

• 青年π谈 π Forum •  
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2025.5155

特邀论文

# 铝基复合材料弹性模量研究进展

胡静怡, 高通, 刘相法

(山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 山东 济南 250061)

**摘要:**随着高端制造领域对轻质高刚度结构材料需求的持续增长, 铝基复合材料因其优异的比强度、导热性和可加工性成为研究焦点。然而, 传统铝合金弹性模量较低(约 70 GPa), 难以满足高刚度构件的性能要求。为此, 研究者通过引入高模量增强相、优化界面结构与组织致密性等策略, 致力于改善其弹性响应性能。本文系统综述了近年来铝基复合材料模量提升的研究进展, 重点聚焦于增强相设计(陶瓷颗粒、纳米碳材料等)、界面工程(载荷传递机制与残余应力调控)、微观结构调控(粒径、取向、致密度)及制备工艺(粉末冶金、熔体法、增材制造等)的协同作用机理。特别指出, 多尺度杂化增强与结构-功能一体化设计正逐步成为实现模量-强度-韧性协同优化的关键路径。最后, 本文展望了模量定向调控策略在智能构件及极端环境服役等领域的潜在应用前景。

**关键词:** 铝基复合材料; 弹性模量; 增强相设计; 界面工程; 多尺度协同增强

中图分类号: TB33

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)12-1147-12

## Review of the Elastic Modulus Enhancement of Aluminium Matrix Composites

HU Jingyi, GAO Tong, LIU Xiangfa

(Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Jinan 250061, China)

**Abstract:** With the increasing demand for lightweight and high-stiffness structural materials in advanced manufacturing, aluminium matrix composites (AMCs) have attracted increasing attention because of their high specific strength, excellent thermal conductivity, and good workability. However, the relatively low elastic modulus of conventional aluminium alloys (typically approximately 70 GPa) limits their application in stiffness-critical fields. To overcome this drawback, researchers have explored various strategies to increase the elastic response of AMCs, including the incorporation of high-modulus reinforcements, interface engineering, and structural densification. This review systematically summarizes recent progress in improving the elastic modulus of AMCs, with a focus on the design of reinforcements (such as ceramic particles and carbon nanomaterials), interface control strategies (including load transfer efficiency and residual stress mitigation), microstructural optimization (in terms of particle size, alignment, and densification), and processing routes (such as powder metallurgy, melt processing, and additive manufacturing). Particular attention is given to the emerging role of multiscale synergistic reinforcements and structure-function integrated design, which provide new pathways for achieving simultaneous improvements in modulus, strength, and ductility. Finally, future directions are discussed, emphasizing the potential of modulus-oriented design strategies for next-generation AMCs in intelligent structural fields and extreme service environments.

**Key words:** aluminium matrix composites; elastic modulus; reinforcement phase design; interface engineering; multiscale synergistic enhancement

随着航空航天、汽车制造、轨道交通及电子封装等领域对结构材料提出轻量化与高性能协同兼具

的要求, 铝合金因其密度低、导热性高和良好加工性在工程应用中获得广泛关注<sup>[1-2]</sup>。然而, 铝合金本征弹

收稿日期: 2025-07-22

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52471040); 山东省自然科学基金面上项目(ZR2022ME005)

作者简介: 胡静怡, 1995年生, 博士生, 研究方向为高模量铝基复合材料研发. Email: jingyihu1995@outlook.com

通信作者: 高通, 1988年生, 博士, 教授, 研究方向为耐热高强铝/镁合金、高性能铝基复合材料、熔体处理、特种轻合金材料设计. Email: tgao@sdu.edu.cn

引用格式: 胡静怡, 高通, 刘相法. 铝基复合材料弹性模量研究进展[J]. 铸造技术, 2025, 46(12): 1147-1158.

HU J Y, GAO T, LIU X F. Review of the elastic modulus enhancement of aluminium matrix composites[J]. Foundry Technology, 2025, 46(12): 1147-1158.

性模量仅约 70 GPa, 仅为钢材的 1/3, 难以满足高刚度、低振动结构件的服役需求, 尤其在高速载荷与精密位移控制场景下更为明显。表 1 列出了几种典型铝合金的力学性能数据<sup>[3]</sup>。尽管部分合金(如 2xxx、7xxx 系)在强度方面已有显著改进, 但模量仍普遍缺乏实质性突破, 成为制约其进一步应用的关键瓶颈。此外, 某些能显著提高屈服强度的强化机制对刚度并无明显提升效果<sup>[4-5]</sup>, 限制了铝合金在需要高模量以实现进一步减重的异形铸件和结构部件中的应用。

表1 几种常用铝合金的力学性能  
Tab.1 Mechanical properties of several commonly used aluminium alloys

| No.  | Ultimate tensile strength, UTS/MPa | Elongation /% | Young's modulus /GPa |
|------|------------------------------------|---------------|----------------------|
| 1035 | 80                                 | 30            | 71                   |
| 2A12 | 460                                | 17            | 71                   |
| 2A16 | 400                                | 13            | 71                   |
| 2A10 | 400                                | 20            | 71                   |
| 5A02 | 250                                | 6             | 70                   |
| 5A05 | 300                                | 14            | 70                   |
| 7A04 | 540                                | 10            | 74                   |

为克服这一问题, 研究者将高模量陶瓷颗粒(如 SiC<sup>[6-12]</sup>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[13-18]</sup>、TiB<sub>2</sub><sup>[19-22]</sup>)与碳基纳米材料(如石墨烯<sup>[23-24]</sup>、碳纳米管(carbon nanotube, CNT)<sup>[25-33]</sup>、纳米石墨烯纳米片(graphene nanoplatelet, GNP)<sup>[34-36]</sup>)引入铝基体中, 构建铝基复合材料(aluminium matrix composites, AMC), 以实现载荷传递效率与组织结构的协同强化。高模量相可通过与不同金属元素或非金属陶瓷化合物的原位反应生成, 或通过直接注入外来相获得<sup>[37]</sup>。相比传统合金强化方式, 复合增强技术不仅保留了铝材的轻质特性, 还在弹性模量、尺寸稳定性、耐磨性及热性能方面展现出显著优势。目前, AMC 已广泛采用粉末冶金、搅拌铸造以及增材制造等多种工艺手段, 以实现增强相的均匀分布与界面结构调控。

在此背景下, 深入理解复合材料模量提升的多尺度增强机制, 明确材料设计-组织结构-性能响应间的耦合关系, 对于开发高模量、高性能铝基复合材料具有重要意义。本文将围绕模量增强的理论模型、增强相构效关系、界面调控策略及制备技术路径进行系统评述, 结合最新研究进展与典型实例, 为该领域的发展提供理论支撑与技术借鉴。

## 1 弹性模量影响因素与设计策略

模量指材料在受力状态下的应力与应变之比, 相应于不同受力状态有不同的称谓, 如拉伸模量(工

业上也称为弹性模量,  $E$ )、剪切模量( $G$ )、体积模量( $K$ )等。对于铝及其他金属材料来说, 弹性模量是最重要的参数之一。在 AMCs 中, 弹性模量的提升不仅受增强相本征性能影响, 还与其体积分数、形貌尺寸、分布状态及界面结合质量密切相关。深入理解这些机制与设计原则, 是实现材料模量高效调控的理论基础。

### 1.1 弹性模量的理论模型

铝基复合材料的弹性模量受增强相类型、体积分数、形貌、分布状态及界面结合强度等多因素耦合影响, 难以通过单一模型精确预测。理论模型仍为设计与性能评估提供了重要参考。在理想情况下(增强相沿载荷方向均匀分布、界面完美结合、无应力集中), 复合材料的弹性模量可近似视为各组分性能的体积加权平均值。Voigt 模型(并联模型, 等应变假设)<sup>[38]</sup>给出了模量的理论上限:

$$E_c = E_p V_p + E_m V_m \quad (1)$$

式中,  $E_c$ 、 $E_p$  和  $E_m$  分别为复合材料、增强颗粒和金属基体的弹性模量;  $V_p$  和  $V_m$  分别为增强相与基体的体积分数, 且满足  $V_p + V_m = 1$ 。

相对地, Reuss 模型(串联模型, 等应力假设)<sup>[38]</sup>适用于增强相沿垂直于载荷方向分布或界面结合较弱的情况, 预测的是弹性模量的下限, 适用于分布不均或界面滑移显著的情况:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_p}{E_p} + \frac{V_m}{E_m} \quad (2)$$

为更贴近实际的颗粒增强体系, 半经验的 Halpin-Tsai 模型<sup>[39-40]</sup>引入几何因子与增强效率因子  $q$ , 反映增强体与基体模量的相对差异。其表达式如下:

$$E_c = E_m \left( \frac{1 + 2sqV_p}{1 - qV_p} \right) \quad (3)$$

$$q = \frac{E_p - E_m}{E_p - 2sE_m} \quad (4)$$

式中,  $s$  代表增强相的长径比(等轴颗粒  $s \approx 1$ ; 纤维  $s > 1$ )。颗粒形状越规则、分布越均匀,  $s$  值越明确, Halpin-Tsai 模型的预测精度越高。该模型综合考虑了增强体的形状与分布特征, 适用于中等增强比例且分布较均匀的金属基复合材料设计。

