

# 原位自生法制备铝基复合材料的研究进展

崔崇亮<sup>1</sup> 田野<sup>1</sup> 赵天豪<sup>1</sup> 杨晓禹<sup>1</sup> 张鸣一<sup>1</sup> 齐子诚<sup>1</sup> 王旭<sup>2</sup>

(1. 中国兵器科学研究院宁波分院, 宁波 315103; 2. 徐州徐工履带底盘有限公司, 徐州 221011)

**摘要** 高强韧铝基复合材料的开发对实现节能减排和可持续发展具有战略意义。原位自生颗粒增强铝基复合材料凭借其优异的比强度、比刚度及界面结合特性, 成为当前研究热点。系统综述了原位自生铝基复合材料的固-固反应(SHS、机械合金化)、固-液反应(XD法、熔盐反应)及气-液反应(DIMOX)等制备技术, 总结评价了不同工艺技术的原理与特点, 系统分析了AlN、TiB<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等增强相的尺寸效应、界面结构及组织构型对复合材料力学性能的影响规律, 并展望了其未来发展趋势。

**关键词** 铝基复合材料; 原位自生; 制备技术; 力学性能

中图分类号 TB331; TG146.21 文献标志码 A DOI: 10.15980/j.tzzz.H20250043

## Research Progress in In-situ Synthesis of Aluminum Matrix Composites

CUI Chongliang<sup>1</sup>, TIAN Ye<sup>1</sup>, ZHAO Tianhao<sup>1</sup>, YANG Xiaoyu<sup>1</sup>, ZHANG Mingyi<sup>1</sup>, QI Zicheng<sup>1</sup>, WANG Xu<sup>2</sup>

(1. Ningbo Branch of China Ordnance Science Research Institute, Ningbo 315103; 2. Xuzhou XCMG Track Chassis Co., Ltd., Xuzhou 221011)

**Abstract:** The development of high-strength and high-toughness aluminum matrix composites is of significant strategic importance, aiming to achieve energy conservation and sustainable development. In-situ self-generated particle-reinforced aluminum matrix composites have become a current research hotspot by virtue of the excellent specific strength, specific stiffness, and interface bonding properties. Preparation techniques of in-situ self-generated aluminum matrix composites were systematically reviewed, including solid-solid reaction method, solid-liquid reaction method, and gas-liquid reaction method. The principles and characteristics of different technologies were summarized and evaluated. The influence law of size effect, interface structure, and texture of AlN, TiB<sub>2</sub>, and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforcements on mechanical properties was systematically analyzed, and future development trends were prospected.

**Key Words:** Aluminum Matrix Composites, In-situ Self-generated, Preparation Techniques, Mechanical Properties

轻量化与高强韧金属材料的开发对节能减排和可持续发展具有重大战略意义<sup>[1-2]</sup>。颗粒增强铝基复合材料<sup>[3-4]</sup>凭借其优异的比强度、比刚度、优异的耐磨性及可控的热膨胀系数等特性<sup>[5]</sup>, 已在火箭发动机壳体、卫星支架、太阳能基板、装甲车辆防护板以及高功率电路散热基板等国防军工、电子封装等领域的关键零部件上得到广泛应用<sup>[6-7]</sup>。

依据增强相引入方式, 金属基复合材料制备方法可分为外加法(Ex-situ)和内生法(In-situ)<sup>[8]</sup>。传统的外加法制备铝基复合材料<sup>[9-10]</sup>存在增强相与基体界面结合差、颗粒分布不均匀等问题。原位自生铝基复合材料因其增强相与基体界面结合良好<sup>[11-12]</sup>、增强相分布均匀及热力学稳定等优势, 成为金属基复合材料研究的热点<sup>[13-15]</sup>。原位自生增强相, 如AlN<sup>[16-18]</sup>、TiC<sup>[19]</sup>、

TiB<sub>2</sub><sup>[20-21]</sup>和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[22-24]</sup>等具有尺寸小、界面洁净及热力学稳定等优势, 显著提升了复合材料的综合性能<sup>[16]</sup>。近年来, 原位自生铝基复合材料的制备技术取得了显著进展。研究者开发了多种原位反应体系, 包括固-固反应[如自蔓延高温合成法(SHS)、机械合金化]、固-液反应[如放热弥散法(XD)、混合熔盐反应法]及气-液反应[如直接熔体氧化法(DIMOX)]等, 能够在不同条件下实现对增强相尺寸、形貌及分布的精确调控, 从而优化材料的力学性能<sup>[25]</sup>。尽管原位自生铝基复合材料在制备技术与应用领域取得了显著进展, 但仍存在一些挑战。精确控制增强相的尺寸与分布、优化增强相与基体的界面结构, 以及提升材料在极端环境下的性能表现等问题仍需深入研究。

本综述系统梳理原位自生颗粒增强铝基复合材料

收稿日期: 2025-07-15; 修订日期: 2025-10-15

基金项目: 内蒙古自治区科技成果转化资助项目(2022YFXM0008); 宁波市先进无损检测及智能评价技术重点实验室资助项目(20241CXJD030082)

第一作者: 崔崇亮, 男, 1984年出生, 正高级工程师, E-mail: cuichongliang@163.com

引用格式: 崔崇亮, 田野, 赵天豪, 等. 原位自生法制备铝基复合材料的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(6): 871-883.

CUI C L, TIAN Y, ZHAO T H, et al. Research progress in in-situ synthesis of aluminum matrix composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(6): 871-883.

的制备技术及其研究进展,重点分析固-固反应、固-液反应及气-液反应等原位制备技术的原理与特点,总结不同工艺对材料性能的影响规律,着重探讨增强相尺寸效应、界面结构及组织构型对力学性能的作用机制,提出通过开发新型原位反应体系,结合多尺度模拟与试验以及推动材料在极端环境下的应用等策略,进一步提升原位自生铝基复合材料的研究水平与工业化应用前景,旨在为新型高性能铝基复合材料的开发提供参考。

## 1 原位自生铝基复合材料的制备技术

### 1.1 固-固反应法

#### 1.1.1 自蔓延燃烧反应法(SHS)

上世纪 60 年代,СЫЧЕВ А Е 等<sup>[26]</sup>、БОБОЖАНОВ А Р 等<sup>[27]</sup>、李正宁等<sup>[28]</sup>通过 Ti 与 B 粉末混合后压制成块体燃烧,发现并提出了自蔓延高温合成法,其工艺技术的反应装置见图 1。经过 50 多年的发展,目前 SHS 工艺技术方法可用于多种类型复合材料的制备,其技术实质是在惰性气体氛围下进行材料合成。首先利用外部能量局部引发反应物料的化学反应,此反应产生的热量随即向周围传播,诱使相邻物料持续发生反应。通过这种方式,混合物料最终完全转化为具有特殊性能的产物。

SUN X D 等<sup>[29]</sup>通过设计 Al-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 体系的原位反应,合成制备了铝基复合材料(AlB<sub>2</sub>+α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al,其抗拉强度和伸长率分别为 190.5 MPa 和 6.6%,性能优于普通铝基复合材料。ZHAO Q 等<sup>[30]</sup>设计 Al-Ti-B<sub>4</sub>C

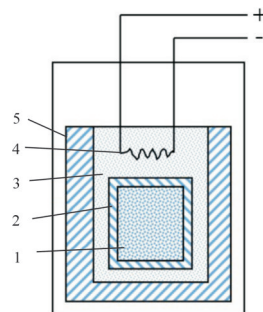


图 1 自蔓延高温合成技术装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of self-propagating high-temperature synthesis

1. 试样 2. 高放热材料 3. 热剂 4. 点火装置 5. 反应室

反应体系,结合燃烧和热压烧结方法,制备不同铝含量(质量分数,下同)的 TiC-TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料,显微组织见图 2。发现,Al 含量为 50% 的复合材料展现出最优异的综合力学性能和抗冲击能力。SHU S L 等<sup>[31]</sup>通过研究 Al-Ti-B<sub>4</sub>C 体系的燃烧合成与热压固结工艺制备了体积分数为 40%~60% 的 TiC<sub>x</sub>-TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料。发现 TiC<sub>x</sub>-TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料在压缩性能、耐磨性能和热膨胀性能方面均优于 TiC<sub>x</sub>/Al 复合材料,TiC<sub>x</sub>-TiB<sub>2</sub> 颗粒具有明显抑制基体合金热膨胀的作用。LI H 等<sup>[32]</sup>采用 SHS 技术制备了 TiB<sub>2</sub> 体积分数为 10% 的 TiB<sub>2</sub>/Al-Zn-Mg-Cu-Zr 复合材料。发现经热挤压和 T6 处理后,平均粒径为 0.67 μm 的 TiB<sub>2</sub> 颗粒在基体合金中均匀分散且结合良好。TiB<sub>2</sub> 颗粒的加入使晶粒尺寸减小了 64.4%,复合材料硬度、抗拉强度、屈服强度和弹性模量分别提高了 9%、20.2%、22.3% 和 24.6%。

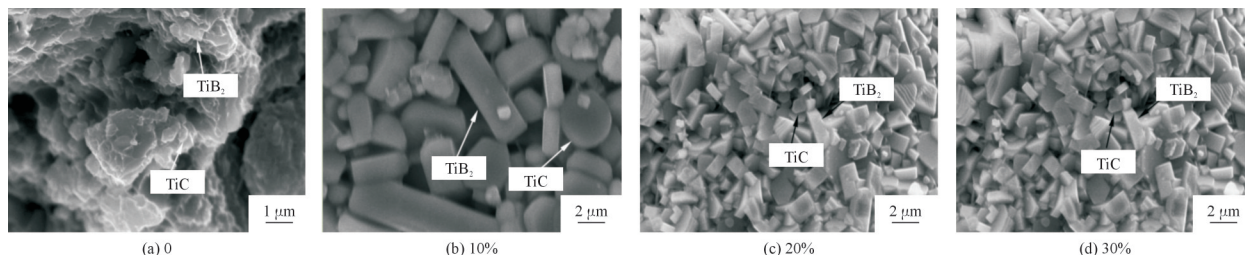


图 2 不同铝含量的 Al-Ti-B<sub>4</sub>C 复合材料断面形貌<sup>[30]</sup>

Fig.2 Fracture morphologies of Al-Ti-B<sub>4</sub>C composites with different Al contents<sup>[30]</sup>

综上,SHS 技术作为一种新型材料制备方法,在铝基复合材料合成领域展现出显著优势。该方法具有工艺周期短、能源转换效率高及设备配置简洁等特点,所制备的铝基复合材料具有高纯度及高产率特征。然而,该技术在应用中仍存在若干技术瓶颈:①需要配置专用的引燃装置,且在反应过程中存在剧烈放热现象,导致反应动力学过程难以精确调控。②合成过程中易出现颗粒团聚现象,造成产物微观组织分布不均。更为突出的是,最终产物通常呈现高孔隙率特征

