



SiC_p/Al 复合材料研究进展

董翠鸽, 王日初, 彭超群, 王小锋

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘要: SiC_p/Al 复合材料综合了铝合金与陶瓷颗粒碳化硅的优点, 具有轻质、高强、高模量以及摩擦磨损性能和热物理性能优异等优良性能, 具有广阔的应用前景, 是金属基复合材料领域研究的重点之一。针对 SiC_p/Al 复合材料的特点, 综述搅拌铸造、挤压铸造、粉末冶金、喷射共沉积等制备方法的优缺点, 论述热挤压、热轧制、等径角挤压等二次塑性变形对其组织性能的影响, 并围绕 SiC_p/Al 复合材料的组织特征, 阐述 Al 基体中引入不同数量与状态的 SiC 颗粒与其性能之间的关系, 论述其断裂行为与强韧化机制。最后, 举例说明 SiC_p/Al 复合材料的广泛应用, 并展望其发展前景。

关键词: SiC_p/Al 复合材料; 颗粒增强铝基复合材料; 显微组织; 制备方法; 强韧化机制

文章编号: 1004-0609(2021)-11-3161-21

中图分类号: TB333

文献标志码: A

引文格式: 董翠鸽, 王日初, 彭超群, 等. SiC_p/Al 复合材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3161-3181. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42310

DONG Cui-ge, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, et al. Research progress in SiC_p/Al composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3161-3181. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42310

“一代材料, 一代装备, 一代产业”。材料是人类赖以生存与发展的物质基础, 与能源和信息共同誉为当代文明发展的三大支柱。现代科技的发展以及绿色、节能、环保意识对综合性能优异的新材料提出了日益复杂的需求, 已有的单一材料体系(金属、陶瓷、高分子等)已经难以满足生产生活对材料日益复杂的使用要求, 材料的复合成为材料发展的必然。利用复合材料可设计、可定制、可裁剪的特点, 充分发挥各组元个体的材料特性, 设计和开发各种复合材料, 已成为材料领域的一个重要研究分支。

陶瓷颗粒增强金属基复合材料集成了金属与陶瓷材料的模量、强度、导热、线膨胀以及耐磨性等方面的优势, 广泛应用于飞机及其发动机、空间飞行器、电子封装、汽车、轨道车辆等领域, 在国民经济及国防建设中有巨大的应用潜力, 是金属基复合材料体系中的重要成员^[1-2]。碳化硅颗粒增强铝基复合材料(SiC_p/Al)是 SiC 颗粒以非固溶添加相

的形式分散在连续的铝基体中形成的一种混合物材料, 通过对其成分、显微组织及制备方法的合理设计, SiC_p/Al 复合材料不仅可以保持 SiC 颗粒和 Al 基体各自的性能优点, 还可通过两种组分性能的互补与关联发挥“1+1>2”的综合性能优势, 如优异的热物理性能、力学性能、摩擦磨损性能等, 在电子封装、航空航天、核电等领域能获得广泛应用^[3]。

本文系统地综述 SiC_p/Al 复合材料常用制备方法优缺点及二次加工塑性变形对其组织性能的影响, 分析复合材料特有的组织特征、性能特点及强韧化机制, 阐述其应用概况并对其发展前景进行展望。

1 SiC_p/Al 复合材料的制备方法

由于陶瓷颗粒 SiC 的加入, 使得 SiC_p/Al 复合

基金项目: 湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ4729)

收稿日期: 2021-09-08; **修订日期:** 2021-10-26

通信作者: 王小锋, 副教授, 博士; 电话: 13467516329; E-mail: wangxiaofeng@csu.edu.cn

材料不同于传统金属材料,需要借助特殊的制备工艺才能获得致密化且性能良好的复合材料锭坯。目前,应用较多的 SiC_p/Al 复合材料制备方法有搅拌铸造法、挤压铸造法、粉末冶金法和喷射沉积法等。不同制备方法各有优缺点,但最终目标均是为了获得组织性能优异的复合材料。材料制备过程各工艺方法均需要解决以下问题^[1]:

1) SiC 颗粒的均匀分散。如通过强力搅拌、气流/化学分散、高效球磨混粉等分散技术,减少 SiC 颗粒的团聚或偏聚,实现其在 Al 基体中的均匀分布。

2) 复合材料的全致密化。通过固化或者烧结技术,消除坯料内部的孔隙,避免裂纹萌生。

3) SiC 颗粒与 Al 基体界面的良好结合。对 SiC 颗粒进行预处理,促进基体与增强体的润湿性、相容性;降低制备温度,避免脆性界面产物生成。

1.1 搅拌铸造法

搅拌铸造法是将一定量的增强颗粒加入到不断匀速搅拌的液态金属中使其成为复合材料的制备方法^[4]。根据制备时金属的状态及所处环境,可将其分为液相搅拌、半固态搅拌、气氛保护搅拌、真空搅拌等方法。搅拌铸造的优点是基于传统金属制备的研究,能够使较复杂的工程件一次成型,所用设备简单,所需成本较低,易于满足批量生产 SiC_p/Al 复合材料工艺需求。但该方法也具有明显缺点:利用搅拌铸造法制备的 SiC_p/Al 复合材料,由于制备温度较高,导致复合材料的晶粒粗大,同时存在严重成分偏析现象;增强体与基体之间界面在高温条件下容易发生有害的反应而降低复合材料的界面结合强度;SiC 颗粒具有较高表面能,搅拌过程中易吸附气体,进而形成气孔、不均匀等缺陷,降低了复合材料的性能;陶瓷 SiC 颗粒加入量受限制,一般体积分数不能超过 35%^[5]。

冯朝晖等^[6]采用搅拌铸造法制备了 SiC_p/Al 复合材料并对其组织和性能进行研究, SiC 颗粒大多分布在 Al 基体晶界处,只有少量在熔体搅拌过程中被包络于晶界内,因此需要后续塑性变形加工如热挤压等,改善 SiC 颗粒分布并提高复合材料中 SiC_p/Al 界面结合强度。

1.2 挤压铸造法

挤压铸造原是使金属液体在低速、高压下充填模具,实现高致密度铸件制造的铸造工艺,现可通过在模具中添加陶瓷颗粒预制块,用来制备 SiC 颗粒含量较高(体积分数 $\geq 35\%$)的 SiC_p/Al 复合材料^[7]。预制块的制备、挤压参数及模具设计是挤压铸造法制备 SiC_p/Al 复合材料的关键技术,首先要追求预制块中 SiC 颗粒均匀分布且有一定的力学性能,然后合理选择挤压温度与压力,使得铝熔体能够顺利渗入设计合理的模具中,实现高致密、复杂形状的复合材料制备。武高辉等^[8]和 DHORIA 等^[9]研究挤压铸造法制备中、高体积分数 SiC_p/Al 复合材料,对其制备工艺和制备得到的材料组织及性能展开了一系列优化研究。结果表明,挤压铸造法在制备较大微米级 SiC 颗粒(粒度 $\geq 10\ \mu\text{m}$)增强铝基复合材料中优势突出,但 SiC 颗粒预制块制作困难,挤压渗入工艺参数不易控制,尤其是挤压压力适用工艺窗口极窄,稍有不当即会出现渗入不完全或预制块破碎等问题。

1.3 粉末冶金法

粉末冶金法是以粉末作为原料,经过成形和烧结,制造金属材料、复合材料及各类型制品的工艺。对于复合材料的制备,首先将增强体和金属粉末按所需的比例进行混合,然后进行冷压烧结,或者采用热压将成型与烧结同步完成,直接制造出所需零件^[10]。该方法在冶金属性,如最大限度地减少合金成分偏析,消除粗大、不均匀的铸造组织,改善材料的组织和性能,或制造熔炼法不能制造的具有独特组织结构的高性能材料和成形属性,即同一过程中完成金属材料制备与制品成形加工上都有很大的优越性。在制备复合材料时,还可以和高能球磨相结合,使混合粉末产生破碎、变形、焊接、成分更加均匀,从而获得性能优异的 SiC_p/Al 复合材料。

粉末冶金法在制备铝基复合材料时的优点在于以下四点:铝合金基体和增强体颗粒选择范围广,且颗粒增强体的含量可以自由调控;可通过前期优化球磨工艺来改善陶瓷颗粒的分布均匀性,细化晶粒;反应温度较低,有利于避免基体和增强体

间有害的界面反应; 可以实现近净化成型, 节约材料, 降低制备成本。但是粉末冶金法复杂的制备工艺限制了其在工业上的广泛运用, 多被用于小批量生产^[11]。该方法制备的 SiC_p/Al 复合材料还可通过挤压、轧制或锻造等二次加工成型不同规格的坯件, 并进一步促进颗粒的均匀分布与坯料致密化。工艺路线如图 1 所示^[12]。

美国 DWA 公司采用机械合金化-粉末冶金法生产了 SiC_p/Al 复合材料, 并将其制造成各种零件、管材、型材和板材, 这些零部件及结构材料具有很高的比强度、比模量和耐磨性, 已用于汽车、飞机、航天器等^[13]。目前, 科研人员开发出了机械合金化-粉末冶金法, 能有效确保较广粒度范围(0.1~100 μm)的增强体颗粒分布均匀, 且增强相的体积分数可高达 70%, 与基体的界面结合良好。

1.4 喷射共沉积法

喷射共沉积法是在高压惰性气体作用下, 使液

态合金形成雾状喷射流, 同时向其喷入加热的增强体颗粒, 两相熔合均匀后共同沉积到预处理过的干净衬底上, 最终凝固成大块沉积坯的方法, 装置示意图与 SiC 增强颗粒注入方式示意图如图 2 所示^[14-15]。喷射共沉积法的工艺成型优点主要有: 工艺相对简单, 效率高, 冷却速度快, 可以形成细小而均匀的等轴晶, 消除了宏观偏析; 增强体分布较为均匀, 增强体与液态金属接触的时间较短, 不会发生严重的界面化学反应; 同时能有效控制设备工作气氛, 最大程度地减少合金的氧化^[14]。该方法的缺点如下: 很难精准控制 SiC 颗粒的体积分数; 增强颗粒的利用率低, 材料制备成本高; 复合材料易产生较大的气孔率, 导致材料致密度相对较低, 需要进行二次加工^[16]。ZHAN 等^[17]采用喷射共沉积的方法制备 SiC_p/7075Al 复合材料, 研究发现喷射共沉积法融合了铸造法与粉末冶金法的优点, 可获得 SiC 颗粒均匀分布且界面结合良好的复合材料。

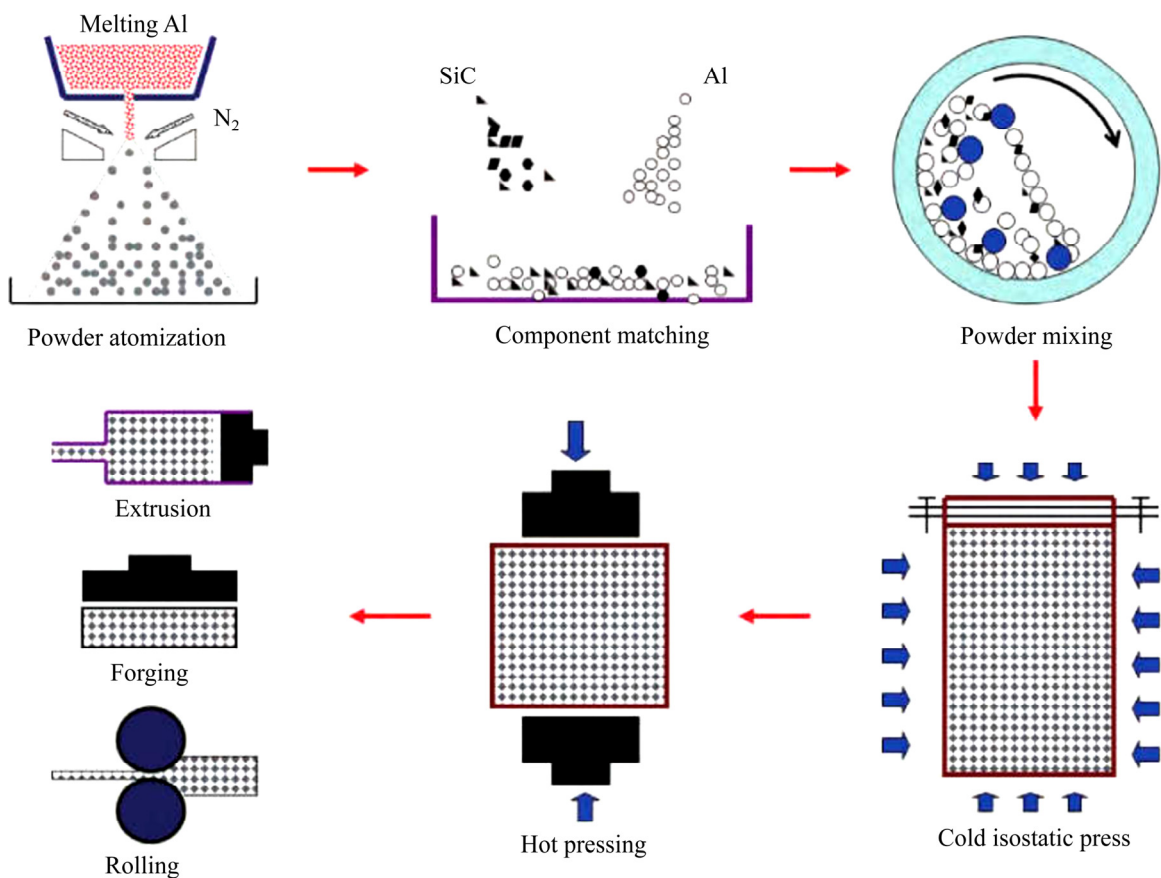


图 1 粉末冶金法制备 SiC_p/Al 复合材料的工艺路线图^[12]