需要指出的是, 尽管上述模型可提供模量估算范围, 但实际复合材料常因颗粒团聚、孔隙、界面缺陷等导致预测偏差, 因此实验验证与多尺度模拟手段在工程设计中不可或缺。

### 1.2 弹性模量提升机制

颗粒增强铝基复合材料弹性模量的提升是多尺度机制协同作用的结果。这些机制不仅涉及增强体

自身的本征属性,更与界面特性、微观结构演变及工艺诱导效应密切相关。深入理解这些机制的内在物理本质,对设计高模量复合材料具有重要指导意义。本节系统阐释两大核心机制:载荷传递与界面调控机制和微观结构调控机制,揭示其相互作用规律及对宏观模量的贡献路径。

### 1.2.1 载荷传递与界面调控机制

弹性模量提升的核心机制在于载荷的有效传递。通过引入高模量增强相并与铝基体构建强结合界面,在外力作用下,应力可由低模量的铝基体高效传递至高模量的增强相,实现复合材料宏观刚度提升。黄绡咏等<sup>[41]</sup>研究表明,界面结合强度是决定载荷传递效率(进而决定模量提升幅度)的关键因素。界面结合不足会导致增强相失效(如脱粘、滑移),使其无法承担应力,导致实际模量远低于理论值。

界面性能的影响可通过微力学建模进一步量化。王文明等<sup>[42]</sup>以 SiC<sub>p</sub>/6066Al 复合材料为例,探讨了界面模量比  $K$  及界面泊松比对整体模量的影响,其中  $K$  可由下式计算得出:

$$K = E_{\text{interface}} - E_{\text{matrix}} \quad (5)$$

研究表明,当  $K$  从  $10^{-6}$  提升到 1.5 时,弹性模量  $E$  从 0.1 GPa 提升至 102 GPa(图 1a),表明界面模量对整体模量具有决定性作用。工程实际中,把  $K$  控制在 20%~30% 即可获得满意的增强效果。此外,从图 1b 中可以看出,界面泊松比对于模量的影响很小(从 0.1 变化至 0.42 时,  $E$  最大改变只有 0.3%)。

为提升界面载荷传递效率,功能梯度界面(functionally graded Interface, FGI) 设计被提出作为一种创新路径。通过在基体与增强体之间构建模量/成分连续过渡的中间层(如原位生成  $\text{Al}_3\text{BC}$ 、 $\text{TiB}_2$  等),可有效缓解因模量突变带来的应力集中,提升载荷转移的均匀性和有效性。

此外,界面区域的结构与应力状态同样会显著影响弹性响应,主要表现在两方面。

(1) 热失配诱导的残余应力场 铝基体(CTE  $\approx 23 \times 10^{-6}/\text{K}$ )与陶瓷增强体(例如 SiC, CTE  $\approx 4 \times 10^{-6}/\text{K}$ )之间存在较大热膨胀系数(coefficient of thermal expansion, CTE)差异,在冷却过程中会在界面附近形

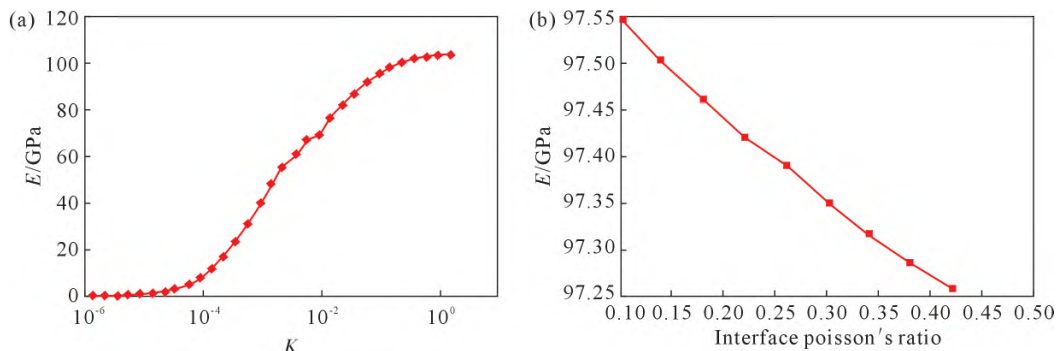


图 1 界面性能对复合材料弹性模量的影响:(a) 界面模量比;(b) 界面泊松比<sup>[42]</sup>  
Fig.1 Influence of interfacial properties on the  $E$  of composites: (a)  $K$ ; (b) Poisson's ratio<sup>[42]</sup>

成高密度位错网络,产生微应变区。这种“位错约束”对晶格形成弹性限制,有助于抑制微塑性变形、提升初始模量。特别是在 GNP、CNT 等纳米增强体系中,比表面积巨大使此效应更显著。Inegbenebor 等<sup>[43]</sup>的研究表明,如图 2 所示,在搅拌铸造的 SiC/1170Al 复合材料中,随着 SiC 颗粒平均粒径从  $45 \mu\text{m}$  减小至  $3 \mu\text{m}$ ,材料的弹性模量显著提升,验证了细颗粒所带来的基体约束增强效应。

(2) 界面相的模量贡献 计算模型<sup>[44]</sup>表明,界面反应层或扩散层的本征模量对整体模量具有非忽略影响。如图 3a 所示,有效模量随着界面层弹性模量的增加而增加。当界面相模量  $E_i$  高于基体时( $E_i > E_m$ ),其体积分数  $V_i$  成为模量提升的附加因素(图 3b):

$$E_c = E_m V_m + E_p V_p + E_i V_i \quad (6)$$

如在 25%(体积分数)的 SiC(50 nm)增强体系中,大比表面积使薄界面层(如 2 nm 厚)即可占据可

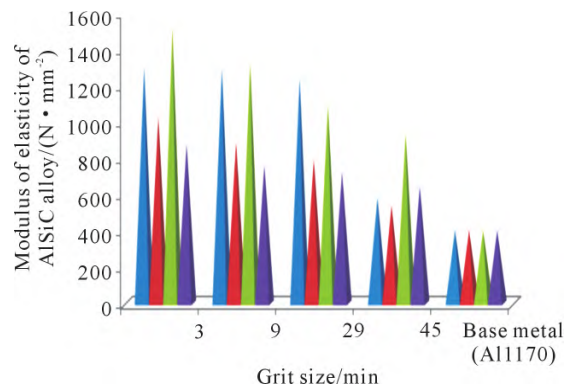


图 2 SiC/1170Al 复合材料弹性模量随碳化硅颗粒粒度变化的对比<sup>[43]</sup>

Fig.2 Comparison of the  $E$  of SiC/1170Al composites with various SiC particle sizes<sup>[43]</sup>

观体积分数( $>5\%$ )。若界面相模量达 300 GPa,其本身即可贡献约 15 GPa 的模量增量。需要指出的是,此规律仅针对硬性界面,有研究表明,软性界面下较

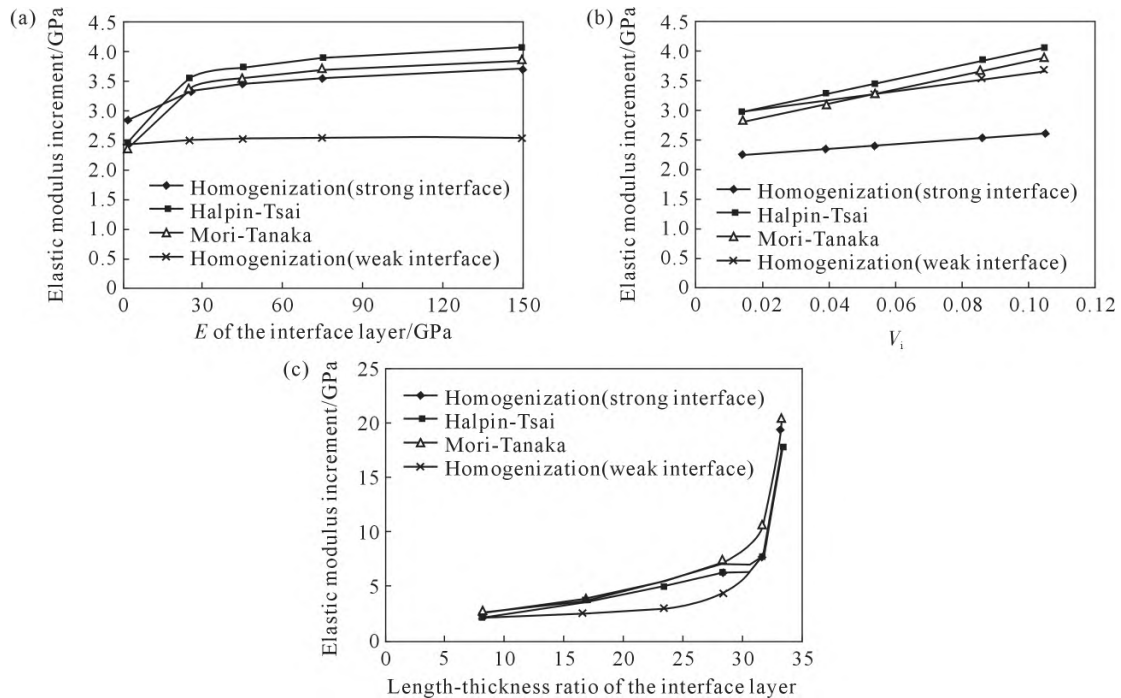


图3 界面相性能对复合材料有效弹性模量的影响:(a) 弹性模量;(b) 体积比;(c) 长厚比<sup>[44]</sup>  
Fig.3 Effect of the interfacial phase on E increment: (a)  $E$ ; (b)  $V_i$ ; (c) length-thickness ratio<sup>[44]</sup>

