

• 试验研究 Experimental Research •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.5078

重熔对原位 TiB₂/Al-20Si 复合材料组织和性能的影响

朱俊霖, 于家康, 王兆阳

(西北工业大学 材料学院 陕西 西安 710072)

摘要: 颗粒增强铝硅复合材料具有良好的力学性能和热学性能, 可应用于航空航天和汽车等领域, 但是内生法制备纳米颗粒强化铝硅合金中增强相颗粒存在一定程度的团簇, 并且在制备加工过程中会存在孔洞、夹杂等缺陷, 严重损害材料的性能, 因此急需开发改善颗粒分布、净化熔体的方法。本文结合超声振动研究了重熔处理对 2%TiB₂/Al-Si(质量分数)复合材料显微组织和抗弯强度的影响。结果表明, 重熔过程中引入高能超声振动可以有效破碎颗粒团簇, 提高纳米颗粒的分布均匀性。重熔对初生 Si 的长大有抑制作用, 750 °C 重熔后初生 Si 的平均尺寸与重熔前相比减小了 18.8%。TiB₂/Al-20Si 复合材料的抗弯性能达到了 304 MPa, 比重熔前提高了 14.6%。TiB₂/Al-20Si 复合材料的热导率为 169.4 W/(m·K), 比重熔前提高了 4.8%。

关键词: 重熔; 金属基复合材料; 过共晶 Al-Si 合金; 颗粒分布; 性能

中图分类号: TG292; TB331

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)02-0128-13

Effect of Remelting on the Microstructure and Properties of In-Situ TiB₂/Al-20Si Composites

ZHU Junlin, YU Jiakang, WANG Zhaoyang

(School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Particle-reinforced Al-Si composites exhibit excellent mechanical and thermal properties, making them suitable for aerospace and automotive applications. However, in situ synthesized nanoparticle-strengthened Al-Si alloys often face challenges such as particle clustering and the formation of defects such as pores and inclusions during fabrication and processing, which significantly deteriorate material performance. Consequently, methods for improving particle distribution and melt purification are urgently needed. On this basis, the influence of remelting combined with ultrasonic vibration on the microstructure and flexural strength of 2 wt.% TiB₂/Al-Si composites was investigated. The results demonstrate that the introduction of high-energy ultrasonic vibration during remelting effectively breaks out particle agglomerations and enhances the uniform distribution of nanoparticles. Additionally, remelting suppresses the coarsening of primary Si, reducing its average size by 18.8% after remelting at 750 °C compared with the as-cast state. The flexural strength of the TiB₂/Al-20Si composite reaches 304 MPa, representing a 14.6% improvement over that of the nonremelted material. The thermal conductivity of the TiB₂/Al-20Si composite reaches 169.4 W/(m·K), representing a 4.8% increase compared with its state before remelting.

Key words: remelting; metal matrix composites; hypereutectic Al-Si alloy; particle distribution; properties

过共晶 Al-Si 合金具有良好的机械和热物理性能, 如高强度、高热导率、良好的耐磨性、低热膨胀系数和低密度, 因此可取代铸铁和钢用于航空航天、轨道交通等领域, 实现轻量化^[1-3]。过共晶 Al-Si

合金中的 Si 相主要以初生 Si 和共晶 Si 的形式存在, 其中初生 Si 通常表现为粗大的不规则形态, 如板条状、五瓣星形和八面体, 共晶 Si 表现为针状形态。前者的棱角区域会造成显著的应力集中, 后者为

收稿日期: 2025-04-28

基金项目: 陕西省自然科学基金基础研究计划(2021JM-058)

作者简介: 朱俊霖, 2002 年生, 硕士生。研究方向为颗粒增强铝基复合材料。Email: 18796029100@163.com

通信作者: 于家康, 1963 年生, 教授, 博士生导师。研究方向为金属基复合材料。Email: jkyu@nwpu.edu.cn

引用格式: 朱俊霖, 于家康, 王兆阳. 重熔对原位 TiB₂/Al-20Si 复合材料组织和性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(2): 128-140.ZHU J L, YU J K, WANG Z Y. Effect of remelting on the microstructure and properties of in-situ TiB₂/Al-20Si composites[J].

Foundry Technology, 2026, 47(2): 128-140.

脆性相会严重割裂基体,从而损害合金的性能^[4-6]。

为了细化初生 Si 和共晶 Si,通常采取以下途径:①采用不同的制备方法,如粉末冶金法^[7-8]、选择性激光熔化^[9-11]、搅拌摩擦加工^[12-14]等,从工艺上控制 Si 的尺寸、分布和形貌。然而,这些方法通常存在生产成本高、效率低、设备工艺复杂等缺点,导致其不利于大规模工业化生产。②通过添加合金元素进行变质处理从而细化 Si 相,如添加 P^[15]、Na^[16]、Sr^[17]、RE^[18]等,但细化效果有限,会产生过变质现象,因此需要寻求更好的细化途径。近期研究发现^[4,19-21],在合金中引入纳米增强颗粒不仅能有效细化 Si 相,还可明显细化 α-Al 相,这些纳米增强材料的优点使其可以在不损害延展性的情况下增加强度。

常用的增强颗粒有 Al₂O₃、SiC 和 TiB₂ 等,其中 TiB₂ 具有高硬度(32 GPa)、高熔点(3 225 °C)、高杨氏模量(529 GPa)、低热膨胀系数(7.8 μm/K)以及与铝基体之间结合良好等特点。Ma 等^[22]通过混合盐法成功制备了 TiB₂/Al-17Si 复合材料,研究发现 TiB₂ 可以作为初生 Si 和 α-Al 的形核质点,有效抑制初生 Si 和 α-Al 的生长。但是,由于纳米尺寸 TiB₂ 颗粒存在较大的比表面能,容易在基体中形成微米级的团簇,成为裂纹萌生源,损害颗粒的强化效果。Chen 等^[23]使用超声辅助处理制备原位 TiB₂/Al 复合材料,结果表明高强度超声可以减少 TiB₂ 颗粒的团聚。已有研究表明^[24],颗粒增强金属基复合材料经过重熔处理后,平均晶粒尺寸会减小,力学性能会得到提升,颗粒分布更为均匀,且疏松、缩孔等铸造缺陷明显变少。但目前仍缺乏对 TiB₂ 纳米颗粒增强铝基复合材料的重熔工艺研究,特别是对重熔后 TiB₂ 颗粒增强过共晶 Al-Si 复合材料的组织和性能及 TiB₂ 颗粒的分布情况尚不清楚。本文通过盐-金属反应制备 2%TiB₂/Al-20Si(质量分数,下同)复合材料,并结合超声振动进行重熔处理以期改善颗粒分散性,研究不同重熔温度对原位自生 TiB₂/Al-20Si 复合材料显微组织和力学性能的影响。

1 实验材料和方法

采用混合盐反应法制备 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料,其中 Ti 和 B 来源于纯度为 99.9%(质量分数,下同)的 K₂TiF₆ 和 KBF₄,将反应盐 K₂TiF₆ 和 KBF₄ 按照摩尔比 1:2.05 称重配料并混合均匀,置于 150 °C 的干燥箱中干燥 2 h。工业纯铝(99.8%)和工业纯硅(99%)在 850 °C 的电阻炉中熔化,保温 10 min 后在氩气保护下加入混合盐,反应过程中使用石墨搅拌器搅拌。反应完成后除去熔渣,并将温度降至 730 °C,

随后加入 C₂Cl₆ 精炼 20 min,除渣后浇入预热好的石墨模具。在相同工艺下,将制备的 TiB₂/Al-20Si 铸锭在不同温度下重新熔化 2 h,并在浇铸前进行超声处理(功率 85%,振幅 20.0 KHz,超声时间 3 min),得到 TiB₂/Al-20Si 复合材料重熔铸锭。

试样经过镶嵌、打磨、抛光后,使用体积分数为 2%的 HF 水溶液腐蚀 30 s。利用配备 Cu Kα 射线的 X 射线衍射仪(XRD, X'Pert PRO, PANalytical, 荷兰)鉴定样品中的物相组成。采用光学显微镜(OM, Olympus GX-71, 日本)观察并收集金相组织,将金相图像导入 Image-Pro 6.0 对 Si 相组织进行统计分析。初生 Si 的平均尺寸可以通过下式计算^[25]:

$$D = \frac{\sum_{i=1}^N \sqrt{4A_i/\pi}}{N} \quad (1)$$

式中, D 为初生 Si 平均尺寸; N 为统计的 Si 相数量; A_i 为每个 Si 相面积。

使用德国 Netzsch 公司的激光热导仪(型号 LFA 447, 德国)测试试样的热学性能,测试试样机加工成 φ12.7 mm×3 mm 的小圆片,测试前使用砂纸将试样表面打磨光滑,保证试样两端面平行。每组试样进行 3 次重复,取算术平均值作为最终测量值。

使用配备了 Oxford SDD INCA X-Max 能谱仪的场发射扫描电子显微镜(FESEM, G3 UC, Helios, 美国)和透射电子显微镜(TEM, Talos F200X, Helios, 美国)观察基体中的颗粒。利用微机控制电子万能试验机(UTM6104)进行抗弯性能测试,抗弯试样尺寸为 3 mm×4 mm×36 mm,测试前抗弯试样用砂纸进行打磨,测试速率为 0.05 mm/min。每组试样重复 3 次,取算术平均值作为最终测量值。