Fig. 1 Process roadmap for preparing SiC_p/Al composites by powder metallurgy^[12]

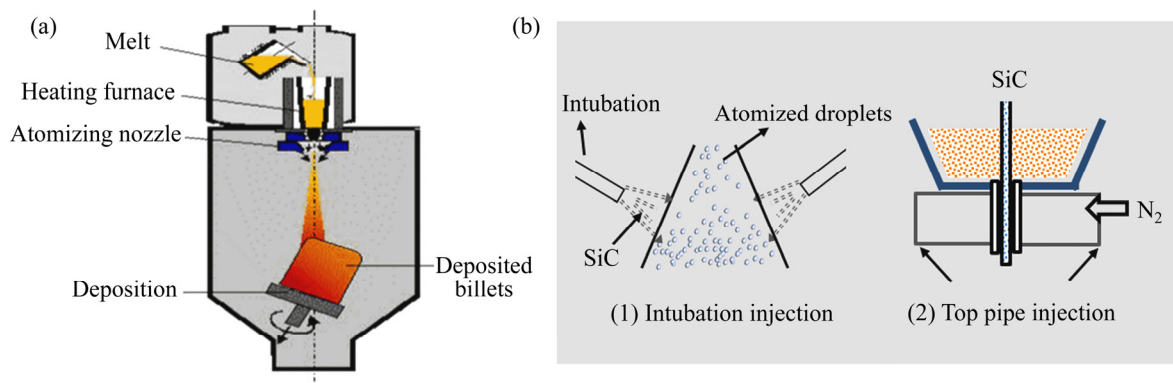


图2 喷射共沉积法制备 SiC_p/Al 复合材料的示意图^[14-15]

Fig. 2 Schematic diagram of spray co-deposition method to fabricate SiC_p/Al composites^[14-15]: (a) Spray deposition device; (b) Injection method of SiC particle

1.5 二次(塑性)变形

塑性变形加工技术在金属材料制备方面的应用非常广泛,适用于工业金属板带箔材、型材等依赖于塑性变形的材料的制备与研究^[18]。对于 SiC_p/Al 复合材料,塑性变形通常是作为二次加工手段,不仅有助于将材料加工至可使用状态,更重要的是可改善 SiC_p/Al 复合材料的微观组织,如使材料消除孔洞等缺陷而变得更加致密、SiC 颗粒分布更加均匀、基体晶粒得到细化等,从而进一步提高材料的力学性能。 SiC_p/Al 复合材料常用的二次塑性变形方法有热挤压、热轧制、等径角挤压等。

1) 热挤压

挤压成形一般在加热状态下进行,坯料在塑性变形区受到三向压应力作用,且塑性变形带来的剪切力,可使得增强颗粒分布更均匀,基体晶粒得到细化,孔洞等制备缺陷会被消除,可以有效地防止裂纹源萌生和裂纹扩展,有利于发挥材料的塑性,显著改善材料的热成形性能,因此,成为 SiC_p/Al 复合材料致密化与变形加工最佳的方法之一^[19-20]。

相较于对应的铝基体, SiC_p/Al 复合材料因硬脆相 SiC 颗粒的加入,导致变形抗力高、塑性差,热挤压时需要更大的挤压力,且一般需采用较高的挤压温度、较慢的挤压速率和较小的挤压比。针对 SiC_p/Al 复合材料韧性差导致材料较难挤压的问题, TAN 等^[1]在实验研究不同体积分数、不同颗粒度 SiC_p/Al 复合材料的热挤压后,提出了在挤压前端添加一个金属导流锭坯来辅助复合材料热挤压的方法,可有效降低挤压力,且在挤压过程中会在复合

材料表面形成合金包套,有效提高挤压产品质量。

2) 热轧制

热轧制是轧件由摩擦力拉进旋转轧辊之间,受到压缩进行塑性变形的过程,通过轧制可使材料获得一定尺寸、形状和性能。科研工作者围绕 SiC_p/Al 复合材料热轧制变形问题开展了很多研究^[21-24],采用等温热压缩实验、数值模拟实验等测试并分析其不同应变速率、温度及变形量下的应力应变行为,获取变形的本构方程与热加工图,并结合组织演变分析其变形机制,为复合材料的热加工工艺参数的确定提供理论依据。

3) 等径角挤压

20 世纪 80 年代,苏联科学家 SEGAL 教授和他的同事们提出了等径角挤压(Equal channel angular pressing, 简称 ECAP)技术,成为迄今为止最具商业应用前景的大塑性变形(Severe plastic formation, 简称 SPD)技术^[25]。ECAP 法可以在不改变材料截面积的情况下实现对材料的重复大塑性变形。目前,研究者已利用该技术制备出常规金属及铝基复合材料等亚微晶或纳米晶结构,部分在实际生产中得到应用。QIAN 等^[26]研究采用等径角挤压法使得 SiC 与铝合金粉末直接成型制备出 SiC_p/Al 复合材料,并对其热物理性能进行分析,结果表明,增加挤压道次与挤压温度,有助于得到综合性能更佳的复合材料。ARAB 等^[27]则研究等径角挤压对搅拌铸造法制备的不同 SiC 含量 SiC_p/Al 复合材料的显微组织和力学性能的影响,结果表明,一个道次的等径角挤压变形,就能显著细化基体晶

粒、消除孔隙缺陷,使 SiC 颗粒破裂且分布更加均匀,提升复合材料性能。

2 SiC_p/Al 复合材料组织特征

在 SiC_p/Al 复合材料中,增强体 SiC 颗粒的加入使得材料的显微组织发生极大变化,具体表现在组成复合材料的铝基体、增强体 SiC 颗粒和界面三个方面。

2.1 铝基体

由于 SiC 颗粒与 Al 基体物理化学性质的不同,其引入对基体显微组织带来的影响主要体现在两个方面。

1) 位错密度。铝基体中的高密度位错是 SiC_p/Al 复合材料显微组织中最为显著的特征。这是由于 SiC_p/Al 复合材料从较高的制备温度冷却时,铝基体与 SiC 颗粒热膨胀系数与弹性模量差异导致较大的热错配应力;当热错配应力大于铝基体的屈服应力时铝基体会发生松弛,在 SiC 颗粒周围产生高密度的位错以协调变形。

ARSENAULT 等^[28]提出的颗粒增强金属基复合材料中理论位错密度计算公式如下:

$$\rho_{\text{CTE}} = \frac{6f(\alpha_p - \alpha_m)\Delta T}{b(1-f)d}$$

式中: b 为基体柏氏矢量; d 为增强相颗粒的粒径; f 为增强相的体积分数; α_p 和 α_m 分别为颗粒和基体的热膨胀系数。

ASHBY 等^[29]研究发现,复合材料中基体和增强相之间的热错配导致界面附近基体应力松弛,其位错密度可高达未增强铝合金基体的 100 倍;VOGELSANG 等^[30]、王博^[31]利用高压原位电子显微镜的观察结果进一步验证了这一结论。GUO 等^[32]研究不同粒度 SiC 增强铝基复合材料中的界面性能,发现当 SiC 平均粒径为 13 μm 时位错密度急剧增大区域可达 2.8 μm ,且越靠近界面处位错密度越大,对应的 TEM 像如图 3 所示。

这些由于热错配产生的高密度位错互相缠结,不易移动,能有效地提高材料的强度。ARSENAULT 等^[33]提出的位错强化机制中,复合材料中基体增强前后的屈服强度差与位错密度的平方根成正比,即

$$\sigma_{\text{my}} = \sigma_{\text{mo}} + \alpha\mu_m b\sqrt{\rho_{\text{CTE}}}$$

式中: σ_{my} 是复合材料中基体的屈服强度 $\sigma_{0.2}$; σ_{mo} 是原始基体合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 。

2) 晶粒尺寸。复合材料中加入的 SiC 颗粒多倾向于分布在晶界处,为铝基体提供大量的异质形核位点,使凝固过程中形核率提高;同时, SiC 颗粒又会阻碍晶粒的长大,综合作用会细化 SiC_p/Al 复合材料铝基体的晶粒尺寸。MUMMERY 等^[34]对 SiC_p/1100Al 复合材料的研究表明,未加入颗粒的纯铝晶粒尺寸为 3~5 μm ,而加入 0.5 μm 的 SiC 颗粒后纯铝基体的晶粒尺寸为 0.5~1 μm 。肖永亮等^[35]对比研究粉末冶金法制备的微米级(2.0 μm)和纳米 SiC 颗粒(15 nm)增强的纯铝基复合材料及纯铝基体三种材料的晶粒尺寸,结果显示,三种材料中晶粒的统计平均尺寸均为 8.0 μm ,但纳米级 SiC 颗粒增

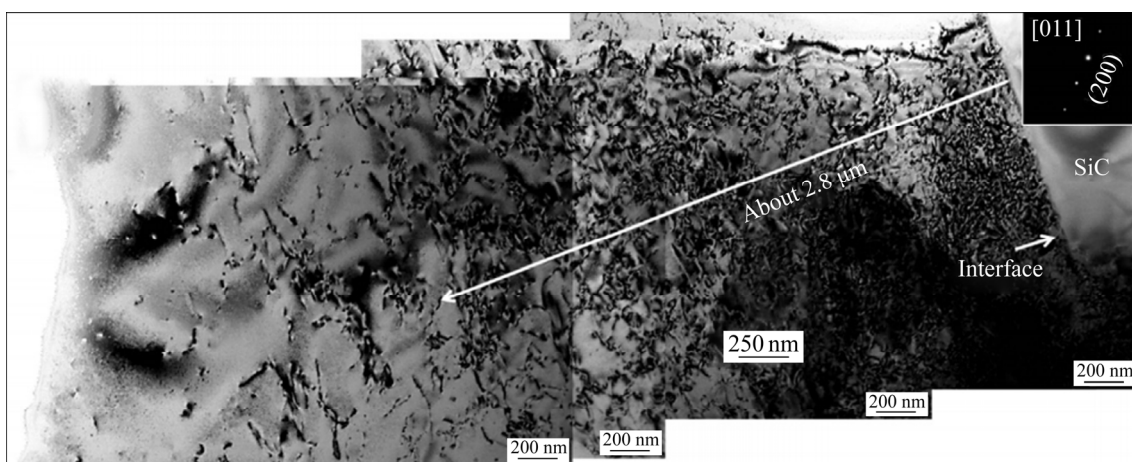


图3 SiC_p/2099Al 复合材料增强体/基体界面处的 TEM 像^[32]

Fig. 3 TEM images taken at reinforcement/matrix interfaces of SiC_p/2099Al composites^[32]