大的界面厚度反而使有效模量减少<sup>[45]</sup>。此外,朱文亮等<sup>[44]</sup>的研究还发现界面相的长厚比是另一关键因素(如图3c所示)。长厚比较小时,模量变化不明显。当其超过30时,CNT增强体趋于贯穿整个基体,显著提升有效模量。滨田理工大学的微力学模型进一步证实,若忽略界面相贡献,CNT/Al模量会被严重低估<sup>[46]</sup>。综上,界面不仅是应力传递的通道,其结构、厚度、热失配响应以及本征模量等因素,均深刻影响着复合材料的宏观弹性模量,是模量调控中不可忽视的核心环节。

### 1.2.2 微观结构调控机制

增强体的微观结构通过影响载荷传递路径、组织致密性与缺陷分布,间接调控复合材料的有效弹性模量,主要体现在以下几个方面。

(1) 形貌与取向 增强相的形貌特征显著影响应力传递效率。不规则多面体颗粒(如破碎型SiC)相比球形颗粒具有更强的机械互锁作用,棱角部位可诱导局部应力集中,并延缓裂纹扩展路径,提高模量。信振洋等<sup>[47]</sup>通过参数化模拟发现(图4a),多面体颗粒增强的ZTA<sub>p</sub>/Fe45复合材料,其模量显著高于球形颗粒体系。此外,加工诱导的增强体取向(如Al<sub>3</sub>BC在挤压方向上定向排列)可导致模量各向异性(轴向模量高于径向47%<sup>[48]</sup>)。

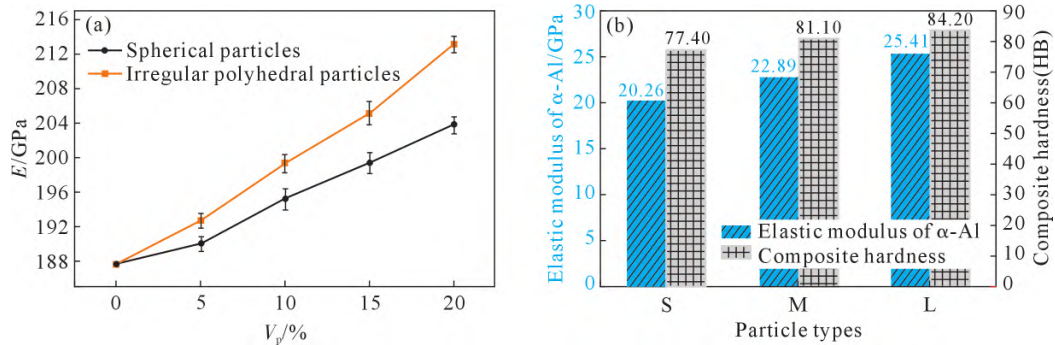
(2) 粒径分布与致密化 孔隙是降低弹性模量最显著的结构因素之一,其影响可通过修正的Hasselman模型表示为:

$$E \propto (1-P)^m \quad (7)$$

式中, $m$ 为与孔隙形状和材料泊松比相关的因子<sup>[49]</sup>。Li等<sup>[50]</sup>报道,在相对密度为98.8%的SiC<sub>p</sub>/CNT/Al复合材料中,弹性模量可达85 GPa,说明在高致密度下复合材料可实现良好的模量提升。因此,多尺度增强体的组合使用可有效提升材料致密度与颗粒间协同效应。采用“微米主承载+纳米填隙”的双峰粒径分布策略(如微米SiC+纳米SiC)不仅提升颗粒堆积效率,还能显著减少孔隙率。实验表明,在相同体积分数(10%)下,8.5%  $\mu\text{m}$  SiC+1.5% 纳米SiC/Al体系的模量比单一尺寸体系高约2%<sup>[51]</sup>。此外,纳米颗粒(如WC)在凝固过程中可作为异质形核核心,促进基体晶粒细化。虽然晶粒尺寸对模量的直接影响相对有限,但这种细化作用有助于形成更均匀致密的微观组织,减少诸如空隙等铸造缺陷,从而间接提高模量。然而,如Qi等<sup>[11]</sup>研究表明(图4b),过细的增强颗粒可能干扰强化相(如GP区)析出,反而降低基体强化效率,甚至导致模量和强度下降。因此,增强体尺寸对多重机制存在耦合效应,需统筹设计。

(3) 增强相体积分数与分散度的平衡 增强相的体积分数是决定模量的首要因素,理论上随增加,模量持续提升,但实际中存在团聚临界。高体积分率往往导致颗粒团聚、界面脱粘与应力集中,降低应力有效传递效率,使模量增益趋于饱和甚至下降。因此,在追求高模量的同时,需兼顾颗粒均匀分散与界面质量的提升。

综上,高模量铝基复合材料的构筑需综合考虑增强体特性、界面质量与微观组织结构,借助“多机

图4 增强体微观结构对复合材料弹性模量的影响:(a) 颗粒形貌;(b) 尺寸<sup>[11,47]</sup>Fig.4 Influence of the particle microstructure on the E of the composites: (a) particle morphology; (b) particle size<sup>[11,47]</sup>

制协同”的路径构建结构-性能-工艺的有机统一。

### 1.3 增强相设计策略

高模量铝基复合材料的设计核心在于构建多尺度协同增强体系,实现增强体本征性能、界面结构与空间分布的最优匹配。理想情况下,增强相应具备高本征模量(>300 GPa)和优异的热稳定性,能够耐受 600~800 °C 烧结与 >400 °C 挤压等热加工过程。同时,针对界面润湿性问题,可通过表面包覆(如 GNP@Ni)或原位反应(如生成  $\text{Al}_3\text{BC}$ 、TiC 等)来抑制界面脆性相(如  $\text{Al}_4\text{C}_3$ )的生成,从而保障界面结合强度与加工兼容性。在几何参数方面,采用双峰粒径分布策略(微米颗粒主承载,纳米颗粒填充孔隙),兼顾载荷传递效率与组织致密度,突破传统单一尺度增强体在高体积分数下易团聚、易成孔的局限。同时,结合取向排列与梯度结构设计,可实现模量在空间维度上的定向强化,为异构结构件提供精细调控能力。

近年来,“刚-韧互补”的多相协同增强策略成为高性能 AMCs 的研究热点。微米陶瓷颗粒(如 SiC、TiC)提供刚性支撑框架,而纳米相(如纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、CNT、GNP)通过钉扎位错、裂纹偏转等机制提升韧性与阻尼性能。多相增强体的尺度协同与功能互补,

突破了传统刚度与塑性“此消彼长”的性能悖论,实现了模量、强度与延展性的协同优化。此外,增材制造、热压-热挤、摩擦搅拌等先进工艺与界面调控手段的融合,使得复杂多尺度增强体(如三维网络、定向片层、连续界面)在实际成形中成为可能。这种从“增强体选择”到“空间构型”和“界面架构”的一体化协同,正在逐步建立高模量复合材料的新一代设计范式。

## 2 增强体类型与模量提升的构效关系

### 2.1 陶瓷颗粒增强体系

为有效提升铝基复合材料的弹性模量,根据材料刚度的本质特性,在铝合金中生成高模量相、引入具有共价键和离子键原子间作用的增强相是优选方案<sup>[52-53]</sup>。陶瓷颗粒作为铝基复合材料中应用最广泛的增强相,其模量提升机制主要依赖于高本征模量及良好的载荷传递能力。表 2 列出了常用强化相的刚度特性<sup>[54-55]</sup>。与纯铝相比,这些增强相的杨氏模量和熔点普遍较高。以熔点高、热稳定性好的 SiC 为例,其本征模量(450 GPa)约为铝基体(70 GPa)的 6.4 倍,其比模量可达传统 Ti 合金或 Al 合金的 3 倍,使其