2 实验结果

2.1 TiB₂ 颗粒的形貌和相分析

图 1 为 Al-20Si 合金和 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的 XRD 谱及 TiB₂ 颗粒形貌。由图 1a 可以看出,Al-20Si 合金仅由 Al 和 Si 两相组成。TiB₂/Al-20Si 复合材料包含 3 种晶相,分别是 Al 相、Si 相和 TiB₂ 相,并未检测到 Al₃Ti、AlB₂ 等脆性中间相的存在。这表明混合盐反应完全并成功生成 TiB₂ 颗粒,TiB₂ 颗粒与 Al-20Si 基体之间不发生反应,表现出优异的相稳定性。图 1b 显示了 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料中 TiB₂ 颗粒的形态和尺寸。可以看出原位反应生成的 TiB₂ 颗粒粒径包括纳米和亚微米两种尺寸,粒径大小在 60~700 nm 之间,呈近球形或六方形结构。

2.2 复合材料微观结构表征

图 2 为 Al-20Si 合金和 2%TiB₂/Al-20Si 复合材

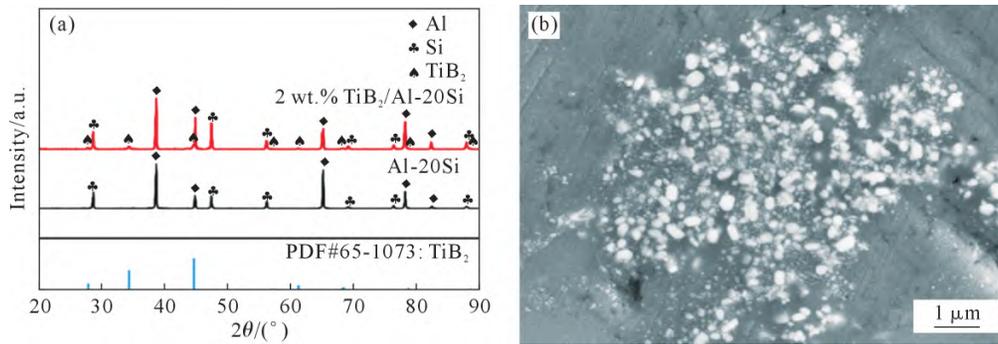


图1 Al-20Si合金和2%TiB₂/Al-20Si复合材料的XRD谱及TiB₂颗粒SEM像:(a) XRD谱;(b) TiB₂颗粒形貌
Fig.1 XRD patterns of the Al-20Si alloy and 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite and SEM image of the TiB₂ particles: (a) XRD patterns; (b) morphology of the TiB₂ particles

料的SEM像。由图2a可见,Al-20Si合金中的初生Si以板条状和不规则多边形存在,部分初生Si还出现了分支形态,组织存在锐边和尖角。初生Si尺寸分布较宽,但是大部分初生Si尺寸粗大,其平均尺寸为(135±55) μm。在Al-20Si合金中反应生成质量分数为2%的TiB₂颗粒后,初生Si尺寸明显减小,

不规则形状逐渐向规则形状转变,分支、锐边和尖角减少,如图2b和c所示。由图2c和e可以清楚观察到初生Si表面分布着少量较均匀的TiB₂颗粒,初生Si晶界处存在着微米级的颗粒团簇。如图2d和f所示,有TiB₂颗粒分布的共晶Si的片状结构会被破坏,但仍具有针状薄片的形态,在共晶Si的间隙

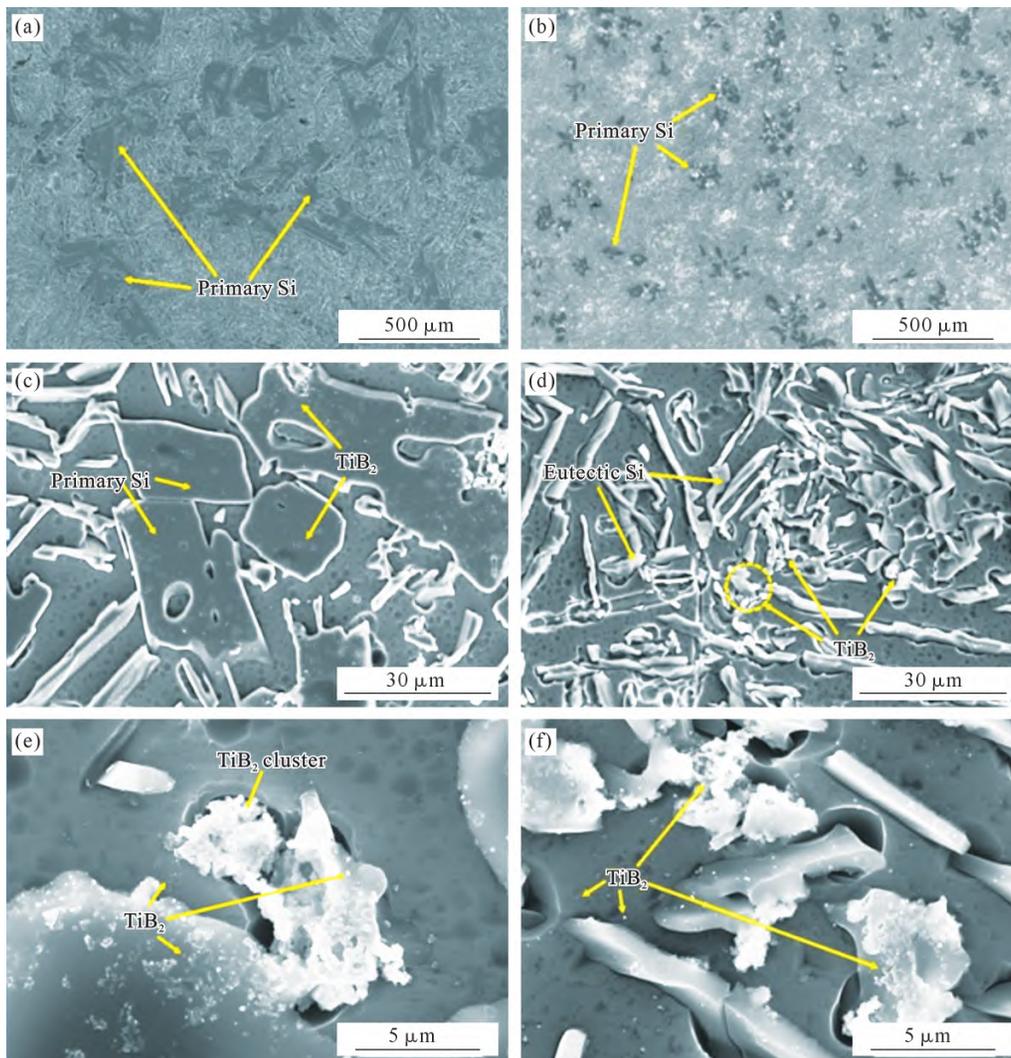


图2 Al-20Si合金和2%TiB₂/Al-20Si复合材料SEM像:(a) Al-20Si合金;(b) 2%TiB₂/Al-20Si复合材料;(c, e)分布在初生Si处的TiB₂纳米颗粒;(d, f)分布在共晶组织处的TiB₂纳米颗粒

Fig.2 SEM micrographs of the Al-20Si alloy and 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite: (a) Al-20Si alloy; (b) 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite; (c, e) distribution of TiB₂ nanoparticles on primary Si; (d, f) distribution of TiB₂ nanoparticles on the eutectic area

中也存在微米级的 TiB₂ 颗粒团簇。这些微米级的 TiB₂ 颗粒团簇容易引起应力集中,成为裂纹源。

图 3 为重熔前和不同重熔温度下 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的光学显微图像。如图 3a 所示,重熔前 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的显微组织主要由初生 Si 和共晶 Si 组成,其中初生 Si 大部分仍以不规则形状存在。由图 3b~e 所示,随重熔温度的提高,初生 Si 尺寸呈现先减小后增大的趋势。如图 3c 所示,当重熔温度为 750 °C 时,达到最佳的细化效果,初生 Si 尺寸显著减小,大部分初生 Si 转变为规则形状。当重熔温度提高至 770 °C 时,初生 Si 尺寸出现明显增大;当重熔温度继续提高至 790 °C 时,初生 Si 尺寸进一步变粗,并由规则形态向不规则形态转变,如图 3d 和 e 所示。测量统计后发现,重熔前和重熔温度为 730、750、770 和 790 °C 的 TiB₂/Al-20Si 复合材料中

初生 Si 的平均直径分别为 64、59、52、85 和 92 μm (图 3f)。重熔温度为 750 °C 时,复合材料中初生 Si 的尺寸相比重熔前的复合材料减小了 18.8%。但是当重熔温度达到 790 °C 时,复合材料中的初生 Si 尺寸相比重熔前的复合材料反而增大了 42.2%。

为了观察 TiB₂ 颗粒在不同重熔温度下的分布情况,在图 4 中展示了不同重熔温度下 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的 SEM 像。通过观察图 4a 发现,重熔前原位生成的 TiB₂ 颗粒主要分布在初生 Si 和 Al 的晶界处,具体以纳米颗粒和小颗粒团簇的形式存在,初生 Si 表面仅分布少量的 TiB₂ 颗粒,这是因为凝固过程中,TiB₂ 颗粒受到液固界面的推动,最终保留在晶界处,并且由于纳米 TiB₂ 颗粒具有较大的比表面积,受范德华力的影响,容易形成团簇。由图 4b 和 c 可以发现,随重熔温度的提高,初生 Si 表面 TiB₂ 颗