(孔隙率>50%),需后续进行热挤压或轧制等二次加工处理,这在提升材料致密性的同时,也在一定程度上增加了整体制备成本。这些技术难题仍需通过工艺优化与设备改进来逐步解决。

#### 1.1.2 机械合金化法(MA)

机械合金化是一种基于高能球磨的固态非平衡反应技术,其核心机理是利用高速磨球的碰撞与挤压作用,促使混合粉末发生反复变形和冷焊,最终实现原子尺度的合金化或增强相的均匀分散。陈林玉等<sup>[33]</sup>采用

常规混粉及机械合金化(MA)工艺制备了AlN纳米颗粒增强的铝基复合材料,并对材料的微观组织、宏观性能及缺陷特征进行全面研究。材料的典型显微组织见图3。分析可知,白色区域为纳米AlN颗粒团聚体,黑色区域为空洞(图3b)。MA工艺可在较短时间内实现纳米AlN在Al基体中的均匀弥散分布,有效抑制陶瓷颗粒团聚,但随着MA工艺强度的增加,复合材料致密度及抗弯强度呈下降趋势。MA工艺在优化颗粒分散性的同时,需合理控制工艺强度以平衡显微缺陷的产生与材料性能的改善。

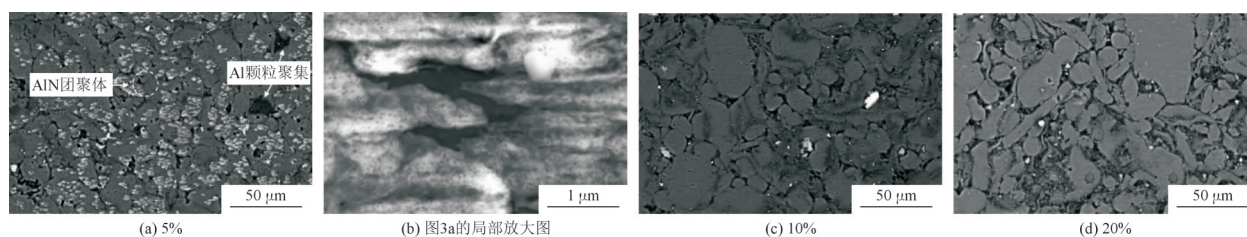


图3 不同纳米AlN质量分数的复合材料微观形貌<sup>[33]</sup>

Fig.3 Micro morphologies of composites prepared with different nano AlN contents<sup>[33]</sup>

与传统粉末冶金相比,该技术突破了粒径限制,可获得纳米级增强相,有效避免了增强相团聚和界面润湿性问题。该技术对球磨气氛和时间等参数要求严格,同时存在能耗高、难以规模化生产等局限性。

### 1.1.3 粉末冶金法(PM)

外生型制备方法有粉末冶金法,扩散结合法以及“原位+粉末冶金”复合工艺等。常规高能球磨法制备铝基复合材料的工艺流程见图4。ZHAO Y等<sup>[35]</sup>采用石墨粉与硼粉作为反应前驱体,在铝熔体中通过原位反应成功制备出具有双尺度(亚微米/纳米)Al<sub>3</sub>BC增强相的Al-Cu基复合材料。结果表明,这种多尺度增强相能显著提升复合材料的力学性能,使其抗拉强度和硬度获得明显改善。高瑜阳<sup>[36]</sup>针对Ti-B<sub>4</sub>C-Al-Cu-Mg-Si多元反应体系,采用机械球磨、冷压成形、燃烧合成、热压烧结和热挤压等多道工序,成功制备出增强相含量(体积分数,下同)为10%~40%的(TiC<sub>p</sub>-TiB<sub>2p</sub>)/Al-Cu-Mg-Si复合材料,在TiC<sub>p</sub>-TiB<sub>2p</sub>颗粒含量达到40%时,复合材料的抗拉强度、断裂应变比基体合金分别提高了72.6%和22.4%。这是由于两种陶瓷增强相的纳米-微米双尺度的组织特征对铝基体的晶粒细化,挤压变形过程位错塞积,以及通过钉扎晶界作用抑制了再结晶晶粒的长大等机制影响有关。

近年来,出现了原位+粉末冶金法等复合型制备工艺技术。XIE J Y等<sup>[37]</sup>采用放电等离子烧结(SPS)技术在颗粒增强铝基复合材料中构建双异质结构,成功制备出由细晶TiC纳米颗粒增强6061铝合金复合材料(硬区)与粗晶6061铝合金均质材料(软区)交替堆叠的

生与材料性能的改善。

机械合金化还能引入高熵合金等新型增强相,并通过工艺参数优化材料性能。贺毅强等<sup>[34]</sup>采用机械合金化工艺制备高熵合金粉末,通过冷等静压结合等径角挤压法制备(AlFeNiCrCoTi<sub>0.5</sub>)<sub>p</sub>/6061Al复合材料。结果发现,合金化进程与单质金属熔点呈正相关,熔点越高,合金化越先发生。当高熵合金体积分数为10%时,铝基复合材料抗拉强度较6061Al基体提升了21.8%(284.05 MPa),伸长率仅降低了7.4%(11.51%),综合性能最优。

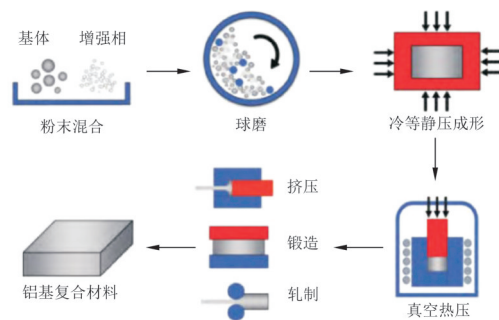


图4 高能球磨粉末冶金法制备铝基复合材料的工艺流程图<sup>[24]</sup>

Fig.4 Flow chart of aluminum matrix composites prepared by high-energy ball milling powder metallurgy<sup>[24]</sup>

层状双异质结构复合材料。NAYAK K C等<sup>[38]</sup>利用Al-N烧结时放热反应在合金基体原位形成AlN相,称为氮诱导自成型(NISFAC)铝基复合材料。采用无压自成形工艺成功制备出SiC体积分数高达50%的Al/SiC复合材料,同时实现该材料的千兆级抗压强度(>1 GPa)和高杨氏模量(>200 GPa)。CHEN X F等<sup>[39]</sup>、贾龙江<sup>[40]</sup>通过分段球磨、反应烧结和热处理技术,采用交变电磁场、高能超声场等外场调控技术优化反应动力学,抑制颗粒团聚,成功制备出Al-Mg-ZnO复合材料,抗拉强度达760 MPa,伸长率为3.5%。

## 1.2 固-液态反应法

作为一种重要的复合材料原位合成制备技术,固-液反应法<sup>[41]</sup>是通过合金基体熔体与固相前驱体之间的化学反应,在铝基体中直接生成增强相,从而获得界面洁净、结合力强及增强体分布均匀的复合材料。该方法与传统的搅拌铸造<sup>[42-43]</sup>、粉末冶金<sup>[44]</sup>外加法相比具有

以下优势:①界面洁净度高,结合力强度高,原位合成增强体与合金基体采用冶金结合。②增强相尺寸可实现调控,通过精确控制反应的热力学和动力学条件,如反应温度、反应时间及反应物配比等参数,可调控纳米级或微米级的增强相颗粒尺寸,使其均匀分布在合金基体中,形成弥散强化效果,有效避免外加增强颗粒团聚、偏析等问题。③增强颗粒与基体相容性好,由于增强相是通过化学反应在基体中自然“生长”形成,具有良好的理化相容性,并且界面应力小。

### 1.2.1 放热弥散法(XD)

20世纪80年代,CHRISTODOULOU L等<sup>[45]</sup>在SHS技术的基础上进行改进,衍生出放热弥散法(Exothermic dispersion, XD)<sup>[46-48]</sup>,该方法是将反应物与金属/合金粉末按一定比例混匀、压制成形,然后在一定温度下(通常在基体金属的熔点以上)驱动反应,最终形成含有尺寸细小、高体积分数增强颗粒的复合材料。ZHOU H Q等<sup>[49]</sup>研究了Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>体系中通过XD法制备铝基复合材料的过程,反应路径见图5。结果表明,当B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiO<sub>2</sub>摩尔比小于1时,反应产物由颗粒状 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiB<sub>2</sub>和棒状Al<sub>3</sub>Ti组成。当B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiO<sub>2</sub>摩尔比接近1时,复合材料中Al<sub>3</sub>Ti相几乎消失,且 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>颗粒的分布得到显著改善。XD法还可以制备 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Al<sub>3</sub>Zr/Al<sup>[50]</sup>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Zn等复合材料。

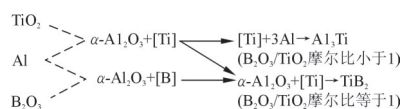


图5 反应路径图

Fig.5 Schematic diagram of reaction route

综上, XD法需要反应物与金属粉末预先混合, 依靠熔体温度触发反应, 在受控加热下发生反应, 可精准调控增强相颗粒尺寸和体积分数, 不需要引燃装置, 工艺过程相对简单, 易于实现工业化。

### 1.2.2 混合熔盐反应法(LSM)

混合熔盐反应法(LSM)是原位合成增强相的常用方法, 通过向铝熔体中添加反应剂, 工艺简单、成本较低。目前多采用Al-Ti-C, Al-Ti-B体系, 常见的反应体系中涉及K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>、KBF<sub>4</sub>和K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>等盐类, 在高温下生成陶瓷增强相。付高峰等<sup>[51]</sup>利用NH<sub>4</sub>Al(SO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>粉末在铝液中进行分解反应, 原位合成Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>颗粒制备复合材料, 证实Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>颗粒大多以 $\gamma$ 相形式存在。由于 $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>相的比表面积大, 吸附能力强, 与铝液具有良好的润湿性能, 因此,  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>与铝液的结合能力强。原位自生的Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>颗粒增强复合材料可显著提高15%基材硬度, 耐磨性提升1~2倍。LIU Z W等<sup>[52]</sup>利用超声辅