表2 典型增强相的性质<sup>[54-55]</sup>Tab.2 Properties of typical reinforcements<sup>[54-55]</sup>

| Reinforcement particles | Melting point /°C | Density /( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ) | Young's modulus /GPa | UTS/MPa | Thermal conductivity /( $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ) | Coff. of thermal expansion/( $10^{-6}/\text{K}^{-1}$ ) |
|-------------------------|-------------------|--------------------------------------------|----------------------|---------|--------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|
| AlN                     | 2 200             | 3.26                                       | 330                  | 2 100   | 150                                                                      | 3.3                                                    |
| $\text{Al}_2\text{O}_3$ | 2 043             | 3.15                                       | 380                  | 2 070   | 30                                                                       | 7.0                                                    |
| $\text{B}_4\text{C}$    | 2 763             | 2.35                                       | 425                  | 2 690   | 39                                                                       | 3.5                                                    |
| $\text{Mg}_2\text{Si}$  | 1 102             | 4.50                                       | 120                  | -       | 4.4                                                                      | 7.5                                                    |
| SiC                     | 2 730             | 3.21                                       | 450                  | 2 280   | 120                                                                      | 3.4                                                    |
| $\text{Si}_3\text{N}_4$ | 1 900             | 3.18                                       | 207                  | 530     | 28                                                                       | 1.5                                                    |
| $\text{TiB}_2$          | 3 225             | 4.52                                       | 560                  | 3 300   | 24                                                                       | 8.0                                                    |
| TiC                     | 3 067             | 4.90                                       | 400                  | 1 540   | 110                                                                      | 9.0                                                    |
| VC                      | 2 810             | 5.77                                       | 430                  | -       | -                                                                        | 4.1                                                    |
| WC                      | 2 870             | 15.52                                      | 640                  | 500     | 60                                                                       | 5.1                                                    |
| $\text{ZrB}_2$          | 3 246             | 6.09                                       | 350                  | -       | 140                                                                      | 7.4                                                    |
| $\text{ZrO}_2$          | 2 715             | 4.84                                       | 350                  | 2 070   | 3.3                                                                      | 7.0                                                    |

增强体系表现出优异的比刚度和比强度。实验表明,在 7075 铝合金中添加 1%(质量分数)SiC 后,其模量提升至 82.26 GPa<sup>[56]</sup>;当体积分数提高至 70%时,模量可达 225 GPa,显著高于传统铝合金体系<sup>[9]</sup>。

TiB<sub>2</sub> 本征模量为 560 GPa, 由于可通过原位合成获得优良界面结合, 成为近年来高模量铝基复合材料中最具发展前景的增强体之一。图 5 展示了 Al/TiB<sub>2</sub> 复合材料的典型微观结构,该复合材料采用原位生成法制备,在 25~3 000 nm 尺度范围内形成洁净、致密的 TiB<sub>2</sub>/Al 界面,模量与强度得到协同提升<sup>[57]</sup>。据报道<sup>[20]</sup>,TiB<sub>2</sub>/Al 复合体系中细小颗粒(平均粒径约 450 nm) 的均匀分布以及 Ti-B 与 B-B 键构成的高模量网络,是 Al-Si-Mg/TiB<sub>2</sub> 复合材料实现杨氏模量 94 GPa、屈服强度 322 MPa 的关键原因,充分验证了粒径控制、界面结构调控与增强体分布优化的协同增效作用。

近年来,Al<sub>3</sub>BC 逐渐成为一种极具潜力的增强相,其结构中含有大量共价 Al-B 与 Al-C 键,赋予其高达约 24 GPa 的固有硬度与优异的弹性模量( $E \approx 332$  GPa)<sup>[58-61]</sup>。该相在 1 700 K 高温及 1.6~4.8 GPa 的压力条件下仍能保持良好的热稳定性与化学稳定

性<sup>[62]</sup>。此外,Al<sub>3</sub>BC 的铝含量高达 78%,使其在实现高掺杂效率的同时,仅需极少量 B 和 C 元素,且其密度(2.83 g/cm<sup>3</sup>)与铝接近,有利于保持材料整体的轻质特性<sup>[63]</sup>。更为重要的是,Al<sub>3</sub>BC 能与铝基体形成半共格界面,有效抑制有害界面反应产物的生成,增强界面结合稳定性<sup>[64]</sup>。Hu 等<sup>[15]</sup>通过 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 与石墨的原位反应合成铝基复合材料,并结合 SEM、EPMA 与 TEM 多尺度表征手段,证实材料中生成了亚微米级 Al<sub>3</sub>BC 和纳米级 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 相。该复合结构显著提升了复合材料的弹性模量至 99 GPa(图 6)。

陶瓷增强铝基复合材料也在工程实践中表现出广泛的应用前景。典型如 20%(体积分数)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒增强的 6061 铝合金复合材料已被应用于飞机驱动轴中,凭借其高比刚度、良好韧性和轻量化优势,有效减重并提升了传动效率。美国 DWA 公司开发的 25%SiC<sub>p</sub>/6061 铝基复合材料则可替代 7075 铝合金用于制造航空结构的导槽、角材等构件,模量提升可达 65%,密度则下降了约 17%。这类材料不仅在高强度、高模量方面表现突出,其优异的尺寸稳定性、耐磨性与抗腐蚀性亦使其在高端装备制造中具有广泛应用价值。

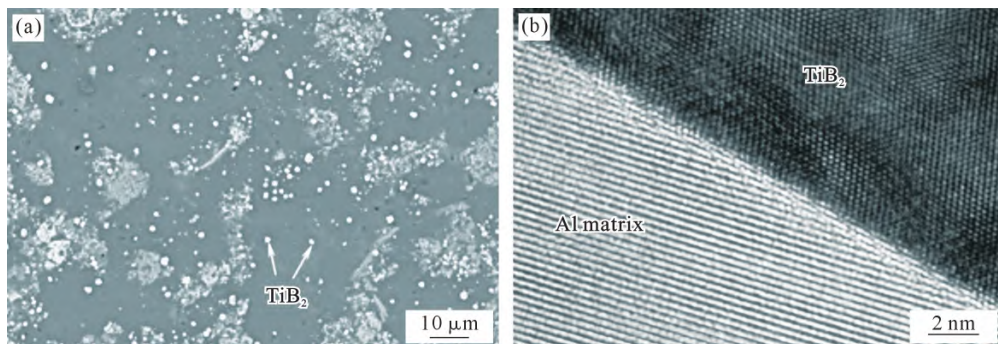


图 5 含 14%TiB<sub>2</sub> 的 Al-9Si-1Mg-0.7Cu/TiB<sub>2</sub> 复合材料的微观表征: (a) SEM 像; (b)  $\alpha$ -Al 和 TiB<sub>2</sub> 颗粒界面的 TEM 像<sup>[57]</sup>  
Fig.5 Microscopic characterization of the Al-9Si-1Mg-0.7Cu/TiB<sub>2</sub> composite with 14 wt.% TiB<sub>2</sub> particles: (a) SEM image; (b) the interface between the  $\alpha$ -Al and TiB<sub>2</sub> particles via TEM analysis<sup>[57]</sup>

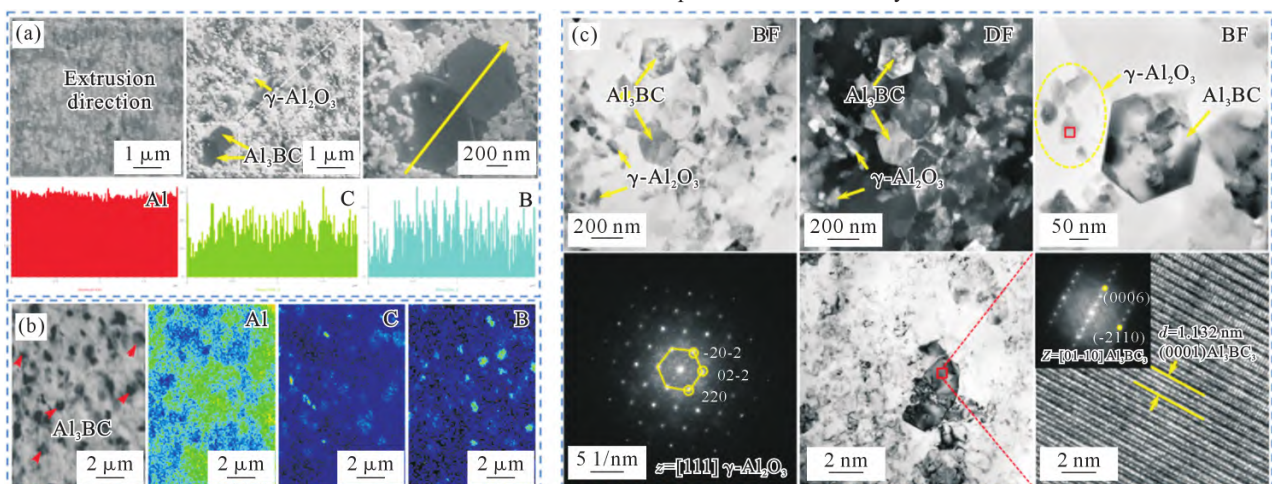


图 6 (Al<sub>3</sub>BC+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al 复合材料的微观表征: (a) SEM 像; (b) EPMA 像; (c) TEM 像<sup>[15]</sup>  
Fig.6 Microscopic characterization of the (Al<sub>3</sub>BC+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al composite: (a) SEM images; (b) EPMA images; (c) TEM images<sup>[15]</sup>

## 2.2 纳米碳材料增强体系

除陶瓷颗粒外,纳米碳材料的引入为模量调控提供了新的路径。GNP 和 CNT 拥有极高的理论模量(分别为 1 TPa 和 1.2 TPa),且具备极大的比表面积(理论值达  $2\,630\text{ m}^2/\text{g}$ )与独特的界面作用机制。在铝基体中加入少量 GNP 即可带来显著刚度增益,如 Bhadauria 等<sup>[34]</sup>的实验数据显示,在纯铝中添加仅 0.5%(质量分数)GNP 即可将其弹性模量从 70 GPa 提升至 89 GPa,平均每 0.1%(质量分数)添加量贡献约 4 GPa 的模量增益,显示出高效率的刚度强化效果。CNT 的增强效应也已得到验证:如采用等离子喷涂技术制备的 Al-12%(体积分数)CNT 材料,其弹性模量提升约 40%<sup>[65]</sup>,说明在适当分散条件下,CNT 亦具有优异的增强潜力。