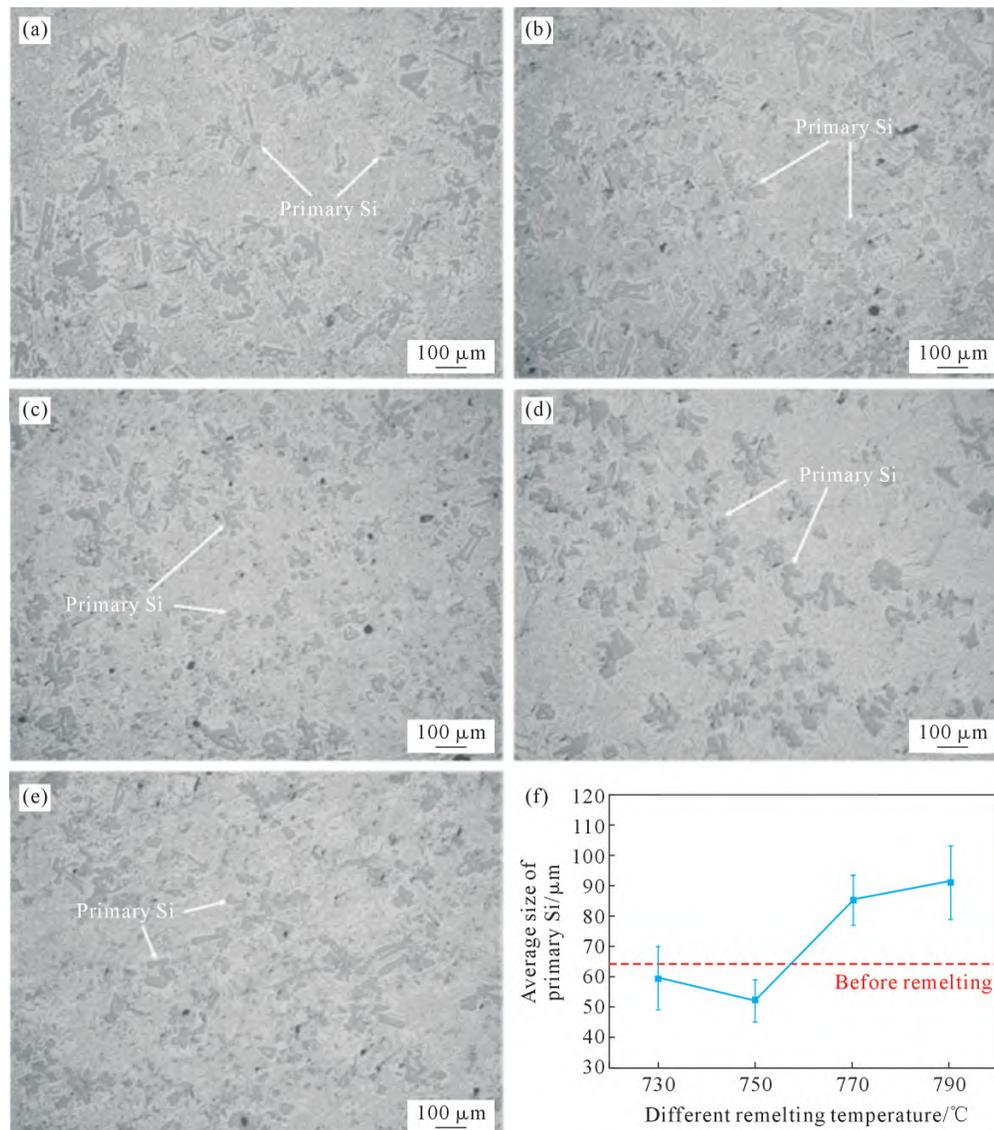


图 3 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的金相照片:(a) 重熔前;(b) 730 °C;(c) 750 °C;(d) 770 °C;(e) 790 °C;(f) 初生 Si 平均尺寸变化

Fig.3 Optical micrographs of 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composites at different remelting temperatures: (a) before remelting; (b) 730 °C; (c) 750 °C; (d) 770 °C; (e) 790 °C; (f) average size change of primary Si

粒的数量明显增多,晶界处的微米级大团簇显著减少。750 °C重熔后 TiB₂ 颗粒的分散效果最佳,初生 Si 表面的 TiB₂ 纳米颗粒分布均匀,不存在明显团簇,初生 Si 边角圆滑。重熔温度为 770 °C 时,纳米 TiB₂ 颗粒分布较为均匀,但趋向于分布在初生 Si 表面边缘处,如图 4d 所示。当重熔温度继续提高到 790 °C 时,纳米 TiB₂ 颗粒逐渐粗化,由小尺寸的近球状向四方或六方棱柱状转变,同时也趋向于分布在初生 Si 的表面处,并重新出现大尺寸颗粒团簇。由 Einstein-Batchelor 模型^[26]可知,颗粒增强复合材料熔体随着颗粒的加入,熔体黏度会升高。根据 Stokes-Kirchhoff 的经典声波衰减理论^[27],熔体黏度升高时,声波在熔体中的扩散衰减系数增大,超声空化效应减弱。因此为了提高超声振动效应,破碎颗粒团簇,促进颗粒的分散,需要降低熔体黏度,Arrhenius 黏度方程给出了熔体黏度和温度的关系,通过下式表达^[28]:

$$\eta = \eta_0 \cdot \exp\left(\frac{E_\eta}{RT}\right) \quad (2)$$

式中,η 为熔体黏度;η₀ 为黏度常数(与熔体成分相关);E_η 为黏性流动活化能,R 为气体常数,T 为绝对温度。

由式(2)可知随重熔温度的升高,熔体黏度下降,流动性提高,超声空化阈值降低,在熔体中施加超声时空化效应更容易发生。但是由 LSW 理论可知,重熔温度过高时,颗粒粗化速率过快,超声能量消耗于抑制颗粒 Ostwald 熟化,颗粒分散性下降。因此,当重熔温度超过 750 °C 时,TiB₂ 颗粒团簇重新出现。

图 5 为不同重熔温度下测量统计的复合材料中 TiB₂ 颗粒平均尺寸。如图 5a 所示,重熔前 TiB₂ 颗粒的平均尺寸为 261 nm,粒径分布在 60~900 nm 之间,颗粒团聚程度严重。重熔温度为 730、750、770 和 790 °C 的复合材料中的平均粒径分别为 88、106、113 和 186 nm,与重熔前颗粒粒径相比显著减小,如图 5b~e 所示。其中 730 °C 重熔时颗粒粒径最小,纳米

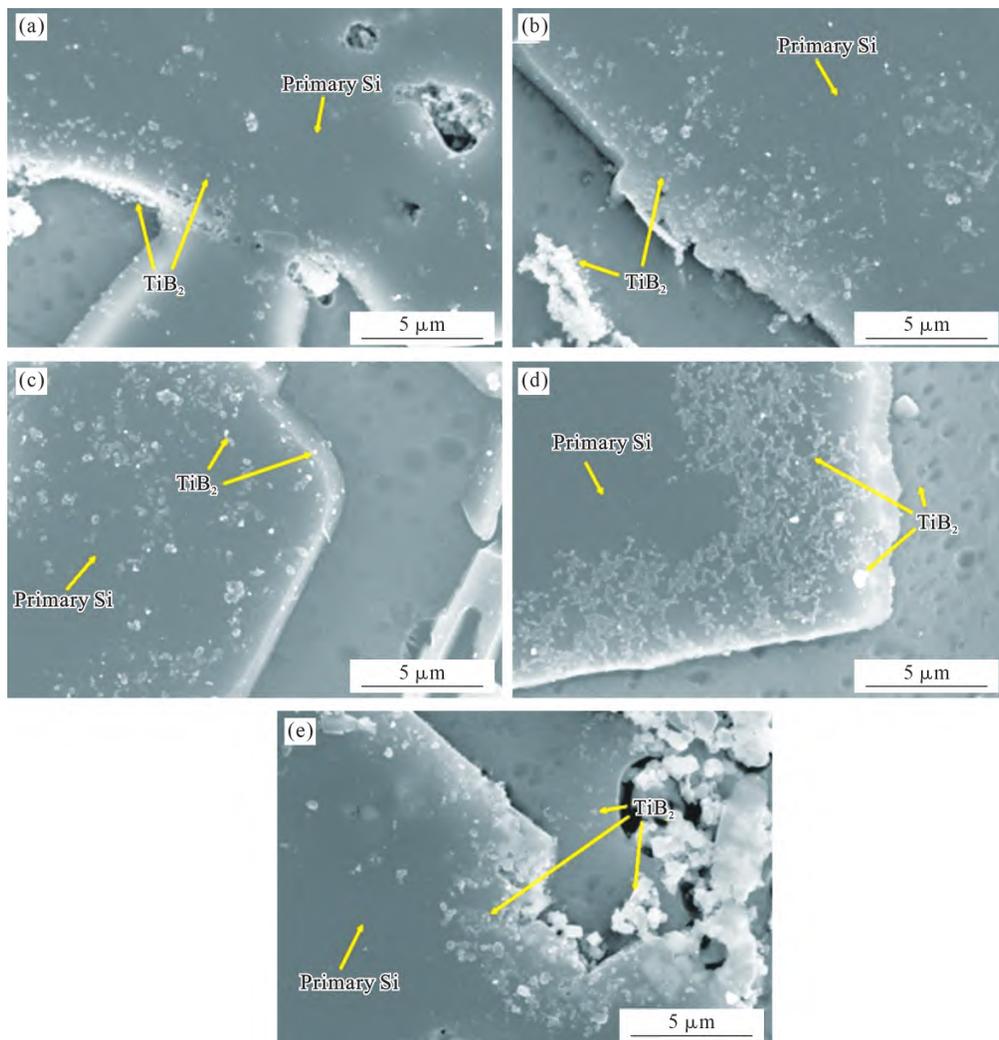


图 4 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的 SEM 像:(a) 重熔前;(b) 730 °C;(c) 750 °C;(d) 770 °C;(e) 790 °C
Fig.4 SEM micrographs of 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composites at different remelting temperatures: (a) before remelting; (b) 730 °C; (c) 750 °C; (d) 770 °C; (e) 790 °C