强的复合材料的晶粒尺寸分散最小,其最小晶粒直径为 2.47 μm ,最大晶粒直径为 23.4 μm ;而微米级颗粒增强的复合材料中晶粒尺寸分散程度最大,其最小尺寸仅为 0.94 μm ,最大晶粒尺寸则达到 43.5 μm ;纯铝的晶粒尺寸分布则介于上述两者之间。赵永春等^[36]对亚微米级颗粒增强铝基复合材料基体的高分辨电镜观察结果表明,采用亚微米级的增强体可以获得纳米级的细小亚晶粒,使基体合金的晶粒得到极大的细化。

2.2 增强体 SiC 颗粒

作为 SiC_p/Al 复合材料的重要组元,增强体 SiC 颗粒在铝基体中的数量、尺寸、形状及分布特点等都会对复合材料的显微组织和力学性能产生至关重要的影响。

1) 数量。研究认为, SiC_p/Al 复合材料的力学性能通常随着 SiC 颗粒体积分数的增大呈现出先增大后降低的趋势,这与 SiC 颗粒的硬脆特性和作为异质引入相的团聚等有关。在力学性能强化方面, SiC 增强颗粒的加入量并非越多越好,其体积分数低于 20%时,强化作用随数量的增多而增大;当体积分数超过 20%时,数量的增多反而会降低复合材料的综合力学性能^[37]。DAVLES 等^[38]研究 SiC 颗粒增强高强铝基复合材料,发现 SiC 含量为 10%~20%时(体积分数),对不同热处理状态下的力学性能的强化效果都较佳。不同数量 SiC 颗粒的加入,除了对力学性能大幅的改善外,还常常会使 SiC_p/Al 复合材料具备一些特殊的性能,如中等体积分数(30%~45%) SiC_p/Al 复合材料的功能化特性比较突出,可用于光学仪表中,被誉为继铝合金和钛合金后“第三代航空航天惯性器件材料”;高体积分数(55%~75%) SiC_p/Al 复合材料的热物理性能优异,在电子封装领域可得到广泛应用^[39]。

2) 尺寸。增强体 SiC 颗粒尺寸对 SiC_p/Al 复合材料的性能具有重要的影响。由于作为增强体使用的 SiC 颗粒通常采用碳热还原法和机械粉碎法制备得到,当颗粒尺寸较小时,如纳米级、亚微米级 SiC 颗粒易于发生团聚,这大大地限制了其在复合材料中的添加量;但随着颗粒尺寸增大,其所包含的缺陷也会增多^[40],在载荷作用下容易断裂^[41]。

研究表明, SiC_p/Al 复合材料的屈服强度、抗拉强度和加工硬化率均随着颗粒尺寸的减小而增

大^[4, 42]。这是由于基体中的应变梯度随着增强体颗粒尺寸的减小而增大,造成基体中位错的大量释放,从而大幅度提高复合材料的力学性能。当颗粒尺寸小于 5 μm 时,这种影响非常显著。另外, SiC 颗粒的尺寸也直接影响复合材料的断裂行为,当 SiC 颗粒尺寸较小时,复合材料的主要断裂机制是铝基体的韧性断裂;随着颗粒尺寸的增大,颗粒本身的断裂成为主要的损伤机制。肖伯律等^[43]研究不同粒度 SiC 颗粒增强 Al2024 复合材料,相较于 3.5 μm 与 20 μm ,中等尺寸(即 7 μm)的 SiC 颗粒强化效果最佳。在 Eshelby 等效夹杂模型中考虑位错强化和颗粒的开裂作用,可以很好地模拟颗粒尺寸对复合材料应力-应变曲线的影响。中高体积分数 SiC_p/Al 复合材料的热物理性能也会随 SiC 颗粒尺寸而变化。 SiC_p/Al 复合材料的热膨胀系数主要与 SiC 颗粒引入导致铝基体中产生局部塑性变形和残余应力有关;而热导率主要与 SiC 颗粒引入的相界面有关系, SiC 颗粒尺寸越小,相界面面积越大,则界面热阻越高,从而导致 SiC_p/Al 复合材料的热导率越低。

3) 形状。SiC 颗粒的形状对复合材料在拉伸载荷下的应力场有重要影响,导致复合材料拉伸变形行为也受颗粒形状的影响。晏义伍^[44]通过模拟方形和球形 SiC 颗粒增强铝基复合材料中的应力场并预测其应力-应变曲线,发现对于给定的复合材料,与球形颗粒的情况相比,方形颗粒尖角处较易形成有应力集中,导致热残余应力使得复合材料的弹性模量、屈服强度和加工硬化率均增加,但对复合材料的塑性不利。秦蜀懿等^[45]研究表明,近球形颗粒增强复合材料中的残余应力分布比尖角形颗粒增强复合材料的更均匀,对尺寸稳定更有利。魏少华等^[46]研究表明,相较于球形 SiC 颗粒,棱形 SiC 颗粒在受载时,所受等效应力分布很不均匀,颗粒尖角处的应力集中很大,即使颗粒自身无缺陷且 SiC-Al 界面结合良好,颗粒尖角在外加应变水平较低时也会发生断裂;如若采用一些手段,如气流磨等将 SiC 粉末尖角钝化处理,则可以提高材料的塑性和韧性。

4) 分布。SiC 颗粒在铝基体中均匀分布是 SiC_p/Al 复合材料获得优异性能的前提。一方面,增强颗粒在复合材料中分布越均匀,团聚等缺陷越少,越有利于提高复合材料的综合性能;另一方面,若增强颗粒可形成有规律的二次精细结构,则会满

足材料的特殊性能要求^[47]。由于 SiC 颗粒与铝基体的润湿性较差, 再加上 SiC 颗粒自身的团聚性, 往往需要对 SiC 颗粒采取表面处理、制备方法优化或二次加工等方法来改善 SiC 颗粒在铝基体中的分布均匀性。YANG 等^[48]的研究表明, 在搅拌铸造法制备的 SiC_p/Al 复合材料中, SiC 颗粒易于团聚且倾向于分布在冷却枝晶边界, 而经过表面镀钛分散处理的 SiC 颗粒由于与铝熔体的润湿性改善, 可实现晶内均匀分布, 这使得 SiC_p/Al 复合材料强度获得超过 10% 的提升。CHEN 等^[49]研究了喷射沉积法制备的 SiC_p/Al 复合材料在二次热加工如热挤压和热轧制中的组织演变及力学性能改善, 发现在此过程中, SiC 颗粒的团聚与孔洞得到了有效消除。SLIPENYUK 等^[50]指出粉末冶金过程中增强颗粒的分布均匀性取决于增强体颗粒与基体颗粒的平均粒径比值、增强体颗粒与基体颗粒的形状、制备方法。仿照粉末冶金法和热挤压制备 SiC_p/Al 复合材料流程, 建立颗粒均匀分布模型, 得出增强体在复合材料中能够实现均匀分布、没有团聚的临界体积分数的公式如下:

$$\varphi_{\text{crit}} = \alpha \frac{\varphi_{\text{SiC}}}{\varphi_{\text{Al}} + \varphi_{\text{SiC}}} = \alpha \cdot \left\{ 1 - \left[1 + \left(\frac{d}{D} \right)^3 + \left(\frac{2}{\sqrt{\lambda}} + \lambda \right) \left(\frac{d}{D} \right)^2 + \left(\frac{1}{\lambda} + 2\sqrt{\lambda} \right) \frac{d}{D} \right]^{-1} \right\}$$

式中: φ_{crit} 为能够实现增强体在基体中均匀分布的增强体的临界体积分; φ_{Al} 和 φ_{SiC} 分别为 Al 与 SiC 在复合材料中的体积分; d/D 是增强颗粒与基体颗粒平均粒径比值; λ 为挤压比; α 是一个常量, 小于 1, 约为 0.18。

2.3 界面

复合材料中的界面是两种物化性质差异较大材料的结合区域, 有减少应力突变、阻止裂纹扩展、实现载荷传递从而发挥增强相效果的作用, 其状态是影响复合材料整体性能的决定性因素之一。SiC_p/Al 复合材料的 SiC 颗粒与铝基体界面结合机制主要分为四种: 机械结合、化学键结合、界面扩散结合、界面化学反应结合, 其特性主要包括 SiC 颗粒与铝基体的润湿性、界面反应和界面缺陷等^[51]。

1) SiC 颗粒与铝基体的润湿性。SiC 与 Al 基体的润湿性是决定复合材料制备难易及综合性能好

坏的重要因素^[52]。润湿性还将对增强体在液态金属基体中是否能够均匀分布等产生很大影响; 另外, 润湿性的好坏还会在一定程度上决定界面结合的质量, 从而影响复合材料的性能。界面状态对复合材料的性能有重要的影响, 界面结合好的复合材料能最大限度地发挥增强体的承载能力, 从而提高复合材料的力学性能。武高辉^[53]的研究指出, 润湿性是复合材料界面设计的先决问题, 是获得高强度和高塑性的基础。

2) 界面反应。SiC_p/Al 复合材料界面处最常见的界面反应是 $3\text{SiC} + 4\text{Al} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Si}$, 它的危害性主要表现在三个方面: Al_4C_3 为离子型碳化物, 呈脆性, 降低界面在复杂应力下传递载荷的作用, 且极易水解, 生成 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 和 CH_4 , 使复合材料的耐腐蚀性降低; Al_4C_3 的形成弱化作为增强相的 SiC 颗粒本身的增强效果; 该反应生成 Al_4C_3 的同时, 也生成 Si, Si 含量的增加会在界面处形成 Al-Si 共晶, 降低复合材料基体本身的力学性能^[54]。影响 SiC_p/Al 复合材料中界面反应的因素主要包括 SiC 颗粒的表面状态、铝合金的性质以及复合材料的制备方法。LEE 等^[55]从热力学和动力学角度分析了界面反应控制方法, 发现 SiC 颗粒表面氧化与在铝基体中添加 Si 元素等都能有效控制 SiC_p/Al 复合材料的界面反应。JIN 等^[20]通过研究不同温度热压制备的 SiC_p/2009Al 界面显微组织与性能, 发现 540~560 °C 时界面结合良好, 且综合性能最佳。LIU 等^[56]的研究也发现, 采用粉末冶金法制备 SiC_p/Al 复合材料, 可有效减弱界面反应。

3) 界面缺陷。因制备过程中 SiC 与铝基体润湿、界面反应等原因, SiC_p/Al 复合材料中会产生与基体和 SiC 性质都不同的界面微区, 且界面微区中会有点状物质生成、元素偏聚等缺陷。樊建中等^[57]在对粉末冶金法制备的 SiC_p/Al 复合材料界面形貌观察和衍射分析中发现, 界面微区衬度不同于附近基体, 且分布有 MgO 、 MgAl_2O_4 等点状界面产物。这是基体中所含的 Mg 元素与 SiC 颗粒表层 SiO_2 反应而产生的。YANG 等^[58]在 SiC 颗粒增强 6061Al 基复合材料中的研究结果也证实了这一点。MA 等^[59]揭示在 SiC 颗粒增强 Al-Zn-Mg-Cu 复合材料中, 因界面反应导致基体中 Mg 元素在界面处偏聚, 弱化铝基体的时效析出效果, 从而降低复合材料性能, 其界面分析如图 4 所示。