助手段, 在Al-K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>-C体系熔体反应合成TiC颗粒。原位生成的TiC颗粒中95%粒径小于100 nm, 平均粒径约为60 nm。ZHUANG W等<sup>[53]</sup>以Al-K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>-C体系为原含量料通过原位反应制备了不同TiC含量(质量分数)铝基复合材料。发现铝基体与TiC增强体界面洁净无反应产物。当TiC含量超过5%以后, 复合材料出现晶粒粗化现象。随着TiC含量增加, 热膨胀系数强化效应逐渐起主导作用。ZHANG Z Y等<sup>[54]</sup>以Al-K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>-KBF<sub>4</sub>体系为基础, 在850℃铝熔体中使用熔剂辅助合成法制备了原ZrB<sub>2</sub>/Al纳米复合材料。微观结构观察表明, 层片状和絮状团聚体最初呈现富集过饱和[Zr]、[B]溶质原子, 高密度ZrB<sub>2</sub>晶核在其表面自发形核并随时间生长。ZrB<sub>2</sub>纳米颗粒形成的3种路径见图6。当混合盐加入时, 部分粉末在盐/铝界面附近迅速熔化, 而其他粉末在最初几秒内仍保持完整。随后, 在强烈的熔体搅拌作用下, 盐分可通过3种方式进入铝熔体: 盐滴、以K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>为主导和以KBF<sub>4</sub>为主导的粉末。由此可建立3种典型的反应路径。

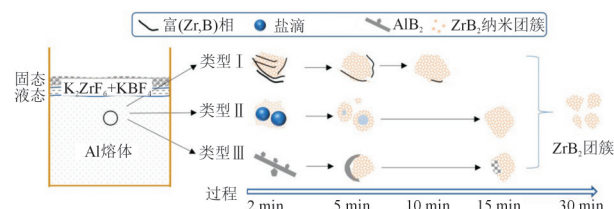


图6 3种ZrB<sub>2</sub>颗粒形成的反应路径示意图<sup>[54]</sup>

Fig.6 Schematic diagram of reaction routes for ZrB<sub>2</sub> formation

混合熔盐反应法<sup>[55-56]</sup>通过熔融铝液与反应物直接反应生成增强相, 具有短流程、界面结合强度高及成本低的特点, 但是反应温度较高(800~900℃), 需控制熔体黏度以避免增强相颗粒发生团聚。

### 1.2.3 晶种合金法

刘玲玉等<sup>[57]</sup>利用含多种增强颗粒的晶种合金, 成功制备出AlN, ZrB<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>混合颗粒增强复合材料, 有效提升该材料在160℃的抗拉强度。MA X等<sup>[58]</sup>采用了一种绿色安全, 简单有效的固液反应方法, 在氩气保护下将铝粉、六方氮化硼粉末以及碳粉混合通过液固反应原位合成AlN<sub>p</sub>及AlB<sub>2</sub>相, 得到不同AlN<sub>p</sub>增强相含量(体积分数)的复合材料。典型的微观组织见图7, 在高温下, Al与h-BN发生固-固反应生成纳米AlN颗粒, 同时B原子溶解形成AlB<sub>2</sub>。

BOJIOCHKO A T等<sup>[59-60]</sup>提出并验证了一种高效的“原子氮处理”技术, 利用尿素[(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>CO]这类有机氮化物在铝熔体中热解, 将Al粉和尿素粉末按照90%Al-10%[(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>CO]比例混合压制, 以中间合金的形式引入尿素中的氮原子。发现使用该中间合金处理加工合

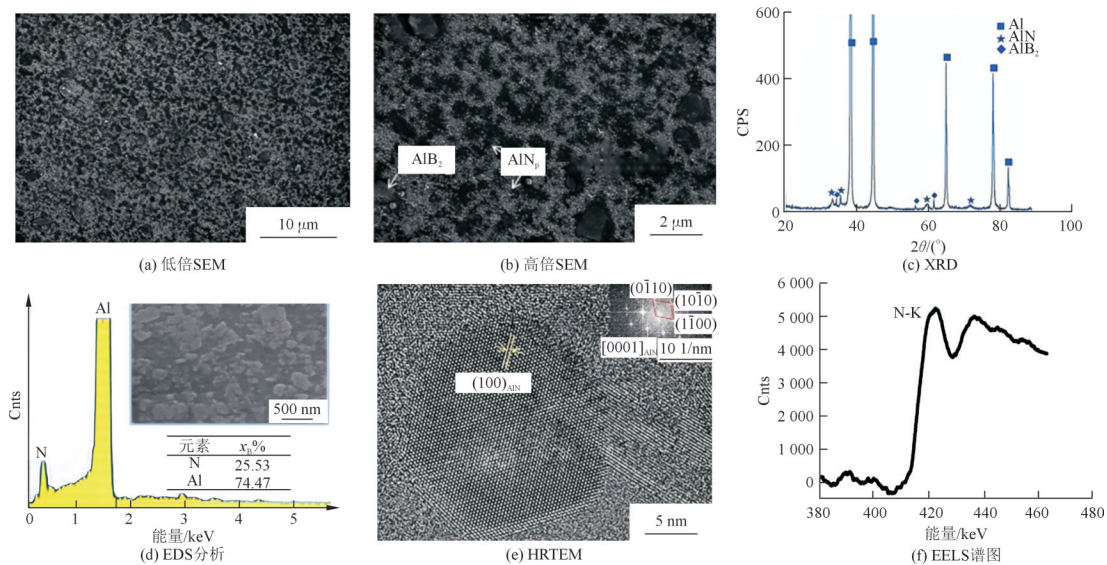


图7 16.4% AlN<sub>p</sub>/Al复合材料的物相鉴定与显微结构

Fig.7 Phases identification and microstructures of 16.4% AlN<sub>p</sub>/Al composites

金的 $\alpha$ -固溶体以及共晶Si尺寸减小到1/3~1/2,稳定磨损阶段的摩擦因数减小了0.2~0.3(见图8),且比直接添加尿素粉末更能有效地细化晶粒和均匀化显微组织。该工艺的核心是利用尿素原位生成高活性原子态氮(N,NH等),相比于传统的分子氮,原子氮具有更高的反应活性,能与合金中的铝等元素结合形成细小的纳米尺度氮化铝(AlN)强化相。同时,分解产生的剧烈气体搅动起到了有效的熔体净化 and 均质化作用。基于该工艺方法来处理改性Al-Si合金,可以得到良好的共晶Si和组织细化效果,明显提升合金的耐磨性能<sup>[61-62]</sup>。

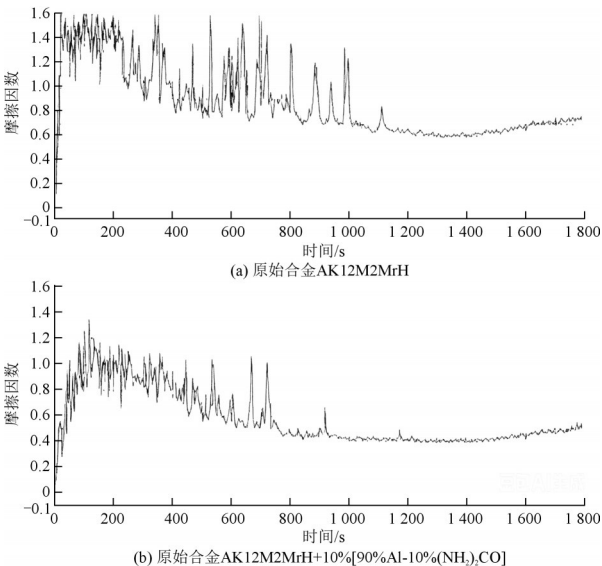


图8 两种复合材料的摩擦因数

Fig.8 Friction coefficients of two kinds of composites

1.3 气-液反应法

1.3.1 气-液反应法(VLS)

气液反应合成法是一种通过气相参与实现增强相

原位生成的技术方法,其基本原理是将含有特定增强相组分元素的气体A(以惰性气体为载体)持续注入高温熔融状态下的基体合金B中。在高温条件下,气体A发生热分解并释放出活性组分元素,这些元素与基体合金中的特定成分发生化学反应,最终在液态金属基体中原位生成目标增强相。从技术优势来看,该方法能够获得纯度较高的增强相。然而,由于气液反应过程涉及高温金属熔体与气体之间的复杂相互作用,对工艺参数的精确控制提出了较高的要求:反应温度通常需维持在1 100℃以上,氮气中的湿度需严格控制在10 μm/L以下,同时氧分压需低于10<sup>-6</sup> Pa。这些严格的工艺条件不仅增加了工艺控制的复杂性,还限制了增强相体积分数的精确调控。此外,对增强相的晶粒尺寸和空间分布状态的控制也存在局限性,在一定程度上制约了材料的性能可设计性。

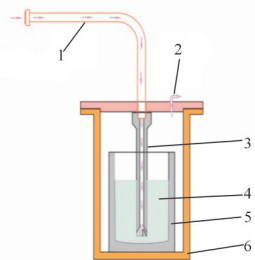


图9 原位合成Al-AlN复合材料的试验装置<sup>[63]</sup>

Fig.9 Experimental apparatus for in-situ synthesis of Al-AlN composites<sup>[63]</sup>

- 1. 氮气鼓泡管 2. 出气口 3. 石墨棒 4. 铝液
- 5. 石墨坩埚 6. 低碳钢容器

KUMARI S S S等<sup>[63]</sup>采用N<sub>2</sub>鼓泡法合成了含Mg与不含Mg的Al-AlN原位复合材料,其装置见图9<sup>[63]</sup>,典型光学显微组织见图10。扫描电镜观察发现AlN颗

粒形貌呈六方结构,且尺寸分布范围从nm级至 $\mu\text{m}$ 级不等。在1173 K下,热力学反应的可行反应以及标准吉布斯自由能变化( $\Delta G^\circ$ )分析如下:

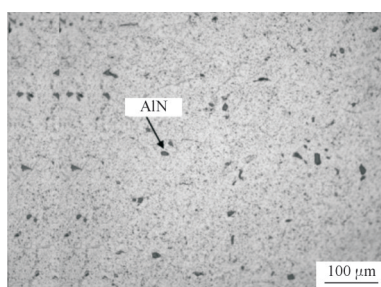
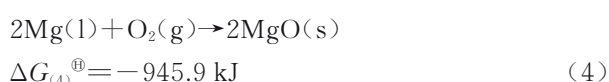
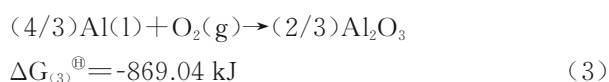
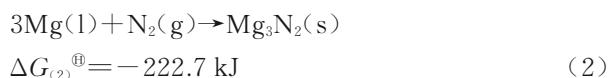
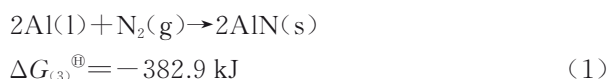


图10 纯铝经2 h反应后形成的原位Al-AlN复合材料的显微组织<sup>[63]</sup>

Fig.10 Microstructure of in-situ Al-AlN composites after pure Al reaction for 2 h<sup>[63]</sup>