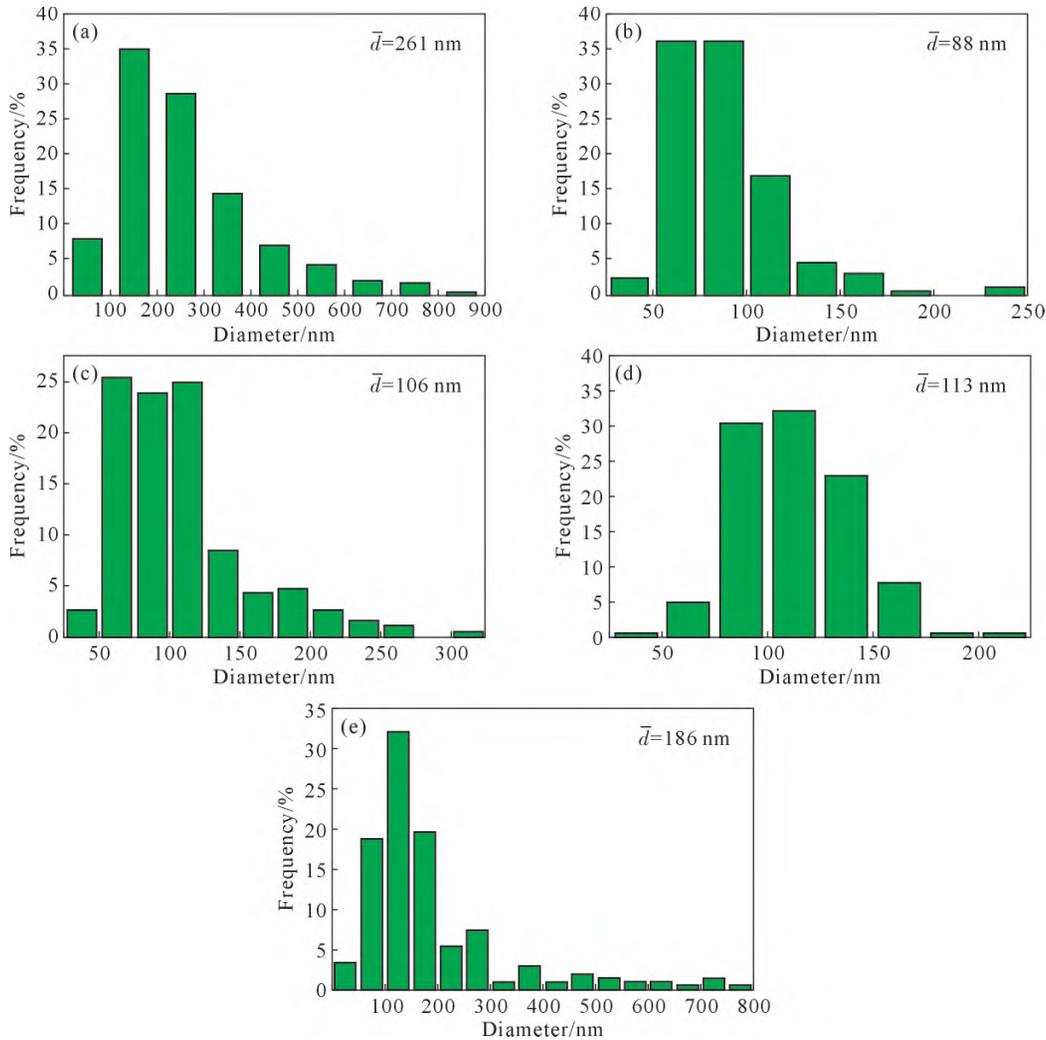


图5 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料中 TiB₂ 纳米颗粒尺寸分布:(a) 重熔前;(b) 730 °C;(c) 750 °C;(d) 770 °C;(e) 790 °C
Fig.5 Size distribution of TiB₂ nanoparticles in 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composites at different remelting temperatures: (a) before remelting; (b) 730 °C; (c) 750 °C; (d) 770 °C; (e) 790 °C

颗粒分布在 40~250 nm 范围内,70%的 TiB₂ 纳米颗粒分布在 50~100 nm 范围内。750 °C 重熔后, TiB₂ 颗粒粒径相比重熔前减小了 59%。重熔后 TiB₂ 颗粒尺寸出现明显下降是由于重熔过程中高强度超声的加入,使大尺寸颗粒团簇被破裂分散成小尺寸颗粒,此外超声还可以增强熔体对流,减少局部溶质浓度梯度,抑制奥斯特瓦尔德熟化。但是基于 Ostwald 熟化效应的经典 LSW 理论^[29],颗粒尺寸与溶质扩散系数呈正相关,随重熔温度的提高,溶质的扩散系数增大,相应的颗粒粗化速率也会随之增大。此外,重熔温度升高,小颗粒和大颗粒之间的化学势差增大,大颗粒吞噬小颗粒的速率也会随之升高。所以 TiB₂/Al-20Si 复合材料重熔后,随重熔温度的升高,颗粒的尺寸会增大。

此外,图 6 为用 HADDF 和 HRTEM 表征重熔后原位 TiB₂ 颗粒的分布情况,以及 TiB₂ 颗粒和 Al 基体之间的界面键合。从图 6a 的 HADDF 像和图 6b 的明场像可以看到, TiB₂ 颗粒分明,没有明显团簇,且

大部分颗粒尺寸均小于 200 nm,通过图 6a 中 Ti 和 B 元素的扫描图也可以观察到 TiB₂ 颗粒在 Al 基体和初生 Si 表面分布均匀。图 6c 的高分辨率图像显示了 TiB₂ 颗粒和 Al 之间存在清晰、粘合良好的界面,其中(10-10)_{TiB₂}和(200)_{Al}的面间距分别为 0.262 和 0.202 nm。

2.3 重熔处理对 TiB₂/Al-20Si 复合材料力学性能的影响

图 7 显示了重熔前和不同重熔温度下纳米复合材料的抗弯曲线和抗弯强度。可以发现随重熔温度提高,复合材料的抗弯强度先升高后下降。重熔前复合材料的抗弯强度为 267 MPa,在 750 °C 重熔后复合材料的抗弯强度达到最大值 306 MPa,比重熔前的复合材料提高了 14.6%。但是当重熔温度继续提高至 770 和 790 °C 时,复合材料的抗弯强度分别为 240 和 253 MPa,比重熔前的复合材料分别下降了 2.6%和 5.2%。结果表明,重熔处理可以有效提高 TiB₂/Al-20Si 复合材料的强度,得益于以下原因:①

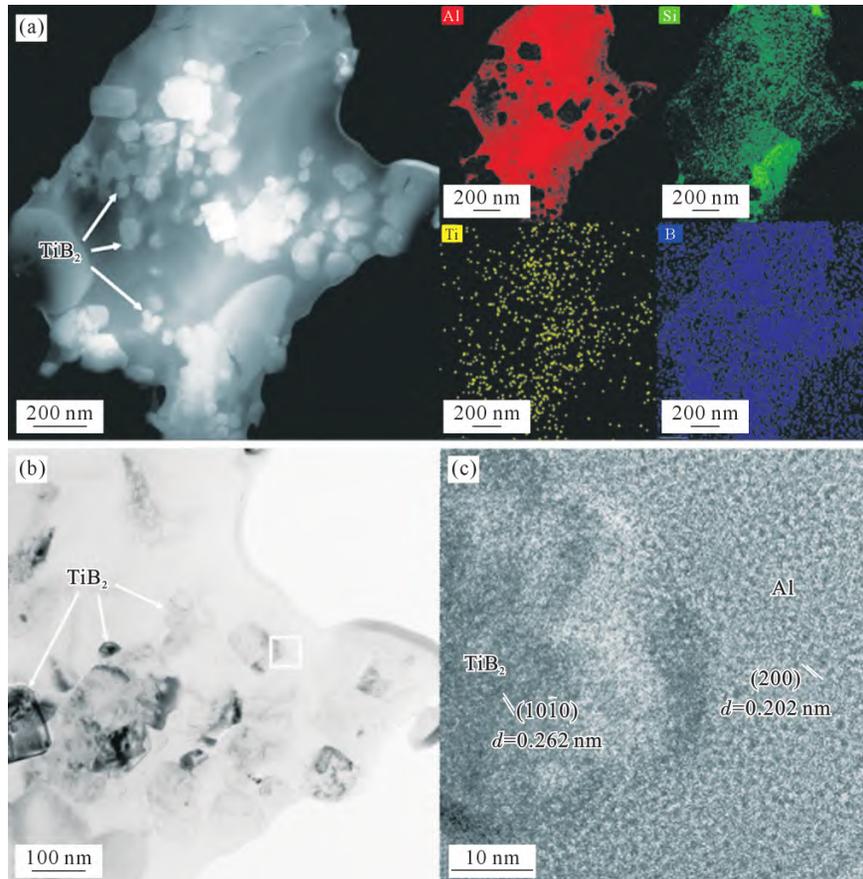


图 6 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的 TEM 照片:(a) HADDF 像和元素扫描图;(b) 明场像;(c) (b) 中矩形方框处的 HRTEM 像
Fig.6 TEM image of the 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite: (a) HADDF image and element map; (b) bright field image; (c) HRTEM image of the rectangular box in (b)