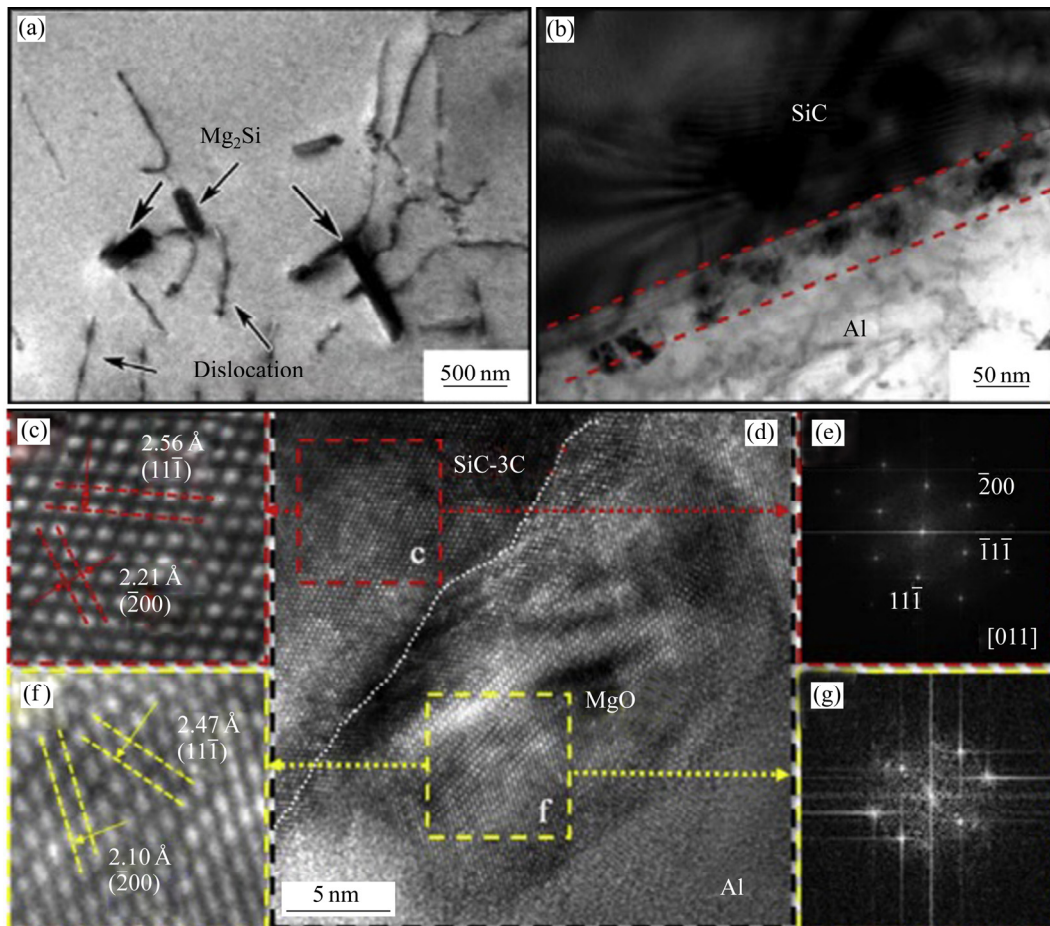


图4 SiC-Al界面附近基体中第二相与界面产物的TEM明场相^[59]

Fig. 4 Bright-field TEM images of second phase of SiC-Al interface and interface product near interface^[59]

3 SiC_p/Al 复合材料性能特点

目前, SiC_p/Al 复合材料性能的研究主要集中在力学性能和热物理性能两个方面。力学性能的研究主要集中在强度、弹性模量、摩擦磨损性能等, 热物理性能主要包括热导率与热膨胀系数等。强度是材料在外力作用下抵抗永久变形和断裂的能力, 是衡量 SiC_p/Al 复合材料的最主要的力学性能指标之一; 弹性模量则可以衡量材料变形程度的难易, 表达材料的尺寸稳定性; 优良的耐磨性和适当的摩擦因数也是衡量材料应用价值的一个重要指标; 提高热导率和降低其热膨胀系数则是 SiC_p/Al 复合材料在电子封装领域研究的关键。

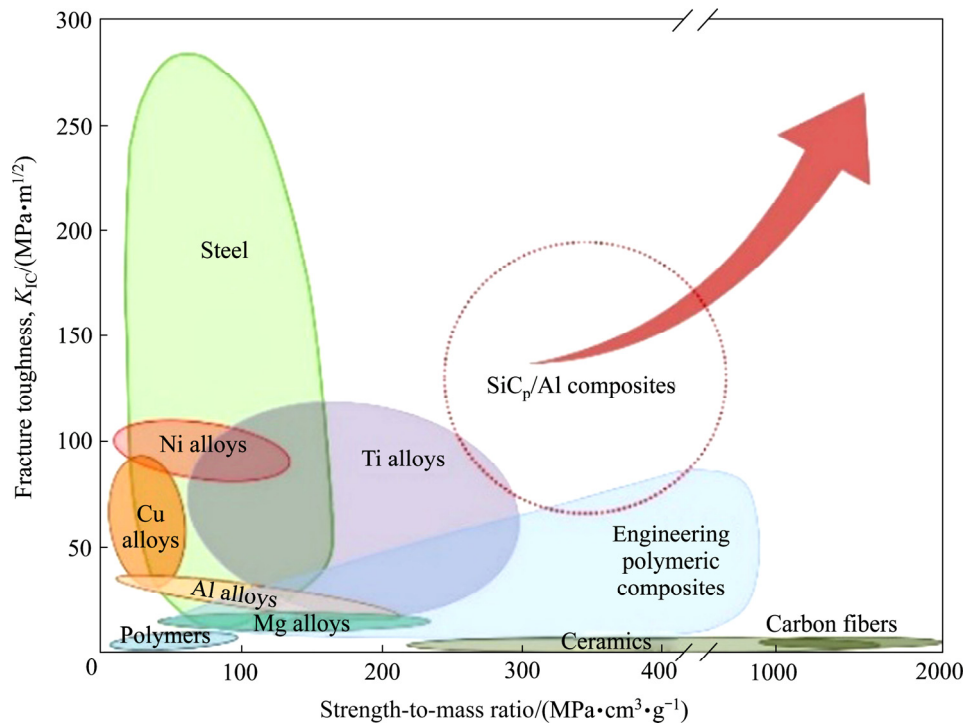
3.1 高比强度

强度是颗粒增强铝基复合材料的主要力学性

能指标, 工业常用材料的力学性能如图5所示^[60]。随着现代工业、航空航天等对轻质高强材料的需求增加, 大量材料研究工作者在单一材料研究的基础上把目光投向可得到更高比强度、断裂强度的 SiC_p/Al 复合材料。YANG 等^[61]在不同尺寸的 SiC 颗粒增强不同强度铝基体的研究中发现, SiC 颗粒引入带来的强化效果不同, 最高可达 50% 以上。当 SiC 粒度达到纳米级时, 对强度的增强效率更强, 可达微米颗粒的十倍级别^[3]; 但由于纳米 SiC 颗粒比表面能大、易团聚, 很难实现大量添加。ZHANG 等^[62]研究微米与纳米双尺度 SiC 颗粒混合增强 Al2014 基复合材料, 其抗拉强度可达 585 MPa, 远高于单一尺度颗粒增强效果。

3.2 高比刚度

弹性模量是 SiC 增强颗粒加入后 SiC_p/Al 复合材料提高最为显著的力学性能。作为材料的本征参

图 5 不同材料的力学性能^[60]Fig. 5 Mechanical properties of different materials^[60]

数, 复合材料的弹性模量因强硬陶瓷颗粒的加入急剧增大, 与体积分数的增加呈线性增长关系^[50, 63]。关于颗粒尺寸对弹性模量影响的说法很不一致, 一般认为增强体颗粒尺寸对弹性模量没有影响; 但一些研究却发现弹性模量随着增强体颗粒尺寸的增加而略有减小, 其中 JUNG 等^[64]在研究中指出, 这是由于增强体颗粒尺寸越小, 载荷传递的效果越好, 界面面积越大, 材料的密度越高等原因造成的。MITRA 等^[65]的研究表明, 颗粒增强金属基界面结合状况也会对复合材料弹性模量产生较大影响, 这主要是由于不同的界面结合, 如物理结合、化学结合等, 将直接影响载荷在增强体与基体间的传递效果。

3.3 低塑性

低塑性是 SiC_p/Al 复合材料应用的一大障碍。复合材料的塑性可以用材料断裂前发生塑性变形所需的能量来描述, 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。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^[66]。无论基体强度如何, 随着增强体颗粒体积分数的增大, 其伸长率均迅速降低, 尤其是大尺寸体颗粒作为增强体的复合材料。因此, 在选择增强体时, 应尽量不选用尺寸过大的增强体颗粒。樊建中等^[66]研究热处理对 SiC_p/Al 复合材料塑性的影响时, 发现 T4 热处理可有效提高基体强度, 从而增加拉伸过程中 SiC 颗粒开裂几率, 这有利于提高复合材料的塑性。除了微观组织调控, 针对复合材料做多级仿生结构设计, 如与铝合金层状复合, 或 SiC 颗粒网格状分布在铝基体中等都可有效提高复合材料塑性^[67]。

3.4 良好的耐磨性

SiC_p/Al 复合材料的耐磨性明显优于相应的铝合金基体, 这与 ARCHARD^[68]模型相吻合, 即在相对硬度较小的铝合金基体中加入如 TiC、SiC、Al₂O₃、TiB₂ 等高硬度颗粒可以提高复合材料的强度, 降低磨损率。FENG 等^[69]指出, 在 SiC 颗粒增强铝铝复合材料往复摩擦磨损中, 会形成由细小 SiC 颗粒和变形基体合金组成的表面摩擦磨损层(即 Surface mixed layer, SML), 这有助于降低摩擦因数与磨损

率。RAO^[4]研究 SiC 颗粒尺寸及体积分数对 SiC_p/Al 复合材料摩擦磨损性能的影响,发现其磨损率随着 SiC 颗粒尺寸的减小、体积分数的增加而减小,这与摩擦磨损过程中表面基体材料塑性变形、疲劳及磨粒磨损机理有关,与 MAZAHERY 等^[70]的研究结果一致。YANG 等^[71]的研究指出,界面结合状况会极大地影响 SiC_p/Al 复合材料的耐磨性,在 SiC 颗粒表面镀覆 Ti₅Si₃ 层改善界面结合,可以使 SiC 颗粒在同样的摩擦磨损条件下不易剥落,从而提高复合材料的摩擦磨损性能,相应的作用机理示意图如图 6 所示^[71]。在不同体积分数下, SiC_p/Al 复合材料的耐磨性均有提高,提高率为 13.6%~32.1%。

3.5 优异的热物理性能

高体积分数 SiC_p/Al 复合材料具有高导热、低膨胀系数且可自由设计调整性能等优点,被广泛应用于电子封装领域^[72-73]。

在 SiC_p/Al 复合材料中,基体 Al 合金主要依靠金属中的自由电子传递热量,陶瓷增强相 SiC 颗粒主要依靠声子传递,即声子和电子在复合材料热传导中共同起作用。GEIGER 等^[74]研究颗粒尺寸对 SiC_p/Al 复合材料导热性能的影响,发现随着颗粒尺寸的增加,复合材料单位体积中的界面面积减小,界面热阻的影响变弱,导致复合材料的导热率提高;且当颗粒尺寸小于 1 μm 时,复合材料的导热率由于受到大量界面热阻的作用而低于基体合金;当颗粒平均尺寸大于 10 μm 时,复合材料的热导率才能够高于基体合金。

SiC 颗粒的热膨胀系数很低,仅是纯 Al 的 1/5

左右(室温下 SiC 颗粒的热膨胀系数为 $4.7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, 纯 Al 的热膨胀系数为 $25.3 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$),因此, SiC_p/Al 复合材料的热膨胀系数主要取决于 Al 基体的热膨胀系数和增强体 SiC 颗粒通过界面对基体热膨胀的制约程度^[75]。ELOMARI 等^[76]的研究指出, SiC 颗粒尺寸越小,复合材料界面面积越大,界面处晶格畸变的影响也越大,导致复合材料的热膨胀系数降低。3 μm 和 40 μm 的表面氧化 SiC 颗粒增强复合材料中,其热膨胀系数相差 $1.28 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 。ZHANG 等^[8]采用挤压熔渗法制备了高体积分数的 SiC_p/Al 复合材料,并对其热膨胀系数进行实验测量与模拟计算,修正 Turner 模型、Kener 模型、Schapery 模型来预测不同体积分数的 SiC_p/Al 复合材料的热膨胀系数,与实验结果拟合良好。

4 SiC_p/Al 复合材料的强韧化

几乎所有的工程结构材料都在追求强韧性,作为最具应用潜力的 SiC_p/Al 复合材料的强韧化更是广大科研工作者的研究热点。强度是材料在外力作用下抵抗塑性变形的能力;塑性是材料在外力作用下产生塑性变形而不被破坏的能力;韧性是材料在外力作用下从开始变形到断裂全过程吸收能量的能力。理想状况下的强韧性需要材料中有足够多的位错可开动、足够大的空间供位错运动,且充分发挥阻碍作用^[77]。对 SiC_p/Al 复合材料而言,良好的强韧化是让更多位错在运动中以不同形式不断被阻挠,充分发挥各种强化机理,将增强体 SiC 颗粒的增强效果与基体铝合金的塑性充分发挥。

