引用格式：靳钰，李艳英，田云，等．颗粒增强铝基复合材料制备方法及半固态触变成形研究进展[J]．材料工程，2026，54(5)：119-133.
JIN Yu，LI Yanying，TIAN Yun，et al.Research progress in preparation methods of particle-reinforced aluminum matrix composites and semi-solid thixoforming[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(5)：119-133.

颗粒增强铝基复合材料制备方法及半固态触变成形研究进展

靳　钰[1,2]，李艳英[3]，田　云[4]，荣新鑫[1,2]，董凡祺[1,2]，
王诗泽[1,2]，常旭升[1,2]，綦育仕[1,2*]，陈　刚[1,2*]

（1 哈尔滨工业大学（威海）材料科学与工程学院，山东 威海 264209；2 青岛哈尔滨工业大学（威海）研究院，山东 青岛 266109；3 中航特材工业（西安）有限公司，西安 710018；
4 山东宏山航空锻造有限责任公司，山东 烟台 265700）

摘要：颗粒增强铝基复合材料作为轻质高性能的结构与功能材料，在航空航天、兵器装备及交通运输等领域具有广阔的应用前景。本综述系统介绍了国内外颗粒增强铝基复合材料的主要制备技术，对比分析了外加法与原位合成法两大类制备方法的工艺流程、原材料、组织性能、技术优势与缺陷。为进一步实现高性能颗粒增强铝基复合材料构件的高质量成形制造，半固态触变成形技术相较于传统铸造与塑性加工技术，能够有效结合铸造的近净成形特点与塑性加工的力学性能优势，在高性能复杂形状颗粒增强铝基复合材料构件的近净成形方面展现出显著潜力。鉴于半固态触变成形的关键前提在于制备出具有细小、均匀球晶组织的半固态坯料，系统概述了当前主要的半固态坯料制备方法，并介绍了相关触变成形技术在铝基复合材料与铝合金中的研究进展。最后对颗粒增强铝基复合材料在设计开发、制备工艺创新以及深化触变成形技术应用等方面的未来趋势进行了展望。

关键词：铝；复合材料；颗粒增强；制备技术；半固态；触变成形
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000738　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000738
中图分类号：TB331　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)05-0119-15

Research progress in preparation methods of particle-reinforced aluminum matrix composites and semi-solid thixoforming

JIN Yu[1,2]，LI Yanying[3]，TIAN Yun[4]，RONG Xinxin[1,2]，DONG Fanqi[1,2]，
WANG Shize[1,2]，CHANG Xusheng[1,2]，QI Yushi[1,2*]，CHEN Gang[1,2*]

（1 School of Materials Science and Engineering，Harbin Institute of Technology，Weihai 264209，Shandong，China；
2 Harbin Institute of Technology（Weihai）Qingdao Research Institute，Qingdao 266109，Shandong，China；
3 AVIC Special Metal（Xi'an）Corporation，Xi'an 710018，China；
4 Shandong Hongshan Aviation Forging Co.，Ltd.，Yantai 265700，Shandong，China）

Abstract：Particle-reinforced aluminum matrix composites（PRAMCs），as light-weight and high-performance structural and functional materials，offer broad application prospects in aerospace，weaponry，transportation，and other fields. This paper systematically reviews the main preparation technologies for PRAMCs developed both domestically and internationally，providing a comparative analysis of two major categories of preparation methods，*ex-situ* and *in-situ* synthesis，in terms of their process flows，raw materials，microstructural characteristics，and resulting properties，along with their respective technical advantages and limitations. To further achieve the high-quality forming of high-performance PRAMCs components，semi-solid thixoforming technology effectively integrates the near-net-shape advantages of casting and the mechanical performance benefits of plastic forming，compared to traditional casting and

plastic processing techniques. It demonstrates significant potential for the near-net-shape forming of complex-shaped, high-performance PRAMCs components. The key prerequisite for semi-solid thixoforming lies in the preparation of semi-solid billets with fine and uniform spherical microstructures. Thus, this paper provides a detailed overview of the primary methods for preparing semi-solid billets, and reviews research progress in related thixoforming technologies for composites and alloys. Finally, future trends for PRAMCs are discussed, focusing on design and development, innovation in preparation processes, and the deepened application of thixoforming technology.

Key words: aluminum; composite; particle-reinforced; preparation method; semi-solid; thixoforming

铝基复合材料(aluminum matrix composites, AMCs)将轻质铝合金与高性能增强相材料的物理特性与力学性能优势有机结合,表现出高比强度、高比模量、耐磨损、低膨胀等优异性能。通过选取合适的基体铝合金种类或增强相的种类、含量及尺寸范围,可设计制备出具有一定微观结构或功能特性的铝基复合材料,在航空航天、核电、兵器装备和交通运输等领域的应用潜力巨大[1]。

铝基复合材料按照增强相类型的不同可分为连续纤维、短纤维、晶须及颗粒增强铝基复合材料(particle-reinforced aluminum matrix composites, PRAMCs)[2]。与颗粒增强型相比,纤维/晶须增强型的制备工艺较为复杂、成本更加昂贵;在制备过程中纤维/晶须增强相容易发生搭接和缠结,导致增强相损伤以及分布均匀性降低;另外,纤维/晶须增强铝基复合材料的组织和性能易产生各向异性。因此,颗粒增强铝基复合材料的性能优异且制备方法较为简单,目前已成为金属基复合材料体系中研究应用最广泛的类型之一[3-4]。铝基复合材料中常用的增强颗粒主要包括碳化物(SiC[5]、TiC[6]、B_4C[7])、硼化物(TiB_2[8]、TiB[9]、ZrB_2[10])、氧化物(Al_2O_3[11])、氮化物(AlN[12]、Si_3N_4[13])和金属间化合物(Mg_2Si[14]、Al_3Ti[15])等。

尽管当前国内外颗粒增强铝基复合材料的制备技术已相对成熟,能够较好实现增强相引入与结合,但如何将这类高性能材料低成本、高效率地制成复杂形状的精密构件,仍是制约其大规模工程应用的瓶颈难题。而造成该瓶颈的根源在于材料的自身特性:高硬度、高脆性的增强相与韧性铝基体之间的变形协调性较差,在传统塑性成形过程中易引发应力集中和位错塞积,使得复杂构件成形的技术困难、成本高昂。而铸造技术虽可满足构件形状需求,但其凝固特性易造成缩孔、缩松等成形缺陷,难以保证构件的内部质量与服役性能。因此,选择一种能够兼顾复杂形状近净成形与构件高性能控制的制造技术对材料的大规模工程应用至关重要。在此背景下,半固态触变成形技术显示出独特优势。该技术利用材料在半固态温度区间内晶粒组织的触变流动特性(近球形固相晶粒在液相润滑下发生转动/滑动),使得材料在远低于固态塑性成形的流动应力下实现在复杂型腔中的充填,其成形能力不受材料本身塑性制约。同时,触变成形过程中固相晶粒会经历一定程度的塑性变形,有助于充分发挥材料性能潜力[16],从而有望将铸造的近净成形能力与塑性加工的力学性能优势有效结合,在实现颗粒增强铝基复合材料高性能复杂形状构件制造方面潜力巨大。

本文首先系统梳理颗粒增强铝基复合材料的重要制备技术(外加法与原位合成法),并评述其工艺特点与局限性;进而,为阐明半固态触变成形的基础,重点概述半固态坯料制备及触变成形技术的研究进展;最后,展望颗粒增强铝基复合材料在未来面向高性能复杂构件制造的半固态触变成形技术领域的关键发展方向(图1)。

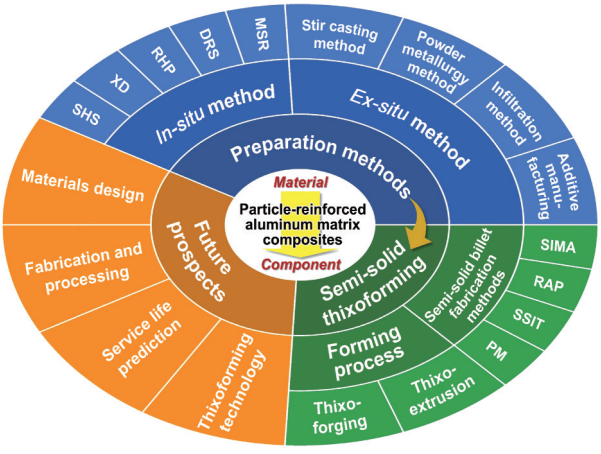


图1 PRAMCs的关键发展方向

Fig.1 Key development directions of PRAMCs

1 颗粒增强铝基复合材料的制备方法

根据增强颗粒引入铝合金基体方式的不同,可以将颗粒增强铝基复合材料的制备方法分为外加法和原位合成法两大种类。这两种方法在增强颗粒与铝

基体的结合方式上存在根本差异，将直接影响复合材料的微观组织及综合性能。

1.1　外加法

外加法是将预先制备好的增强颗粒从外部直接添加至铝合金基体中的一类制备方法。采用外加法便于进行增强颗粒的尺寸、形貌及含量等材料参数的设计与控制。

1.1.1　搅拌铸造法

搅拌铸造法的工艺过程是将增强颗粒直接加入铝合金的熔体或半固态浆料中，同时对其施加搅拌以促进颗粒分散，之后将熔体或浆料浇注到模具中，在重力或压力下凝固制得复合材料铸锭或构件。Akbari等[17]向A356铝合金熔体中加入TiB_2颗粒后采用机械搅拌及重力铸造制备出TiB_2/A356复合材料铸锭，并研究了TiB_2颗粒尺寸与体积分数对复合材料微观组织及力学性能的影响规律。结果表明，随着TiB_2含量增加及尺寸减小，颗粒的团聚效应增强导致复合材料孔隙率升高；当添加20 nm粒径TiB_2颗粒的含量为1.5%（体积分数）时，复合材料的屈服强度和抗拉强度分别达到277 MPa和364.9 MPa。Zhu等[18]将平均粒径为50 nm的SiC颗粒加入6082铝合金熔体，通过机械搅拌与挤压铸造制备了1%（质量分数，下同）SiC/6082Al复合材料铸锭。结果表明，挤压铸造可显著细化复合材料晶粒组织并提高其综合力学性能，与重力铸造6082Al合金相比，复合材料的晶粒尺寸细化率达48.76%，且抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提升了29.81%、43.18%和226.28%。Zhang等[19]向Al-6.8Mg合金半固态浆料中添加10 μm粒径SiC颗粒，通过机械搅拌与挤压铸造制备了10%（体积分数）SiC/Al-6.8Mg复合材料铸锭，通过优化制备工艺参数，复合材料的抗拉强度达到344 MPa，与基体铝合金抗拉强度（240 MPa）相比提高了43.3%。