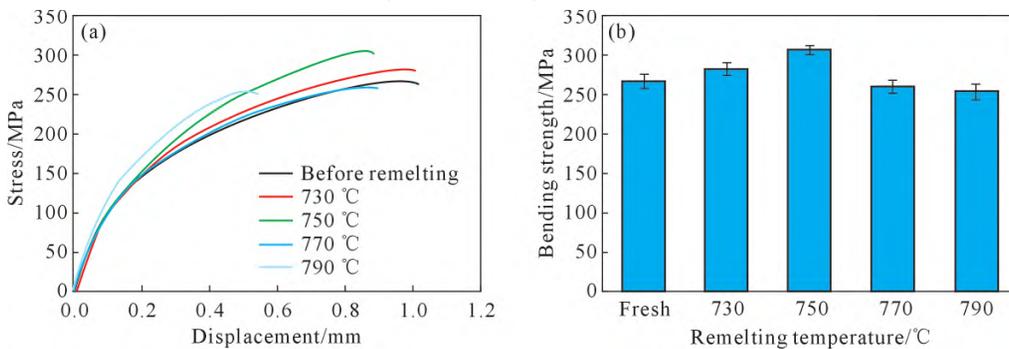


图 7 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的抗弯强度:(a) 位移-应力曲线;(b) 极限抗弯强度
Fig.7 Bending strength of the 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite at different remelting temperatures: (a) displacement-stress curves; (b) ultimate flexural strength

TiB₂ 纳米颗粒尺寸减小,分散程度增强,有研究表明^[30],当 TiB₂ 颗粒尺寸小于 1 μm 时,TiB₂ 颗粒可以起到 Orowan 强化的作用,即复合材料在形变过程中产生的位错会受到 TiB₂ 颗粒排斥力和外部剪切应力的影响,位错需要绕过 TiB₂ 颗粒并留下位错环,提高了位错密度,引起更多位错与位错或位错与颗粒的相互作用。②初生 Si 细化,晶界增加,锐边和尖角减少,裂纹源减少,裂纹扩展路径曲折,阻力增大。③TiB₂ 颗粒与基体之间的热膨胀系数差异会引起 CTE 错配强化。

图 8 为重熔前及不同重熔温度下复合材料断口

形貌的 SEM 像,可以观察到复合材料的断裂方式为混合型断裂。重熔前复合材料的断裂表面存在大量的解理面、韧窝撕裂棱,此外还能看到断裂表面存在 TiB₂ 颗粒团簇(图 8a)。由图 8b 和 c 可以看到 730 和 750 °C 重熔后复合材料的断口处存在较多韧窝和撕裂棱,解理面的面积较小,这说明 Al 基体和 TiB₂ 颗粒之间的界面结合力增强,断裂过程中 Al 基体吸收了较多能量,对抗弯性能的提升有较大贡献。当重熔温度升高至 770 和 790 °C 时,可以发现断口处存在大块平整的解理面,初生 Si 存在裂纹,这是由于载荷过大导致初生 Si 内部产生裂纹,从而造成大尺

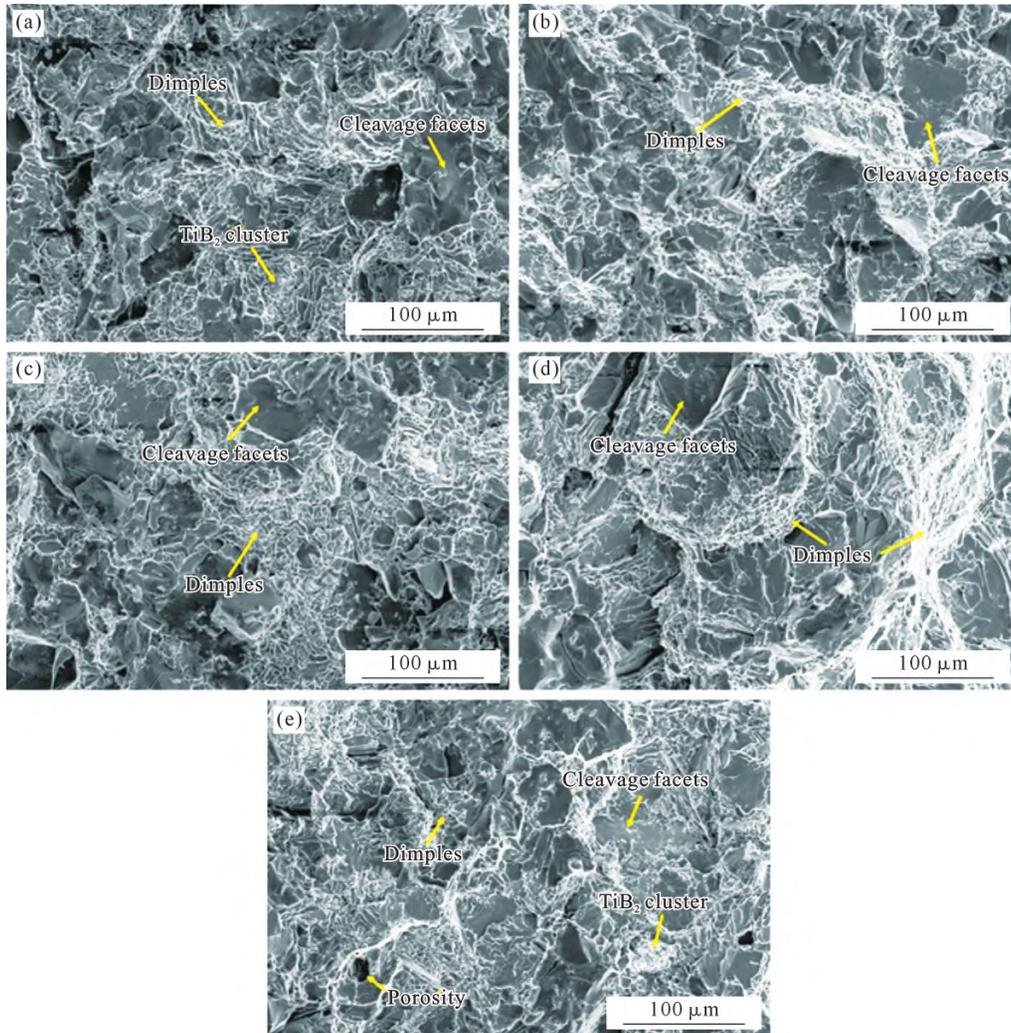


图 8 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料断口形貌的 SEM 像:(a) 重熔前;(b) 730 °C;(c) 750 °C;(d) 770 °C;(e) 790 °C
Fig.8 SEM micrographs of the fracture morphology of the 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite at different remelting temperatures:
(a) before remelting; (b) 730 °C; (c) 750 °C; (d) 770 °C; (e) 790 °C

寸初生 Si 穿晶断裂,如图 8d 和 e 所示。

2.4 重熔处理对 TiB₂/Al-20Si 复合材料热学性能的影响

表 1 为不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 试样在室温 25 °C 下的热导率和热扩散系数,图 9 为不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 试样热导率和热扩散系数的变化。由表 1 和图 9a 可以观察到,重熔前复合材料的热导率为 161.7 W/(m·K),重熔处理后复合材料的热导率出现先升高后下降的趋势。750 °C 重熔后复合材料热导率达到最佳,与重熔前相比提高了 4.8%。当重熔温度继续升高时,复合材料的热导率出现明显下降,790 °C 重熔后复合材料的热导率与重熔前相比降低了 2.5%。热导率和热扩散系数属于组织敏感量,对试样显微组织非常敏感,试样中引入导热性能较差的 TiB₂ 纳米颗粒必然会对试样导热性能产生影响,同时分布在初生 Si 表面的 TiB₂ 纳米颗粒导致初生 Si 细化也会影响试样导热性能。在 TiB₂/Al-20Si 试样中,增强相 Si 相和 TiB₂ 纳米颗粒

表 1 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的热导率和热扩散系数

Tab.1 Thermal conductivity and thermal diffusivity of 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composites at different remelting temperatures

Different remelting temperatures/°C	Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Thermal diffusivity/(mm ² ·s ⁻¹)	Density/(g·cm ⁻³)
Fresh	161.7±0.5	71.5±0.2	2.635±0.001
730	165.5±0.4	72.1±0.7	2.636±0.001
750	169.4±0.7	71.9±0.3	2.634±0.004
770	159.9±1.8	70.4±0.8	2.634±0.002
790	157.7±1.9	66.2±0.9	2.632±0.002