由反应式(1)和式(2)可见,两个反应在热力学上均可行,但Al的氮化反应比Mg的更易进行。当体系中存在氧时,氧还会通过下列反应与熔融状态的铝和镁发生反应。

反应式(3)的标准吉布斯自由能变化比反应式(1)和式(2)更大,表明Al的氧化反应在热力学上比Al和Mg的氮化反应更有利。因此,应尽可能在反应过程中降低氧含量。在SWAMINATHAN S等<sup>[64]</sup>研究中也证实了O对AlN生成有害。YANG C L等<sup>[65]</sup>在700~800  $^\circ\text{C}$ 范围内,采用 $\text{N}_2$ 作为气态前驱体,通过气体鼓泡法原位合成AlN-Mg复合材料,其显微组织见图11。分析证实了合金中AlN相的形成及其均匀分布特性,并提出了AlN相的氮化反应机制分为两类:① $\text{N}_2$ 与Al的直接氮化反应。②间接氮化反应,包含 $(3\text{Mg} + \text{N}_2 \rightarrow \text{Mg}_3\text{N}_2)$ 与 $(\text{Mg}_3\text{N}_2 + 2\text{Al} \rightarrow 2\text{AlN} + 3\text{Mg})$ 两个步骤。YU H S等<sup>[66]</sup>利用混合气体( $\text{N}_2 + \text{C}_2\text{H}_2 + \text{NH}_3$ )与Al-Mg-Ti熔体原位反应,生成了AlN和TiC双相增强颗粒。ZHANG Q J等<sup>[67]</sup>在1173~1573 K的温度范围内,采用气体鼓泡法研究了AlN颗粒增强铝复合材料的原位合成机理。从热力学和动力学角度分析, $\text{O}_2$ 分子在气泡-Al熔体界面的化学吸附比 $\text{N}_2$ 分子的吸附更有利且速度更快,从而抑制了 $\text{N}_2$ 分子的化学吸附,只有

当 $\text{N}_2$ 鼓泡气体中的O质量分数低于临界值时,才能形成大量的AlN。YU H S等<sup>[68]</sup>通过向Al-Mg-Ti熔体中注入混合气体( $\text{N}_2 + \text{NH}_3$ ),原位反应制备出了AlN和TiN增强颗粒,反应机理见图12。在反应性气体鼓泡前,熔体表面会因Al与 $\text{N}_2$ 气氛反应先形成极薄的AlN层。注气过程中,Al和Ti会与含氮气体直接反应生成AlN和TiN。反应发生在气/熔界面,AlN/TiN颗粒随气泡上浮。在此过程中,部分颗粒可能从气/熔界面脱离进入熔体,当气泡到达表层区域时,其中主要含 $\text{H}_2$ 和少量 $\text{N}_2$ 残余的气体逸出,固体颗粒则保留形成高浓度的AlN/TiN表层。

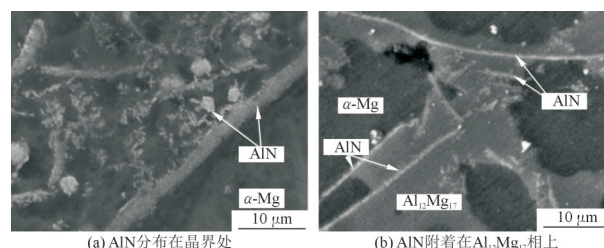


图11 纤维状AlN相的放大形貌<sup>[65]</sup>

Fig.11 Magnified morphologies of fiber-like AlN phases<sup>[65]</sup>

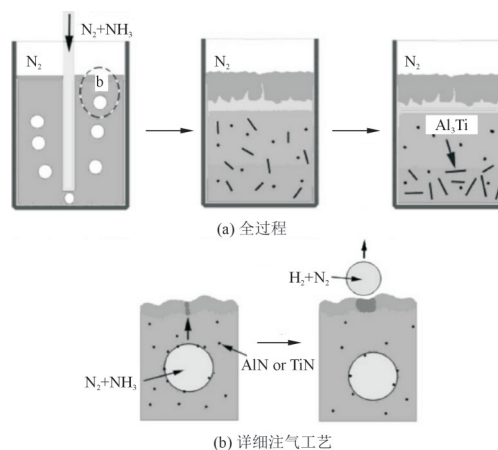


图12  $\text{N}_2$ 与 $\text{NH}_3$ 同Al-Mg-Ti熔体反应及炉内降温至浇注温度的变化示意图<sup>[68]</sup>

Fig.12 Schematic diagram of  $\text{N}_2 + \text{NH}_3$  reacting with Al-Mg-Ti melts and temperature variation in furnace during cooling to pouring temperature<sup>[68]</sup>

### 1.3.2 直接熔体氧化法(DIMOX)

林营等<sup>[69]</sup>采用DIMOX法成功制备了SiC颗粒增强钴基复合材料。发现适宜的Si含量(质量分数)可以有效地规整和限制基体与增强体之间的界面反应,从而提升其润湿性能。此外,在特定的温度与时间参数区间内,提升反应温度或延长反应时间,均有助于改善体系的熔体渗透与界面润湿行为。BOBIĆ I等<sup>[70]</sup>以A356铝合金为基体材料,通过直接熔体氧化技术制备了SiC颗粒和石墨颗粒增强的复合材料。发现与A356基体合金相比,复合材料的硬度达到峰值所需的时间

更短,且复合材料中的颗粒增强体含量(体积分数)越高,达到最高硬度所需的时间反而更短。何树先等<sup>[71]</sup>在  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  复合材料的直接熔体氧化生长过程中,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒的厚度增加主要由胞状显微组织沿生长方向的演变主导,见图 13。胞状晶组织的形成源自合金熔体在不断腐蚀  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  形成的微观传输通道,胞状晶组织的生长演变通过湮没和合并两种竞争性机制实现,并导致其内部呈现周期性的层状显微结构。POURBAKHSHI M 等<sup>[72]</sup>采用熔融金属直接氧化(DIMOX)法制备了  $\text{SiC}$  颗粒增强  $\text{Al}_2\text{O}_3$  基复合材料。为改善铝熔体对  $\text{SiC}$  颗粒的润湿性,利用熔融铝对  $\text{SiC}$  颗粒进行原位氧化处理。研究了在  $\text{Al}$  中添加  $\text{Zn}$ 、 $\text{Mg}$  作为合金元素对该体系铝熔体连续氧化过程的影响。同时,探讨了在  $\text{SiC}$  颗粒预成型体内实现复合基体受控生长与渗透的可能性。经  $1\,170\,^\circ\text{C}\times 27\,\text{h}$  的直接氧化以及  $950\,^\circ\text{C}\times 40\,\text{h}$  的定向氧化,结果表明,采用质量分数为 5% 的  $\text{Zn}$  和 8% 的  $\text{Mg}$ ,钴合金在  $950\,^\circ\text{C}$  下氧化处理 40 h,可以成功制备该复合材料。

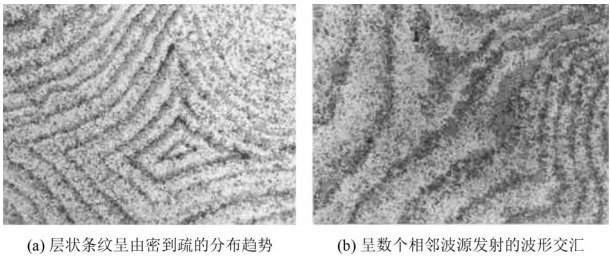


图 13 周期性层状波形组织<sup>[71]</sup>

Fig.13 Periodic laminated wave-like structure<sup>[71]</sup>

直接熔体氧化法工艺具有能制造形状复杂的产品、操作流程相对简便、反应周期较短,且无需依赖保护气氛的优势。然而,该工艺也存在局限性:其制得的复合材料中的增强相易分布不均,增强相的形貌也难以精确控制,常出现增强体颗粒粗大的微观缺陷。

综上,相较于传统的外加法,原位合成技术在以下方面表现出显著技术优势:①增强相的热力学稳定性好,增强相与基体合金的结合强度良好。②原位合成工艺可通过精确控制反应温度、时间及反应物配比等参数,实现对增强相晶粒尺寸、晶体形貌以及空间分布特征的微观调控,这为材料的结构设计与性能优化提供了更大的自由度。③从工艺流程的角度来看,原位合成技术避免了增强相单独合成、表面处理等繁琐工序,显著提高了生产效率并降低了制造成本,体现出良好的工程应用价值。

2 增强相对复合材料力学性能的影响

近年来,国内外研究者围绕铝基复合材料增强相

的尺寸效应、形貌、含量、分布以及增强相与基体界面结合情况已开展大量研究工作,通过对影响因素的调控,实现从微观和介观尺度对复合材料的强度、塑性和韧性等关键力学性能产生不同程度的影响,最终实现复合材料性能的协同提升。表 1 为不同制备工艺方法、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{ZrB}_2$ 、 $\text{AlN}$ 、 $\text{TiB}_2$  等不同增强颗粒,以及不同试验温度下铝基复合材料的力学性能。

表 1 不同制备工艺、增强相类型及含量下的材料力学性能<sup>[15, 57, 65, 73-81]</sup>

Tab.1 Tensile properties of composites under different preparation processes and types and contents of reinforcements<sup>[15, 57, 65, 73-81]</sup>

| 制备方法      | 合金成分                                                                    | 试验温度/ $^\circ\text{C}$ | 抗拉强度/ $\text{MPa}$ | 伸长率/% |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------|------------------------|--------------------|-------|
| 粉末冶金+旋锻变形 | 8.2AlN/Al                                                               | 25                     | 392                | 12.90 |
|           |                                                                         | 350                    | 113                | 6.43  |
| 粉末冶金法     | 13AlN/Al                                                                | 25                     | 421                | 5     |
|           |                                                                         | 300                    | 227                | 3     |
| 挤压铸造法     | 40AlN/LD2                                                               |                        | 520                | 1.2   |
|           | 40AlN/LY12                                                              | 25                     | 492                | 0.2   |
|           | 40AlN/L3                                                                |                        | 379.6              | 1.6   |
|           | 50AlN/Al                                                                | 400                    | 154                | 5     |
|           |                                                                         | 25                     | 540                | 1.5   |
| 搅拌铸造法     | AlN+ZrB <sub>2</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /6061Al            | 200                    | 275                | 17.5  |
|           |                                                                         | 250                    | 240                | 13.5  |
|           |                                                                         | 300                    | 165                | 11.5  |
|           |                                                                         | 350                    | 75                 | 15.5  |
|           |                                                                         |                        |                    |       |
| 固-固反应法    | 16.4AlN/Al                                                              | 25                     | 518                | 9.5   |
|           | 4.1AlN/Al                                                               | 350                    | 190                | 3.0   |
| 固-液反应法    | 6082Al-1% (TiB <sub>2</sub> +ZrB <sub>2</sub> )                         |                        | 260                | 7.0   |
|           | 6082Al-3% (TiB <sub>2</sub> +ZrB <sub>2</sub> )                         | 25                     | 278                | 8.6   |
|           | 6082Al-5% (TiB <sub>2</sub> +ZrB <sub>2</sub> )                         |                        | 244                | 4.9   |
| 固-液反应法    | (TiB <sub>2</sub> +ZrB <sub>2</sub> )/AlSi <sub>9</sub> Cu <sub>3</sub> | 25                     | 265                | 14.8  |
| 固-固反应法    | (AlN+ZrB <sub>2</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )/6061Al          | 160                    | 325                | 15.0  |
| 粉末冶金法     | 7.9Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al                                   | 25                     | 385                | 8.0   |
| 机械合金化     | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al                                      | 25                     | 175                | —     |
| 固-液反应法    | 5TiB <sub>2</sub> /A356                                                 | 25                     | 191                | 4     |
|           | 10TiB <sub>2</sub> /A356                                                | 25                     | 196                | 4     |
| 固-液反应法    | 1.5TiC/Al-4.5Cu                                                         | 25                     | 340                | 7.5   |
|           |                                                                         | 300                    | 73                 | 12.7  |

