

引用格式: 李鑫, 张鑫, 王渊博, 等. 原位自生 Ti_5Si_3 增强铝基复合材料的微观组织与力学性能调控机理[J]. 航空材料学报, 2026, 46(10): 74-83.

LI Xin, ZHANG Xin, WANG Yuanbo, et al. Regulation mechanism of microstructure and mechanical properties of *in-situ* synthesized Ti_5Si_3 reinforced aluminum matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(10): 74-83.

原位自生 Ti_5Si_3 增强铝基复合材料的微观组织 与力学性能调控机理

李 鑫¹, 张 鑫^{1,2,3*}, 王渊博¹, 王 军¹, 李玉磊¹,
李 波^{1,2,3}, 李树丰^{1,2,3*}

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048; 2. 西安理工大学 西安市先进粉末冶金新技术与新材料重点实验室, 西安 710048; 3. 西安理工大学 陕西省粉末冶金与增材制造金属基复合材料高校重点实验室, 西安 710048)

摘要: 原位法制备 Ti_5Si_3 增强铝基复合材料(aluminum matrix composites, AMCs)增强相构成复杂、形成过程不易控制, 难以实现复合材料微观组织与性能稳定调控。本工作通过设计原料组分配比及粉末冶金工艺参数, 制备 $\text{Al}-5\text{Si}-x\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ($x=0.8, 2.0, 3.2$ (质量分数/%)) 复合材料, 深入研究增强相含量对复合材料微观组织及力学性能的影响。结果表明, Si 元素通过扩散及固溶析出在 Ti 颗粒周围偏聚, 并与 Ti 发生互扩散反应生成 Ti_5Si_3 颗粒。随着纳米尺度 TiSi 界面过渡层的形成, $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ 非共格界面转变为 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 半共格/共格复合界面, 有效促进增强相颗粒与铝基体间的界面结合。随着增强相含量增加, 其微观结构逐渐由块状向纳米颗粒团簇转变并长大为纳米棒状, 复合材料的晶粒尺寸得到显著细化。良好的界面结合实现了载荷通过界面的有效传递, 促进增强相承载效果的发挥。在位错强化、细晶强化及载荷传递强化的协同作用下, $\text{Al}-5\text{Si}-3.2\text{Ti}_5\text{Si}_3$ 复合材料的屈服强度和抗拉强度分别达到 318 MPa 和 377 MPa, 较基体分别提高 51.4% 和 42.8%, 并保持良好的塑性。这些研究结果为高强韧 AMCs 的组织结构设计提供新方向, 为该材料在航空航天等关键工程领域的应用提供数据支撑。

关键词: 铝基复合材料; Ti_5Si_3 增强相; 粉末冶金; 原位自生; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000073

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000073

中图分类号: TB331; V257

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)10-0074-10

Regulation mechanism of microstructure and mechanical properties of *in-situ* synthesized Ti_5Si_3 reinforced aluminum matrix composites

LI Xin¹, ZHANG Xin^{1,2,3*}, WANG Yuanbo¹, WANG Jun¹, LI Yulei¹, LI Bo^{1,2,3}, LI Shufeng^{1,2,3*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China; 2. Xi'an Key Laboratory of Advanced Powder Metallurgy Materials and New Technology, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China; 3. Key Laboratory of Powder Metallurgy and Additive Manufacturing Metal Matrix Composites of Shaanxi Province Higher Institution, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: Aiming at the bottleneck in *in-situ* synthesized Ti_5Si_3 reinforced aluminum matrix composites (AMCs), where the complex constitution of reinforcements and poor controllability of formation process make it difficult to stably regulate the microstructure and properties of composites, $\text{Al}-5\text{Si}-x\text{Ti}_5\text{Si}_3$ composites ($x=0.8, 2.0, 3.2$ (mass fraction/%)) are fabricated by designing raw material proportions and powder metallurgy process parameters in this work. The effects of reinforcement content on the microstructure and mechanical properties of the composites are systematically investigated. The results show that Si segregates

around Ti particles *via* diffusion and solid-solution precipitation, and interdiffusion reaction occurs between Si and Ti to form Ti_5Si_3 particles. With the formation of a nanoscale TiSi interfacial transition layer, the incoherent $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ interface transforms into a semi-coherent/coherent composite $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ interface, which effectively improves the interfacial bonding between reinforcement particles and the Al matrix. As the reinforcement content increases, the microstructure of reinforcements gradually evolves from blocky morphology to nanoparticle clusters and further grows into nanorods, and the grain size of the composites is significantly refined. Sound interfacial bonding enables efficient load transfer across the interface and promotes the load-bearing capacity of reinforcements. Under the synergistic effect of dislocation strengthening, grain refinement strengthening and load transfer strengthening, the yield strength and tensile strength of the Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 composite reach 318 MPa and 377 MPa, which are 51.4% and 42.8% higher than those of the matrix, respectively, while maintaining favorable ductility. These findings provide a new strategy for the microstructure design of high-strength and high-toughness AMCs, and offer an experimental foundation for the application of such materials in critical engineering fields such as aerospace.