为了提升增强颗粒在基体中的分散均匀性，已发展出多种新型搅拌技术。Idrisi等[20]分别采用常规搅拌铸造与超声辅助搅拌铸造两种工艺制备了SiC/5083Al复合材料。结果表明，将超声能量引入熔融金属能够进一步消除常规制备易导致的孔隙缺陷，并且微米SiC颗粒在基体中的分布更加均匀，复合材料的拉伸强度、压缩强度、硬度和密度均得到了显著提升。Rao[21]在SiC/7075Al复合材料制备过程中对熔体依次施加机械搅拌与超声振动处理，结果表明纳米SiC颗粒在基体合金中分散良好，仅有极少量微米级团簇残留。Mohammadi等[22]采用电磁搅拌铸造技术制备了SiC/A357复合材料，研究发现SiC纳米颗粒含量与电磁搅拌频率是制备工艺中关键的影响因素；在搅拌频率为60 Hz、SiC含量为1.5%的优选条件下，电磁搅拌促进了颗粒的均匀分散，使复合材料晶粒尺寸减小了73.9%，其硬度、屈服强度和抗拉强度也分别提升了30.9%、57.7%和57.9%。

与其他制备方法相比，搅拌铸造法的制备工艺流程简便、生产成本较低，增强颗粒的分散效果主要依赖于搅拌工艺参数的精确调控；当增强颗粒的尺寸较大（微米级）或含量较少时，在搅拌的剪切及扩散作用下可实现增强颗粒的均匀分散。但是在制备过程中增强颗粒表面容易附着杂质，从而影响颗粒与基体的界面结合强度；当增强颗粒的尺寸细小（亚微米或纳米级）或含量较多时极易形成大尺寸颗粒团聚体，造成复合材料微观组织与力学性能的恶化。

1.1.2　粉末冶金法

粉末冶金法的工艺过程是将增强颗粒与铝合金粉末通过球磨均匀混合后，在模具中冷压制坯，之后在真空或保护气氛中烧结制备铝基复合材料坯料或构件。Liu等[23]以6061Al、TiC和B_4C颗粒为原料，混合增强颗粒的平均粒径为50 μm，且TiC与B_4C的质量比为2∶1，采用真空热压烧结技术制备了（TiC+B_4C）/6061Al复合材料。研究发现，随着增强颗粒含量的增加，复合材料的晶粒尺寸细化效果明显提升，并且其硬度与强度随之增强；B_4C颗粒使6061铝合金基体中Mg_2Si相的形成与分布特征发生了改变。Wang等[24]将高纯铝粉、10 μm B_4C颗粒与2 μm TiB_2颗粒进行球磨混合及冷等静压，之后采用微波烧结技术制备出（TiB_2+B_4C）/Al复合材料。结果表明，当TiB_2与B_4C颗粒的体积分数分别为3%和20%时，复合材料的致密度与抗压强度分别达到94.5%和578.7 MPa。Hong等[25]分别将平均粒径为75、16、8、5 μm的SiC颗粒与不同成分的基体粉末（纯铝、6061Al、Al-5Mg-2.5Si合金）充分混合后，采用放电等离子烧结技术实现了50%（体积分数）SiC/Al复合材料的制备。研究发现，SiC粒径与烧结工艺参数是复合材料获得优异力学性能的关键因素，当SiC粒径为16 μm，基体材料为6061Al，且烧结压力、温度和时间分别为50 MPa、520 ℃和8 min时复合材料具有最佳综合力学性能，其弯曲强度达649 MPa，热导率为189 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$，在50～100 ℃区间的平均热膨胀系数仅为$7.9\times10^{-6}$ K^{-1}。

粉末冶金法通过增强颗粒与铝合金基体接触界面处产生的原子扩散实现冶金结合，该制备方法基本不受增强颗粒及合金基体的种类限制；同时，对原料的配比进行设计和调整能够制备出具有不同增强颗粒含量的铝基复合材料，并可获得较高的增强颗粒体积分数。但是该方法所需设备成本较高、工艺路线较

复杂、制备周期较长；在高温高压条件下的烧结过程中，增强颗粒与铝合金基体可能在接触界面处生成脆性相，对复合材料性能产生不利影响；此外，铝基复合材料制件的结构、形状及尺寸也受到一定限制。

1.1.3 浸渗法

浸渗法的工艺过程是将增强颗粒与黏结剂混合后制备多孔预制件，之后向预制件中浇注铝合金熔体使其在自发或外加作用下浸渗，凝固后制得复合材料坯料或构件。Zhang 等[26]利用自发熔渗工艺将 Al-8Mg-7Si 合金渗入多孔 SiC 蜂窝陶瓷中，成功制备出具有互穿结构的 19%（体积分数）SiC/Al-Mg-Si 复合材料，在 1000 ℃高温及氮气气氛下 SiC/Al 界面处生成了 AlN 相，有利于提高两者结合强度；复合材料在轴向具有较高热导率（138.3 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$），径向表现出较低热膨胀系数（$11.40\times10^{-6}\ K^{-1}$）。Dong 等[27]采用凝胶注模与真空压力浸渗工艺制备出复杂形状 52%（体积分数）SiC/Al 复合材料制件，分别选用纯铝、Al_4Mg 和 Al_4Mg_2Si 作为基体材料。研究发现，Mg 元素可显著改善 SiC 颗粒与基体的界面润湿性，从而提高复合材料的相对密度；Si 元素则能够有效抑制界面处有害相 Al_4C_3 的生成，使复合材料展现出优异的综合性能；SiC/Al_4Mg_2Si 复合材料的相对密度达 99.2%，热导率为 150 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$，热膨胀系数低至 $10.1\times10^{-6}\ K^{-1}$，弯曲强度高达 489 MPa。Zhang 等[28]采用冷冻铸造与压力浸渗工艺制备出层状结构 30%（体积分数）TiB_2/A380 铝基复合材料；沿层片方向其抗压强度达 640～710 MPa，三点弯曲强度达 629 MPa，断裂韧性为 16.4 $MPa\cdot m^{1/2}$，均高于垂直于其层片方向的相应性能；复合材料在室温下的显微硬度为 241HV，在 300 ℃下仍保持 183HV，表明其具有较优异的热稳定性。

采用浸渗法可以使铝基复合材料获得较高的增强颗粒体积分数，以及实现较复杂形状构件的近净成形制造，利于减少后续加工工序及降低生产成本。但是该方法所需设备较复杂、工艺周期较长；对增强颗粒与铝合金基体之间的润湿性要求较高。

1.1.4 增材制造法

增材制造常被称为 3D 打印，该技术将增强颗粒与铝合金粉末均匀混合后，借助高能量束（如激光或电子束）选择性熔化，通过逐层累加材料的方式实现铝基复合材料复杂形状构件的精确成形，具有较高的设计自由度与材料利用率。Al-Si 合金作为典型的铸造铝合金，因其优异的熔体流动性、良好的铸造性能以及较小的凝固收缩率，成为目前增材制造铝合金中应用最成熟、广泛的体系之一[29]。

徐浩宇等[30]采用激光粉末床熔融（laser powder bed fusion，LPBF）技术制备了 7% B_4C/AlSi10Mg 复合材料，通过优化激光功率和扫描速度等工艺参数，研究了线能量密度对复合材料微观组织与性能的影响。研究发现，微米 B_4C 颗粒与 Al 基体界面润湿性良好；在熔池中心达 1800 ℃的高温作用下，B_4C 颗粒中的 B、C 元素向 Al 基体扩散并发生界面反应，生成了 Al_3BC、AlB_2 以及微量 Al_4C_3 相，其中纳米级长杆状的 Al_3BC 相与 Al 形成高强度半共格界面，而结构疏松的脆性 Al_4C_3 相则削弱了界面结合强度与颗粒强化效果。洛毅等[31]采用激光选区熔化（selective laser melting，SLM）技术制备了 B_4C/AlSi10Mg 复合材料，通过优化激光功率、扫描速度和扫描间距等工艺参数，B_4C 含量为 3% 的复合材料致密度最高可达 99.39%，其硬度、抗拉强度和伸长率分别为 163.5HV、492 MPa 和 4.57%；而当颗粒含量增加至 5% 时，复合材料硬度有所提升，但致密度、抗拉强度和延伸率均降低，且脆性较高使其加工性能降低。Gu 等[32]通过数值模拟与 SLM 实验发现，在 AlSi10Mg 合金中添加 SiC 或 TiB_2 增强颗粒，能有效强化激光束与原料颗粒间的相互作用，进而显著提高原料对激光的吸收率。

增材制造作为一类新兴制造技术，无需特定模具即可精确成形复杂结构零件，一定程度上显著缩短材料从设计到制造的生产周期，在铝基复合材料的制备与成形领域展现出巨大的应用潜力。然而，该技术对原料粉末的质量要求极高，且设备条件与工艺参数对成形制件的微观组织和综合性能影响显著，未来需深入研究工艺参数对成形质量的作用机制，并优化复合材料组成设计以进一步提升其流动性和抗热裂性能。