2.1 增强相尺寸效应

增强颗粒的尺寸是决定铝基复合材料力学性能的重要因素。一般认为,当增强颗粒尺寸更小、分布密度更大且颗粒间距更小时,复合材料能够实现更优异的强度与韧性协同提升效果。WANG H M 等<sup>[82]</sup>采用直接熔体反应法制备了  $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{p}}/\text{Al}$  复合材料,发现原位生成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒尺寸为  $100\sim 200\,\text{nm}$ ,呈不规则多面体形态均匀分布于基体中,在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒周围还存在大量高密度位错和细小的亚晶组织,这些微观结构特征有利于提升复合材料的性能。YANG H B 等<sup>[81]</sup>发现纳米  $\text{TiC}$  颗粒同时提升了  $\text{Al-Cu}$  合金室温和  $350\,^\circ\text{C}$  高温下

的抗拉强度与伸长率。乐永康等<sup>[80]</sup>采用混合盐反应工艺制备出 TiB<sub>2</sub> 颗粒增强的 A356 合金复合材料,原位合成的 TiB<sub>2</sub> 颗粒尺寸为 20~50 nm,TEM 形貌见图 14。复合材料经过 T6 热处理后抗拉强度达到 225 MPa,比基体合金提高了 24.3%。分析认为,一方面是由于 TiB<sub>2</sub> 纳米粒子对基体合金晶粒有细化作用,另一方面纳米增强颗粒可有效阻止位错运动,提升材料内部位错存储能力,Orowan 强化作用显著,从而导致材料强度提升。

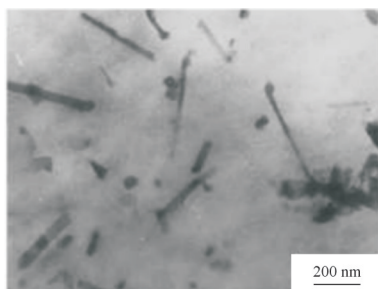


图 14 复合材料中 TiB<sub>2</sub> 的 TEM 形貌<sup>[80]</sup>

Fig.14 TEM morphology of TiB<sub>2</sub> in composites<sup>[80]</sup>

研究发现,通过设计双相纳米粒子增强相也可以实现复合材料良好的强韧化效果。XIA Y H 等<sup>[83]</sup>研究了 AlN、TiC 纳米粒子双相增强铝基复合材料,双相粒子与 Al 基体具有良好的匹配界面。测试数据表明,采用双相纳米粒子增强的复合材料强度和伸长率较原合金分别提高了 10.6% 和 20%,强韧化的效果明显。田龙等<sup>[84]</sup>采用气-固和气-液反应法制备出原位合成铝基复合材料,增强颗粒 Al<sub>3</sub>Ti、AlN 的尺寸分别为 0.2 μm 和 30 nm 左右,研究发现原位复合材料强度比基体合金提高了 25%,伸长率比基体提高 7.3%。高瑜阳<sup>[36]</sup>研究了纳米尺度(<100 nm)的 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 作为增强相的作用,发现复合材料的室温抗拉强度最高可达 704 MPa,比基体合金提高了 33.8%。另外,混杂增强纳米颗粒还具有改善枝晶结构的作用。ZHANG S L 等<sup>[77]</sup>采用机械合金化方法制备出尺寸为 20~100 nm 的 TiB<sub>2</sub> 与 ZrB<sub>2</sub> 颗粒增强相,其以“增强团簇”形式聚集,沿着晶界分布,显著改变了 AlSi9Cu3 合金中 Si 相形貌及二次枝晶臂间距,使二次枝晶臂间距缩小至 9.8~20 μm,抗拉强度和伸长率显著提升,在最佳反应时间(30 min)和反应物质量分数(20%)条件下,分别达到 265 MPa 和 14.8%。

综上,与微米级颗粒增强的铝基复合材料<sup>[85]</sup>相比,采用纳米级颗粒增强的铝基复合材料<sup>[86]</sup>不仅能显著提高材料的屈服强度和抗拉强度,还能有效改善材料的塑性变形能力。混杂纳米颗粒增强<sup>[87-88]</sup>也可实现相同的材料强韧化效果,纳米增强相展现出优化铝基复合

材料强韧性平衡的显著优势<sup>[89]</sup>,这主要归因于其能够与基体中的位错结构、晶界以及析出相等微观缺陷产生有效的交互作用。

## 2.2 增强相与基体的界面结构

界面结构对铝基复合材料的力学性能具有决定性的影响。良好的界面结合可有效传递载荷,适度的界面反应不仅能够改善增强体和基体金属的润湿性,而且反应生成新的化合物层能够加强二者之间的结合,但是过度的界面反应则会造成界面的脆弱,使得载荷从颗粒增强物到基体之间的传递失效,进而降低复合材料的性能。

XIA Y H 等<sup>[83]</sup>采用 Materials Studio 软件计算出 AlN/Al 与 TiC/Al 的取向关系,见图 15。观察发现 (200)<sub>Al</sub> 与 (200)<sub>AlN</sub> 晶面完全匹配,而 (200)<sub>Al</sub> 与 (111)<sub>TiC</sub> 晶面的匹配度稍逊。Al/AlN 与 Al/TiC 的晶面间距失配度数据见表 2,结合匹配示意图可直观得出 AlN/Al 晶面原子错配度为 1.7%,界面匹配效果很好,可作为形核质点,具有细化晶粒的作用。MA X 等<sup>[90]</sup>通过添加 Cu、Si 合金化元素以调控 AlN 增强相与基体的结合界面结构。研究发现,当添加 Cu 质量分数为 0.4% 时,存在 (111)<sub>Al</sub>//(101)<sub>AlN</sub> 取向关系,同时观测到在界面结合处有 Cu 元素富集。借助深冷处理方法将 Cu 元素固溶后界面结合结构发生改变,复合材料在 350 °C 下的伸长率提高至 25%。SONG M X 等<sup>[91]</sup>对 SiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al 界面结合结构进行了深入研究。图 16 为复合材料界面结构的 TEM 图和 EDS 线扫描图像。图 17 为 SiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al 界面的 SiC 侧和 Al 侧高分辨显微结构。预氧化过程中

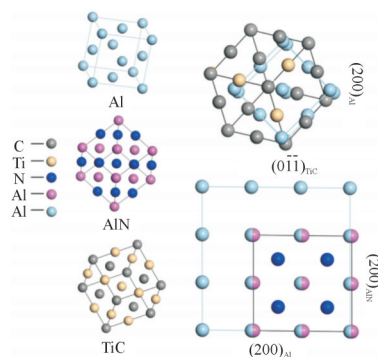


图 15 匹配示意图<sup>[83]</sup>

Fig.15 Schematic diagram of matching<sup>[83]</sup>

表 2 AlN 和 Al、TiC 和 Al 之间的平面间距不匹配

Tab.2 Interplanar spacing mismatch between AlN and Al or TiC and Al

| 晶面指数                                       | 原子错配度 |
|--------------------------------------------|-------|
| (200) <sub>Al</sub> 和 (200) <sub>AlN</sub> | 1.7%  |
| (200) <sub>Al</sub> 和 (111) <sub>TiC</sub> | 19%   |

形成的  $\text{SiO}_2$  层会在熔渗阶段与熔融铝反应生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ，厚度为 100~300 nm， $\text{SiC}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  界面呈现紧密结合

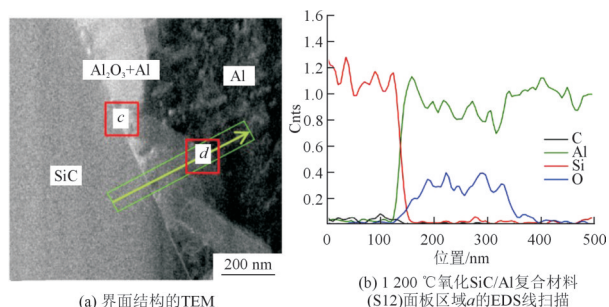


图 16 界面结构的TEM显微照片和EDS线扫描图像<sup>[90]</sup>

Fig.16 TEM images and EDS linear scanning results of interfacial structure<sup>[90]</sup>

