨损性能都有一定的提高,但是复合材料中混杂增强相之间的配合仍然处于探索阶段,尤其在增强相之间的相互作用和混杂效应机理、界面研究等方面都需要进一步的探究。虽然混杂增强金属基复合材料在工业上还未得到广泛的应用,但基于其优异的性能,必将在高科技新材料应用领域占有一席之地。

参考文献 References

- [1] Ouyang Qiubao(欧阳求保), Zhang Guoding(张国定), Zhang Di(张 荻). *Materials China* (中国材料进展) [J], 2010, 29 (4): 36–40.
- [2] Zhang Di(张 荻), Zhang Guoding(张国定), Li Zhiqiang(李志强). *Materials China* (中国材料进展) [J], 2010, 29 (4): 1–7.
- [3] Morten A, Lorca J. *Annual Review of Materials Research* [J], 2010, 40: 243–270.
- [4] Miracle D B. *Composite Science and Technology* [J], 2005, 65: 2526–2540.
- [5] Ko Byung-chul, Yoo Yeon-chul. *Composites Science and Technolgy* [J], 1999, 59: 775–779.
- [6] Zhang Xuenan(张雪园), Geng Lin(耿 林). *Aerospace Materials and Technology*(宇航材料工艺) [J]. 2004, 34(4): 1–6.
- [7] Qin Shuyi(秦蜀懿), Zhang Guoding(张国定). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2000, 10: 621–629.
- [8] Shin-Ichi T, Hajime I, Sen-Ichi Y. *Transaction of Japan Institute of Metals* [J], 1988, 29: 314–321.
- [9] Young R M K. *Materials Science and Technology* [J], 1990, 6: 548–553.
- [10] Yu Jiakang(于家康), Zhou Yaohe(周尧和). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2000, 10: 1–5.
- [11] Fang Hao(方 浩), Zhang Guoding(张国定), Chen Rong(陈荣), et al. *Journal of Shanghai Jiaotong University*(上海交通大学学报) [J], 1998, 32: 10–14.
- [12] Friend C M, Horsfall I, Burrows C L. *Journal of Materials Science* [J], 1991, 26: 225–231.
- [13] Jiang J Q, Tan R S, Ma A B, et al. *Journal of Materials Science* [J], 1996, 31: 5239–5245.
- [14] Wu G, Zhao Y, Kono N, et al. *Key Engineering Materials* [J], 1995; (104~107): 647–654.
- [15] Ma Aibing(马爱斌), Wang Ming(王 明), Jiang Jianqing(蒋建清). *Materials Engineering* (材料工程) [J], 1993, 2: 20–23.
- [16] Clyne T W, Withers P J. *Introduction of Metal Matrix Composites* (金属基复合材料导论) [M]. Translated by Fang Zhigang, et al. (房志刚等译). Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996.
- [17] Song J I, Han K S. *Composite Structures* [J], 1997, 39: 309–318.
- [18] Long T T, Nishimura T, Aisaka T, et al. *Transation of Japan Institute of Metals* [J], 1988, 29: 920–927.
- [19] Ames W, Alpas A T. *Metallurgical and Materials Transaction* [J],

- 1995, 26A: 85–98.
- [20] Lu Dehong (卢德宏). *Thesis for Doctorate* (博士论文) [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University [D], 1999.
- [21] Hao Yuan (郝远), Chen Tijun (陈体军), Kou Shengzhong (寇生中). *Journal of Composite Materials* (复合材料学报) [J], 1998, 15: 56–61.
- [22] Maxwell R C, Dinaharan I, Vijay S J, *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2012, 552: 336–344.
- [23] Tabandeh Khorshid M, Jenabali Jahromi S A, Moshksar M M. *Materials and Design* [J], 2010, 31: 3880–3884.
- [24] Shen Mingjie (沈明杰). *Thesis for Doctorate* (博士论文) [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [25] Zhong Rong (钟蓉), Cong Hongtao (丛洪涛), Ma Hongbo (马洪波). *Journal of Materials Research* (材料研究学报) [J]. 2009.
- [26] Ch Laurent, Peigney A, Dumortier O. *Journal of the European Ceramic Society* [J], 1998, 18(14): 2005–2013.
- [27] Li Shisheng, Su Yishi, Zhu Xinhai, *et al.* *Materials and Design* [J], 2016, 107: 130–138.

(编辑 惠琼)