1.2 原位合成法

原位合成法是将含有增强颗粒组成元素的反应物与基体铝合金混合后，在一定条件下使反应物之间或者反应物与基体合金元素发生化学反应，在铝合金中合成增强颗粒的制备方法。通过设计参与原位反应的化学元素或反应物的种类、组成以及反应活性，能够实现对原位增强颗粒的种类、尺寸、含量和分布的调控。与外加法相比，原位合成法将增强颗粒的制备、预处理及添加等单独工序合并，简化了制备工艺流程；此外，增强颗粒在基体中原位形核并长大，与基体具有良好的润湿性，同时避免了外加颗粒的表面容易附着杂质等污染问题，因此增强颗粒与基体之间的结合界面更洁净、结合强度更高[33-34]。

1.2.1 自蔓延高温合成法

19 世纪 60 年代俄罗斯学者 Merzhanov 等[35]发现了一种特殊的固态燃烧过程，其反应物和产物即使在

高温燃烧状态下仍保持固态，该现象被称为固体火焰（solid flame，SF）。随着研究的进一步深入，学者们开发出了一种制备复合材料的有效方法，即自蔓延高温合成法（self-propagating high-temperature synthesis，SHS），该方法工艺过程是将所需反应组分与铝合金粉末混合并压制成预制坯后，利用外部初始能量诱发化学反应并形成燃烧波，使其自发蔓延至整个体系后制得复合材料。Matveev 等[36]以钛粉、硼粉和铝粉作为反应原料，采用自蔓延高温合成法制备了 TiB_2/Al 复合材料，并研究了 Al-Ti-B 反应体系中铝含量对合成过程、产物结构及相组成的影响规律。结果表明，当铝含量为 10% 时，合成产物呈现出由铝膜包覆的独立 TiB_2 颗粒结构；当铝含量提升至 30% 和 60% 时才形成了 TiB_2 颗粒分布于铝基体中的复合组织结构；此外，铝含量由 10% 增加至 60% 后 TiB_2 颗粒由 3.37 μm 显著细化至 0.41 μm。Li 等[37]开发出一种改进的熔体-自蔓延高温合成技术，以 H_3BO_3、TiO_2、铝粉和钛粉作为反应原料，经混合及冷压制坯后，将预制粉末坯压入纯铝熔体，坯块与铝熔体发生合成反应后成功制备出 5% TiB_2/Al 复合材料；研究表明，随着钛粉含量增加，原位反应速率显著提升；当钛粉与 TiO_2 的质量比为 2∶3 时，TiB_2 颗粒在基体中实现弥散分布。

自蔓延高温合成法可通过调节热能的释放和传输速率以控制燃烧反应的速率、温度、转化率和合成产物的成分及结构；所需外部能耗较低，生成产物纯净度较高。但是制备过程中的反应温度较高且反应速率较快，难以完全自主控制反应进程；制备工艺流程较为复杂，且生成的复合材料具有较高孔隙率，力学性能较低，需要结合后续致密化工序。

1.2.2　放热弥散法

放热弥散法（exothermic dispersion synthesis，XD）是在 SHS 法基础上改进而来的复合材料制备方法，其基本工艺过程为将增强颗粒组成元素粉末与合金相共同加热，加热温度通常高于合金相的熔点但远低于产生增强颗粒所需的温度，通过增强颗粒组成元素的放热原位合成反应以生成增强颗粒而制得复合材料。Zhu 等[38]将纯铝粉、TiO_2 和 B_2O_3 粉末球磨混合并冷压制坯后，利用真空炉将坯料加热至 800 ℃以发生燃烧合成反应，制备得到混合增强颗粒总含量 30%（体积分数）的铝基复合材料。研究发现，当 B_2O_3/TiO_2 摩尔比小于 1 时，反应产物由颗粒状 α-Al_2O_3、TiB_2 及棒状 Al_3Ti 组成，α-Al_2O_3 颗粒由于与铝基体的润湿性较低而偏聚于晶界；当 B_2O_3/TiO_2 摩尔比接近 1 时，复合材料中 Al_3Ti 相基本消失，由于 TiB_2 与铝基体相容性良好，可成为凝固过程中基体形核核心，从而使基体晶粒细化，并促进 α-Al_2O_3 颗粒的分布均匀性。Zhu 等[39]以纯铝粉和 ZrO_2 粉末为反应原料，采用 XD 法成功制备出 30%（体积分数）（α-Al_2O_3＋Al_3Zr）/Al 复合材料。研究表明，Al 与 ZrO_2 反应生成 α-Al_2O_3 和活性 Zr 原子，随后活性 Zr 原子扩散至基体与铝结合形成 Al_3Zr 相；增强颗粒在基体中分布较为均匀，该复合材料的抗拉强度、延伸率与显微硬度分别达到 215.2 MPa、3.0% 和 304 MPa。Dayanand 等[40]通过 6061 铝合金与 KBF_4 之间的放热弥散反应制备了增强颗粒含量为 3% 和 5% 的 AlB_2/6061Al 复合材料。结果表明，AlB_2 颗粒在基体中分布均匀、无明显团聚现象；增强颗粒含量的增加能够降低复合材料的体积磨损率，提高材料的耐磨性能。

放热弥散法可用来制备增强颗粒含量较高的铝基复合材料；合成反应利用自身化学能，所需能耗较低；反应原料的利用率较高，有利于降低生产成本。但是与 SHS 法相似，该技术工艺流程较为复杂，生产周期较长；为了获得理想的复合材料，需要对反应粉末粒度、压坯密度与加热条件等参数进行精确控制，否则易出现反应不完全、组织不均匀或产生副产物等缺陷。

1.2.3　反应热压法

反应热压法（reaction hot pressing，RHP）的工艺过程是将反应组分充分混合后在高温、高压条件下烧结，通过放热原位反应生成增强颗粒以制得铝基复合材料。王桂松等[41]以纯铝粉、硼粉、B_2O_3 和 TiO_2 粉末为原料，经球磨、反应热压及热挤压后制得（Al_2O_3＋TiB_2＋Al_3Ti）/Al 复合材料。研究表明，Al_3Ti 相由 TiO_2 还原出的 Ti 在铝液中长距离扩散而形成，呈现不规则形状且尺寸约几十微米；Al_2O_3 在 TiO_2 和 B_2O_3 表面生成，为细小弥散的等轴状颗粒；TiB_2 为细小弥散的六边形颗粒，在 B 粉末表面生成。Zhuang 等[42]以 2024Al 粉和 Ti_3AlC_2 粉末为原料，通过高能球磨与反应热压技术制备了具有准连续网状结构的 Ti_3AlC_2-Al_3Ti/2024Al 复合材料。研究发现，高能球磨使粒径 4～5 μm 的 Ti_3AlC_2 粉末均匀包覆于粒径 80～100 μm 的 2024Al 粉表面，在烧结过程中少量 Ti 原子扩散至基体中与 Al 发生了原位反应并生成 Al_3Ti 颗粒，最终 Ti_3AlC_2 与 Al_3Ti 协同形成了复合材料的网络骨架结构；与基体铝合金相比，复合材料的压缩、拉伸及弯曲强度均显著提升，同时延性仅有较轻微下降。

反应热压法结合高温烧结、外压成型及原位反应，其工艺参数控制较为精确，制备的铝基复合材料具有较高的致密度及力学性能。但是该制备工艺较

复杂，同时对设备的要求较高、生产成本较高；此外，生产周期较长、制备效率较低，复合材料制件的形状受到设备限制。

1.2.4 直接反应合成法

直接反应合成法（direct reaction synthesis，DRS）的工艺过程是将增强颗粒反应组分充分混合并压制成预制坯，之后加入铝熔体中通过放热原位反应生成增强颗粒以制备铝基复合材料。Liang 等[43]将钛粉、石墨粉和铝粉混合并压制成预制坯，之后将其投入 Al-4.5Cu 合金熔体进行原位反应，最后通过浇铸制备出 TiC/Al-4.5Cu 复合材料铸锭。研究发现，通过设计预制坯中各原料的含量比例可调控增强颗粒尺寸并抑制副产物生成；当预制体中钛/碳原子比为 1 且铝含量为 10% 时，可有效抑制 Al_3Ti 相的生成，球形原位 TiC 颗粒尺寸约为 2～3 μm，该复合材料的抗拉强度达 411.62 MPa，延伸率为 12.3%。Ma 等[44]利用 Al-Ti-B_4C 反应体系制备出（TiC＋TiB_2）/Al-5.5Cu 复合材料。结果表明，原位反应生成了球形 TiC 颗粒（平均粒径 59 nm）与六方 TiB_2 颗粒（平均粒径 158 nm），这种亚微米/纳米混合增强颗粒促进了初生 α-Al 晶粒的细化，且有效抑制了 Cu 原子的偏聚并形成细小弥散的析出强化相，最终使复合材料在室温及高温下均实现了强度-塑性的协同提升；含 0.7%TiC-TiB_2 的复合材料在 25、220、260 ℃的屈服强度分别达到 529、214、183 MPa，同时伸长率与基体合金相比分别提升 4%、50%、62%。

直接反应合成法的工艺流程较短，生产效率较高，制备成本较低。但是该技术对反应过程的控制难度较大，同时对反应原料纯度、配比及反应条件的控制要求较高。

1.2.5 混合盐反应法

混合盐反应法（mixed salt reaction，MSR）是由英国 London Scandinavian Metallurgical（LSM）公司开发出的一种 TiB_2/Al 复合材料制备技术，图 2[45]所示为混合盐反应法制备装置示意图。该方法的工艺过程是将氟硼酸钾（KBF_4）和氟钛酸钾（K_2TiF_6）两种反应氟盐按照 Ti/B 原子比为 1/2 的比例混合，之后加入铝熔体中并持续搅拌，通过混合盐和铝熔体之间的放热反应生成原位 TiB_2 颗粒；反应结束后去除含有 $KAlF_4$ 和 K_3AlF_6 的反应副产物，之后将复合材料熔体浇注到相应模具中，制得 TiB_2/Al 复合材料铸锭或构件。