与 Al 基体的界面会对热传导产生阻碍作用,通常将其称之为界面热阻。界面热阻主要来源于^[31]:①界面结合情况;②界面热错配情况;③界面化学反应。由于 TiB₂ 纳米颗粒与 Al 相与 Si 相均无明显化学反应且结合良好,因此界面热阻的影响主要来自于界面热错配,即界面处因热膨胀不匹配引起的热应力,而热应力导致 Al 基体产生晶格畸变,从而产生界面

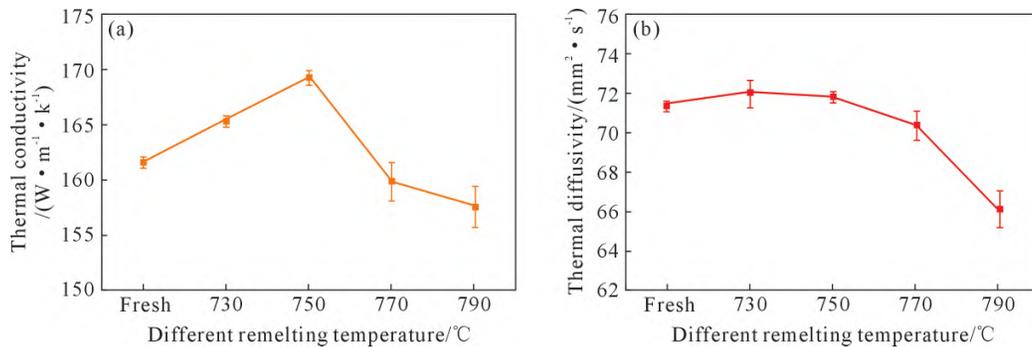


图9 不同重熔温度 2%TiB₂/Al-20Si 复合材料的热导率和热扩散系数的变化:(a) 热导率;(b) 热扩散系数
Fig.9 Changes in the thermal conductivity and thermal diffusivity of the 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite at different remelting temperatures: (a) thermal conductivity; (b) thermal diffusivity

热阻。此外,当电子和声子运动到增强相与基体的界面时,会发生散射现象,且界面面积越大,对其散射效果越强。由图3可知,合理的重熔工艺会改善TiB₂纳米颗粒在基体中的分布以及细化初生Si尺寸,这两者都会造成界面面积的增大,不利于试样热传导;但初生Si细化的同时也会改善Al基体的连续性,有利于电子导热,两者相互作用下,宏观上表现为重熔后TiB₂/Al-20Si试样热导率的小幅提升。但是当重熔温度升高至770℃以上时,颗粒分散性下降,重新出现颗粒团簇,团簇的存在会对复合材料的热导率产生不利影响,从而使复合材料的热导率出现明显下降。

3 讨论

3.1 重熔对TiB₂颗粒分布的改善

以往的研究揭示了重熔对材料性能的影响^[32]。通过重熔处理,有效改善了复合材料的显微组织,增强了复合材料的力学性能。特别在重熔过程中,由于超声工艺的引入,大尺寸颗粒团簇被破碎成细小颗粒,在随后的凝固过程中更容易被液固界面捕获。高能超声波可以打破熔体中纳米颗粒之间的范德瓦耳斯力,从而破碎纳米颗粒团簇,改善纳米颗粒在熔体中的分布。高能超声波破碎纳米颗粒团簇的主要机制有两种,空化效应^[33]和声流效应^[34]。空化效应是指合金熔体受超声波作用发生交替压缩和膨胀,在熔体中形成空化气泡,空化气泡通常形成在包裹气体的纳米颗粒团簇处,当空化气泡破裂时,可以瞬间产生巨大的冲击力,这种冲击最大可以产生4 GPa的局部压力,从而破碎纳米颗粒团簇将其均匀分散在合金熔体中^[34-35]。此外,超声波在合金熔体传播的过程中会发生能量衰减,能量衰减随传播距离的增加而增大,导致超声探头处熔体压强高于远离超声探头处,在熔体中产生压强梯度促进液体流动从而造成絮流,即声流效应,同样有助于纳米颗粒团簇的解

聚和纳米颗粒均匀分布^[36-37]。

TiB₂在凝固过程中的分布受多重因素的影响,如范德瓦耳斯力、分离压、来自固液界面的斥力和熔体流动产生的拖拽力以及熔体原子随机热运动引起的布朗力等^[38-39]。其中TiB₂颗粒被固液界面捕获或排斥主要取决于固液界面的排斥力和热运动引起的布朗力。Schultz等结合Stokes定律和布朗运动,提出随着颗粒尺寸减小,颗粒分布由Stokes定律主导过渡到布朗运动主导,从而建立了纳米颗粒临界半径的关系式^[38]:

$$R^* = \left[\frac{27}{8\pi} \frac{C}{\rho_p \rho_f} \frac{\mu m_{\text{fp}} v_{\text{fp}}}{(\rho_p - \rho_f) g} \right]^{\frac{1}{5}} \quad (3)$$

$$v_{\text{fp}} = \sqrt{\frac{2k_B T}{m_{\text{fp}}}} \quad (4)$$

式中, C 为形状因子,典型的TiB₂颗粒呈六方棱柱状,因此假定 $C=3$; ρ_p 和 ρ_f 分别为TiB₂颗粒和合金熔体的密度; μ 为熔融合金黏度; m_{fp} 为熔融合金原子质量; v_{fp} 为基于玻尔兹曼常数和熔体温度的熔融合金原子速度; g 为重力加速度。

通过计算得到TiB₂/Al-20Si复合材料初生Si凝固过程中,TiB₂纳米颗粒的临界半径为51 nm,即TiB₂颗粒半径小于此临界半径时,会被固液界面排斥,推向初生Si和Al的晶界处聚集;相对的,TiB₂颗粒半径大于此临界半径时,会被固液界面捕获和吞噬,在初生Si表面分散。

3.2 TiB₂颗粒对初生Si的细化

从图4和5可以观察到,复合材料在重熔并超声处理后,TiB₂颗粒分散程度的增大,在初生Si晶内的体积分数的提高,初生Si尺寸明显下降,说明TiB₂颗粒对初生Si的生长有很好的抑制作用。Chen等^[40]研究了TiCN纳米颗粒对Sn-6.8Al合金凝固组织的影响,发现纳米颗粒富集在生长相表面,减小了界面面积,降低了体系自由能,同时纳米颗粒层阻碍了原子的扩散,从而在物理层面上阻碍了晶粒的生

长。体系自由能变化 ΔG 可以通过下式计算^[41]:

$$\Delta G = G_2 - G_1 = (\sigma_{\text{Si-TiB}_2} + \sigma_{\text{Si-melt}} + \sigma_{\text{TiB}_2\text{-melt}}) S_{\text{Si-TiB}_2}^* \quad (5)$$

式中, G_1 为纳米颗粒未吸附在初生 Si 表面时体系吉布斯自由能; G_2 为纳米颗粒吸附在初生 Si 表面时体系吉布斯自由能; $\sigma_{\text{Si-TiB}_2}$ 为初生 Si 和 TiB₂ 的界面能; $\sigma_{\text{Si-melt}}$ 为初生 Si 和合金熔体的界面能; $\sigma_{\text{TiB}_2\text{-melt}}$ 为 TiB₂ 和合金熔体的界面能; $S_{\text{Si-TiB}_2}^*$ 为初生 Si 与 TiB₂ 纳米颗粒的接触面积。

通过计算可知, ΔG 小于 0, 在凝固过程中 TiB₂ 纳米颗粒吸附在初生 Si 表面, 可以减小体系吉布斯自由能, 使体系更加稳定。即在凝固过程中, 初生 Si 析出后, 纳米颗粒富集在初生 Si 的表面和晶界处, 阻碍熔体原子扩散, 抑制某些生长方向较快的晶面生长, 使初生 Si 形状为相对规则的块状, 如图 10 所示。

3.3 重熔对性能的影响机制

Al-20Si 合金由于硬脆初生 Si 相的存在, 断裂模式为经典解理穿晶断裂, 属于脆性断裂^[42], 裂纹源容易产生于粗糙不规则的初生 Si 的锐边或尖角处, 随后沿着初生 Si 的边界进行传播, 最后延伸至基体中^[43]。在合金中引入 TiB₂ 纳米颗粒后, 初生 Si 得到有效细化, 晶界增多, 裂纹扩展路径更曲折。此外, 由于存在大量的 TiB₂ 纳米颗粒, 复合材料的弹性模量得到增强^[44]。当裂纹扩展至 TiB₂ 颗粒和 Si 相的紧密结合区域时, 经常发生裂纹偏转^[45], 阻碍了裂纹的延伸, 增强了复合材料的力学性能。这说明 TiB₂ 纳米颗粒加入后, 复合材料中同时存在细晶强化和颗粒强化。由图 9 可以观察到, 复合材料的断裂行为从主要的脆性断裂转变为韧脆混合断裂。但是基于连续理论, 坚硬的陶瓷颗粒和相对较软的金属基体之间存在几何不相容性^[46]。需要在增强颗粒周围形成几何必要位错 (geometrically necessary dislocation, GND), 从而适应这种变形不相容性。GND 的密度可以通过下式进行估计^[47]:

$$\rho^{\text{GND}} = \frac{8f\gamma}{bd} \quad (6)$$

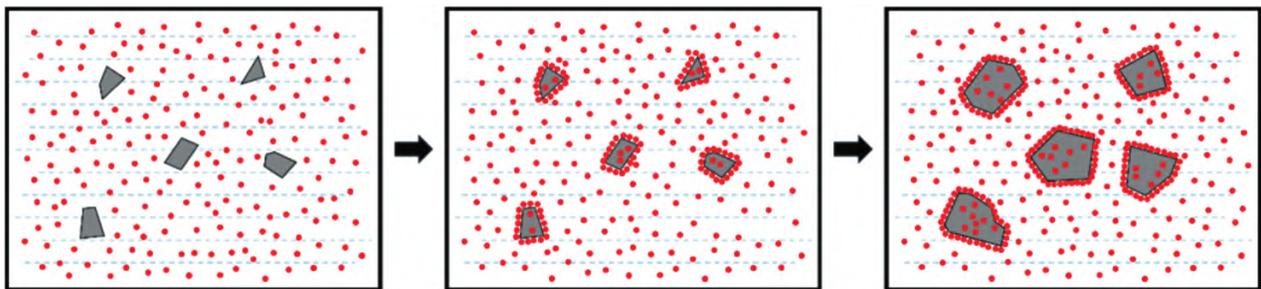


图 10 纳米颗粒抑制初生 Si 生长过程示意图

Fig.10 Schematic illustration of the growth process of primary Si inhibited by nanoparticles