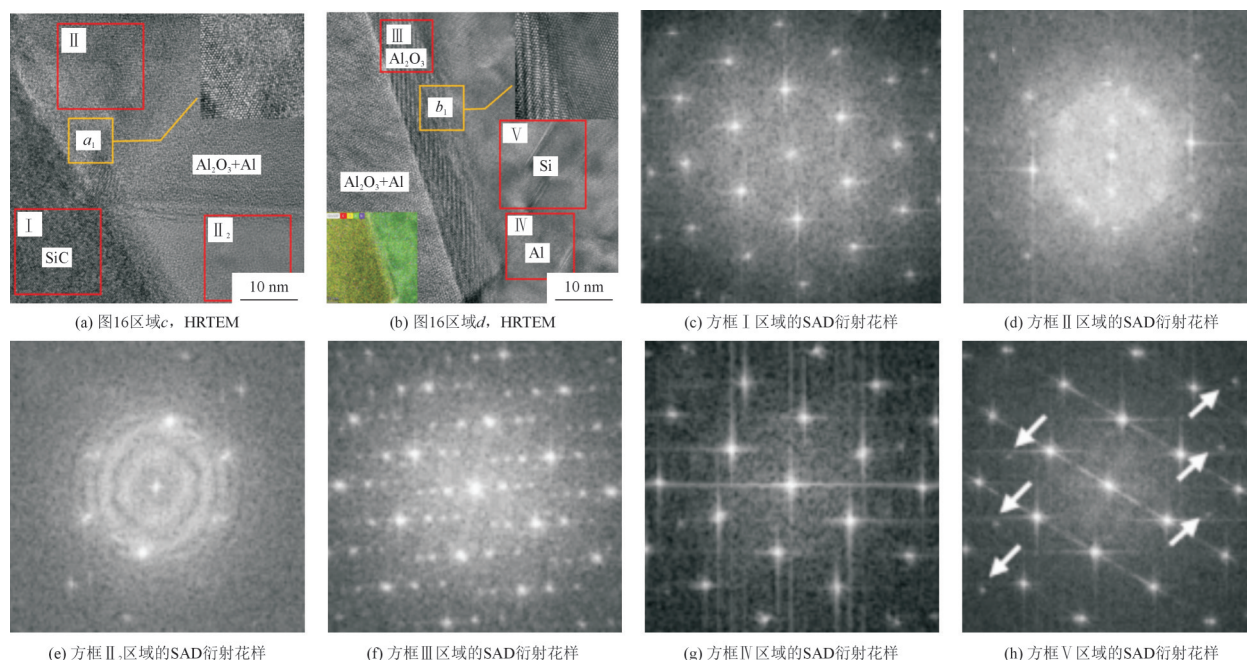


图 17 高分辨透射电镜(HRTEM)显微照片及选区电子衍射(SAD)图<sup>[91]</sup>

Fig.17 HRTEM image and SAD patterns<sup>[91]</sup>

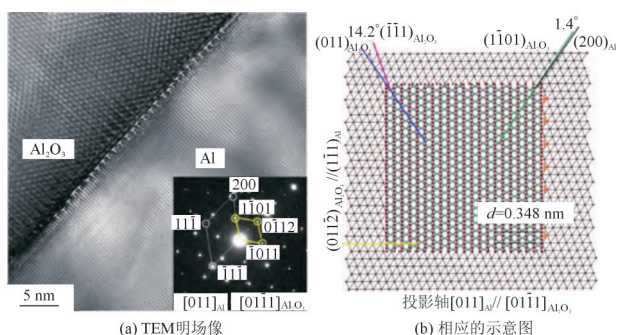


图 18 铝基复合材料中的  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  界面

Fig.18  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  interface in aluminum matrix composites

综上,良好的结合界面可为基体和增强相间起到载荷传递的作用,同时还可以延缓应力集中,降低应变局域化<sup>[93]</sup>。复合材料的设计中必须重视界面的结合强度和界面匹配度,通过调控界面微结构,从而实现复合

状态。FFT分析表明区域IV为  $\text{Al}_{[011]}$  相,其中含有层状富Si析出相(V),靠近铝基体的区域III则为带状结构的  $\text{Al}_2\text{O}_3[0001]$  相。与Al相形成的  $\text{Al}_{[011]}/\text{Al}_2\text{O}_3[0001]$  界面存在特定取向关系,中间层由残留  $\text{SiO}_2$ 、反应生成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  及未反应的Al相共存构成,这些内部渗透相、夹杂物及混合多晶相使得  $\text{Al}_2\text{O}_3$  与Al紧密结合,从而形成高强度的界面结合。

ZHAO K等<sup>[92]</sup>采用粉末冶金法制备出双尺寸(纳米级50 nm和亚微米级0.3  $\mu\text{m}$ )  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒增强的铝基复合材料,  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  界面见图18,界面平直干净,结合良好。纳米颗粒  $\text{Al}_2\text{O}_3$  与Al基体界面多为共格/半共格关系,并且取向不唯一。

材料强度和塑性的协调提升。

### 2.3 显微组织构型影响

近年来,国外研究者一直在探索复合材料的强化机理。有研究者提出一种非均匀结构材料,也叫异质结构材料<sup>[94]</sup>,该材料是由具有力学与物理特性显著差异的异质区域构成,其力学行为和变形过程均表现出与常规均质结构材料不同的特征,导致强度不遵循混合法则、加工硬化率反转等异常现象<sup>[95]</sup>,这种异构化特征使复合材料的强韧化匹配达到更优异的效果。

NIE J F等<sup>[96]</sup>成功研制出一种具有优异刚度-强度-延展性性能的异质结构的  $\text{Al}_3\text{BC}/6061$  基体复合材料,显微组织结构见图19,其中  $\text{Al}_3\text{BC}$  颗粒呈现六方片状形态,平均尺寸约为240 nm。铝基体的异质晶粒结构在变形过程中产生额外的异质变形诱导应力和应变硬

化效应,最终材料的抗拉强度和伸长率分别为495 MPa和4.3%,实现高强度和良好延展性的结合。KAVEENDRAN B等<sup>[97]</sup>原位合成 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 和 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 颗粒增强的铝基复合材料,生成的两种颗粒增强体分布于合金基体形成网状结构,具有该构型的铝基复合材料抗拉强度较合金基体提高了18.6%,较均匀结构的铝基复合材料其抗拉强度和塑性分别提高了12.5%和76.9%。MA X等<sup>[58]</sup>报道了一种利用固液原位反应合成 $\text{AlN}$ 颗粒增强的铝基复合材料, $\text{AlN}$ 颗粒通过孪晶键合链,构筑出类似人体骨骼的三维网络结构,可显著提升复合材料室温和高温力学性能,含有质量分数为16.4%的 $\text{AlN}$ 颗粒的复合材料室温下抗拉强度可达518 MPa,350℃高温下仍保持190 MPa。独特的 $\text{AlN}$ 颗粒的空间分布方式主要发挥两方面作用,一是在基体合金的晶粒内部可以起到细化晶粒、促进亚晶形成的作用。在变形过程中可有效阻碍位错滑移以及高温下的攀移,显著提升位错存储能力;二是在晶界处网状 $\text{AlN}$ 颗粒能够起到钉扎晶界,阻碍晶界迁移的作用,对高温强度的提升效果较好。

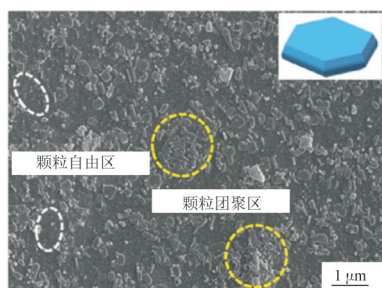


图19  $\text{Al}_3\text{BC}/6061$ 复合材料的显微组织

Fig.19 Microstructures of  $\text{Al}_3\text{BC}/6061$  composites

异质结构组织除了网状外,还有核壳结构、片层状结构以及梯度结构<sup>[98]</sup>等。BALOG M等<sup>[17]</sup>采用粉末冶金技术,通过混合、冷等静压以及固态氮化处理工艺,制备形成了铝金属核与氮化层均匀分布的典型“蛋黄-壳”结构,挤压后的 $\text{AlN}/\text{Al}$ 复合材料的微观结构表现为沿挤压方向延伸的铝晶粒,其晶粒结构中嵌入了由高密度 $\text{AlN}$ 纳米晶体在铝基体中形成的均匀微米级区域。结果证实稳定细小的 $\text{AlN}$ 弥散体通过钉扎效应<sup>[65,73]</sup>实现了有效稳定化,材料在500℃以下退火后力学性能未发生显著变化。JIANG L等<sup>[99]</sup>采用粉末冶金法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 纳米微叠层结构的铝基复合材料。层状构型的铝基复合材料的抗拉强度和伸长率可达262 MPa和22.9%。GAO T等<sup>[100]</sup>成功合成了以纳米 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒为增强相的 $\text{Al-Cu}$ 基复合材料。挤压变形后发现该复合材料显微组织存在层状异质结构,典型显微组织结构见图20,观察发现由交替分布的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 富

集区和贫化区组成,经T6处理的复合材料的抗拉强度和伸长率分别为420 MPa和5.7%。

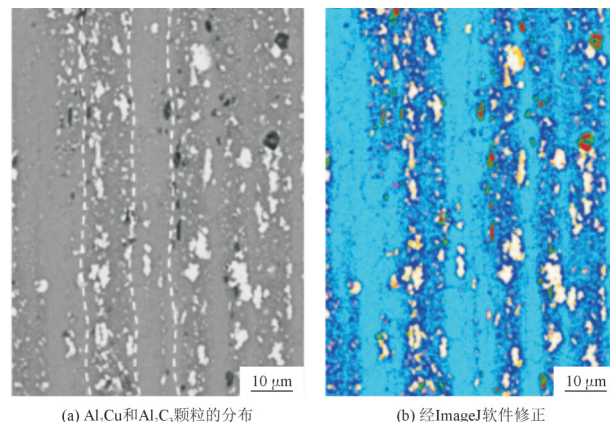


图20 T6处理的氧化铝/铝-铜复合材料纵向截面的FESEM图像

Fig.20 FESEM images of longitudinal section of T6-treated  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Cu}$  composite

### 3 展望

原位自生颗粒增强铝基复合材料具备更优良的比强度、比模量、高导热性、低膨胀性和耐蚀性等,在航空航天、汽车工业,兵器制造等领域具有广阔的应用前景。目前,研究者针对材料的制备工艺革新、增强体复合化设计及界面精细化调控等进行了大量探索,但仍处于初步发展阶段。解决增强颗粒分布均匀性、增强相与基体的界面效应,以及不同组元间的协同、耦合作用机理等问题还需要进行深入研究。原位自生铝基复合材料因其优异的综合性能成为研究热点,未来研究应聚焦于以下几个方面。

(1)开发新型原位反应体系,强化智能设计 借助人工智能工具,开发多尺度数值模拟平台,实现从反应动力学、增强相形核生长到宏观力学性能的全链条预测,建立“工艺-微结构-性能”映射关系。采用分子动力学与位错动力学耦合方法,探索增强相/基体界面行为的跨尺度模拟方法,建立不同增强颗粒铝基复合材料的综合数据库,借助多尺度数值模拟方法,实现复合材料精准设计,为高强韧复合材料设计提供理论支撑。

(2)结合多尺度模拟与试验,揭示构型设计与性能的关系 突破传统力学性能优化的局限,开发兼具耐磨、导热、耐蚀等多功能一体化铝基复合材料。重点关注原位生成具有特定晶面取向的 $\text{AlN}$ 、 $\text{TiB}_2$ 等增强相以提升导热路径连通性,以及构筑仿生梯度结构增强网络,同步优化强度与力学性能关系。目前异质构型组织对复合材料强韧化的效果已得到证实,但不同类型的异质结构对周围组织的微观应变和力学性能的影响

响规律与机理尚不明晰,需深入探究。

(3)推动材料在极端环境下的应用 聚焦纳米增强颗粒尺寸、形貌、含量的精准调控与多尺度增强协同设计,采用先进材料表征技术手段,利用球差电镜、小角度衍射等测试方法,深入探究更细小、更微观尺度上的分析,从理论上加强铝基复合材料的强韧化预测,推动材料在航天热端部件、高载荷装备等极端环境应用,同时需突破规模化制备瓶颈以实现产业化落地。