KBF_4-K_2TiF_6 混合盐在铝熔体中会发生下列化学反应[46]如式（1）～（8）所示：

$$3K_2TiF_6+13Al\rightarrow 3Al_3Ti+3KAlF_4+K_3AlF_6 \quad (1)$$

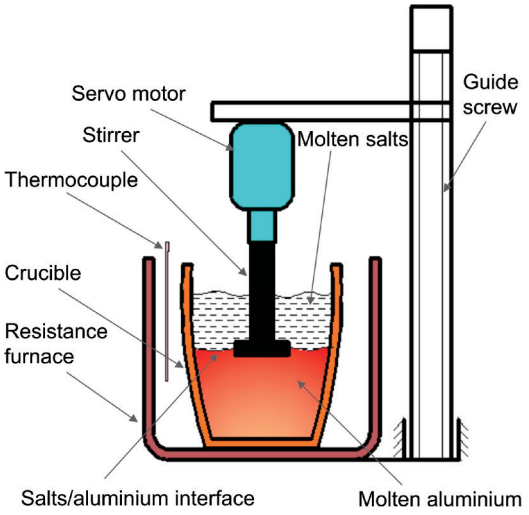


图 2 混合盐反应法制备装置示意图[45]

Fig.2 Schematic diagram of the experimental set-up of MSR[45]

$$2KBF_4+3Al\rightarrow AlB_2+2KAlF_4 \quad (2)$$

$$Al_3Ti\rightarrow [Ti]_{Al}+3Al \quad (3)$$

$$AlB_2\rightarrow 2[B]_{Al}+Al \quad (4)$$

$$[Ti]_{Al}+2[B]_{Al}\rightarrow TiB_2 \quad (5)$$

$$[Ti]_{Al}+AlB_2\rightarrow TiB_2+Al \quad (6)$$

$$2[B]_{Al}+Al_3Ti\rightarrow TiB_2+3Al \quad (7)$$

$$\text{Overall reaction: } 3K_2TiF_6+6KBF_4+10Al\rightarrow 3TiB_2+9KAlF_4+K_3AlF_6 \quad (8)$$

Lakshmi 等[47]通过改变混合盐反应时间研究了反应程度与 TiB_2 生长行为及生成量的关系，结果表明随着反应时间的延长，复合材料中生成 TiB_2 的质量分数先增加后降低，晶粒尺寸呈现先显著细化后粗化的规律性变化。Chen 等[48]研究了铝熔体温度及反应时间对 5%TiB_2/Al 复合材料组织及性能的影响。研究发现，当反应温度为 750 ℃时，反应速率较低导致复合材料中残余大量的 Al_3Ti 和 AlB_2 中间相；当反应温度升至 850 ℃和 950 ℃时原位反应进行完全，但在 950 ℃高温下 KBF_4 容易分解为 KF 和 BF_3 气体造成 B 元素损耗，进而导致 TiB_2 含量的降低；反应时间 60 min 时复合材料的力学性能获得显著增强，与基体合金相比其抗拉强度提升 140%，同时基体晶粒组织显著细化，平均晶粒尺寸降至 71.5 μm。

基于超声波在液体介质中能够产生空化效应与声流效应等独特的能场作用[49]，学者们将超声处理技术引入颗粒增强铝基复合材料的原位制备工艺中。Gao 等[50]采用混合盐反应法制备了 2.5%（体积分数）TiB_2/Al-4.5Cu 复合材料铸锭，将其在 720 ℃重熔后对熔体进行了超声振动处理。研究发现，超声处理 30 s 可基本消除复合材料中的大尺寸 TiB_2 颗粒团聚体，继续延长至 120 s 后团聚体被完全消除，TiB_2 颗粒在基体

中均匀弥散分布，复合材料的力学性能获得显著提升，其屈服强度和抗拉强度分别提高 84% 和 39%；TiB_2颗粒团聚体的破碎和分散可归因于超声空化效应和声流效应的共同作用（作用机制如图 3 所示），其中，空化效应产生的高压冲击波能够破碎颗粒团聚体，同时声流效应对熔体持续搅拌，促进颗粒在熔体中的分散。Wu 等[46]在混合盐反应完成后对熔体施加 3 min 超声振动处理，之后通过重力铸造制备出 5%TiB_2/7075 复合材料铸锭。结果表明，超声处理通过三种协同效应实现了TiB_2颗粒的均匀分散：空化冲击波穿透TiB_2团聚体、热效应加速Al_3Ti中间相分解、声流效应促进熔体均质化；与未进行超声处理的复合材料相比，超声处理后TiB_2颗粒的解聚与分散使复合材料的强度与延性同步提升。

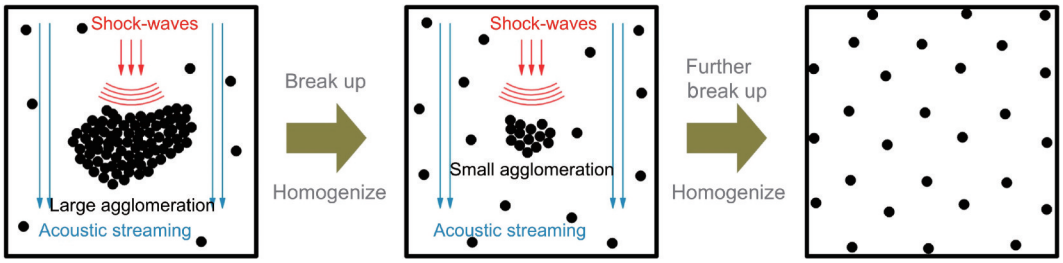


图 3　超声空化和声流效应对增强颗粒分布的作用机制[50]

Fig.3　Schematic diagram of ultrasonic cavitation and acoustic streaming effects on reinforced particles distribution[50]

与其余原位制备方法相比，混合盐反应法的制备工艺过程较为简单，成本相对低廉，易于工业化生产；制备的复合材料中TiB_2增强颗粒尺寸细小、多为亚微米级，并且其与铝基体的润湿性和结合性良好；结合超声处理技术可实现增强颗粒在基体中的均匀弥散分布，充分发挥颗粒增强铝基复合材料的性能潜力，因此该制备方法受到研究者们的广泛关注。

2　铝合金及铝基复合材料半固态加工技术

2.1　半固态加工技术简介

传统的金属成形主要分为液态成形和固态成形两类，在 20 世纪 70 年代初美国麻省理工学院的 Flemings 教授等提出了新的金属成形技术，半固态加工技术（semi-solid processing，SSP）[51]，利用金属在固、液相共存状态下所具有的特性进行成形加工，是一种介于铸造与塑性成形之间的成形方法。半固态金属中的固相晶粒相互分离并被液相包裹，在液相的润湿作用下，晶粒形状基本保持球形或近球形，因而具有低应力和低黏度的流变特性。在半固态成形过程中，金属坯料主要依靠近球形晶粒在液相中的转动/滑动机制进行变形流动，因此成形所需载荷小、模具寿命高、制件的成形精度和表面质量良好。

半固态成形按照原料制备工艺流程主要分为流变成形与触变成形[52]。流变成形需要将熔融的液态金属冷却至半固态温度区间，同时对其进行剧烈搅拌或特殊处理以改变其凝固行为，通过破碎树枝晶及抑制其生长以获得近球形初生晶粒均匀悬浮于液相中的半固态浆料，之后将该半固态浆料浇入模具进行成形；触变成形是将金属铸锭升温至半固态温度后进行等温处理，以获得具有近球晶组织的半固态坯料，之后使其冷却凝固后根据生产需要进行存储、运输以及切割下料，在成形之前将坯料重新加热至半固态温度区间并保温（此时坯料仍然保留球晶组织），随后对其进行锻造、挤压等成形加工。相比于流变成形，触变成形能够更方便地进行坯料的保存与运输，可实现柔性化、模块化生产，因此触变成形技术获得了广泛的研究和发展。

触变成形技术与传统金属成形技术相比具有以下优势[53]：

（1）使用材料范围广泛，理论上具有合适固液相区间的金属材料都能够采用半固态成形技术。

（2）与塑性成形相比，触变成形过程中坯料的流动应力更低，变形抗力更小，流动性更好，因此可成形制造复杂形状构件。

（3）与液态金属相比，半固态坯料具有较高黏度，在触变成形过程中能够平稳充填型腔，避免喷溅和气体的卷入，从而减少成形制件中的气孔缺陷，成形制件的微观组织更加致密、综合力学性能更高。

（4）与液态金属相比，半固态坯料对模具产生的热冲击影响较低，因此可以延长模具使用寿命。

（5）半固态坯料中的固相组织可减少成形后期的凝固收缩，因而成形制件具有较高的尺寸精度、成形质量高、加工余量少，可实现近净成形，降低加工成本和材料损耗。

2.2 半固态触变坯料制备方法

半固态成形的前提和关键是制备出具有细小均匀非枝晶的球晶组织的半固态浆料/坯料。经过多年研究已开发出多种半固态浆料/坯料制备方法，按照金属材料的初始状态可分为液相法和固相法。其中，液相法以金属熔体作为初始材料，通过控制金属熔体的凝固过程，例如对金属熔体进行搅拌或向其中添加晶粒细化剂等方法抑制树枝晶的生长，使其逐渐演化成具有近球形固相晶粒的半固态组织。液相法用于制备液相含量较高的半固态浆料以进行半固态流变成形，目前主要包括搅拌法[54-56]、气体诱导法[57]、低过热度倾斜板浇注法[58]、剪切低温浇注法[59]、蛇形通道浇注法[60]、自孕育法[61]等。固相法采用固态金属作为初始材料，主要用于制备液相含量较低的半固态坯料，以作为半固态触变成形的原料。