然而,纳米碳材料在铝基体中分散性较差、易团聚,是其增强效果稳定性差异大的主要原因之一。为缓解该问题,研究者提出多种界面工程与原位构建策略。王雷等<sup>[66]</sup>采用聚合物热解辅助化学气相沉积法(pyrolytic polymer-assisted chemical vapor deposition, PP-CVD),在微米—纳米尺度铝片表面原位生长 CNT,形成层状 CNT/Al 复合粉末,随后经冷压、烧结及热挤压制得致密块体材料,实测显示 1.5%(质量分数)CNT 添加量可使模量提高 23.7%,3.0%(质量分数)时则提升至 74.1%,显示出在增强相均匀分布与致密化加工共同作用下,CNT 对刚度具有显著增强效果。

## 2.3 杂化增强体系与多尺度协同策略

随着多尺度复合思想的发展,微米—纳米杂化增强体系开始受到重视。这类体系通过尺度协同优化微结构,克服单一增强相易团聚、易成孔的瓶颈,为高模量铝基复合材料提供了新的设计思路。例如,在 43 nm SiC 与厚度为 5~10 nm CNT 的混合增强体系中,SiC 有效调控铝基体形变行为并促进 CNT 均匀分布,使模量相较于单一增强体系提高 12.6%<sup>[35]</sup>。Li 等<sup>[50]</sup>通过原位化学气相沉积(chemical vapor deposition, CVD)将纳米级 CNT 均匀沉积在微米级 SiC<sub>p</sub> 表面,构建了“SiC<sub>p</sub>(CNT)”类微—纳集成增强单元。以微米 SiC<sub>p</sub> 为“载体”分散 CNT,不仅解决了纳米相团聚问题,还可通过传统粉末冶金工艺实现大尺寸均匀混合,从而显著改善整体增强相的分散性。相较于传统 SiC<sub>p</sub>/CNT/Al 杂化体系,该策略实现了约 9.4%的弹性模量提升。在 Al-Cu-SiC-GNP 智能杂化复合材料体系中,研究者进一步探索了微—纳颗粒协同增强的潜力<sup>[67]</sup>。研究人员通过机器学习优化 GNP 层数与颗粒分散参数,实现了模量较传统 Al-Cu 合

金提升 18.6 %的性能突破。

上述多尺度增强策略在空间构型上也逐步发展出三维互穿网络结构、片层沉积排列、梯度增强界面等复杂结构。近年来,研究者发展了如三维网络互穿结构等新型构型策略。例如,利用碳纤维骨架电泳沉积 CNT 构建分级载荷通道,在热压成型后形成刚柔耦合的协同承载体系。其中,刚性主骨架区提升模量至约 98 GPa,柔性 CNT 区则通过界面滑移耗能提高阻尼性能,实现结构与功能的一体化设计<sup>[68]</sup>。这类设计方案展现了杂化增强体系在模量调控中的多维潜力,也为下一步发展功能梯度复合材料奠定了构型基础。

## 3 制备技术对模量影响的定向调控机制

### 3.1 粉末冶金法

粉末冶金法是铝基复合材料最常用的制备技术之一,其工艺路线包括球磨混合、压坯成型、烧结致密化及后续的塑性变形处理。其核心优势在于可精确控制增强体与基体的配比,可实现增强体在铝基体中的均匀分散,并有效抑制界面反应与颗粒团聚。球磨过程是提升复合材料模量的关键环节,尤其是球磨时间、转速与添加顺序的优化,直接决定了增强相的分散均匀性和界面结合状态。例如,Zhang 等<sup>[35]</sup>采用“两步球磨+纳米 SiC 调控”策略,促进 GNP 的均匀分散,在高 GNP 含量条件下实现了铝基复合材料弹性模量提升至 90 GPa。粉末冶金的另一关键优势在于能够利用表面处理手段优化界面结合质量。程南璞等<sup>[69]</sup>采用表面氧化酸洗改性 SiC 颗粒后与铝合金混合,通过烧结—热挤压工艺成功制备出颗粒分布均匀、界面结合良好的 12%(体积分数)SiC<sub>p</sub>/Al 材料,其弹性模量达 97.2 GPa,抗拉强度超过 525 MPa,综合性能表现优异。

在粉末冶金工艺步骤的基础上,原位反应型复合材料的烧结工艺近年来受到越来越多关注。其中,一种基于液—固反应机制的烧结工艺应运而生。例如,Hu 等<sup>[70]</sup>在铝基复合体系中,通过升温至局部液相区,引发 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiC 与铝基体间的原位反应,成功合成了由 Al<sub>3</sub>BC 包覆 SiC 的复合结构以及纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 增强相。随后结合热挤压工艺进一步提升致密度,使材料的弹性模量最高提升至 118 GPa(图 7)。这一结果表明,粉末冶金工艺不仅在材料的组织致密性和颗粒均匀性方面具备优势,也为原位增强相的构建和界面优化提供了支撑。

粉末冶金工艺在工业中的应用也趋于成熟,如美国 ACAM 公司已成功将粉末冶金技术应用于制造

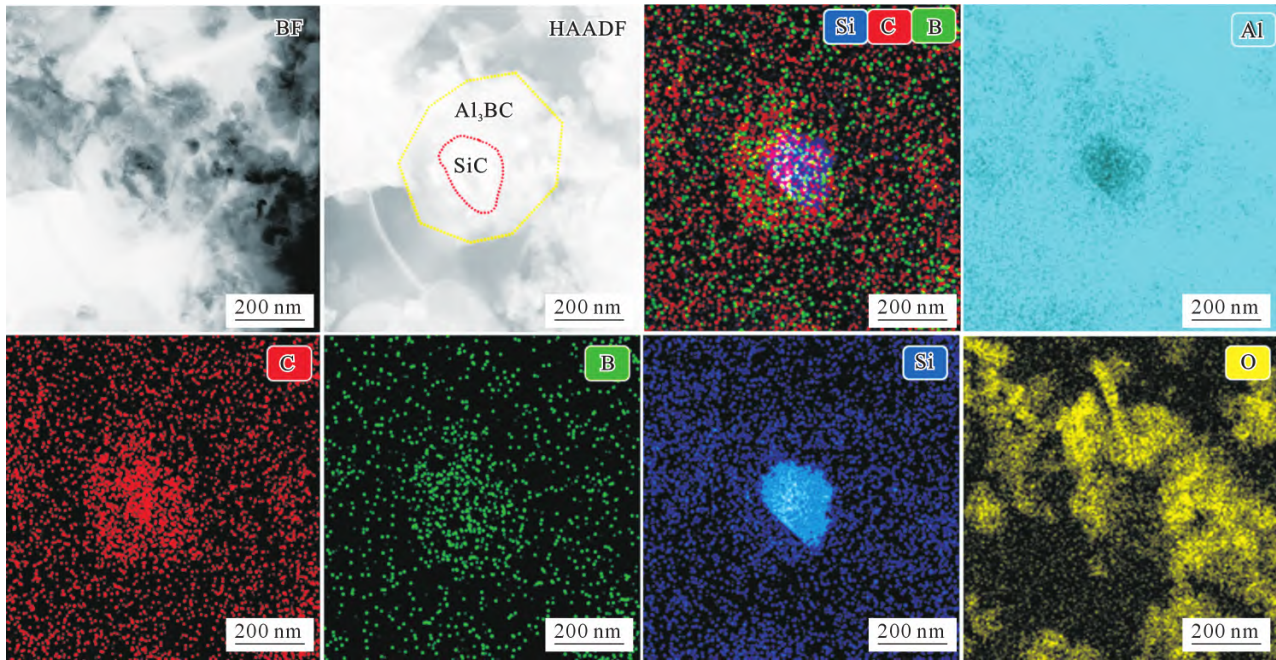


图 7  $(\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}+\text{Al}_3\text{BC})/\text{Al}$  复合材料的 TEM 表征<sup>[70]</sup>  
Fig.7 TEM analysis of the  $(\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}+\text{Al}_3\text{BC})/\text{Al}$  composite<sup>[70]</sup>

多系列 SiC 增强铝基复合材料(基体涵盖 2024、6061、7075 等),制品经过后续挤压、轧制等工艺加工后展现出优良的各向同性、高模量和耐磨性能,并被用于飞机起落架、结构加强件等高性能部件,重量较传统铝合金减轻可达 30%。