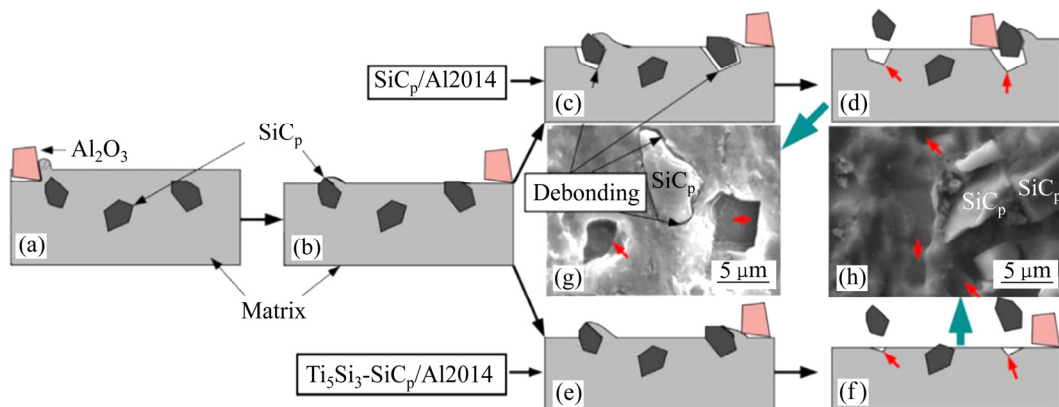


图 6 未包覆和 Ti 包覆 SiC 颗粒增强 Al2014 复合材料摩擦磨损示意图以及 10%未包覆和 Ti 包覆 SiC 颗粒增强 SiC_p/Al2014 复合材料在 10 N 下的摩擦磨损表面^[71]

Fig. 6 Schematic diagram of abrasive wear behavior and worn surface for SiC_p/Al2014 composites reinforced with uncoated and Ti₅Si₃-coated SiC_p(a)–(f) and worn surface of 10% uncoated(g) and Ti₅Si₃-coated SiC_p/Al2014 composite(h)^[71]

4.1 断裂行为

SiC_p/Al 复合材料的力学性能如强度、韧性等都属于结构敏感特性, 其断裂行为主要受裂纹的萌生与发展控制。

1) 宏观断口分析

郭成等^[78]对添加 SiC 颗粒前后材料的拉伸性能及对应的断口形貌进行了分析, 发现加入 SiC 颗粒后, 复合材料的韧性急剧下降, 宏观断口由基体的 45°斜断变为平断, 即接近垂直于拉应力轴线, 且断裂前几乎没有颈缩现象产生。SONG 等^[42]对不同尺寸、体积分数 SiC 颗粒增强铝基复合材料的拉伸断裂行为进行分析, 也得出类似结论, 即随着 SiC 颗粒的加入, SiC_p/Al 复合材料断口宏观表现为介于基体 45°切断与正断之间的复合断口。

2) 微观断口分析

NIE 等^[19]对热等静压和热挤压方法制备的 15% SiC_p/2009Al 复合材料的断裂性能进行研究, 在 SiC 颗粒分布均匀、界面结合良好的前提下, 复合材料有如下三种断裂方式: 铝基体韧性断裂、界面脱开失效和 SiC 颗粒脆性断裂, 但对不同基体强度、增强体尺寸及界面匹配关系的复合材料, 其主导断裂方式会有不同。SONG 等^[79]研究发现, 当 SiC 颗粒较大时, 由于自身所含缺陷较多, 容易断裂, 复合材料的断裂就以 SiC 颗粒的脆性断裂为主。蓝永庭等^[80]运用 Voronoi 方法建立了反映金属基颗粒增强复合材料微结构的多晶集合体代表性单元, 分析其等效应力分布, 发现基体承受主要的应变, 界面处有较大的应变梯度, 容易引起裂纹的萌生。

3) 断裂机理研究

结合上述宏观与微观断口分析的研究可知, SiC_p/Al 复合材料的断裂过程微裂纹的萌生主要有

以下三种方式: 增强体颗粒开裂; 基体-增强体界面结合较弱处造成界面分离; 基体的韧性开裂。相应地, 复合材料存在如下三种断裂机制: 颗粒增强体断裂后萌生的裂纹扩展导致复合材料失稳断裂; 界面处萌生裂纹, 孔洞聚合与长大形成扩展裂纹, 扩展裂纹的持续长大导致材料失稳断裂; 复合材料中基体韧性撕裂造成材料失效。YANG 等^[61]采用原位观察的方法, 研究 SiC_p/Al 复合材料在拉应力作用下从位错增值、裂纹萌生、裂纹发展、基体变形到材料断裂的过程, 特征阶段的 SEM 像如图 7 所示, 证实了上述断裂机理。

4.2 强化机制

SiC_p/Al 复合材料与单一材料相比结构特殊, 其强化过程具有固有的复杂性。一些研究者在试验研究的基础上, 提出了一些理论模型, 阐述其强化机制, 预测材料性能^[81-82]。由于 SiC_p/Al 复合材料强化的根本在于 SiC 颗粒的引入, 一方面是硬质相 SiC 颗粒良好的特性可使其承受更多、更大的载荷; 另一方面 SiC 颗粒会改变基体原来的显微组织而强化材料性能。因此, SiC_p/Al 复合材料的强化机制分为直接强化和间接强化两种。

1) 直接强化

SiC_p/Al 复合材料在受到外加载荷作用时, 由于铝基体强度和弹性模量都较低, 应力通过界面传递到强硬的 SiC 颗粒上增加材料承受载荷能力, 且对基体的变形产生一定的约束作用, 从而使复合材料得到强化, 因此直接强化机制主要通过载荷传递实现。

载荷传递效果主要受复合材料界面结合状况和 SiC 增强颗粒影响。由于界面是载荷从基体传递

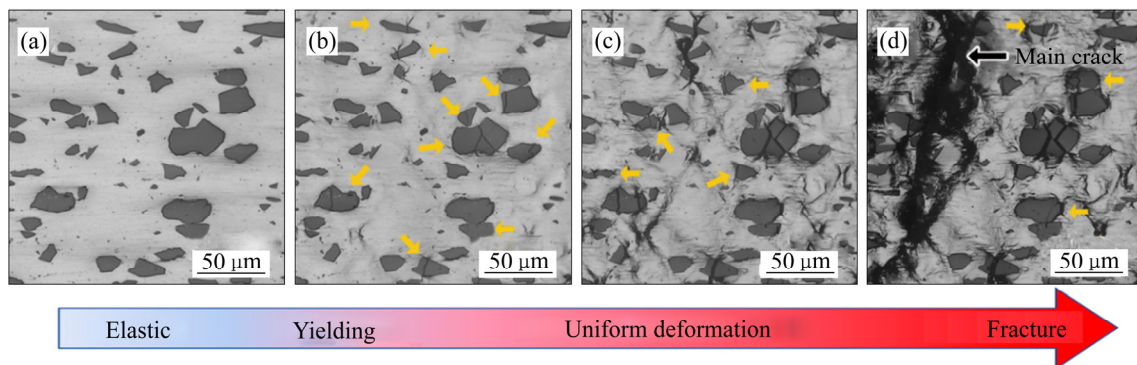


图 7 SiC_p/Al 复合材料在水平拉应力下不同应变时的典型损伤演变^[61]

Fig. 7 Typical damage evolution of SiC_p/Al composite at different strain and horizontal loading^[61]: (a) $\varepsilon=0$; (b) $\varepsilon\approx 0.02$; (c) $\varepsilon\approx 0.05$; (d) $\varepsilon\approx 0.07$

到增强颗粒的媒介,因此良好的界面结合是发挥载荷传递效果的前提。张鹏等^[83]采用有限元软件 ABAQUS 建立复合材料胞元模型,分析界面层厚度及强度对材料性能的影响,发现载荷传递效果受界面层影响,强界面层强化效果更明显。洪天然^[84]指出原位自生反应法制备的增强颗粒与基体的界面相容性好,界面结合强度高,载荷传递带来的强化效果更好。SiC 颗粒的影响比较复杂,数量、尺寸、分布、形状等因素都会影响复合材料中的载荷传递。一般来说,随着增强颗粒的增多,可承担载荷的颗粒数量增多,加强强化效果;但同时颗粒在基体中的相互间距会减小,这会加剧 SiC 颗粒上的

应力集中,提高其颗粒发生断裂的几率,降低载荷传递效果^[85]。SiC 尺寸的影响主要体现在其自身的缺陷上,因其尺寸越大,自身包含的缺陷越多,越容易发生断裂,使载荷传递失效。至于 SiC 的分布和尺寸的影响,都体现在对应力集中的作用上,因此, SiC 颗粒分布越均匀,形状越圆滑、少尖角,复合材料便能获得越好的强化效果^[86]。

2) 间接强化

SiC_p/Al 复合材料中因 SiC 颗粒引入对其微观组织产生影响,进而提高材料性能可归类为间接强化,如弥散强化、固溶强化、细晶强化、加工强化、位错强化等等,对其影响机制、作用汇总表 1 所列。

表 1 SiC_p/Al 复合材料的间接强化机制

Table 1 Indirect strengthening mechanisms of SiC_p/Al composite

Strengthening mechanism	Cause	Strengthening effect	Influencing factor
Dispersion strengthening ^[87-88]	Reinforcement dispersed in matrix and hinders relative dislocation movement.	$\Delta\sigma = \frac{2Gb}{\lambda}$ Where G is shear modulus of matrix, λ is particle spacing.	Particle size: significant effect can be obtained when particle size less than 1 μm . Particle volume: More uniform distribution particles, better enhancement effect.
Dislocation strengthening ^[33]	Local thermal stress will be generated during preparation or heat treatment cooling process due to different TEC between reinforcement and matrix, resulting in plastic deformation and many dislocations.	$\Delta\rho = 12 \frac{\Delta\alpha\Delta TV_p}{bd_p}$ Where $\Delta\rho$ is dislocation density incremental, d_p is reinforcement diameter, V_p is volume fraction of reinforcement particles. $\Delta\sigma_s = \alpha\mu b\sqrt{\rho}$ Where $\Delta\sigma_s$ is change of yield strength of matrix; α is constants of matrix; ρ is dislocation density of the matrix.	Type of reinforcement: greater difference of CTE, more obvious strengthening effect. Number of reinforcements: in general, more reinforcements, better strengthening effect. Size of reinforcement: there is critical minimum size to induce thermal mismatch stress.
Fine grain strengthening ^[33]	Adding of reinforcement phase into matrix leads to grain size decrease of matrix and grain boundary area increase, which enhances obstacle to dislocation slip.	$\Delta\sigma_s \approx \beta D^{-1/2} \approx \beta d^{-1/2} \left(\frac{1-f}{f}\right)^{1/6}$ Where D is matrix grain size in composites; β is factors related to matrix.	Similar to Hall-Petch strengthening relationship in homogeneous material.
Work-hardening ^[89]	Reinforcements don't participate in deformation and a large number of dislocations are generated around it. Dislocation density increases with increase of strain, which hinders movement of original dislocation.	$\Delta\sigma_{wh} = KG_m \left(\frac{V_p b}{d_m}\right)^{1/2} \varepsilon^{1/2}$ Where $\Delta\sigma_{wh}$ is strength increment generated by work hardening, K is constant, G_m is shear modulus of matrix, V_p is volume fraction of reinforcements, d_m is matrix grain diameter, ε is strain.	Reinforcements number: larger volume fraction, more obvious of strengthening effect. Strain: strengthening effect increases with increase of strain.