### 参 考 文 献

- [1] 王林静,李可鑫,周若男,等.苛刻环境用金属基复合材料表面性能研究进展[J].中国表面工程,2024,37(6):44-63.
- [2] BASHEER AL-NAIB U M. Next-generation aluminum matrix composites reinforced with waste powders: A critical review of sustainable design, interfaces, and performance [J]. Total Environment Engineering, 2025, 5: 100 040.
- [3] ABDELAAL M I, ELFAHHAR H H, MOHAMED A Y, et al. The mechanical properties of aluminum metal matrix composites processed by high-pressure torsion and powder metallurgy [J]. Materials, 2022, 15(24): 8 827.
- [4] BEDER M, VAROL T, AKÇAY S B. Impact of high  $\text{Al}_2\text{O}_3$  content on the microstructure, mechanical properties, and wear behavior Al-Cu-Mg/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  composites prepared by mechanical milling [J]. Ceramics International, 2024, A50(20): 38 610-38 631.
- [5] 久史森,正箕,直纪尾他.高强度・高韧性アルミニウム合金の開発[J].軽金属,2019,69(1):9-14.
- [6] 聂金凤,范勇,赵磊,等.颗粒增强铝基复合材料强韧化机制的研究新进展[J].材料导报,2021,35(9):9 009-9 015.
- [7] 王浩伟.原位自生陶瓷颗粒增强铝基复合材料制备及应用[J].航空制造技术,2021,64(16):14-26.
- [8] KUPPUSAMY A K, GOVINDASWAMY S. Influence of  $\text{ZrB}_2$  on the tribomechanical properties of aluminium matrix composites: A review [J]. Results in Engineering, 2025, 26: 104 943.
- [9] UDENSI S C, ANIOKE A U. An in-depth investigation of factors responsible for optimal performance in stir-cast aluminum metal matrix composites [J]. Scientific African, 2024, 26: e02 452.
- [10] 李沛勇.高性能铝基复合材料研究进展[J].材料工程,2023,51(4):67-87.
- [11] 邓海亮,史雨程,董正学,等.纳米碳/铝复合材料的界面调控与混合强化研究进展[J].航空制造技术,2025,68(6):14-27.
- [12] IVANOV D A, VAL'YANO G E, AFONINA M B, et al. Mechanical properties, structure and fracture features of a layered aluminum matrix composite material reinforced with in-situ alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) and aluminum carbide ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) particles [J]. Ceramics International, 2025, B51(27): 54 415-54 422.
- [13] 庄伟彬,覃龙健,贾婧,等.原位合成  $\text{TiC}$  颗粒增强铝基复合材料研究进展[J].中国有色金属学报,2024,34(2):473-489.
- [14] 曹子林,张林慧,仲斌年,等.铝基复合材料的制备和研究现状[J].金属功能材料,2023,30(2):29-39.
- [15] 刘鹏,谢斌,谢述锋,等.多相多尺度铝基复合材料构型强韧化研究进展[J].材料开发与应用,2021,36(4):89-93.
- [16] 赵永峰,田泽源,陈宗民,赵而团,马霞. $\text{AlN}$ 增强铝基复合材料力学性能研究进展[J].材料工程,2023,51(12):24-34.
- [17] BALOG M, KRIZIK P, SVEC P, et al. Industrially fabricated in-situ Al-AlN metal matrix composites (part A): Processing, thermal stability, and microstructure [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 883: 160 858.
- [18] 陆峰华. $\text{AlN}$ 颗粒增强铝基复合材料的变形处理及组织与性能研究[D].南京:南京理工大学,2020.
- [19] 张晨,王明,周东帅,等.纳米 $\text{TiC}$ 颗粒增强铝锂基复合材料的耐腐蚀性能研究[J].热加工工艺,2025,46(15):116-122.
- [20] 徐旭,百志好,周政,等.微/纳米 $\text{TiB}_2$ 颗粒增强Al-Si基复合材料拉伸断裂行为研究[J].热加工工艺,2025,54(21):70-77.
- [21] MA Y, ADDAD A, JI G, et al. Atomic-scale investigation of the interface precipitation in a  $\text{TiB}_2$  nanoparticles reinforced Al-Zn-Mg-Cu matrix composite [J]. Acta Materialia, 2020, 185: 287-299.
- [22] 林玉辉.原位 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 颗粒复合增强铝基复合材料的制备及组织性能研究[D].山东青岛:青岛科技大学,2022.
- [23] GAO T, LIU L Y, LI M Y, et al. Design of Al based composites reinforced with in-situ  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlB}_2$  and  $\text{Al}_3\text{Fe}_4$  particles [J]. Composites Communications, 2023, 40: 101 629.
- [24] 荣智峥,魏午,赵宇,等.纳米 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 增强铝基复合材料制备技术及力学性能研究进展[J].材料工程,2025,53(5):130-144.
- [25] GUAN L C R, CAO H, SU Y S, et al. Enhanced strength - ductility synergy of SiC particles reinforced aluminum matrix composite via dual configuration design of reinforcement and matrix [J]. Materials & Design, 2024, 245: 113 186.
- [26] СЫЧЕВ А Е, МЕРЖАНОВ А Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноматериалов [J]. Успехи Химии, 2004, 73(2): 157-170.
- [27] БОБОЖАНОВ А Р, РОГАЧЕВ А С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокоэнтروпийных материалов: Обзор. Известия вузов [J]. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2024, 18(6): 5-16.
- [28] 李正宁,喇培清,孟倩,等.自蔓延高温合成先进材料的研究新进展[J].材料导报,2023,37(19):70-77.
- [29] SUN X D, ZHU H G, ZHANG D S, et al. Reaction mechanisms and tensile properties of the composites fabricated by Al- $\text{B}_2\text{O}_3$  system [J]. Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science), 2019, 34(5): 1 024-1 029.
- [30] ZHAO Q, LIANG Y H, ZHANG Z H, et al. Effect of Al content on impact resistance behavior of Al-Ti- $\text{B}_4\text{C}$  composite fabricated under air atmosphere [J]. Micron, 2016, 91: 11-21.
- [31] SHU S L, YANG H Y, TONG C Z, et al. Fabrication of  $\text{TiC}_x$ - $\text{TiB}_2$ /Al composites for application as a heat sink [J]. Materials, 2016, 9(8): 642.
- [32] LI H, WANG X M, CHAI L H, et al. Microstructure and mechanical properties of an in-situ  $\text{TiB}_2$ /Al-Zn-Mg-Cu-Zr composite fabricated by Melt-SHS process [J]. Materials Science and Engineering, 2018, A720: 60-68.
- [33] 陈林玉,张向军,张鸣一,等.机械合金化制备纳米氮化铝增强铝基复合材料[J].金属功能材料,2024,31(2):45-54.
- [34] 贺毅强,苏前航,郇昌宝,等. $\text{AlFeNiCrCoTi}_{0.5}$ 高熵合金颗粒增强6061铝基复合材料的制备与性能[J].材料工程,2023,51(3):67-77.
- [35] ZHAO Y F, QIAN Z, LIU X F. Identification of novel dual-scale  $\text{Al}_3\text{BC}$  particles in Al based composites [J]. Materials & Design, 2016, 93: 283-290.
- [36] 高瑜阳.微纳米尺度( $\text{TiC}_p$ - $\text{TiB}_{2p}$ )/Al-Cu-Mg-Si复合材料的室温和高温性能[D].上海:上海交通大学,2019.