2.2.1 应变诱导熔化激活法

应变诱导熔化激活法（strain induced melt activation，SIMA）由 Young 等[62]于 1983 年提出，其工艺过程为首先在低于固相线以下温度对铸态金属坯料进行挤压、轧制、锻造等热加工，产生变形晶粒结构，之后将坯料降至室温并对其进行冷加工，最后将金属坯料加热至半固态温度并保温，最终获得半固态坯料。SIMA 法利用塑性加工破碎金属铸锭中的铸态枝晶组织，并形成变形组织以充分积累应变能，使变形组织在热加工以及半固态升温阶段能够发生动态与静态再结晶而生成细小再结晶晶粒，之后在半固态等温阶段再结晶晶粒发生长大与球化，最终可形成具有均匀细小近球形固相晶粒的半固态坯料。

Qin 等[63]采用 SIMA 法制备了 Mg_2Si/Al-Si-Cu 复合材料半固态坯料，并研究了半固态重熔工艺参数与热压缩变形量对复合材料半固态组织的影响。结果表明，在半固态温度 580 ℃下随等温时间的延长，基体 α-Al 晶粒尺寸逐渐升高且晶粒形貌更趋向球化；当压缩比由 16.70% 增加至 33.33% 时，α-Al 晶粒的球化程度增加且晶粒发生细化，由于在较大变形量下材料内发生更高应变，晶粒中储存变形能更高，因此在再结晶阶段基体中的再结晶晶粒数量增加，使晶粒整体发生细化。Binesh 等[64]以商用 7075 铝合金棒材作为原料，通过室温压缩及半固态等温处理制备出半固态坯料，研究发现，铝合金在 600～620 ℃下经过 5～35 min 的半固态等温处理后，室温压缩产生的定向纤维织构逐渐转变为随机取向；随着压缩比增大，半固态组织平均晶粒尺寸减小且球化程度提高，当压缩比达到 55% 时半固态组织形态良好；在等温处理时固相晶粒会发生粗化，而位于晶界的 Al_6(Cu，Fe)弥散析出相能够钉扎迁移液膜，延缓晶粒粗化速率，而当半固态温度较高导致析出相尺寸小于液膜厚度时，其抑制粗化效果会随温度升高而减弱。

采用 SIMA 法所获半固态坯料的微观组织均匀、晶粒细小圆整。然而该方法需要经过多道变形和加热工序，生产效率较低，且难以制备大尺寸或形状较复杂的坯料；此外，其对工艺控制要求较高，变形量、半固态等温温度与时间等工艺参数直接影响半固态坯料质量。

2.2.2 再结晶重熔法

Kirkwood 等[65]于 1991 年开发出再结晶重熔法（recrystallization and partial melting，RAP），其工艺过程是将金属铸锭于再结晶温度以下进行温变形加工以储存变形能，之后在半固态温度区间进行等温处理后可获得半固态坯料。RAP 法与 SIMA 法的工艺原理基本相同，由于 RAP 法只需要进行单次塑性变形处理，与 SIMA 法相比缩短了工艺流程，有利于进一步降低成本、提高生产效率。

Jiang 等[66]分别在 300 ℃和 400 ℃下经 9∶1 挤压比热挤压成型的 7075Al 棒材为原料制备了半固态坯料，其中，300 ℃挤压棒材直接进行半固态等温处理（RAP 法），400 ℃挤压棒材经 12% 室温预变形后再进行等温处理（SIMA 法）。结果表明，与 SIMA 法相比，RAP 法可在更低的球化温度获得更优的球化效果，但其半固态晶粒尺寸略大；固相晶粒的粗化过程中合并机制与 Ostwald 熟化同步作用，两种制备方法下固相晶粒粗化速率常数相近。Bolouri 等[67]采用 RAP 法分别制备了 2024Al、6061Al 和 A356 铝合金半固态坯料，研究了液相分数与半固态坯料拉伸性能之间的关系。研究发现，半固态坯料的拉伸断裂模式主要包括沿晶界共晶液膜的晶间断裂，以及晶粒与液膜界面的直接分离；随着液相分数的增加，在初始阶段拉伸强度与塑性显著下降，之后同步提升；初始性能下降归因于固相晶粒骨架结构的弱化，而之后性能提升是由于晶粒与液膜间的结合强度的提升，具体表现为其界面结合足以将拉伸应力传递至晶粒引发其塑性变形。

传统的塑性变形加工方式如锻造、挤压和轧制等，会使金属坯料的初始形状和尺寸发生较大变化，并且对于大尺寸坯料其内部应变难以均匀分布，容易导致半固态坯料中晶粒组织均匀性的降低，因此学者们引入新的应变诱导方法使金属获得更均匀、更剧烈的塑性变形。

Haghdadi 等[68]结合累积反向挤压技术（accumulative back extrusion，ABE）与 RAP 法制备了 A356 铝合金半固态坯料，ABE 技术的每个加工循环包含反向挤

压与二维约束反压两工步，每步可对坯料施加约 2 的有效塑性应变。结果表明，ABE 产生的剧烈塑性变形可完全消除铝合金铸态枝晶结构，获得含有细小圆整共晶 Si 颗粒的细晶组织；ABE 产生高应变能及共晶 Si 颗粒细化作用促进了晶粒形核生长速率、提高了液相的生成能力与润湿性，共同导致固相晶粒粗化常数升高。Yang 等[69]利用等通道角挤压技术（equal-channel angular processing，ECAP）与 RAP 法制备了 6061Al 半固态坯料，通过不同 ECAP 道次与不同 ECAP 路径对铝合金进行剧烈塑性变形以提供充足的应变累积。Jiang 等[70]以长轴 2A50 铝合金棒材为原料，结合了径向锻造（radial forging）与 RAP 法制备出半固态坯料。研究发现，径向锻造后铝合金微观组织以纤维状晶粒与低角度晶界为主，经半固态等温处理后演化为球形等轴晶与高角度晶界。

2.2.3　半固态等温处理法

Jiang 等[71]为了降低传统 SIMA 和 RAP 工艺制备成本并缩短成形加工时间，开发出半固态等温处理法（semi-solid isothermal treatment，SSIT），其工艺过程为首选将合金坯料进行热加工，随后直接加热至半固态温度并保温一段时间，最终获得具有球状晶粒的半固态坯料（如图 4 所示）。与 SIMA 法相比，SSIT 法无需在半固态等温处理前进行冷变形工序，可降低制备成本；与 RAP 法相比，SSIT 法采用热加工能够实现更低的变形抗力。

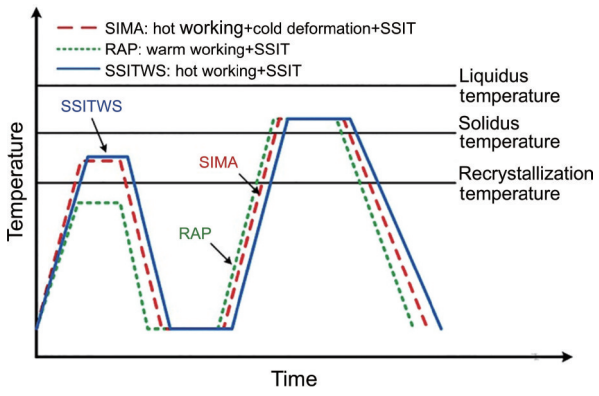


图 4　半固态等温处理法工艺过程示意图[71]

Fig.4　Schematic illustration of the SSIT process[71]

Xiao 等[72]采用 SSIT 法制备了 7075Al 半固态坯料，并研究了热挤压态 7075 铝合金在升温阶段的再结晶和织构组织演变。结果表明，在连续升温阶段合金发生再结晶，再结晶程度随温度升高而增加，当加热至 580 ℃时再结晶基本完成，伸长晶粒完全转变为等轴晶；在半固态等温处理阶段，等温温度与保温时间均对半固态晶粒的尺寸与球化程度影响显著，合金的粗化速率随着等温温度的升高先增加后下降。Liu 等[73]以 2A14 铝合金热轧板为原料制备了半固态坯料，分析了热轧板三维方向的微观组织演变，研究了半固态等温处理工艺参数对半固态组织的影响。结果表明，不同方向的半固态组织存在差异，其中法面固相晶粒尺寸均匀且圆整度良好，轧面晶粒尺寸不均且形状不规则，横截面由少量等轴晶和大量伸长晶粒组成；等温处理前 15 min 固相晶粒发生粗化，继续保温后晶粒尺寸趋于稳定，晶粒粗化机制以晶粒合并为主，Ostwald 熟化现象不明显。Zhang 等[74]对商用 6A02 铝合金热挤压棒料进行半固态等温处理，制备的半固态坯料中不同位错密度的伸长晶粒与等轴晶粒共存，而随着等温温度的升高，微观纤维织构密度与晶内位错密度均降低；半固态坯料的力学性能具有各向异性，沿着原始挤压方向表现出最高拉伸强度与延伸率。

2.2.4　粉末冶金法

采用粉末冶金法制备半固态坯料的基本工艺过程为，首次将不同种类的金属粉末充分混合并进行冷压，之后将冷压坯体加热至半固态温度制得半固态坯料。Li 等[75]将 2024 铝合金粉末冷压坯体在 635 ℃下进行半固态重熔，制备出具有细小球状初生晶粒的 2024Al 半固态坯料，结果表明，重熔过程中微观组织的演变过程包括：粉末内部晶粒的初始粗化、晶粒表面连续液膜的形成以及最终晶粒轻微粗化；与传统半固态坯料制备方法相比，由于原始 Al 粉呈球形（粒径 20 μm）且固相晶粒粗化速率较低，该工艺无需经历球化阶段可直接获得细小球状晶粒。Liu 等[76]通过 Al-Si 混合粉末的液相反应烧结技术成功制备了 Al-8Si 合金半固态坯料，研究发现，在反应过程中生成的 Al-Si 液相产物对 Al、Si 颗粒的润湿性良好，液相含量随着反应温度的升高和时间的延长而增加，在 615 ℃反应 4 h 后液相含量达 47.5%；Al 颗粒的固相烧结导致半固态坯料中铝晶粒长大；较低的液相黏度与较高的原子扩散系数有助于减小板条状 Si 相尺寸；半固态坯料的强度随液相含量的增加而提升，液相中的 Si 颗粒可以有效阻碍裂纹扩展，通过细化 Si 颗粒并提高 Al 晶粒的强度有助于提升半固态坯料的综合性能。