强度与材料的组织结构等特性有关,对界面、缺陷等尤为敏感,复合材料中更是多种因素协同作用,共同获得材料的高强度。然而这些因素相互之间协同作用的效果。目前研究仍不清楚。因此,深入了解复合材料的断裂行为、强化机制和塑性变形机理,建立合理的强化理论和模型,是以后研究工作的重点^[90]。

4.3 韧化机制

由于大量陶瓷相 SiC 颗粒的加入, SiC_p/Al 复合材料的塑韧性和加工工艺性变差,这对于材料成型及材料服役可靠性都是非常不利的,会极大地阻碍 SiC_p/Al 复合材料的规模化应用^[41]。围绕研发更高强度、更好塑韧性和加工工艺性的金属基复合材料这一目标,许多科研工作者展开了对 SiC_p/Al 复合材料韧化机制及韧化方法的研究。

RITCHIE^[91]对材料强度与韧性的矛盾关系进行研究,提出一种内在与外在互相作用共同增韧的机制,如图 8 所示。其中内在增韧主要与材料的塑性有关,主要通过材料中塑性区的增大来有效地抑制裂纹萌生与扩展,使得损伤如裂纹、微孔洞等难以产生;外在损伤机制则是在裂纹尾部通过微裂纹

桥接、颗粒互锁等微观结构特征阻碍裂纹扩展,防止材料发生灾难性断裂。

由以上分析可知,材料断裂韧性的提高机制都是通过增加断裂过程中的能量消耗来实现的,结合文中对 SiC_p/Al 复合材料组织特征及断裂行为的分析,得出如下增韧思路:

1) 合理选择增强体、基体及界面的匹配关系

SiC_p/Al 复合材料的断裂行为包括裂纹的萌生与发展,应力集中与孔洞、夹杂等缺陷往往是裂纹萌生的源头,而塑性变形能力则是裂纹发展的阻力。因此,铝基体应具有适当的强度和良好的流变性能, SiC 颗粒应尽量选择形状圆润而少尖角的,界面结合良好既可以实现载荷传递,又能在受载时脱粘和滑动缓解应力集中^[45,92]。

2) 复合材料非均质构型设计

复合材料断裂过程中出现的界面脱粘,裂纹偏转与桥接等,都会增加裂纹扩展阻力,提高材料的断裂韧性。MUNCH 等^[93]的研究指出,仿生结构,如仿贝壳层状结构设计,可使得金属基复合材料的强韧性得到大幅提升,其主要原因在于设计中的软相层通过外在增韧机制吸收了大量裂纹扩展能量。DEVILE 等^[94]采用冷冻浇注法制备非均质层状复

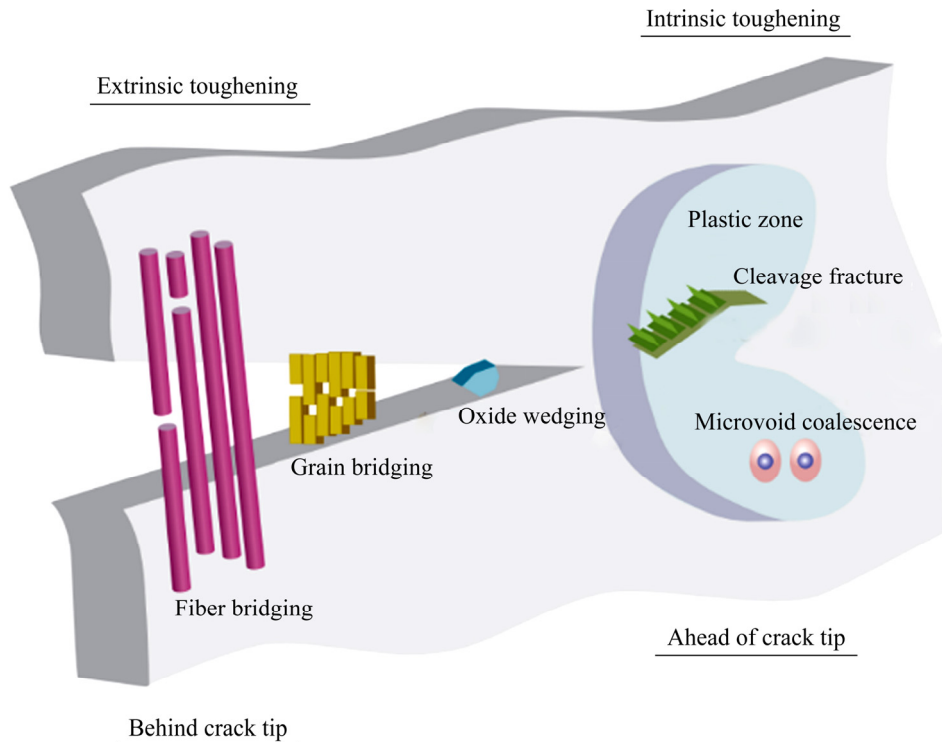


图 8 裂纹扩展过程中内在增韧与外在增韧机制的示意图^[91]

Fig. 8 Schematic diagram of intrinsic and extrinsic toughening mechanisms associated with crack extension^[91]

合材料, 研究结果与上述理论相符, 且在材料断裂韧性提高的同时, 也获得了较好的抗疲劳、抗冲击性能。

5 SiC_p/Al 复合材料应用概况

由于 SiC_p/Al 复合材料具备优异的综合性能, 如轻质高强、良好的尺寸稳定性以及良好的导热、导电及热膨胀性能等, 在现代工业生产和国防军工领域有着非常广泛的应用, 并发挥着重要的作用。SiC_p/Al 复合材料的功能特性与 SiC 颗粒的尺寸及体积分数密切相关, 对于不同体积分数的 SiC_p/Al 复合材料而言, 分别有不同的突出性能特点: 体积分数低于 20% 的 SiC_p/Al 复合材料轻质高强优点突出, 可应用于高强结构件, 替代成熟、廉价铝合金等传统的金属结构材料^[95]; 体积分数为 35%~45% 的 SiC_p/Al 复合材料因其良好的尺寸稳定性可用作光学或仪表级复合构件, 替代成本很高、难以加工和装配的铍材料以及微晶玻璃等^[31, 96]; 而体积分数为 50%~80% 的 SiC_p/Al 复合材料, 则凭借其优异的热物理性能可用于电子封装领域, 替代成本高且性能已经无法全面满足电子封装技术发展要求的传统封装合金^[72-73]。根据上述应用特性, 目前已实现产业化的主要应用举例如下。

5.1 承力结构件

SiC_p/Al 复合材料具有高比强度、高比刚度、耐疲劳等性能优点, 近年来已成功应用于航空航天包括战斗机腹鳍、飞机发动机导流叶片以及直升机旋翼连接件等关键结构件上^[97]。DWA 复合材料公司与洛克希德·马丁公司, 用粉末冶金法制备 SiC_p/Al6092 复合材料并做成构件用到 F216 战斗机的腹鳍上, 较原来使用的铝合金, 刚度提高 50%, 使用寿命也提升为约 8000 h^[13]。英国 AMC 公司采用机械合金化粉末冶金法研制出高刚度、耐疲劳的 SiC_p/Al 复合材料, 已成功应用于 EC-120 新型民用直升机上^[97]。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, 通常要求材料的伸长率大于 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其作为结构材料在航空

航天领域的广泛应用。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。

5.2 光学反射镜及仪表

棱镜系统常应用于航天航空和军事领域, 需要满足轻量化、稳定性高、长寿命等要求。因此, 具备低密度、低热膨胀系数、高弹性模量的 SiC_p/Al 复合材料是反射镜系统的优选材料。目前, SiC_p/Al 复合材料已在国内外火控、激光制导及空间光学等领域成功应用。俄罗斯航空、航天部门已将 SiC_p/Al 复合材料应用于卫星的支撑构件和惯性导航平台上^[53, 98]。

5.3 耐磨结构件

SiC_p/Al 复合材料中 SiC 颗粒具有较高的强度和硬度, 从而表现出良好的耐磨性, 因此成功应用于汽车制动盘、发动机活塞和齿轮箱等汽车零件。在民用领域, Duralcan 公司使用轻质耐磨的复合材料制造自行车齿轮、车架^[99]。采用 SiC_p/Al 复合材料代替传统的铸铁材料用于车辆的制动盘上, 能够在提高零部件耐磨性能的基础上, 质量减轻 50%~60%。此外, 由于 SiC_p/Al 复合材料的热膨胀系数小、尺寸稳定性好、耐磨性能好, 在模具、坦克履带、发动机活塞、缸套、以及医疗器械上面都有十分广阔的应用前景^[100]。

5.4 电子封装材料

高体积分数 SiC_p/Al 复合材料可以通过调整基体合金种类、SiC 颗粒含量及状态等对其热物理性能和力学性能进行设计, 从而满足电子封装在导热、热膨胀等多方面的要求, 在高密度、大功率、高频率集成电路及器件等领域备受瞩目, 成为电子封装领域极具前景的最新型材料^[72]。1992 年 4 月在美国举办的 TMS 年会上, 金属陶瓷复合材料被一致认为是电子封装材料未来发展的重要方向之一, 而其中 SiC_p/Al 复合材料是最先引起人们关注并得到大力发展的。美国 Ceramics Process Systems Corp 公司采用压力浸渗工艺, 实现了用于电子封装的新型净成形 SiC_p/Al 复合材料的产业化。该公司成功研制了 SiC 颗粒体积分数为 37%、55%、63% 等的多种 SiC_p/Al 复合材料, 在具体应用中可以保证封装材料与芯片或基片材料获得比较精准的热匹配,

使得其与芯片或基片材料结合处的应力最小^[101]。在国内采用无压熔渗的方法制备 SiC_p/Al 基座替代 W-Cu 基座,用于 T/R 模块封装微波功率器件外壳,通过了 GJB33A—97 和 GJB128A—97 军标严格考核,可完全满足应用要求,且质量只有 W-Cu 基座的 20%,成本可降低 2/3 左右,有望在电子封装领域大量替代 W-Cu、Mo-Cu 等材料^[102]。法国 EgideXeram 公司研制生产了一系列 Al/SiC 气密性封装外壳,最大外形尺寸达 220 mm×220 mm,已在军用机载电子设备中微波 MCM 上获得应用^[103]。湖南浩威特科技发展有限公司开发了多种 SiC_p/Al 电子封装材料产品,包括微波电子封装底板及管壳,大功率 IGBT 模块封装基板、光电封装基片等,并实现了稳定批量生产,已成功应用于电动汽车、轨道交通、相控阵雷达等领域^[104]。

6 展望

SiC_p/Al 复合材料以其优异的性能优势在航空航天、电子封装等领域都获得了广泛的应用,是一种在工程需求牵引下发展并成功应用起来的新材料。面向未来,为促进 SiC_p/Al 复合材料进一步发展,满足更加严苛的工程需求,我们仍需开展以下工作:

1) SiC_p/Al 复合材料性能进一步优化

目前研究中关于增强相 SiC 颗粒形状、尺寸、分布和基体性能等因素对复合材料的力学性能的影响认知并没有上升到材料设计的水平,不能充分发挥颗粒增强体的潜在优势,无法按照实际用途的需要来控制复合材料的性能。此部分工作需要深入强化,建立更加有效的复合材料微结构设计准则,从而实现复合材料综合性能的进一步提升。

2) 完善 SiC_p/Al 复合材料性能评估与质量检测

构建材料成分-三维空间复合结构-宏观性能关系预测模型,加强复合材料性能检测与缺陷评估方法与技术研究,利用大数据和材料基因工程关键技术与支撑平台为手段并不断完善预测模型和数据库,为高性能 SiC_p/Al 复合材料的开发提供新的手段和途径。

3) 结构功能一体化或多功能化 SiC_p/Al 复合材料设计研究

难加工问题是 SiC_p/Al 复合材料在工程应用上

面临的重大问题之一,开发结构功能一体化、近净成形复合构型设计,进一步挖掘其性能潜力,实现结构与性能的更优化配置。

4) SiC_p/Al 复合材料回收性能研究

随着 SiC_p/Al 复合材料应用越来越多,回收及绿色发展问题变得越来越迫切,但目前此方面的研究极少,应加强环境友好地发展 SiC_p/Al 复合材料理念,以良性发展促进整个铝基复合材料行业的进步。