- [37] XIE J Y, WU Y, LIANG Y L, et al. Dual-heterostructure realizes synergistic enhancement of strength and ductility in particle reinforced aluminum matrix composites [J]. *Materials Characterization*, 2025, 225: 115-127.
- [38] NAYAK K C, KIM S H, LEE J W, et al. Advancing giga-strength and high-modulus aluminum matrix composites via nitrogen-induced self-forming process [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 36: 8 876-8 894.
- [39] CHEN X F, ZHAO D D, RONG X D, et al. Nanocarbon architecture-dependent strengthening and deformation in Al matrix composites [J]. *Carbon*, 2024, 228: 119 419.
- [40] 贾龙江. 基于Al-Mg-ZnO体系的铝基复合材料制备及其时效行为[D]. 长沙: 中南大学, 2021.
- [41] 潘利文, 唐景凡, 林维捐, 等. 固-液原位反应法制备铝基复合材料的研究进展[J]. *材料导报*, 2015, 29(15): 1-4.
- [42] 董翠鸽, 王日初, 彭超群, 等. SiC<sub>p</sub>/Al复合材料研究进展[J]. *中国有色金属学报*. 2021, 31(11): 3 161-3 181.
- [43] 罗毅, 张鹏, 路一男, 等. Nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Cu-Mg-Si复合材料的疲劳断裂研究[J]. *稀有金属*, 2025, 49(3): 330-341.
- [44] 黄颖, 李育川, 雷波, 等. 粉末冶金颗粒增强铝基复合材料的制备及研究进展[J]. *功能材料*, 2022, 53(12): 10 071-10 086.
- [45] CHRISTODOULOU L, NAGLE D C, BRUPBACHER, J M. Process for forming metal-second phase composites and product thereof: US4571048 [P]. 1988-06-01.
- [46] 朱和国, 吴申庆, 王恒志. XD合成Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub>/Al复合材料的热力学分析[J]. *中国有色金属学报*, 2001(3): 382-385.
- [47] 朱和国, 王恒志, 熊党生, 等. 用XD法合成的铝基复合材料的组织与力学性能[J]. *金属学报*, 2005(8): 829-834.
- [48] ZHU H G, JIANG Y L, SONG J Z. In situ synthesis and characterization of a hierarchically structured Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>3</sub>Ti composite [J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48(2): 929-935.
- [49] ZHU H G, WANG H Z, GE L Q, et al. Formation of composites fabricated by exothermic dispersion reaction in Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(3): 590-594.
- [50] LAKRA S, KUMAR B T, DAS S, et al. Synthesis and characterization of in-situ (Al-Al<sub>3</sub>Ti-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al dual matrix composite [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 842: 155 745.
- [51] 付高峰, 姜澜, 刘吉, 等. 反应自生氧化铝颗粒增强铝基复合材料[J]. *中国有色金属学报*, 2006(5): 853-857.
- [52] LIU Z W, XIE P P, CHEN M, et al. Low-temperature synthesis of nano-sized TiC particles by ultrasound assisted melt-reaction of Al-K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>-C system [J]. *Materials Letters*, 2021, 285: 129 192.
- [53] ZHUANG W, LI J, CAO Q, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of in-situ synthesized TiC/6061 nanocomposites [J]. *Heliyon*, 2024, 10(17): e37 122.
- [54] ZHANG Z Y, WANG Z H, YANG R, et al. Reaction pathways of in situ ZrB<sub>2</sub> nanoparticles during flux-assisted synthesis in Al melt [J]. *Materials Characterization*, 2022, 194: 112 346.
- [55] 刘敬福, 贾婧, 庄伟彬, 等. 原位合成TiB<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料研究进展[J]. *功能材料*, 2024, 55(2): 2 063-2 073.
- [56] 刘政材, 贾义旺, 朱涛, 等. 混合盐法TiB<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料研究现状[J]. *热加工工艺*, 2021, 50(12): 17-21.
- [57] 刘玲玉, 卞一涵, 刘桂亮, 等. (AlN+ZrB<sub>2</sub>+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/6061Al复合材料的制备及其力学性能[J]. *铸造*, 2020, 69(11): 1 151-1 157.
- [58] MA X, ZHAO Y F, TIAN W J, et al. A novel Al matrix composite reinforced by nano-AlN<sub>p</sub> network [J]. *Scientific Reports*, 2016, 6(1): 34 919.
- [59] ВОЛОЧКО А Т, ИЗОБЕЛЛЮ А Ю, ОВЧИННИКОВ В В. Комплексная обработка силуминов дисперсными частицами и атомарным азотом. [J]. *Литьё и Металлургия* 2009, 3(52): 218-226.
- [60] ВОЛОЧКО А Т, КОВАЛЬКО М С, ПОДБОЛОТОВ К Б, и др. Алюминиевые композиты на основе высокопрочного сплава В95, обработанного активированными дисперсными частицами [J]. *Литьё и Металлургия*, 2022(2): 68-77.
- [61] ВОЛОЧКО А Т. Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. *Перспективы развития* [J]. *Литьё и Металлургия*, 2015, 4(81): 38-45.
- [62] ЧЕРНЫШОВА Т А, КАЛАШНИКОВ И Е, ВОЛОЧКО А Т, и др. Наноструктурирование алюмоматричных композиционных материалов, изготавливаемых реакционным литьём [J]. *Ученые записки Забайкальского государственного университета. Серия: Физика, математика, техника, технология*, 2011, 3: 165-168.
- [63] KUMARI S S S, PILLAI U T S, PAI B C. Synthesis and characterization of in situ Al-AlN composite by nitrogen gas bubbling method [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(5): 2 503-2 509.
- [64] SWAMINATHAN S, SRINIVASA RAO B, JAYARAM V. The influence of oxygen impurities on the formation of AlN-Al composites by infiltration of molten Al-Mg [J]. *Materials Science and Engineering*, 2002, A337(1): 134-139.
- [65] YANG C L, LIU H B, CHEN G Y, et al. In situ synthesis and formation mechanism of AlN in Mg-Al alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(1): 18-22.
- [66] YU H S, CHEN H M, MA R D, et al. Fabrication of AlN-TiC/Al composites by gas injection processing [J]. *Rare Metals*, 2006, 25(6): 659-664.
- [67] ZHENG Q J, REDDY R G. Mechanism of in situ formation of AlN in Al melt using nitrogen gas [J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(1): 141-149.
- [68] YU H S, KIM J D, KANG S B. The formation of AlN and TiN particles during nitrogen bearing gas injection into Al-Mg-Ti melt [J]. *Materials Science and Engineering*, 2004, A386(1): 318-325.
- [69] 林营, 杨海波, 王芬. 直接金属氧化法制备SiC<sub>p</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al复合材料[J]. *机械工程材料*, 2005(6): 27-29, 47.
- [70] BOBIĆ I, RUŽIĆ J, BOBIĆ B, et al. Microstructural characterization and artificial aging of compo-casted hybrid A356/SiC<sub>p</sub>/Gr<sub>p</sub> composites with graphite macroparticles [J]. *Materials Science and Engineering*, 2014, A612: 7-15.
- [71] 何树先, 袁森, 王俊, 等. 直接金属氧化法制备Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al陶瓷基复合材料的生长方式[J]. *上海交通大学学报*, 2001(5): 676-679.
- [72] POURBAKHSI M, SEDGHI A, FARHADINIA F. Effect of Zn and Mg additives on the fabrication of SiC<sub>p</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Al composite by directed metal oxidation (DIMOX) of aluminum [J]. *Ceramics International*, 2020, 46(14): 22 307-22 312.
- [73] BALOG M, KRIZIK P, YAN M, et al. SAP-like ultrafine-grained Al composites dispersion strengthened with nanometric AlN [J]. *Materials Science and Engineering*, 2013, A588: 181-187.
- [74] 姜龙涛, 武高辉, 孙东立. AlN颗粒在不同铝合金中的增强行为[J]. *材料科学与工艺*. 2001, 9(1): 47-51.

- [75] ZHANG Q, CHEN G Q, WU G H, et al. Property characteristics of a  $\text{AlN}_p/\text{Al}$  composite fabricated by squeeze casting technology [J]. Materials Letters, 2003, 57(8): 1 453-1 458.
- [76] QIAN W, ZHAO Y T, KAI X Z, et al. Synergistic reinforcement of in situ ( $\text{ZrB}_2+\text{TiB}_2$ ) particles and Er on microstructure and properties of 6082Al matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 813: 152 210.
- [77] ZHANG S L, SHI X X, ZHAO Y T, et al. Preparation, microstructures and mechanical properties of in-situ ( $\text{TiB}_2+\text{ZrB}_2$ )/ $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3$  composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 673: 349-357.
- [78] 刘磊. 原位法制备纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  增强铝基复合材料及其性能研究 [D]. 西安:西北工业大学, 2020.
- [79] 袁铮. 微/纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒增强铝基复合材料的制备与表征 [D]. 山东青岛:青岛科技大学, 2016.
- [80] 乐永康, 张亦杰, 陈东, 等. 原位合成 A356/ $\text{TiB}_2$  复合材料的微观组织及力学行为 [J]. 稀有金属材料与工程, 2006(10): 1 635-1 638.
- [81] YANG H B, GAO T, WU Y Y, et al. Microstructure and mechanical properties at both room and high temperature of in-situ TiC reinforced Al-4.5Cu matrix nanocomposite [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 767: 606-616.
- [82] WANG H M, LI G R, ZHAO Y T, et al. In situ fabrication and microstructure of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles reinforced aluminum matrix composites [J]. Materials Science and Engineering, 2010, A527(12): 2 881-2 885.
- [83] XIA Y H, CUI C X, HAN B H, et al. Preparation of in-situ AlN-TiC nanoparticles and their refinement and reinforcement effects on Al-Zn-Mn-Cu alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 881: 160 504.
- [84] 田龙, 赵玉厚, 苗瑞霞. 原位 AlN 和  $\text{Al}_3\text{Ti}$  粒子增强 ZL101 铝基复合材料 [J]. 西安工业学院学报, 2005(2): 153-157.
- [85] RAHIMIAN M, PARVIN N, EHSANI N. Investigation of particle size and amount of alumina on microstructure and mechanical properties of Al matrix composite made by powder metallurgy [J]. Materials Science and Engineering, 2010, A527(4): 1 031-1 038.
- [86] MOBASHERPOUR I, TOFIGH A A, EBRAHIMI M. Effect of nano-size  $\text{Al}_2\text{O}_3$  reinforcement on the mechanical behavior of synthesis 7075 aluminum alloy composites by mechanical alloying [J]. Materials Chemistry and Physics, 2013, 138(2): 535-541.
- [87] CHEN S, MA K, JIANG X, et al. Deformation coordination behaviors and microstructure evolution of SiC and carbon nanotubes hybrid reinforced aluminum matrix composite during hot working [J]. Materials Today Communications, 2025, 42: 111 451.
- [88] BIAN Y H, GAO T, LIU G L, et al. Design of an in-situ multi-scale particles reinforced ( $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrB}_2+\text{AlN}$ )/Al composite with high strength, elasticity modulus and thermal stability [J]. Materials Science and Engineering, 2020, A775: 138 983.
- [89] KHORSHID M T, JAHROMI S A J, MOSHKARSAR M M. Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion [J]. Materials & Design, 2010, 31(8): 3 880-3 884.
- [90] MA X, ZHAO Y F, ZHAO X J, et al. Influence mechanisms of Cu or Fe on the microstructures and tensile properties at 350 °C of network AlN<sub>p</sub> reinforced Al composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 452-460.
- [91] SONG M X, PENG K. Pre-oxidization of SiC on interfacial structure and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/Al composites prepared by vacuum-pressure infiltration [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 6 567-6 577.
- [92] ZHAO K, TANG D, LIU J L, et al. Structural evolution during mechanical milling of bimodal-sized  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles reinforced aluminum matrix composite [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2018, 31(4): 423-430.
- [93] 苏幡, 王爱琴, 谢敬佩, 等. SiC<sub>p</sub>/Al-Si 基复合材料界面结构调控及强化机制的研究进展 [J]. 材料热处理学报, 2024, 45(2): 1-12.
- [94] WU X L, YANG M X, YUAN F P, et al. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility [J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2015, 112(47): 14 501.
- [95] ZHU Y T, AMEYAMA K, ANDERSON P M, et al. Heterostructured materials: Superior properties from hetero-zone interaction [J]. Materials Research Letters, 2021, 9(1):1-31.
- [96] NIE J F, CHEN Y Y, CHEN X, et al. Stiff, strong and ductile heterostructured aluminum composites reinforced with oriented nanoplatelets [J]. Scripta Materialia, 2020, 189: 140-144.
- [97] KAVEENDRAN B, WANG G S, HUANG L J, et al. In situ ( $\text{Al}_3\text{Zr}_p+\text{Al}_2\text{O}_{3mp}$ )/2024Al metal matrix composite with controlled reinforcement architecture fabricated by reaction hot pressing [J]. Materials Science and Engineering, 2013, A583: 89-95.
- [98] 聂金凤, 陆峰华, 刘相法. 纳米 AlN 颗粒增强混晶耐热铝基复合材料及制备方法: CN110592412B [P]. 2020-06-02.
- [99] JIANG L, LI Z Q, FAN G L, et al. A flake powder metallurgy approach to  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  biomimetic nanolaminated composites with enhanced ductility [J]. Scripta Materialia, 2011, 65(5): 412-415.
- [100] GAO T, LIU L Y, SONG J P, et al. Synthesis and characterization of an in-situ  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ -Cu composite with a heterogeneous structure [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 868: 159 283.

(编辑:彭瑾)

欢迎登陆期刊官网

投稿、查稿、审稿

欢迎登陆《特种铸造及有色合金》杂志官方网站投稿、阅读、审稿,期刊论文彩色版本均可在网站免费在线阅读或下载 pdf 文件,并可体验 AI 导读功能,网址:www.special-cast.com,欢迎访问!