### 3.2 熔体法

相较于粉末冶金法,熔体法具有更强的工程适应性和成型规模优势,被广泛应用于中大型结构件的复合材料制备中。典型技术包括搅拌铸造、半固态成型、超声处理等,其本质在于通过熔体流场与界面反应控制,提升增强相分散度与界面结合质量。搅拌铸造工艺通过机械搅拌强化熔体流动,有助于将增强颗粒均匀引入并分散在铝基体中。郝世明等<sup>[71]</sup>采用液态搅拌铸造法(800 r/min)成功制备了 15%(体积分数)SiC<sub>p</sub>/ZL108 复合材料,实现了颗粒分布均匀、组织致密的目标,使模量较未增强基体提升约 15.5%,同时磨损性能亦显著改善。Adediran 等<sup>[72]</sup>进一步通过响应面优化分析搅拌参数(转速  $S_p$ 、温度  $T_m$ 、时间  $T$ )对 Al-TiO<sub>2</sub> 复合材料模量的影响,结果表明,适度提高参数有助于模量提升(最高可达 97~98 GPa),但过高剪切或过热处理将导致增强相破损、界面劣化与晶粒粗化,反而削弱材料刚度。

半固态成形工艺则利用铝合金在固-液共存区的触变特性,使增强相在低粘度状态下重排,从而进一步优化分布均匀性并减少孔隙。研究表明,在采用粉末半固态触变挤压技术制备的 5%(体积分数)SiC/2024Al 材料中,通过真空排气与低温控形,其孔

隙率可降低 65.3%,实现更高致密度与稳定模量表现<sup>[73]</sup>。类似地,Mathew 等<sup>[74]</sup>在 Al-Cu-TiB<sub>2</sub> 体系中,结合原位生成与半固态锻造工艺,不仅改善颗粒分布与孔隙率,还实现晶粒细化与弹性模量提升,验证了该工艺对界面调控与组织均匀性的双重促进作用。

尽管熔体法的整体成本较低,但在高温环境下常出现界面反应层生成问题,典型如 SiC 与 Al 于 720 °C 以上反应生成脆性 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>,导致模量降低与界面失稳。近年来,超声辅助熔体处理技术因其可在不显著升温的条件下增强流场强度,促进增强体润湿并控制界面反应层厚度,逐步成为提高载荷传递效率的重要手段。

该类工艺已在汽车与防护领域实现产品化,例如美国杜雷耳公司开发的 SiC<sub>p</sub>/A359 复合材料应用于刹车盘、缸套等部件,表现出优异的模量、耐磨性与尺寸稳定性。同时,其开发的 SiC<sub>p</sub>/6061 材料亦被用于飞机结构件替代 7075 合金,在抗弹防护性能方面表现出显著优势。

### 3.3 新兴技术

增材制造技术特别是选区激光熔化(selective laser melting, SLM),通过逐层精确熔凝实现复合材料结构的高度可设计性,在模量定向调控方面展现出巨大潜力。Zhang 等<sup>[75]</sup>在 10%(质量分数)SiC 强化的 AlSi10Mg 体系中发现,当线能量密度处于 90.6 J/mm<sup>3</sup> 时,可获得最高弹性模量约 90 GPa 和屈服强度 408 MPa。此条件下, SiC 与 Al 在熔池内发生轻微原位反应,生成 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 相,并通过 Marangoni

对流实现强化相与  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  的细均匀分布。加载过程中,高模量的 SiC 颗粒优先承担应力,从而显著提升了整体模量。此外,在较高线能量密度( $\approx 104 \text{ J/mm}^3$ )下,材料的显微硬度可达 208.5 HV,结构致密且缺陷较少,证明 SLM 工艺在参数优化下可同时提升材料刚度与致密度。

除 SLM 外,热喷涂与摩擦搅拌加工(friction stir processing, FSP)等技术也可实现微观组织调控与增强体引入。如 Laha 等<sup>[76-77]</sup>通过热喷涂法制备 CNT 增强涂层,当 CNT 添加量达 10%(质量分数)时,硬度与模量分别提升 72%和 78%。若结合后续热处理,模量增益甚至超过 80%,这主要归因于孔隙率降低与残余应力释放<sup>[78]</sup>。FSP 则通过摩擦热与搅拌实现纳米氧化物(如  $\text{Al}_2\text{O}_3$ )在铝基体中的原位析出,细化晶粒并增强界面,所制材料模量可达 86 GPa,表现出良好的组织稳定性与模量—强度协同<sup>[1]</sup>。

总体而言,从传统粉末冶金到现代增材制造,制备工艺在复合材料模量调控中发挥着基础性与方向性的双重作用。工艺参数的精准控制不仅决定增强相的分散状态和界面结构,也深刻影响最终材料的刚度性能与尺寸稳定性。

## 4 总结与展望

铝基复合材料因其轻质高强、导热性优异和可加工性好,已成为实现高端装备轻量化和高性能化的核心结构材料之一。然而,其本征弹性模量偏低的缺陷限制了其在刚度敏感型应用中的推广。本文围绕“提升模量”这一目标,系统回顾了近年来铝基复合材料在增强相类型选择、界面结构优化、微观调控策略以及制备工艺路径等方面的研究进展。通过分析载荷传递机制、界面热残余应力效应和孔隙率对模量的影响,明确了高模量材料设计需依赖多尺度、多机制协同策略。特别是微米—纳米杂化增强体系与梯度结构构型的出现,为突破模量—韧性相互制约提供了新思路。

具体而言,陶瓷颗粒增强体系借助其高本征模量和刚性骨架特性实现基础模量提升;碳纳米材料则凭借优异的比模量和界面效应引发显著的结构强化;多相协同体系通过异质尺度间的力学互补机制,有效缓解界面应力集中与裂纹扩展。同时,粉末冶金、搅拌铸造、半固态成形、增材制造等多种制备路径均在增强相分散、界面结合与组织致密化方面提供了调控工具,尤其是增材制造在构建模量梯度材料方面展现出独特优势。研究表明,通过工艺—结构—性能三维协同优化,铝基复合材料的弹性模量

可由 70 GPa 提升至 90~120 GPa,甚至更高。

展望未来,铝基复合材料的模量调控研究仍面临诸多挑战。一方面,如何在高模量基础上保持良好的延展性与可靠性,实现模量—强度—韧性的耦合优化,仍需依赖界面反应调控与新型结构构型的进一步探索。另一方面,多尺度模拟预测与实验验证的集成设计能力尚待提升,特别是在微结构演化与宏观模量响应间构建可推广的预测模型。此外,面向复杂结构与极端环境的工程应用,具有方向可控、服役稳定性强的复合材料将成为关键研究方向。未来可通过引入机器学习辅助结构设计、结合增材制造实现构件级性能定向构筑,并进一步推动铝基复合材料在航空、航天、电子封装及能源传输等高端领域的工程化落地。