REFERENCES

- [1] TAN M J, ZHANG X. Powder metal matrix composites: selection and processing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 244(1): 80–85.
- [2] KAINER K U. Metal matrix composites: Custom-made materials for automotive and aerospace engineering[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
- [3] 张龙江. 微米、纳米 SiC_p/Al₂₀₁₄ 复合材料的制备及组织性能[D]. 长春: 吉林大学, 2015.
ZHANG Long-jiang. The fabrication, microstructures and mechanical properties of micron- and nano-sized SiC_p/Al₂₀₁₄ composites[D]. Changchun: Jilin University, 2015.
- [4] RAO T B. An experimental investigation on mechanical and wear properties of Al7075/SiC_p composites: Effect of SiC content and particle size[J]. *Journal of Tribology*, 2018, 140(3): 4037845.
- [5] 韩辉辉. SiC_p/A390 复合材料的组织演变及界面特性研究[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2017.
HAN Hui-hui. Investigate on evolution of microstructure and interface condition of SiC_p/A390 composites[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2017.
- [6] 冯朝辉, 苏海, 高文理, 等. 搅拌铸造 SiC_p/2024 复合材料热挤压-轧制变形组织及性能[J]. *材料导报 B: 研究篇*, 2012, 26(1): 28–33.
FENG Chao-hui, SU Hai, GAO Wen-li, et al. The hot extrusion and rolling microstructures and properties of stir-cast SiC_p/2024 composite[J]. *Materials B: Studies*, 2012, 26(1): 28–33.
- [7] SARFRAZ M H, JAHANZAIB M, AHMED W, et al. Multi-response parametric optimization of squeeze casting process for fabricating Al 6061-SiC composite[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing*

- Technology, 2019, 102(1/4): 759–773.
- [8] ZHANG Q, WU G, CHEN G, et al. The thermal expansion and mechanical properties of high reinforcement content SiC_p/Al composites fabricated by squeeze casting technology[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2003, 34(11): 1023–1027.
- [9] DHORIA S H, DURGA PRASADA RAO V, VENKATA S K. Mechanical and wear behaviour of 6351Al/Gr/SiC composites fabricated by squeeze casting[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 18: 2107–2113.
- [10] LIU Z Y, WANG Q Z, XIAO B L, et al. Experimental and modeling investigation on SiC_p distribution in powder metallurgy processed SiC_p/2024 Al composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(21/22): 5582–5591.
- [11] GERMAN R. *Powder metallurgy science*[M]. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1984.
- [12] 聂俊辉, 樊建中, 魏少华, 等. 航空用粉末冶金颗粒增强铝基复合材料研制及应用[J]. *航空制造技术*, 2017, 16(11): 26–36.
- NIE Jun-hui, FAN Jian-zhong, WEI Shao-hua, et al. Research and application of powder metallurgy particle reinforced aluminum matrix composite used in aviation[J]. *Aviation Manufacturing Technology*, 2017, 16(11): 26–36.
- [13] 袁战伟. 15vol.% SiC_p/Al 复合材料变形行为基础研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.
- YUAN Zhan-wei. The basic research on deformation behavior of 15vol.% particles reinforced aluminum matrix composite[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014.
- [14] 贺毅强, 周海生, 李俊杰, 等. 喷射共沉积颗粒增强金属基复合材料的研究现状与进展[J]. *材料科学与工程学报*, 2016, 34(2): 338–344.
- HE Yi-qiang, ZHOU Hai-sheng, LI Jun-jie, et al. Status and development of spray deposited metal matrix composite reinforced with particle[J]. *Journal of Materials Science & Engineering*, 2016, 34(2): 338–344.
- [15] 郝亮. 喷射沉积 SiC_p/FVS1012 及 SiC_p/FVS1212 复合材料后续加工及组织性能的研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2008.
- HAO Liang. Investigation of post processing, microstructure and mechanical properties of spray deposition SiC_p/FVS1012 and SiC_p/FVS1212 composite[D]. Changsha: Hunan University, 2008.
- [16] 孙有平. 塑性变形对喷射沉积 7090Al/SiC_p 复合材料 SiC 分布及组织性能影响[D]. 长沙: 湖南大学, 2009.
- SUN You-ping. Influence of plastic deformation on the distribution of SiC and the microstructure and properties of multi-layer spray-deposition 7090Al/SiC_p composite[D]. Changsha: Hunan University, 2009.
- [17] ZHAN M, CHEN Z H, YAN H G, et al. Evolution of SiC_p particle distribution in spray co-deposited SiC_p/7075 Al composites during extrusion[J]. *Materials Science Forum*, 2005, 475/479: 2835–2840.
- [18] 焦雷. 原位颗粒增强铝基复合材料的塑性变形行为及性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2014.
- JIAO Lei. Research on plastic deformation behavior and properties of in situ particulate reinforced aluminum matrix composites[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2014.
- [19] NIE J, FAN J, ZHANG S, et al. Tensile and fracture properties of 15 vol% SiC_p/2009Al composites fabricated by hot isostatic pressing and hot extrusion processes[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 27(5): 875–884.
- [20] JIN P, XIAO B, WANG Q, et al. Effect of hot extrusion on interfacial microstructure and tensile properties of SiC_p/2009Al composites fabricated at different hot pressing temperatures[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2011, 27(6): 518–524.
- [21] CHEN S, TENG J, LUO H, et al. Hot deformation characteristics and mechanism of PM 8009Al/SiC particle reinforced composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 697: 194–202.
- [22] HUANG Z Y, ZHANG X X, YANG C, et al. Abnormal deformation behavior and particle distribution during hot compression of fine-grained 14 vol% SiC_p/2014Al composite[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 743: 87–98.
- [23] HUANG Z, ZHANG X, XIAO B, et al. Hot deformation mechanisms and microstructure evolution of SiC_p/2014Al composite[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 722: 145–157.
- [24] LI M, ZHOU L, WANG W, et al. Numerical simulation of the influence of technological parameters on rolling characteristics of 17% SiC_p/2009Al composites[J]. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C*, 2020, 101(4): 693–702.
- [25] SEGAL VM. *Materials processing by simple shear*[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1995, 197(2): 157–164.
- [26] QIAN C H, LI P, XUE K M. Thermal properties of SiC_p/Al composites consolidated by equal channel angular pressing and torsion[J]. *Journal of Materials Engineering and*

- Performance, 2014, 24(2): 832–838.
- [27] ARAB M S, EI MAHALLAWY N, SHEHATA F, et al. Refining SiC_p in reinforced Al-SiC composites using equal-channel angular pressing[J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 280–286.
- [28] ARSENAULT R J, SHI N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1986, 81(1/2): 175–187.
- [29] ASHBY M F. The deformation of plastically non-homogeneous materials[J]. *Philosophical Magazine*, 1970, 21(170): 399–424.
- [30] VOGELANG M, ARSENAULT R J, FISHER R M. An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1985, 17A: 379–389.
- [31] 王 博. 增强相弥散度对 PRMMCs 尺寸稳定性影响的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
WANG Bo. Effect of Reinforcement dispersivity on PRMMCs' dimensional stability[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.
- [32] GUO X, GUO Q, NIE J, et al. Particle size effect on the interfacial properties of SiC particle-reinforced Al-Cu-Mg composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 7(11): 643–649.
- [33] ARSENAULT R J, WANG L, FENG C R. Strengthening of composites due to microstructural changes in the matrix[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1991, 39(1): 47–57.
- [34] MUMMERY P, DERBY B. The influence of microstructure on the fracture behaviour of particulate metal matrix composites[J]. *Materials Science & Engineering A*, 1991, 135: 221–224.
- [35] 肖永亮, 李亚利, 梁 勇, 等. 纳米 SiC 颗粒增强铝基复合材料研究[J]. *金属学报*, 1996, 32(6): 658–662.
XIAO Yong-liang, LI Ya-li, LIANG Yong, et al. Nanometre sized SiC particulates reinforced Al base composite material[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1996, 32(6): 658–662.
- [36] 武高辉, 马森林, 赵永春, 等. 亚微米颗粒增强 6061 铝基复合材料的微塑变特性[J]. *材料研究学报*, 1998, 12(3): 307–310.
WU Gao-hui, MA Sen-lin, ZHAO Yong-chun, et al. Microyield deformation characteristic of particle with submicron scale reinforced 6061 Al matrix composite[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 1998, 12(3): 307–310.
- [37] LI P, CHEN T. Effect of SiC_p volume fraction on the microstructure and tensile properties of SiC_p-2024 Al-based composites prepared by powder thixoforming[J]. *Journal of Materials Research*, 2016, 31(18): 2850–2862.
- [38] DAVIES C H J, RAGHUNATHAN N, SHEPPARD T. Structure-property relationships of SiC reinforced advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 8(11): 977–984.
- [39] LEE H S, JEON K Y, KIM H Y, et al. Fabrication process and thermal properties of SiC_p/Al metal matrix composites for electronic packaging applications[J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35(24): 6231–6236.
- [40] 管文宇, 马北越. 高纯 SiC 微粉制备进展[J]. *耐火材料*, 2021, 55(2): 161–168.
ZAN Wen-yu, MA Bei-yue. New progress in preparation of high purity SiC micropowder[J]. *Refractories*, 2021, 55(2): 161–168.
- [41] 肖伯律, 刘振宇, 张星星, 等. 面向未来应用的金属基复合材料[J]. *中国材料进展*, 2016, 35(9): 666–673.
XIAO Bo-lü, LIU Zhen-yu, ZHANG Xing-xing, et al. Metal matrix composites for future application[J]. *Materials China*, 2016, 35(9): 666–673.
- [42] SONG M, HUANG B. Effects of particle size on the fracture toughness of SiC_p/Al alloy metal matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 488(1/2): 601–607.
- [43] 肖伯律, 毕 敬, 赵明久, 等. SiC_p 尺寸对铝基复合材料拉伸性能和断裂机制的影响[J]. *金属学报*, 2002, 38(9): 1006–1008.
XIAO Bo-lü, BI Jing, ZHAO Ming-jiu, et al. Effects of SiC_p size on tensile property of aluminum matrix composites fabricated by powder metallurgical method[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(9): 1006–1008.
- [44] 晏义伍. 颗粒尺寸对 SiC_p/Al 复合材料性能的影响规律及其数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2007.
YAN Yi-wu. Effect of particle size on properties of SiC_p/Al composites and its numerical simulation[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007.
- [45] 秦蜀懿, 张国定. 改善颗粒增强金属基复合材料塑性和韧性的途径与机制[J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(5): 621–629.
QIN Shu-yi, ZHANG Guo-ding. Methods and mechanisms to improve ductility and toughness of particle reinforced metal matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(5): 621–629.