2.3　半固态触变成形工艺

通过采取适当的制备方法以及工艺参数获得理想的半固态坯料后，学者们进一步对铝合金及铝基复合材料的触变成形工艺以及成形过程中半固态坯料在成形过程中的流动行为等方面展开了深入探索。基于半固态坯料所具有的近球形晶粒结构，在半固态

触变成形过程中坯料的变形机制主要包括液相流动、含固相颗粒的液相流动、固相颗粒间滑动以及固相颗粒塑性变形。随着坯料中固-液比例的变化以及变形过程的推进，主导变形机制会发生相应转变。当液相含量较高时，固相晶粒被充足液相包裹，坯料变形以液相流动及含固相颗粒的液相流动为主；而当液相含量较低时，固相晶粒间仅存在薄液膜或直接接触，变形则主要由固相颗粒间滑动和固相颗粒塑性变形所主导[77]。

Ragheb等[78]研究了SIMA与触变成形对319Al微观组织和力学性能的影响。研究表明，半固态固相晶粒形貌随SIMA预变形量的变化而改变，SIMA最佳工艺参数为预变形量30%、半固态温度560 ℃以及保温时间30 min，制得固相率为60%、平均晶粒尺寸为56 μm且形状因子为0.88的理想半固态坯料；与铸态319Al合金相比，触变成形使合金的硬度由78.1 HB提升至115.6 HB，增幅达48%，同时，抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提升了30%、69%和180.5%，此外，合金韧性增幅达到289%。Mathew等[79]研究了半固态触变锻造对5% TiB_2/Al-4.5Cu复合材料微观组织与力学性能的影响，其中半固态坯料液相分数为0.3、锻压比为30%和50%。结果表明，触变锻造促使复合材料中TiB_2颗粒团簇破碎，实现了TiB_2颗粒与Al_2Cu析出强化相在基体中的均匀分布，同时诱发动态再结晶与高密度 位错下的晶粒形核，显著细化基体晶粒，使复合材料的硬度及弹性模量显著提升。

Neag等[80]对7075Al进行触变反向挤压成功得到杯形制件(图5(a))，研究表明，通过感应加热快速形成了由薄液膜包裹的球状固相晶粒构成的半固态组织；在触变成形过程中，半固态坯料保持准均匀流动状态，坯料的变形通过球晶的互相重排实现、基本无塑性变形发生；在较高固相分数下(0.75~0.8)固相晶粒之间仅存在微弱连接，大部分晶界被液相润湿；当半固态温度较低时，触变成形制件中仅有轻微液相宏观偏析现象，而随着半固态温度升高，宏观偏析显著加剧，导致制件形状与表面质量恶化。Jiang等[81]通过半固态触变锻造成功制造出5A06铝合金复杂薄壁支架构件(图5(b))，其最小壁厚为6 mm、拔模角仅为1°且加工余量为1 mm。结果表明，初始坯料形状对触变锻造时坯料的填充过程影响较小；由于半固态坯料的固相分数较高且固相晶粒圆整度较低，在充填流动过程中固相晶粒发生塑性变形的比例升高，显著提升了成形构件的力学性能，其屈服强度、抗拉强度和延伸率最高可达149.63 MPa、322.3 MPa和41.48%；大尺寸椭球晶粒引发的塑性变形程度增加有助于改善力学性能，而延伸率的显著提升则归因于Mg_5Al_8相在触变锻造过程中的均匀再析出。Wang等[82]利用半固态触变锻造成形出6061Al涡旋氢泵用涡旋构件(图5(c))，通过数值模拟确定了最佳触变锻造工艺参数，成形过程中最大载荷为3000 kN；涡旋构件轮廓完整、表面光滑、无明显宏观缺陷；构件平均晶粒尺寸为76.5 μm，其屈服强度和抗拉强度分别达到165 MPa和260 MPa；在触变成形过程中，半固态坯料微观组织演变过程主要包括三阶段：固相骨架与大尺寸固相晶粒的塑性变形、液相流动及其对固相晶粒的润滑以及液相的凝固。

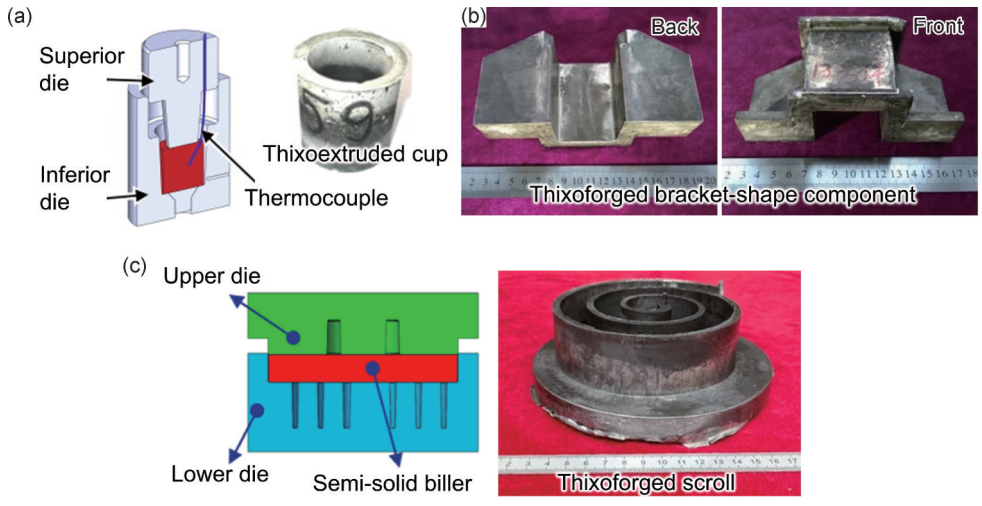


图5 半固态触变成形模具及构件

(a)触变挤压模具及杯形件[80]；(b)触变锻造支架构件[81]；(c)触变锻造模具及涡旋构件[82]

Fig.5 Semi-solid thixoforming die and component

(a)thixoextruded die and cup component[80]; (b)thixoforged bracket-shape component[81]; (c)thixoforged die and scroll component[82]

半固态触变成形技术，作为金属材料在固液组织共存状态下的一种先进近净成形工艺，目前已通过触变挤压及触变锻造等多种方式，成功应用于铝合金复杂形状构件的制备。通过精确调控半固态处理温度、坯料固/液相率、成形压力等关键工艺参数，触变成形构件能够获得良好成形质量（较高的尺寸精度与表面质量），同时具备均匀的微观组织以及理想的力学性能，充分展现了半固态触变成形技术在实现铝合金复杂构件的高质量、高效率近净成形方面的巨大应用潜力与竞争力。然而，相较于铝合金中较为深入的研究与应用，将半固态触变成形技术应用于颗粒增强铝基复合材料的报道仍相对有限，在触变成形过程中增强颗粒与铝基体之间的界面结合、颗粒分布均匀性等微观机理问题仍有待探索。尽管如此，该技术所具有的低变形抗力和近净成形能力，为解决颗粒增强铝基复合材料在传统加工中面临的瓶颈问题提供了独特的解决路径。

3　总结与展望

颗粒增强铝基复合材料凭借其高比强度、高比刚度和优异的热物理性能，在航空航天、兵器装备、交通运输及新能源汽车等高端装备领域展现出广阔的应用前景，其材料制备与构件制造也长期受到了学者们广泛关注。颗粒增强铝基复合材料的制备核心在于实现增强颗粒的均匀分布、抑制有害界面反应以提升界面结合质量，并提高复合材料的致密度。经过数十年的研究发展，我国在颗粒增强铝基复合材料制备技术相关领域已取得了一系列重要进展，涵盖制备机理探索、工艺技术设计、工艺参数优化以及专用装备研发等方面。

然而，颗粒增强铝基复合材料在构件成形制造方面仍面临显著挑战，制约复合材料在各领域更广泛的应用。增强颗粒的引入在提升材料强度的同时往往导致塑性下降，使得传统铸造与塑性成形方法难以充分发挥其性能潜力，也难以直接成形制造出高性能复杂构件。半固态触变锻造成形技术结合铸造与塑性成形优势，为实现高性能复杂构件的近净成形提供了有效途径，但目前针对颗粒增强铝基复合材料的半固态坯料制备及其触变锻造的相关研究仍相对有限。为推进颗粒增强铝基复合材料的发展并拓展其应用领域，未来有必要在以下四方面开展深入探索与研究：

（1）高性能复合材料的多尺度协同设计与智能化开发。突破传统的“试错法”研究模式，深度融合计算材料学与数据驱动方法，在微观尺度上筛选与铝基体的界面润湿性良好、热膨胀系数匹配的新型增强颗粒材料，发掘其界面稳定性与强化效果潜力。在此基础上，引入机器学习先进技术，构建“增强颗粒/基体元素成分-制备工艺-微观组织-综合性能”映射关系的复合材料大数据库，建立工艺参数优化与性能预测模型，加速新型高性能复合材料的设计与开发周期，实现材料研发的数字化与智能化。

（2）短流程、低能耗的数字化制备与成形一体化技术。面向规模化工业应用，需开发高效、低成本的绿色制备技术。探索将制备与成形环节融为一体的短流程新工艺，例如，开发基于智能制造单元的数字化生产线，实现从熔体处理、复合材料制备到构件近净成形的全流程精确控制，以显著降低能耗与材料消耗，通过实时监控与反馈提升产品一致性与质量稳定性，满足大批量、高性能构件的制造需求。

（3）复合材料在极端环境下的使役行为与寿命预测。为保障关键装备在长期、复杂工况下的安全运行，需要深入开展复合材料在高温、腐蚀、冲击等极端环境下的使役行为研究。通过原位表征技术实时观测材料在热-力-化学多场耦合作用下的损伤演化；建立涵盖界面失效、颗粒破碎、基体塑性变形等多重机制的宏微观力学模型；构建能够准确预测构件在实际复杂工况下的寿命与可靠性理论体系，为关键部件的设计选材与延寿提供坚实的数据和理论支撑。

（4）深化半固态触变成形技术及其与制备工艺的协同调控。继续深化半固态坯料制备技术及触变成形技术在颗粒增强铝基复合材料高性能复杂构件制造中的应用潜力。重点探索半固态重熔组织演变规律、增强颗粒与固/液相组织协同流动行为。通过精确控制重熔温度、保温时间及成形速率等重要工艺参数，实现坯料微观组织的精细调控。加强“制备-成形”一体化研究，明确初始制备工艺获得的颗粒分布与界面状态如何影响后续半固态成形过程中的组织演变与性能，形成全流程的协同优化调控方案。

参考文献

[1] 马宗义，肖伯律，张峻凡，等. 航天装备牵引下的铝基复合材料研究进展与展望[J]. 金属学报，2023，59(4)：457-466.
MA Z Y，XIAO B L，ZHANG J F，et al. Overview of research and development for aluminum matrix composites driven by aerospace equipment demand [J]. Acta Metallurgica Sinica，2023，59 (4)：457-466.