## 参考文献:

- [1] YOU G L, HO N J, KAO P W. The microstructure and mechanical properties of an Al-CuO in-situ composite produced using friction stir processing[J]. Materials Letters, 2013, 90: 26-29.
- [2] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. Materials & Design, 2014, 56: 862-871.
- [3] 卢才璇,王利民,何卫,汤超,吴昊,陈胜男,吴细毛. SiC 颗粒增强铝基复合材料制备工艺及弹性模量研究进展 [J]. 电工材料, 2022(4): 6-9.
- [4] LU C X, WANG L M, HE W, TANG C, WU H, CHEN S N, WU X M. Research progress in preparation process and elasticity modulus of SiC particle reinforced aluminum based composites[J]. Electrical Engineering Materials, 2022(4): 6-9.
- [4] BAKSHI S R, LAHIRI D, AGARWAL A. Carbon nanotube reinforced metal matrix composites - a review[J]. International Materials Reviews, 2010, 55(1): 41-64.
- [5] KENDIG K L, MIRACLE D B. Strengthening mechanisms of an Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 2002, 50(16): 4165-4175.
- [6] GONG D, ZHU M, YOU Z S, HAN H M, CHAO Z L, JIANG L T. In-situ TEM study on the effect of stacking faults on micro-plasticity and proportional limit in SiC/Al composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2022, 244: 110180.
- [7] GUO B S, ZHANG X M, CEN X, WANG X H, SONG M, NI S, YI J H, SHEN T, DU Y. Ameliorated mechanical and thermal properties of SiC reinforced Al matrix composites through hybridizing carbon nanotubes [J]. Materials Characterization, 2018, 136: 272-280.
- [8] HOSSEINI MONAZZAH A, POURALIAKBAR H, BAGHERI R, SEYED REIHANI S M. Al-Mg-Si/SiC laminated composites: Fabrication, architectural characteristics, toughness, damage tolerance, fracture mechanisms [J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 125: 49-70.
- [9] SANTHOSH KUMAR S, SESHU BAI V, RAJKUMAR K V, SHARMA G K, JAYAKUMAR T, RAJASEKHARAN T. 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.
- [10] LIU G F, CHEN T J, WANG Z J. Effects of solid solution treatment on microstructure and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/2024 Al composite: A comparison with 2024 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141413.
- [11] QI Y, JIA L N, YE C T, JIN Z H, LIU Y Y, WANG W B, ZHANG H. Strengthening effects of GP zone induced by SiC<sub>p</sub> size variations in Al-Si-Mg matrix composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 7521-7531.
- [12] RODRÍGUEZ-REYES M, PECH-CANUL M I, PARGA-TORRES J R, ACEVEDO-DÁVILA J L, SÁNCHEZ-ARAIZA M, LOPEZ H F. Development of aluminum hydroxides in Al-Mg-Si/SiC<sub>p</sub> in infiltrated composites exposed to moist air[J]. Ceramics International, 2011, 37(7): 2719-2722.
- [13] BALOG M, KRIZIK P, BAJANA O, HU T, YANG H, SCHÖNUNG J M, LAVERNIA E J. Influence of grain boundaries with dispersed nanoscale Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles on the strength of Al for a wide range of homologous temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 772: 472-481.
- [14] BIAN Y H, GAO T, LI Z Q, SUN Q Q, MA X, LIU X F. In-situ synthesis of an Al composite reinforced with multi-scale Al<sub>12</sub>Mo, (Al, Zr, Si) and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles through a multi-stage reaction[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 762: 138069.
- [15] HU J Y, GAO T, LI M Y, LIU X F. Synthesis of an(Al<sub>3</sub>BC+ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al composite with high stiffness and attractive high-temperature tensile properties[J]. Materials Research Letters, 2024, 12(5): 355-362.
- [16] LI M Y, LI C X, HU J Y, LIU G L, HAN M X, GAO T, LIU X F. Modify the interface between ex-situ  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Al matrix via in-situ coating in an Al matrix composite[J]. Composites Communications, 2024, 47: 101816.
- [17] ZHANG X, LI S F, PAN B, PAN D, ZHOU S Y, YANG S H, JIA L, KONDOH K. A novel strengthening effect of in-situ nano Al<sub>2</sub>O<sub>3w</sub> on CNTs reinforced aluminum matrix nanocomposites and the matched strengthening mechanisms[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 764: 279-288.
- [18] ZHANG Z M, FAN G L, TAN Z Q, ZHAO H T, XU Y J, XIONG D B, LI Z Q. Towards the strength-ductility synergy of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al composite through the design of roughened interface[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 224: 109251.
- [19] GENG J W, HONG T R, MA Y, WANG M L, CHEN D, MA N H, WANG H W. The solution treatment of in-situ sub-micron TiB<sub>2</sub>/2024 Al composite[J]. Materials & Design, 2016, 98: 186-193.
- [20] JI S X, AMIRKHANLU F, MOSTAED A, BEANLAND R. Atomic structure and interface chemistry in a high-stiffness and high-strength Al-Si-Mg/TiB<sub>2</sub> nanocomposite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 763: 138072.
- [21] WANG M L, CHEN D, CHEN Z, WU Y, WANG F F, MA N H, WANG H W. Mechanical properties of *in-situ* TiB<sub>2</sub>/A356 composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 590: 246-254.
- [22] YANG Q, CHENG D L, LIU J, WANG L, CHEN Z, WANG M L, ZHONG S Y, WU Y, JI G, WANG H W. Microstructure evolution of the TiB<sub>2</sub>/Al composites fabricated by powder metallurgy during hot extrusion[J]. Materials Characterization, 2019, 155: 109834.
- [23] SADHU K K, MANDAL N, SAHOO R R. SiC/graphene reinforced aluminum metal matrix composites prepared by powder metallurgy: A review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 91: 10-43.
- [24] ZHANG X, SHI C S, LIU E Z, HE F, MA L Y, LI Q Y, LI J J, ZHAO N Q, HE C N. In-situ space-confined synthesis of well-dispersed three-dimensional graphene/carbon nanotube hybrid reinforced copper nanocomposites with balanced strength and ductility[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2017, 103: 178-187.
- [25] CHEN B, SHEN J, YE X, IMAI H, UMEDA J, TAKAHASHI M, KONDOH K. Solid-state interfacial reaction and load transfer efficiency in carbon nanotubes (CNTs) - reinforced aluminum matrix composites[J]. Carbon, 2017, 114: 198-208.
- [26] CI L J, RYU Z Y, JIN-PHILLIP N Y, RÜHLE M. Investigation of the interfacial reaction between multi-walled carbon nanotubes and aluminum[J]. Acta Materialia, 2006, 54(20): 5367-5375.
- [27] DONG S H, ZHOU J Q, HUI D, WANG Y, ZHANG S. Size dependent strengthening mechanisms in carbon nanotube reinforced metal matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2015, 68: 356-364.
- [28] FAN G L, JIANG Y, TAN Z Q, GUO Q, XIONG D B, SU Y S, LIN R B, HU L, LI Z Q, ZHANG D. Enhanced interfacial bonding and mechanical properties in CNT/Al composites fabricated by flake powder metallurgy[J]. Carbon, 2018, 130: 333-339.
- [29] GUO B S, CHEN Y Q, WANG Z W, YI J H, NI S, DU Y, LI W, SONG M. Enhancement of strength and ductility by interfacial nano-decoration in carbon nanotube/aluminum matrix composites[J]. Carbon, 2020, 159: 201-212.
- [30] LAHA T, KUCHIBHATLA S, SEAL S, LI W, AGARWAL A. Interfacial phenomena in thermally sprayed multiwalled carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 1059-1066.
- [31] LI H P, KANG J L, HE C N, ZHAO N Q, LIANG C Y, LI B E. Mechanical properties and interfacial analysis of aluminum matrix composites reinforced by carbon nanotubes with diverse structures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 577: 120-124.
- [32] NAM D H, CHA S I, LIM B K, PARK H M, HAN D S, HONG S H. Synergistic strengthening by load transfer mechanism and grain refinement of CNT/Al-Cu composites[J]. Carbon, 2012, 50(7): 2417-2423.
- [33] YANG H Y, YUE X, WANG Z, SHAO Y, SHU S L. Strengthening mechanism of TiC/Al composites using Al-Ti-C/CNTs with doping alloying elements (Mg, Zn and Cu)[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 6475-6487.
- [34] BHADRAURIA A, SINGH L K, LAHA T. Combined strengthening effect of nanocrystalline matrix and graphene nanoplatelet reinforcement on the mechanical properties of spark plasma sintered aluminum based nanocomposites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 749: 14-26.
- [35] ZHANG J J, ZHANG X X, QIAN M F, LI A B, GENG L. Effect of SiC nanoparticle on microstructure and mechanical properties of graphene nanosheet (GNS) reinforced aluminum composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 172177.