式中, f 是大小为 b 的颗粒的体积分数; b 是 Burgers 矢量长度; γ 为剪切应变。

由式(6)可知, 当基体中存在大尺寸颗粒团簇时, 相对较大的 f 会导致 ρ^{G} 的值升高, 从而产生非常大的应力集中, 使材料可能发生提前断裂。此外, 团簇中颗粒之间的弱相互作用会促进裂纹成核, 形成裂纹源。图 11 为 790 °C 下重熔后的复合材料的断口形貌图和元素扫描图。结合图 11 的元素扫描图可以观察到, 图 10a 中的黄圈所示为 TiB₂ 颗粒团簇。存在 TiB₂ 颗粒团簇的凹坑为初生 Si, 可以注意到此处的断裂机制由典型的延性失效转变为界面脱粘, 这表明 TiB₂ 颗粒团簇会充当裂纹源^[48]。与之相比, 750 °C 重熔后的复合材料中 TiB₂ 颗粒分布均匀, 缓解了应力集中, 抑制了裂纹的萌生和扩展, 力学性能得到有效提高。因此, 如何提高颗粒增强复合材料中增强颗粒的分布均匀性和减少颗粒团簇是获得高性能复合材料的关键。

4 结论

(1) 在重熔过程中引入高能超声处理有助于破碎纳米颗粒团簇, 改善 TiB₂ 纳米颗粒在 TiB₂/Al-20Si 复合材料中的分布。当重熔温度为 750 °C 时, 获得了最好的晶粒分散度和晶粒细化。TiB₂ 纳米颗粒在初生 Si 表面分散良好, 平均尺寸为 106 nm, 80% 以上的纳米颗粒分布在 50~150 nm 范围内, 且大尺寸颗粒较少。

(2) TiB₂ 纳米颗粒在初生 Si 表面的分布决定了 TiB₂/Al-20Si 复合材料中初生 Si 的细化。初生 Si 尺寸随重熔温度的变化趋势与 TiB₂ 纳米颗粒分散性的变化趋势相同。750 °C 重熔, 初生 Si 平均尺寸最小, 为 52 μm, 较重熔前 64 μm 细化了 18.8%, 与 TiB₂ 纳米颗粒在初生 Si 表面分散良好相对应。

(3) 750 °C 重熔, TiB₂/Al-20Si 复合材料的力学性能, 抗弯强度为 306 MPa, 抗弯强度较重熔前提升了 14.6%。

(4) 750 °C 重熔, TiB₂/Al-20Si 复合材料的热学性

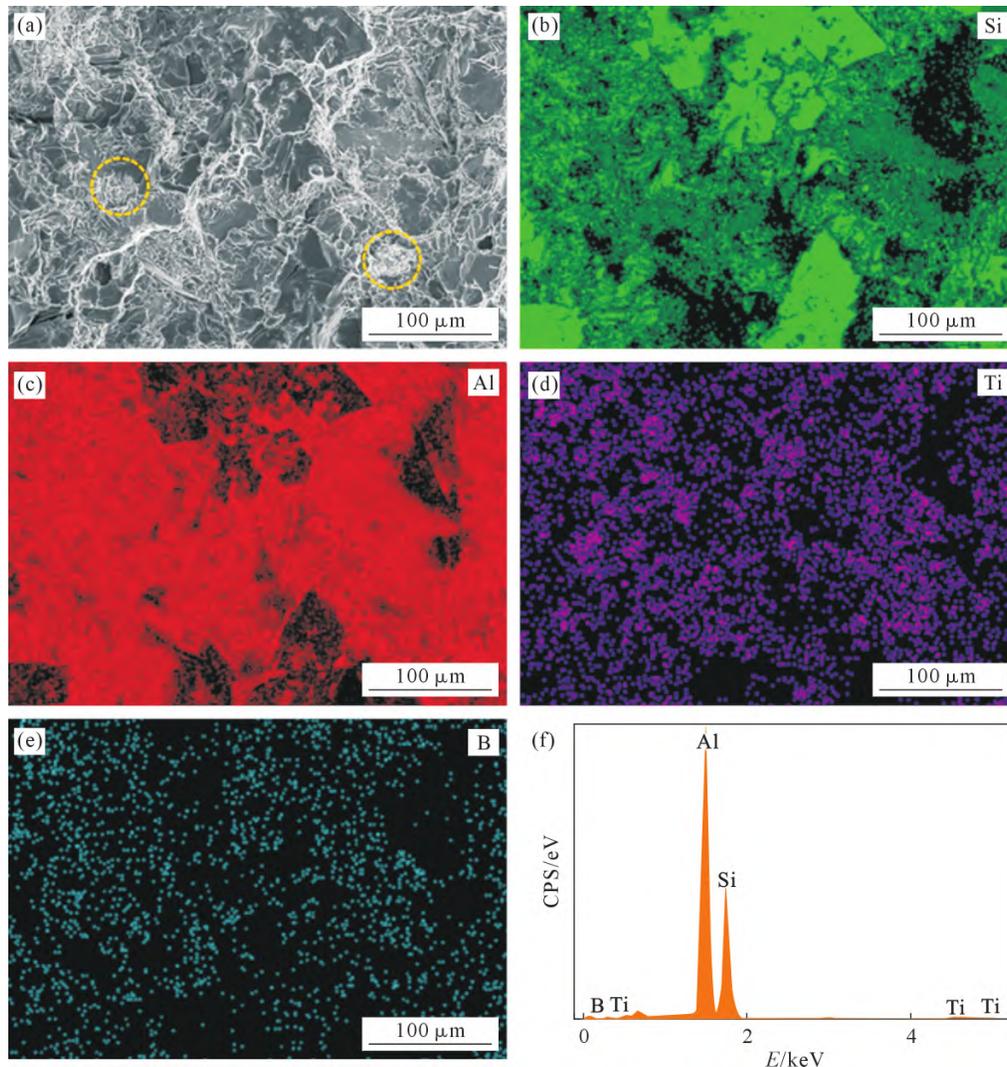


图 11 790 °C 重熔 2% TiB₂/Al-20Si 复合材料断口形貌和元素面扫图:(a) 复合材料中进行面扫描区域的 SEM 像;(b~e) 对应 Si、Al、Ti、B 元素在组织中的分布;(f) 面扫能谱结果

Fig.11 Fracture morphology and element mapping micrographs of the 2 wt.% TiB₂/Al-20Si composite remelted at 790 °C: (a) SEM image of the element mapping area in the composite; (b~e) mapping micrographs of the elements Si, Al, Ti and B; (f) EDS results of element mapping

能最佳,热导率为 169.4 W/(m·K),较重熔前提升 4.8%。

参考文献:

- [1] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(19): 5775-5799.
- [2] HIRSCH J, AL-SAMMAN T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 818-843.
- [3] HIRSCH J. Recent development in aluminium for automotive applications[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 1995-2002.
- [4] LI C Y, ZHANG X G, GOU Z W, LI L, DAN Q, LI Z L. Multi-phase structure control and interfacial investigation of TiB₂/hyper-eutectic Al-Si alloy[J]. Metals, 2023, 13(5): 933.
- [5] JING Y L, LIU Y, PENG H P, WANG J H, SU X P. Synergistic effect of lanthanum and melt purification on the microstructure of hyper-eutectic Al-Si alloy[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2023, 76(12): 3463-3472.
- [6] 胡恺琪, 蒋伟, 朱向镇, 张茜, 孙谦谦, 刘向法. 过共晶 Al-Si 合金 P 吸收率的影响因素[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(11): 2242-2250.
- [7] HU K Q, JIANG W, ZHU X Z, ZHANG Q, SUN Q Q, LIU X F. Factors influencing the absorption rate of phosphorus (P) in hyper-eutectic Al-Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2242-2250.
- [8] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal?[J]. Progress in Materials Science, 2015, 71: 93-168.
- [9] WANG J Y, LI Z Q, FAN G L, PAN H H, CHEN Z X, ZHANG D. Reinforcement with graphene nanosheets in aluminum matrix composites[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(8): 594-597.
- [10] ZHANG D Y, QIU D, GIBSON M A, ZHENG Y F, FRASER H L, STJOHN D H, EASTON M A. Additive manufacturing of ultra-fine-grained high-strength titanium alloys[J]. Nature, 2019, 576(7785): 91.
- [10] 章敏立, 吴一, 廉清, 张暘, 李险峰, 王浩伟. 激光选区熔化成形