[2] PAWAR P B，WABALE R M，UTPAT A A. A comprehensive study of aluminum based metal matrix composites：challenges and opportunities [J]. Materials Today：Proceedings，2018，5 (11)：

23937-23944.

[3] 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.
LI P Y. Research progress in high-performance aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(4): 67-87.

[4] 吕书林,郭文波,陈露,等.颗粒增强铝基复合材料的制备方法及其热处理研究[J].铸造,2024,73(6):727-737.
LÜ S L, GUO W B, CHEN L, et al. Study on preparation method and heat treatment of particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Foundry, 2024, 73(6): 727-737.

[5] YANG X L, BAREKAR N S, JI S X, et al. Influence of reinforcing particle distribution on the casting characteristics of Al-SiC_p composites[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 279: 116580.

[6] ZHAO D H, XIAO Z B, GAO X B, et al. Influence of TiC particle size on microstructural evolution and fracture mechanism of TiC/Al-Cu composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1008: 176763.

[7] WU C D, SHI R Y, LUO G Q, et al. Influence of particulate B_4C with high weight fraction on microstructure and mechanical behavior of an Al-based metal matrix composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789: 825-833.

[8] 薛彦庆,李博,王新亮,等.微合金化对TiB_2颗粒增强铝基复合材料微观组织和力学性能影响的研究进展[J].材料工程,2021,49(11):51-61.
XUE Y Q, LI B, WANG X L, et al. Micro-alloying influence in microstructure evolution and mechanical properties of TiB_2 particle reinforced aluminum matrix composites: a review[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(11): 51-61.

[9] XU J, LI Z Y, ZHU W H, et al. Investigation on microstructural characterization of *in situ* TiB/Al metal matrix composite by laser cladding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 447(1/2): 307-313.

[10] KAI X Z, TIAN K L, WANG C M, et al. Effects of ultrasonic vibration on the microstructure and tensile properties of the nano ZrB_2/2024Al composites synthesized by direct melt reaction[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 668: 121-127.

[11] PANG X X, XIAN Y J, WANG W, et al. Tensile properties and strengthening effects of 6061Al/12 wt% B_4C composites reinforced with nano-Al_2O_3 particles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 768: 476-484.

[12] MA X, HE Z S, GAO S, et al. Influences of Cu content on the microstructure and reinforcing behavior of network AlN/Al composites at 350 ℃[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 31: 412-419.

[13] YAN X R, ZHAO K, XIE K W, et al. Microstructure evolution, mechanical properties and strengthening mechanisms in the hot extruded Si_3N_4 particle reinforced Al-Cu-Mg composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 850: 143516.

[14] LI J Y, LÜ S L, ZHAO D J, et al. Preparation of Mg_2Si/Al-Cu composite under a novel continuous squeeze casting-extrusion process assisted with ultrasonic treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144469.

[15] QIN J, CHEN G, JI X H, et al. Effect of reaction temperature on the microstructures and mechanical properties of high-intensity ultrasonic assisted *in-situ* Al_3Ti/2024 Al composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 666: 58-64.

[16] CHEN G, ZHOU T, WANG B, et al. Microstructure evolution and segregation behavior of thixoformed Al-Cu-Mg-Mn alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(1): 39-50.

[17] KARBALAEI AKBARI M, BAHARVANDI H R, SHIRVANIMOGHADDAM K. Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB_2 particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites[J]. Materials & Design, 2015, 66: 150-161.

[18] ZHU J W, JIANG W M, LI G Y, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC_{np}/Al6082 aluminum matrix composites prepared by squeeze casting combined with stir casting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 283: 116699.

[19] ZHANG H W, GENG L, GUAN L N, et al. Effects of SiC particle pretreatment and stirring parameters on the microstructure and mechanical properties of SiC_p/Al-6.8Mg composites fabricated by semi-solid stirring technique[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(1): 513-518.

[20] IDRISI A H, MOURAD A I. Conventional stir casting *versus* ultrasonic assisted stir casting process: mechanical and physical characteristics of AMCs[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805: 502-508.

[21] RAO T B. Microstructural, mechanical, and wear properties characterization and strengthening mechanisms of Al7075/SiCnp composites processed through ultrasonic cavitation assisted stir-casting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 805: 140553.

[22] MOHAMMADI BADIZI R, PARIZAD A, ASKARI-PAYKANI M, et al. Optimization of mechanical properties using D-optimal factorial design of experiment: electromagnetic stir casting process of A357-SiC nanocomposite[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(5): 1183-1194.

[23] LIU Z S, LUO Z A, ZHANG X, et al. Study on microstructure and mechanical properties of ($TiC+B_4C$)/6061Al composites prepared by vacuum hot-press sintering method[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 131: 670-681.

[24] WANG H M, LIU J Q, LI G R, et al. Effect of TiB_2 content on microstructure and mechanical properties of ($TiB_{2p}+B_4C_p$)/Al composites fabricated by microwave sintering[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 13: 1509-1520.

[25] HONG Y, LIU J Q, WU Y C. The interface reaction of SiC/Al composites by spark plasma sintering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 949: 169895.

[26] ZHANG Z J, SHI Z Q, YANG B G, et al. Preparation and anisotropic thermophysical properties of SiC honeycomb/Al-Mg-Si composite *via* spontaneous infiltration[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2019, 29(2): 177-183.

[27] DONG C G, WANG R C, CHEN Y X, et al. Near-net shaped Al/

SiCP composites *via* vacuum-pressure infiltration combined with gelcasting [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(6): 1452-1462.

[28] ZHANG W X, LIN B, TANG Y, et al. Microstructures and mechanical properties of high-performance nacre-inspired Al-Si/TiB_2 composites prepared by freeze casting and pressure infiltration[J]. Ceramics International, 2021, 47(12): 16891-16901.

[29] 寻坚, 梁霄鹏, 刘咏. 增材制造铝合金成分设计研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(7): 2217-2233.
XUN J, LIANG X P, LIU Y. Research progress on composition design of aluminum alloys for additive manufacturing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(7): 2217-2233.

[30] 徐浩宇, 罗生贵, 张昊, 等. 粉末床熔融 $B_4C/AlSi_{10}Mg$ 复合材料的制备和性能[J]. 材料研究学报, 2025, 39(12): 909-917.
XU H Y, LUO S G, ZHANG H, et al. Microstructure and properties of $B_4C/AlSi_{10}Mg$ composite prepared by laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2025, 39(12): 909-917.

[31] 洛毅, 汪志太, 胡耀政, 等. $B_4C/AlSi_{10}Mg$ 复合材料激光选区熔化成形工艺及性能研究[J]. 铸造技术, 2024, 45(8): 793-801.
LUO Y, WANG Z T, HU Y Z, et al. Study of the processes and properties of $B_4C/AlSi_{10}Mg$ composites formed *via* selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2024, 45(8): 793-801.

[32] GU D D, YANG Y, XI L X, et al. Laser absorption behavior of randomly packed powder-bed during selective laser melting of SiC and TiB_2 reinforced Al matrix composites[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119: 105600.

[33] 王慧远, 李超, 李志刚, 等. 纳米增强体强化轻合金复合材料制备及构型设计研究进展与展望[J]. 金属学报, 2019, 55(6): 683-691.
WANG H Y, LI C, LI Z G, et al. Current research and future prospect on the preparation and architecture design of nanomaterials reinforced light metal matrix composites[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(6): 683-691.

[34] LIU Y X, WANG R C, PENG C Q, et al. Microstructures and mechanical properties of *in-situ* TiB_2/Al-*x*Si-0.3Mg composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(2): 331-344.

[35] MERZHANOV A G. History and recent developments in SHS [J]. Ceramics International, 1995, 21(5): 371-379.

[36] MATVEEV A, PROMAKHOV V, SCHULZ N, et al. Structure and phase composition of SHS composites based on Al-Ti-B system with different Al content[J]. Ceramics International, 2024, 50(1): 503-511.

[37] LI H, CHAI L H, WANG H J, et al. Fabrication of TiB_2/Al composite by melt-SHS process with different content of titanium powder[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(12): 2352-2360.

[38] ZHU H G, WANG H Z, GE L Q, et al. Formation of composites fabricated by exothermic dispersion reaction in Al-TiO_2-B_2O_3 system [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(3): 590-594.

[39] ZHU H G, MIN J, LI J L, et al. *In situ* fabrication of (α-Al_2O_3 + Al_3Zr)/Al composites in an Al-ZrO_2 system[J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(15): 2183-2189.

[40] DAYANAND S, BABU B S, AURADI V. Experimental investigations on microstructural and dry sliding wear behavior of Al-AlB_2 metal matrix composites[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(10): 22536-22542.