- [36] JIANG Y Y, TAN Z Q, XU R, FAN G L, XIONG D B, GUO Q, SU Y S, LI Z Q, ZHANG D. Tailoring the structure and mechanical properties of graphene nanosheet/aluminum composites by flake powder metallurgy via shift-speed ball milling[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, 111: 73-82.
- [37] JAMAATI R, AMIRKHANLOU S, TOROGHINEJAD M R, NIROUMAND B. CAR process: A technique for significant enhancement of as-cast MMC properties[J]. *Materials Characterization*, 2011, 62(12): 1228-1234.
- [38] NIKLAS K J. Voigt and Reuss models for predicting changes in Young's modulus of dehydrating plant organs[J]. *Annals of Botany*, 1992, 70(4): 347-355.
- [39] GANESH V V, CHAWLA N. Effect of particle orientation anisotropy on the tensile behavior of metal matrix composites: experiments and microstructure-based simulation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 391(1-2): 342-353.
- [40] LIMA W M, VELASCO F J, ABENOJAR J, TORRALBA J M. Numerical approach for estimating the elastic modulus in MMCs as a function of sintering temperature[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 143-144: 698-702.
- [41] 黄绍咏, 吴卫国, 陈琳. 界面弹塑性对原位  $\text{SiC}_p/7075\text{Al}$  复合材料弹性模量影响的数值分析[J]. *材料导报*, 2015, 29(10): 143-147.
- HUANG X Y, WU W G, CHEN L. Numerical analysis about the effect of interface elasticity-plasticity on elastic modulus of  $\text{SiC}_p/7075\text{Al}$  in-situ composite[J]. *Materials Reports*, 2015, 29(10): 143-147.
- [42] 王文明, 潘复生, LU Y, 曾苏民. 颗粒增强铝基复合材料弹性模量的影响因素[J]. *重庆大学学报(自然科学版)*, 2006(7): 64-68.
- WANG W M, PAN F S, LU Y, ZENG S M. Influence of interface and meso-structure on elastic modulus of particulate reinforced aluminium matrix composite [J]. *Journal of Chongqing University (Natural Science Edition)*, 2006(7): 64-68.
- [43] INEBENEBOR A O, BOLU C A, BABALOLA P O, INEBENEBOR A I, SUNDAY F O. Influence of the grit size of silicon carbide particles on the mechanical and electrical properties of stir casting aluminum matrix composite material[J]. *Silicon*, 2016, 8(4): 573-578.
- [44] 朱文亮. 界面相特性对碳纳米管增强复合材料力学性能的影响分析[D]. 广东: 华南理工大学, 2011.
- ZHU W L. Analysis of the influence of interfacial properties on the mechanical behavior of carbon nano-tube reinforced composites with and without debonding interface[D]. Guangdong: South China University of Technology, 2011.
- [45] 刘伟. 颗粒增强复合材料有效弹性模量的预测及影响因素分析[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2018.
- LIU W. Prediction of effective elastic modulus and analysis of influencing factors for particle reinforced composites[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2018.
- [46] PAYANDEHPEYMAN J, HEDAYATIAN M, MAZAHERI M. Predicting effective elastic modulus of CNT metal matrix nanocomposites: A developed micromechanical model with agglomeration and interphase effects[J]. *Composite Structures*, 2024, 344: 118317.
- [47] 信振洋, 王悦, 苗文成, 陈华辉. 颗粒增强金属基复合材料参数化建模研究[J]. *矿业科学学报*, 2020, 5(1): 86-95.
- XIN Z Y, WANG Y, MIAO W C, CHEN H H. Parametric modeling of particle reinforced metal matrix composites[J]. *Journal of Mining Science and Technology*, 2020, 5(1): 86-95.
- [48] NIE J F, CHEN Y Y, CHEN X, LIU X F, LIU G L, ZHAO Y H, ZHU Y T. Stiff, strong and ductile heterostructured aluminum composites reinforced with oriented nanoplatelets[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 189: 140-144.
- [49] HASSELMAN D P H. On the porosity dependence of the elastic moduli of polycrystalline refractory materials[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1962, 45(9): 452-453.
- [50] LI S S, SU Y S, OUYANG Q B, ZHANG D. In-situ carbon nanotube-covered silicon carbide particle reinforced aluminum matrix composites fabricated by powder metallurgy[J]. *Materials Letters*, 2016, 167: 118-121.
- [51] LIU K, SU Y S, WANG X Z, CAI Y P, CAO H, OUYANG Q B, ZHANG D. Achieving simultaneous enhancement of strength and ductility in Al matrix composites by employing the synergetic strengthening effect of micro- and nano- $\text{SiC}_p$ s[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2023, 248: 110350.
- [52] SPRINGER H, APARICIO FERNANDEZ R, DUARTE M J, KOSTKA A, RAABE D. Microstructure refinement for high modulus in-situ metal matrix composite steels via controlled solidification of the system  $\text{Fe-TiB}_2$ [J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 47-56.
- [53] ZHANG H, SPRINGER H, APARICIO-FERNÁNDEZ R, RAABE D. Improving the mechanical properties of  $\text{Fe-TiB}_2$  high modulus steels through controlled solidification processes[J]. *Acta Materialia*, 2016, 118: 187-195.
- [54] ZHANG J, FAN Z. Microstructure and mechanical properties of in situ  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  composites[J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16(7-8): 913-918.
- [55] KAINER K U. Basics of metal matrix composites[M]//KAINER K Y. *Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*. Weinheim: Wiley, 2006: 1-54.
- [56] AL-FURJAN M S H, HAJMOHAMMAD M H, SHEN X, RAJAK D K, KOLAHCHI R. Evaluation of tensile strength and elastic modulus of 7075-T6 aluminum alloy by adding  $\text{SiC}$  reinforcing particles using vortex casting method [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 886: 161261.
- [57] AMIRKHANLOU S, JI S X, ZHANG Y J, WATSON D, FAN Z Y. High modulus  $\text{AlSiMgCu/Mg}_2\text{SiTiB}_2$  hybrid nanocomposite: Microstructural characteristics and micromechanics-based analysis[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 694: 313-324.
- [58] MEYER F D, HILLEBRECHT H. Synthesis and crystal structure of  $\text{Al}_3\text{BC}$ , the first boridecarbide of aluminium[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1997, 252(1-2): 98-102.
- [59] WANG M J, SUN J W, LI S Y, MENG Y C, ZHENG H X, YIN Z, FU Y Z, ZHANG Y J. Heterogeneous nucleation mechanisms in  $\text{Mg}$  (0001)/ $\text{Al}_3\text{BC}$  (0001) interfaces: Insights for advanced  $\text{Mg}$ -based composites[J]. *Surfaces and Interfaces*, 2024, 46: 104040.
- [60] HU Q Y, GUO W B, XIAO P, YAO J P. First-principles investigation of mechanical, electronic, dynamical, and thermodynamic properties of  $\text{Al}_3\text{BC}$ [J]. *Physica B: Condensed Matter*, 2021, 616: 413127.
- [61] ZHAO Y F, SINGARAVELU A S S, MA X, LIU X, CHAWLA N.

- Mechanical properties of  $\text{Al}_3\text{BC}$  by nanoindentation and micropillar compression[J]. *Materials Letters*, 2020, 264: 127361.
- [62] SOLOZHENKO V L, SOLOZHENKO E G, LATHE C. Equation of state and thermal stability of  $\text{Al}_3\text{BC}$ [J]. *Solid State Communications*, 2006, 137(10): 533-535.
- [63] JAIN A, ONG S P, HAUTIER G, CHEN W, RICHARDS W D, DACEK S, CHOLIA S, GUNTER D, SKINNER D, CEDER G, PERSSON K A. Commentary: The materials project: A materials genome approach to accelerating materials innovation[J]. *APL Materials*, 2013, 1: 011002.
- [64] ZHAO Y F, QIAN Z, MA X, CHEN H W, GAO T, WU Y Y, LIU X F. Unveiling the semicoherent interface with definite orientation relationships between reinforcements and matrix in novel  $\text{Al}_3\text{BC}/\text{Al}$  composites[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2016, 8(41): 28194-28201.
- [65] BAKSHI S, SINGH V, SEAL S, AGARWAL A. Aluminum composite reinforced with multiwalled carbon nanotubes from plasma spraying of spray dried powders[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2009, 203(10-11): 1544-1554.
- [66] 王雷, 尹华, 徐润, 谭占秋, 范根莲, 李志强, 张荻. 原位碳纳米管/铝基复合材料的制备与力学性能[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2019, 24(1): 63-67, 74.  
WANG L, YIN H, XU R, TAN Z Q, FAN G L, LI Z Q, ZHANG D. Preparation and mechanical properties of in-situ carbon nanotube/aluminum composites[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2019, 24(1): 63-67, 74.
- [67] REDDY M R, GUGULOTHU S K, KRISHNAIAH T, GRANDHI S K. Enhanced mechanical properties and machinability of Al-Cu-SiC-GNP smart hybrid composite using machine learning optimization[J/OL]. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2025. <https://doi.org/10.1007/s13369-025-09987-x>
- [68] 吕钊钊, 董晟全, 胡惟鹏, 肖泽元, 聂松, 马智恩. 一种高强高阻的多尺度协同增强铝基复合材料的制备方法: CN114457294A [P]. 2022-05-10.  
LYU Z Z, DONG S Q, HU W P, XIAO Z Y, NIE S, MA Z E. Preparation of a multiscale synergistically reinforced aluminum matrix composite with high strength and high resistance: CN114457294A[P]. 2022-05-10.
- [69] 程南璞, 曾苏民, 于文斌, 陈志谦. 12% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料制备工艺及力学性能研究[J]. *粉末冶金技术*, 2006, 24(6): 417-420, 426.  
CHENG N P, ZENG S M, YU W B, CHEN Z Q. Preparation and mechanical properties of 12% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  composites[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2006, 24(6): 417-420, 426.
- [70] HU J, GAO T, FU M, WU W, LIU G, QIN J, LIU X. Core-shell strategy for triple-phase reinforced ( $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}+\text{Al}_3\text{BC}$ )/Al composite: Achieving enhanced stiffness and strength while retained ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 943: 148777.
- [71] 郝世明, 毛建伟, 谢敬佩, 刘佳斌. 陶瓷颗粒增强  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  铝基复合材料制备和性能研究[J]. *铸造*, 2017, 66(4): 332-336.  
HAO S M, MAO J W, XIE J P, LIU J B. Investigation on the fabricating process of particle reinforced  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  aluminum matrix composite[J]. *Foundry*, 2017, 66(4): 332-336.
- [72] ADEDIRAN A A, AKINWANDE A A, BALOGUN O A, OLORUNFEMI B J, M S K. Optimization studies of stir casting parameters and mechanical properties of  $\text{TiO}_2$  reinforced Al 7075 composite using response surface methodology[J]. *Scientific Reports*, 2021, 11(1): 19860.
- [73] 刘振华, 阎峰云, 贺小祥, 李先. 粉末半固态触变挤压  $\text{SiC}_p/2024$  复合材料的组织与性能[J]. *特种铸造及有色合金*, 2015, 35(6): 622-625.  
LIU Z H, YAN F Y, HE X X, LI X. Microstructures and mechanical properties of  $\text{SiC}_p/2024$  matrix composites prepared by powder semi-solid thixoextruding forming[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2015, 35(6): 622-625.
- [74] MATHEW J, MANDAL A, KUMAR S D, BAJPAI S, CHAKRABORTY M, WEST G D, SRIRANGAM P. Effect of semi-solid forging on microstructure and mechanical properties of *in-situ* cast Al-Cu-TiB<sub>2</sub> composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 712: 460-467.
- [75] ZHANG D Y, YI D H, WU X P, LIU Z Y, WANG W D, POPRAWA R, SCHLEIFENBAUM J H, ZIEGLER S. SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 894: 162365.
- [76] LAHA T, AGARWAL A, MCKECHNIE T, SEAL S. Synthesis and characterization of plasma spray formed carbon nanotube reinforced aluminum composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 381(1): 249-258.
- [77] LAHA T, CHEN Y, LAHIRI D, AGARWAL A. Tensile properties of carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite fabricated by plasma spray forming[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40(5): 589-594.
- [78] LAHA T, AGARWAL A. Effect of sintering on thermally sprayed carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 480(1-2): 323-332.

(责任编辑: 宫文婧)