- [46] 魏少华, 聂俊辉, 刘彦强, 等. 等温锻造对碳化硅颗粒增强铝基复合材料断裂韧性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(11): 3464–3468.
WEI Shao-hua, NIE Jun-hui, LIU Yan-qiang, et al. Effect of isothermal forging on fracture toughness of SiC_p particle reinforced aluminum matrix composite[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(11): 3464–3468.
- [47] JIAO Y, HUANG L J, WANG S, et al. Effects of first-scale TiBw on secondary-scale Ti₅Si₃ characteristics and mechanical properties of in-situ (Ti₅Si₃+TiBw)/Ti₆Al₄V composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 704: 269–281.
- [48] 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.
- [49] CHEN Z G, CHEN Z H, CHEN D, et al. Microstructural evolution and its effects on mechanical properties of spray deposited SiC_p/8009Al composites during secondary processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1116–1120.
- [50] SLIPENYUK A, KUPRIN V, MILMAN Y, et al. Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio[J]. Acta Materialia, 2006, 54(1): 157–166.
- [51] 朱红梅. 冷压烧结-热挤压复合工艺制备 SiC_p/Al-Si 复合材料[J]. 粉末冶金工程, 2018, 28(1): 25–29.
ZHU Hong-mei. SiC_p/Al-Si composites fabricated by cold pressing and sintering-hot extrusion process[J]. Powder Metallurgy Industry, 2018, 28(1): 25–29.
- [52] OUYANG Q B, ZHOU W M, ZHANG G D, et al. Wettability and its improvement at Al/SiC interfaces[J]. Key Engineering Materials, 2007, 351: 52–57.
- [53] 武高辉. 金属基复合材料发展的挑战与机遇[J]. 复合材料学报, 2014, 31(5): 1228–1237.
WU Gao-hui. Development challenge and opportunity of metal matrix composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2014, 31(5): 1228–1237.
- [54] XIU Z, YANG W, DONG R, et al. Microstructure and mechanical properties of 45 vol.% SiC_p/7075Al composite[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 31(9): 930–934.
- [55] LEE J C, SHI Z L, SHIM J H, et al. Methodology to design the interfaces in SiC/Al composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2001, 32(6): 1541–1550.
- [56] LIU P, WANG A Q, XIE J P, et al. Characterization and evaluation of interface in SiC_p/2024 Al composite[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(5): 1410–1418.
- [57] 樊建中, 左涛, 徐骏, 等. 高能球磨粉末冶金 SiC_p/Al 复合材料的界面结构[J]. 稀有金属, 2004, 28(4): 648–651.
FAN Jian-zhong, ZUO Tao, XU Jun, et al. Interfacial structures of SiC_p/Al composites fabricated by high energy milling conjunction with powder metallurgy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(4): 648–651.
- [58] YANG W, CHEN G, QIAO J, et al. Effect of Mg addition on the microstructure and mechanical properties of SiC nanowires reinforced 6061Al matrix composite[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 689: 189–194.
- [59] MA G N, WANG D, LIU Z Y, et al. An investigation on particle weakening in T6-treated SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites[J]. Materials Characterization, 2019, 158: 109966.
- [60] LU K. The future of metals[J]. Science, 2010, 328(5976): 319–320.
- [61] YANG Z, FAN J, LIU Y, et al. Effect of the particle size and matrix strength on strengthening and damage process of the particle reinforced metal matrix composites[J]. Materials, 2021, 14(3): 14030675.
- [62] ZHANG L J, QIU F, WANG J G, et al. Microstructures and mechanical properties of the Al2014 composites reinforced with bimodal sized SiC particles[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 637: 70–74.
- [63] KUMAR S SANTHOSH, BAI V SESHU, RAJKUMAR K V, et al. Elastic modulus of Al-Si/SiC metal matrix composites as a function of volume fraction[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2009, 42(17): 175504.
- [64] JUNG H K, CHEONG Y M, RYU H J, et al. Analysis of anisotropy in elastic constants of SiC_p/2124Al metal matrix composites[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(2): 1261–1267.
- [65] MITRA R, MAHAJAN Y R. Interfaces in discontinuously reinforced metal matrix composites: An overview[J]. Bulletin of Materials Science, 1995, 18(4): 405–434.
- [66] 樊建中, 肖伯律, 左涛, 等. 热处理对 SiC_p/Al 复合材料强度和塑性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(2): 228–234.
FAN Jian-zhong, XIAO Bo-lü, ZUO Tao, et al. Effect of heat treatment on strength and ductility of SiC_p/Al composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(2):

- 228–234.
- [67] 黄 猛. 基于 DIC 技术的 Ti-Al 层状复合材料变形特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
HUANG Meng. Study on deformation of Ti-Al layered composite based on DIC technique[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [68] ARCHARD J F. Contact and rubbing of flat surfaces[J]. *Journal of Applied Physics*, 1953, 24(8): 981–988.
- [69] VAHLAS C, HALL I W, NI I W, et al. Thermodynamic and experimental modeling of interfacial reactivity in metal matrix composites[J]. *Key Engineering Materials*, 1996, 127/131: 359–368.
- [70] MAZAHERY A, SHABANI M O. Microstructural and abrasive wear properties of SiC reinforced aluminum-based composite produced by compocasting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(7): 1905–1914.
- [71] YANG D, QIU F, ZHAO Q, et al. The abrasive wear behavior of Al2014 composites reinforced with Ti₅Si₃-coated SiC_p[J]. *Tribology International*, 2017, 112: 33–41.
- [72] 汪冬梅. 电子封装用 3D-SiC/Al 互穿复合材料的无压熔渗制备及其界面调控[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2019.
WANG Dong-mei. Pressureless infiltration fabrication and interfacial modification of 3D-SiC/Al interpenetrating composite for electronic packaging[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2019.
- [73] 曾 婧, 彭超群, 王日初, 等. 电子封装用金属基复合材料的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(12): 3255–3270.
ZENG Jing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, et al. Research and development of metal matrix composites for electronic packaging[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(12): 3255–3270.
- [74] GEIGER A L, HASSELMAN D P H, DONALDSON K Y. Effect of reinforcement particle size on the thermal conductivity of particulate silicon carbide-reinforced Al matrix composite[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1993, 12(6): 420–423.
- [75] HAO S, XIE J. The effect of SiC particle size and volume fraction on thermal expansion coefficient of SiC_p/Al composite[J]. *Journal of Residuals Science & Technology*, 2016, 13(5): 1561–1566.
- [76] ELOMARI S, SKIBO M D, SUNDARRAJAN A, et al. Thermal expansion behavior of particulate metal-matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 1998, 58: 369–376.
- [77] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal?[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 71: 93–168.
- [78] 郭 成, 程 羽, 尚春阳, 等. SiC 颗粒增强铝合金基复合材料断裂与强化机理[J]. *复合材料学报*, 2001, 18(4): 54–57.
GUO Cheng, CHENG Yu, SHANG Chun-yang, et al. Mechanisms on fracture and strengthening of aluminium alloy matrix composites reinforced with SiC particles[J]. *Acta Materiae Composite Sinica*, 2001, 18(4): 54–57.
- [79] SONG M, XIAO D. Modeling the fracture toughness and tensile ductility of SiC_p/Al metal matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 474(1/2): 371–375.
- [80] 蓝永庭, 秦 亮, 张克实, 等. SiC_p/Al 复合材料增强颗粒尺寸效应的细观分析[J]. *应用力学学报*, 2014, 31(1): 20–26.
LAN Yong-ting, QIN Liang, ZHANG Ke-shi, et al. Meso analysis on size effect of SiC_p/Al MMCs[J]. *Chinese Journal of Applied Mechanics*, 2014, 31(1): 20–26.
- [81] NARDONE V C, PREWO K M. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites[J]. *Scripta Metallurgica*, 1986, 20(1): 43–48.
- [82] WANG Z, TAN J, SUN B A, et al. Fabrication and mechanical properties of Al-based metal matrix composites reinforced with Mg₆₅Cu₂₀Zn₅Y₁₀ metallic glass particles[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 600: 53–58.
- [83] 张 鹏, 李付国. 界面对颗粒增强金属基复合材料强化性能的影响[J]. *材料科学与工艺*, 2010, 18(2): 192–198.
ZHANG Peng, LI Fu-guo. Interfacial effects on the strengthening behavior of metal matrix composite reinforced with SiC particles[J]. *Materials Science & Technology*, 2010, 18(2): 192–198.
- [84] 洪天然. 原位自生 TiB₂/2009 复合材料固溶时效行为研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
HONG Tian-ran. Study on solution and ageing behaviors of in-situ TiB₂/2009 composites[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016.
- [85] 宋 旻, 李 侠, 陈康华. 颗粒增强铝基复合材料断裂韧性与拉伸延性的解析模型[J]. *材料科学与工程学报*, 2007, 25(5): 690–694.
SONG Min, LI Xia, CHEN Kang-hua. Analytic model for the fracture toughness and tensile ductility of particle

- reinforced aluminum composites[J]. *Journal of Materials Science & Engineering*, 2007, 25(5): 690–694.
- [86] ZHANG J F, ZHANG X X, WANG Q Z, et al. Simulation of anisotropic load transfer and stress distribution in SiC_p/Al composites subjected to tensile loading[J]. *Mechanics of Materials*, 2018, 122: 96–103.
- [87] CASATI R, VEDANI M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles—A review[J]. *Metals*, 2014, 4(1): 65–83.
- [88] PU B, LIN X, LI B, et al. Effect of SiC nanoparticles on the precipitation behavior and mechanical properties of 7075Al alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(14): 6145–6160.
- [89] ASHBY M F. Work hardening of dispersion-hardened crystals[J]. *Philosophical Magazine*, 1966, 14(132): 1157–1178.
- [90] YANG Z, FAN J, LIU Y, et al. Strengthening and weakening effects of particles on strength and ductility of SiC_p article reinforced Al-Cu-Mg alloys matrix composites[J]. *Materials*, 2021, 14(5): 1219–1229.
- [91] RITCHIE R O. The conflicts between strength and toughness[J]. *Nature Materials*, 2011, 10(11): 817–822.
- [92] SHAKESHEFF A J. Ageing and toughness of silicon carbide particulate reinforced Al-Cu and Al-Cu-Mg based metal-matrix composites[J]. *Journal of Materials Science*, 1995, 30(9): 2269–2276.
- [93] MUNCH E, LAUNEY M E, ALSEM D H, et al. Tough, bio-inspired hybrid materials[J]. *Science*, 2008, 322(5907): 1516–1520.
- [94] DEVILE S, SAIZ E, NALLA R K, et al. Freezing as a path to build complex composites[J]. *Science*, 2006, 311(5760): 515–518.
- [95] GARG P, JAMWAL A, KUMAR D, et al. Advance research progresses in aluminium matrix composites: Manufacturing & applications[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(5): 4924–4939.
- [96] WANG X, WU G, SUN D, et al. Aging behavior of high volume fraction SiC particles reinforced 2024Al composite[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2004, 20(2): 167–172.
- [97] KOLI D K, AGNIHOTRI G, PUROHIT R. Advanced aluminium matrix composites: The critical need of automotive and aerospace engineering fields[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2015, 2(4/5): 3032–3041.
- [98] 李瑞祥, 王治易, 肖杰, 等. SiC_p/Al 复合材料在太阳能电池阵展开机构上的应用[J]. *宇航材料工艺*, 2001, 31(5): 32–35.
- LI Rui-xiang WANG Zhi-yi, XIAO Jie, et al. Applications of silicon carbide particle reinforced aluminum composites to solar array deployable mechanism[J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2001, 31(5): 32–35.
- [99] 王行. SiC_p/2024Al 复合材料制备工艺与性能的研究[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2014.
- WANG Xing. Research on preparation and properties of SiC_p/2024Al composites[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2014.
- [100] CUI Y. A new advance in the development of high-performance SiC_p/Al composite[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 1997, 13: 227–229.
- [101] ZWEBEN C. Advances in composite materials for thermal management in electronic packaging[J]. *JOM-Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 1998, 50(6): 47–51.
- [102] VAIDYA R U, CHAWLA K K. Thermal expansion of metal-matrix composites[J]. *Composites Science & Technology*, 1994, 50(1): 13–22.
- [103] 钟鼓, 吴树森, 万里. 高SiC_p或高Si含量电子封装材料研究进展[J]. *材料导报*, 2008, 22(2): 13–17.
- ZHONG Gu, WU Shu-sen, WAN Li. Research development of electronic packaging materials with high SiC_p or Si content[J]. *Materials Reports*, 2008, 22(2): 13–17.
- [104] 魏少华, 聂俊辉, 刘彦强, 等. 颗粒尺寸对15%SiC_p/2009Al 复合材料断裂韧性的影响[J]. *稀有金属*, 2020, 44(2): 147–152.
- WEI Shao-hua, NIE Jun-hui, LIU Yan-qiang, et al. Effect of particle size on fracture toughness of 15%SiC_p/2009Al composites[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2020, 44(2): 147–152.

Research progress in SiC_p/Al composites

DONG Cui-ge, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, WANG Xiao-feng

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Silicon carbide particles reinforced aluminum matrix (SiC_p/Al) composites have particularly promising application prospects owing to the lightweight, remarkable strength, modulus, wear resistance and thermal physical properties, becoming the research focus in metal matrix composites area. The strengths and weakness of the preparation processes, such as powder metallurgy, stirring casting, spray deposition, squeeze casting and the secondary deformation including hot extrusion, hot rolling and equal channel angular extrusion were summarized. Focusing on the microstructures of SiC_p/Al composites, the properties, fracture behavior, strengthening and toughening mechanism were discussed. Moreover, the wide application and development prospects of the SiC_p/Al composites were also briefed at the end.

Key words: SiC_p/Al composites; particle reinforced aluminum matrix composite; microstructure; preparation processes; strengthening and toughening mechanism

Foundation item: Project(2020JJ4729) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China

Received date: 2021-09-08; **Accepted date:** 2021-10-26

Corresponding author: WANG Xiao-feng; Tel: +86-13467516329; E-mail: wangxiaofeng@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)