[41] 王桂松, 耿林, 王德尊, 等. 反应热压(Al_2O_3+TiB_2+Al_3Ti)/Al 复合材料的组织形成机制[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(2): 228-232.
WANG G S, GENG L, WANG D Z, et al. Microstructure formation mechanism of (Al_2O_3+TiB_2+Al_3Ti)/Al composites fabricated by reaction hot pressing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(2): 228-232.

[42] ZHUANG W C, HUANG Z Y, HU W Q, et al. Microstructure characterization and enhanced mechanical properties of quasi-continuous network structured Ti_3AlC_2-Al_3Ti/2024Al composite [J]. Materials Characterization, 2022, 191: 112131.

[43] LIANG Y F, ZHOU J E, DONG S Q. Microstructure and tensile properties of *in situ* TiC_p/Al-4.5wt.% Cu composites obtained by direct reaction synthesis[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(29/30): 7955-7960.

[44] MA X D, YANG H Y, DONG B X, et al. Novel method to achieve synergetic strength-ductility improvement of Al-Cu alloy by *in situ* TiC-TiB_2 particles *via* direct reaction synthesis[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 869: 144810.

[45] CHEN F, CHEN Z N, MAO F, et al. TiB_2 reinforced aluminum based *in situ* composites fabricated by stir casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 625: 357-368.

[46] WU Y H, LI L W, KANG H J, et al. Agglomerating behavior of *in-situ* TiB_2 particles and strength-ductility synergetic improvement of *in-situ* TiB_{2p}/7075Al composites through ultrasound vibration[J]. Materials Characterization, 2024, 208: 113652.

[47] LAKSHMI S, LU L, GUPTA M. *In situ* preparation of TiB_2 reinforced Al based composites [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 73(1/2/3): 160-166.

[48] CHEN Z N, WANG T M, ZHENG Y P, et al. Development of TiB_2 reinforced aluminum foundry alloy based *in situ* composites-part I: an improved halide salt route to fabricate Al-5wt% TiB_2 master composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 605: 301-309.

[49] JAIME R F, PUGA H, PROKIC M, et al. Fundamentals of ultrasonic treatment of aluminum alloys [J]. International Journal of Metalcasting, 2024, 18(4): 2783-2807.

[50] GAO Q, WU S S, LÜ S L, et al. Effects of ultrasonic vibration treatment on particles distribution of TiB_2 particles reinforced aluminum composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 680: 437-443.

[51] SPENCER D B, MEHRABIAN R, FLEMINGS M C. Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range[J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3(7): 1925-1932.

[52] ATKINSON H V. Modelling the semisolid processing of metallic

alloys[J].Progress in Materials Science,2005,50(3):341-412.

[53] LIU X F,WANG W H,JIANG R S,et al.Analytical model of cutting force in axial ultrasonic vibration-assisted milling *in-situ* TiB_2/7050Al PRMMCs [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021,34(4):160-173.

[54] QI M F,KANG Y L,ZHOU B,et al.A forced convection stirring process for Rheo-HPDC aluminum and magnesium alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology,2016,234:353-367.

[55] LUO H,ZHANG X,WANG Y,et al.Multi-physics coupled numerical simulation study to optimize process parameters for electromagnetic stirring of semi-solid A356 aluminum alloy under the influence of skin effect[J].International Communications in Heat and Mass Transfer,2024,157:107834.

[56] JIANG J F,WANG Y.Microstructure and mechanical properties of the semisolid slurries and rheoformed component of nano-sized SiC/7075 aluminum matrix composite prepared by ultrasonic-assisted semisolid stirring[J].Materials Science and Engineering:A,2015,639:350-358.

[57] WANNASIN J,JANUDOM S,RATTANOCHAIKUL T,et al. Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2010,20:s1010-s1015.

[58] CHANG Z Y,SU N,WU Y J,et al.Semisolid rheoforming of magnesium alloys:a review[J].Materials & Design,2020,195: 108990.

[59] 胡传林,杨湘杰,汪丽君,等.6063铝合金LSPSF流变铸棒的组织和力学性能的研究[J].热加工工艺,2017,46(23):89-93.
HU C L,YANG X J,WANG L J,et al.Study on microstructure and mechanical properties of LSPSF rheological casting rod of 6063 aluminium alloy [J]. Hot Working Technology, 2017, 46 (23):89-93.

[60] LI N Y,MAO W M,GENG X X.Preparation of semi-solid 6061 aluminum alloy slurry by serpentine channel pouring[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32 (3): 739-749.

[61] LI M,LI Y D,ZHENG H Q,et al.Solidification behavior of 6061 wrought aluminum alloy during rheo-diecasting process with self-inoculation method[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2018,28(5):879-889.

[62] CZERWINSKI F.Strain induced melt activation (SIMA):original concept,its impact and present understanding[J].International Journal of Cast Metals Research,2020,33(4/5):157-164.

[63] QIN Q D,ZHAO Y G,XIU K,et al.Microstructure evolution of *in situ* Mg_2Si/Al-Si-Cu composite in semisolid remelting processing[J].Materials Science and Engineering:A,2005,407(1/2): 196-200.

[64] BINESH B,AGHAIE-KHAFRI M.Microstructure and texture characterization of 7075 Al alloy during the SIMA process[J].Materials Characterization,2015,106:390-403.

[65] MENG Y,SUGIYAMA S,YANAGIMOTO J.Refinement of cast Cr-V-Mo steel by using recrystallization and partial melting method and post heat treatments[J].Procedia Engineering,2014, 81:1571-1576.

[66] JIANG J F,WANG Y,XIAO G F,et al.Comparison of microstructural evolution of 7075 aluminum alloy fabricated by SIMA and RAP[J].Journal of Materials Processing Technology,2016, 238:361-372.

[67] BOLOURI A,KANG C G.Correlation between solid fraction and tensile properties of semisolid RAP processed aluminum alloys [J].Journal of Alloys and Compounds,2012,516:192-200.

[68] HAGHDADI N, ZAREI-HANZAKI A, HESHMATI-MANESH S,et al.The semisolid microstructural evolution of a severely deformed A356 aluminum alloy[J].Materials & Design, 2013,49:878-887.

[69] YANG Z J,WANG K K,YANG Y.Optimization of ECAP:RAP process for preparing semisolid billet of 6061 aluminum alloy [J].International Journal of Minerals,Metallurgy and Materials, 2020,27(6):792-800.

[70] JIANG H,WANG Y F,DONG P,et al.Microstructure characteristics of the 2A50 aluminum alloy in radial forging and isothermal treatment conditions[J].Journal of Materials Research and Technology,2024,30:5258-5265.

[71] JIANG J F,XIAO G F,WANG Y,et al.Microstructure evolution of wrought nickel based superalloy GH4037 in the semi-solid state [J].Materials Characterization,2018,141:229-237.

[72] XIAO G F,JIANG J F,LIU Y Z,et al.Recrystallization and microstructure evolution of hot extruded 7075 aluminum alloy during semi-solid isothermal treatment [J]. Materials Characterization, 2019,156:109874.

[73] LIU Y Z,JIANG J F,XIAO G F,et al.Effects of temperature and time on three-dimensional microstructural evolution of semi-solid 2A14 aluminum alloy during short process preparation of semi-solid billets[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2022,32(7):2091-2109.

[74] ZHANG Y,JIANG J F,WANG Y,et al.Microstructural evolution and anisotropic tensile properties of a bimodal 6A02 Al semi-solid billet [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 910: 164937.

[75] LI P B,CHEN T J,ZHANG S Q,et al.Research on semisolid microstructural evolution of 2024 aluminum alloy prepared by powder thixoforming[J].Metals,2015,5(2):547-564.

[76] LIU W C,HU L X,SHEN J Y,et al.Microstructure evolution and mechanical properties of Al-8wt.% Si semi-solid billet fabricated by powder metallurgy liquid phase reaction sintering[J].Materials Science and Engineering:A,2021,802:140656.

[77] JIANG J F,LIU Y Z,XIAO G F,et al.Effects of temperature and time on microstructural evolution of semisolid 5A06 aluminum alloy:preparation of semisolid billets in ellipsoid solid phase [J].Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29 (8):5346-5359.

[78] RAGHEB Z D,SHABESTARI S G,NAJAFI Y.Effect of strain-induced melt activation process and thixoforming on microstructure and mechanical properties of 319 aluminum alloy[J].Journal of Alloys and Compounds,2023,954:170152.

[79] MATHEW J, MANDAL A, KUMAR S D, et al. Effect of semi-solid forging on microstructure and mechanical properties of *in-situ* cast Al-Cu-TiB_2 composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 712: 460-467.

[80] NEAG A, FAVIER V, BIGOT R, et al. Microstructure and flow behaviour during backward extrusion of semi-solid 7075 aluminium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(7): 1472-1480.

[81] JIANG J F, LIU Y Z, XIAO G F, et al. Effects of plastic deformation of solid phase on mechanical properties and microstructure of wrought 5A06 aluminum alloy in directly semisolid thixoforging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154748.

[82] WANG Y F, XIONG L H, FENG D X, et al. Research on the process performance of scroll forming by semi-solid forging procedure for scroll hydrogen recirculating pump[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2024, 66: 445-457.

基金项目：国家自然科学基金(52405351)；山东省自然科学基金(ZR20230E193)

收稿日期：2025-12-11；**录用日期**：2026-01-16

通讯作者：綦育仕(1991—)，男，副教授，博士，研究方向为金属及复合材料制备及成形，联系地址：山东省威海市文化西路2号哈尔滨工业大学(威海)研究院(264209)，E-mail：qys_gd@sina.cn；陈刚(1986—)，男，教授，博士，研究方向为精密塑性成形，联系地址：山东省威海市文化西路2号哈尔滨工业大学(威海)研究院(264209)，E-mail：gangchen@hit.edu.cn

(本文责编：齐　新)