- 原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料的微观组织和力学性能[J]. 复合材料学报, 2018, 35(11): 3114-3121.
- ZHANG M L, WU Y, LIAN Q, ZHANG Y, LI X F, WANG H W. Microstructure and mechanical properties of in-situ synthesized TiB₂/Al-Si composites fabricated by selective laser melting[J]. Acta Materialiae Compositae Sinica, 2018, 35(11): 3114-3121.
- [11] 廉清, 肖亚开, 孙华, 赵鑫光, 尹健, 吴一, 王洪泽, 郑凯特, 黄洁. 选区激光熔化成形 TiB₂/Al-Si-Mg 大尺寸复杂构件[J]. 中国有色金属学报, 2024, 34(4): 1154-1163.
- LIAN Q, XIAO Y K, SUN H, ZHAN X G, YIN J, WU Y, WANG H Z, ZHENG K T, HUANG J. Fabrication of large-scale complex TiB₂/Al-Si-Mg components by selective laser melting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34(4): 1154-1163.
- [12] GHASEMI K A, KASHANI B S F, MOSHREF J M. Effect of friction stir processing on the tribological performance of steel/Al₂O₃ nanocomposites[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 276: 507-515.
- [13] ZHAO Y T, KAI X Z, CHEN G, LIN W L, WANG C M. Effects of friction stir processing on the microstructure and superplasticity of in situ nano-ZrB₂/2024Al composite[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2016, 26(1): 69-77.
- [14] BAURI R, YADAV D, SUHAS G. Effect of friction stir processing (FSP) on microstructure and properties of Al-TiC in situ composite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(13-14): 4732-4739.
- [15] ZHANG H H, DUAN H L, SHAO G J, XU L P. Microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloy modified with Cu-P[J]. Rare Metals, 2008, 27(1): 59-63.
- [16] LU L M, NOGITA K, DAHLE A K. Combining Sr and Na additions in hypoeutectic Al-Si foundry alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 399(1-2): 244-253.
- [17] 李文通, 靳东, 杨长龙, 张博骏, 徐静, 李红英. Sr 添加对 Al-Mg-Si 合金力学性能和导热性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3547-3557.
- LI W T, JIN D, YANG C L, ZHANG B J, XU J, LI H Y. Effects of strontium addition on mechanical properties and thermal conductive performance of aluminum-magnesium-silicon alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(11): 3547-3557.
- [18] 谷立东, 王乐耘, 应韬, 杨剑英, 李德江. 稀土 La 对铸造 Al-Si 合金组织与性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(5): 475-478.
- GU L D, WANG L G, YING T, YANG J Y, LI D J. The influence of rare earth La on the microstructure and properties of cast Al-Si alloys[J]. Foundry Technology, 2024, 45(5): 475-478.
- [19] XU G P, WANG K, LV X, LI H N, JIANG H Y, WANG Q D, DING W J. Synergistic effects of γ -Al₂O₃ nanoparticles and fast cooling on the microstructural evolution and mechanical properties of Al-20Si alloys[J]. Materials Characterization, 2021, 178: 111240.
- [20] 王山铭, 李新雷, 陈易山, 王宇航, 薛彦庆. TiB₂ 含量对 TiB₂/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料微观组织及力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2025, 46(1): 65-72.
- WANG S M, LI X L, CHEN Y S, WANG Y H, XUE Y Q. Effect of TiB₂ content on the microstructure and mechanical properties of TiB₂/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg composites[J]. Foundry Technology, 2025, 46(1): 65-72.
- [21] 孙腾腾, 王洪泽, 吴一, 汪明亮, 王浩伟. 原位自生 2%TiB₂ 颗粒对 2024Al 增材制造合金组织和力学性能的影响[J]. 金属学报, 2023, 59(1): 169-179.
- SUN T T, WANG H Z, WU Y, WANG M L, WANG H W. Effect of in situ 2%TiB₂ particles on microstructure and mechanical properties of 2024Al additive manufacturing alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(1): 169-179.
- [22] MA G D, LI L, XI S Y, XIAO Y, LI Y K, YUAN Z T, HE Y H, ZHOU R F, JIANG Y H. Enhanced combination of strength and ductility in the semi-solid rheocast hypereutectic Al-Si alloy with the effect of in-situ TiB₂ particles [J]. Materials Characterization, 2021, 176: 111143.
- [23] CHEN C G, LUO J, GUO Z M, YANG W W, CHEN J. Microstructural evolution and mechanical properties of in situ TiB₂/Al composites under high-intensity ultrasound [J]. Rare Metals, 2015, 34(3): 168-172.
- [24] ZHAO D C, WU G Q. Effects of remelting and refining on the microstructure and properties of particle reinforced magnesium-lithium matrix composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 788: 139607.
- [25] SEO P K, KANG C G. The effect of raw material fabrication process on microstructural characteristics in reheating process for semi-solid forming [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 162: 402-409.
- [26] BATCHELOR G K. The effect of Brownian motion on the bulk stress in a suspension of spherical particles[J]. Journal of Fluid Mechanics, 1977, 83(1): 97-117.
- [27] KIRCHHOFF G. Ueber den einfluss der wärmeleitung in einem gase auf die schallbewegung[J]. Annalen der Physik, 1868, 210(6): 177-193.
- [28] BATTEZZATI L, GREER A L. The viscosity of liquid metals and alloys[J]. Acta Metallurgica, 1989, 37(7): 1791-1802.
- [29] LIFSHITZ M, SLYOZOV V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 1961, 19(1-2): 35-50.
- [30] ZHANG Z, CHEN D L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483-484: 148-152.
- [31] CHU K, JIA C C, LIANG X B, CHEN H, GUO H. The thermal conductivity of pressure infiltrated SiC_p/Al composites with various size distributions: Experimental study and modeling [J]. Materials & Design, 2009, 30(9): 3497-3503.
- [32] SOARE V, MITRICA D, CONSTANTIN I. Influence of remelting on microstructure, hardness and corrosion behaviour of AlCoCr-FeNiTi high entropy alloy [J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(10): 1194-1200.
- [33] KUDRYASHOVA O, VOROZHTSOV S. On the mechanism of ultrasound-driven deagglomeration of nanoparticle agglomerates in aluminum melt [J]. JOM, 2016, 68(5): 1307-1311.
- [34] YANG Y, LI X C. Ultrasonic cavitation-based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites [J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2007, 129(2): 252-255.

- [35] TZANAKIS I, XU W W, ESKIN D G, LEE P D, KOTSOVINOSQ N. In situ observation and analysis of ultrasonic capillary effect in molten aluminium[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2015, 27: 72-80.
- [36] MIRIHANAGE W, XU W W, TAMAYO-ARIZTONDO J, ESKIN D, GARCIA-FERNANDEZ M, SRIRANGAM P, LEE P. Synchrotron radiographic studies of ultrasonic melt processing of metal matrix nano composites[J]. *Materials Letters*, 2016, 164: 484-487.
- [37] SHU D, SUN B D, MI J W, GRANT P S. A high-speed imaging and modeling study of dendrite fragmentation caused by ultrasonic cavitation[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(10): 3755-3766.
- [38] JURETZKO F R, DHINDAW B K, STEFANESCU D M, SEN S, CURRERI P A. Particle engulfment and pushing by solidifying interfaces: Part I. Ground experiments[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29(6): 1691-1696.
- [39] OZSOY I B, LI G, CHOI H, ZHAO H J. Shape effects on nanoparticle engulfment for metal matrix nanocomposites[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2015, 422: 62-68.
- [40] CHENLY, XU J Q, CHOI H, POZUELO M, MA X L, BHOWMICK S, YANG J M, MATHAUDHU S, LI X C. Processing and properties of magnesium containing a dense uniform dispersion of nanoparticles[J]. *Nature*, 2015, 528(7583): 539.
- [41] SCHUMACHER P, GREER A L. Heterogeneous nucleation of Al-Ti-B grain refiners[J]. *Materials Science and Technology*, 1994, 10(5): 376-381.
- [42] RAN G, ZHOU J E, WANG Y F. Tensile properties of cast A356 aluminum alloy and its fracture analysis[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(10): 1620-1624.
- [43] LI Q L, LI B Q, LI J B, ZHU Y Q, XIA T D. Effect of yttrium addition on the microstructures and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 722: 47-57.
- [44] WANG M L, CHEN D, CHEN Z, WU Y, WANG F F, MA N H, WANG H W. Mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 590: 246-254.
- [45] WANG Z R, ZHANG R J. Microscopic characteristics of fatigue crack propagation in aluminum alloy based particulate reinforced metal matrix composites[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(4): 1433-1445.
- [46] ESHELBY J D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems[J]. *Proceedings of the Royal Society of London Series A*, 1957, 241(1226): 376-396.
- [47] ASHBY M F. The deformation of plastically non-homogeneous materials[J]. *Philosophical Magazine*, 1970, 21(170): 399-424.
- [48] WANG G, ZHANG Y M, ZOU B K, LIU Y, ZHENG S Q, LI X C, YAN W T, LI Z, WANG Y M. Enhanced plasticity due to melt pool flow induced uniform dispersion of reinforcing particles in additively manufactured metallic composites[J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 164: 103591.

(责任编辑:李亚敏)