Key words: aluminum matrix composites; Ti_5Si_3 reinforcement; powder metallurgy; *in-situ* synthesis; mechanical property

铝硅合金由于具有低密度、高耐磨性、良好的耐蚀性等特点,在汽车工业等领域得到广泛关注和应用^[1-2],然而比强度(约 $100 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$)、比模量较低($2.6 \times 10^7 \text{ m}^2/\text{s}^2$)及热稳定性不足($2.2 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$)使其难以满足关键装备构件轻量化性能需求,限制其在航空航天等领域的发展和应用^[3]。铝基复合材料(aluminum matrix composites, AMCs)因综合基体的低密度、良好的韧塑性、优异的耐蚀性和导电导热特性以及增强相优异的力学性能而表现出高比强度(约 $200 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$)、高比模量($3.5 \times 10^{10} \sim 4.0 \times 10^{10} \text{ m}^2/\text{s}^2$)、良好的稳定性和导电导热等结构功能一体化特性,在快速发展的航空航天、交通运输等关键装备构件轻量化领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景,近年来得到广泛关注并成为研究热点^[3-5]。

作为可在金属材料中原位合成的低成本增强相颗粒,以 Ti_5Si_3 为代表的钛硅金属间化合物因具有轻质(密度为 4.32 g/cm^3)、优异的力学性能(弹性模量和维氏硬度分别为 225 GPa 和 11.3 GPa)、良好的耐磨性以及金属较好的界面结合特性,成为轻质金属基复合材料理想的增强相之一^[6-7]。在钛基复合材料中通过组元间的原位反应,生成的 Ti_5Si_3 颗粒可钉扎于相界,起到显著的强化效果,使复合材料表现出更高的室温/高温强度和抗氧化能力^[8-11];采用熔铸法在黄铜复合材料中通过 Ti-Si 原位反应生成 Ti_5Si_3 增强相颗粒,可有效提高复合材料的力学性能和耐磨性^[12-13]。然而,在 AlSi 合金基体中引入 Ti 元素作为原位复合体系的研究表明,采用熔盐法^[14]、熔铸法^[15-17]、半固态触变成形工艺^[18-22]等制备的 AMCs 中, Si、Ti 元素易与铝基体发生化学反应,生成 $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$ 、

$\text{Ti}_7\text{Al}_5\text{Si}_{12}$ (τ_1 相)、 $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_2$ (τ_2 相)等三元金属间化合物。虽然三元金属间化合物在提升 AMCs 力学性能方面表现出重要潜力^[23-25],但是它多为亚稳相,相互之间易发生转变,导致其构成复杂、形成过程不易控制,难以实现 AMCs 微观组织与性能的稳定调控。特别是,高温下产生的 TiAl_3 及 Si 原子固溶替代 Al 原子,形成 $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$, 严重降低 AMCs 的韧塑性,限制该体系的工程化制备和应用。

结合文献[6]与本团队前期研究^[26]分析可知,铝基体中合金元素 Ti-Si 之间通过化学反应生成 Ti_5Si_3 的吉布斯自由能最低,但随着制备温度升高,生成的 Ti_5Si_3 逐渐转变为三元金属间化合物。基于此,本工作在前期研究基础上,通过合理设计 Al-Si-Ti 体系成分配比,采用具有较低制备温度的粉末冶金工艺,利用该制备条件下 Ti-Si 组元的互扩散反应,在基体中原位生成 Ti_5Si_3 增强相颗粒,并系统研究其含量对复合材料微观组织和力学性能的影响机理,实现原位自生 Ti_5Si_3 颗粒增强 AMCs 微观结构的有效调控,为轻质高强和高可靠性 AMCs 的设计制备与性能优化提供坚实的理论依据和实验参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本工作实验原料为高纯 Al 粉(粒度范围为 $20 \sim 30 \mu\text{m}$)、Si 粉(粒度范围为 $1 \sim 5 \mu\text{m}$)和 Ti 粉(粒度范围为 $1 \sim 10 \mu\text{m}$)。依据 Al-Si-Ti 相图分析,为促进 Ti-Si 反应而抑制 Ti-Al 反应,本工作在 AlSi 亚共晶成分设计体系原料配比为 Al-5.21Si-0.59Ti、Al-5.52Si-1.48Ti、Al-5.83Si-2.37Ti(质量分

数/%), 对应复合材料组分分别为 $\text{Al-5Si-0.8Ti}_5\text{Si}_3$ 、 $\text{Al-5Si-2.0Ti}_5\text{Si}_3$ 和 $\text{Al-5Si-3.2Ti}_5\text{Si}_3$ (质量分数/%)。制备过程如下: 首先, 称取对应质量分数的原料粉末 (每个试样按总质量为 60 g) 置于球磨罐中进行行星球磨, 磨球为 ZrO_2 , 加入 2.5 mL 无水乙醇作为过程控制剂, 球料比为 10:1, 球磨过程在氩气气氛下进行, 球磨转速为 200 r/min, 为防止内能过高, 设置球磨 10 min 停 10 min, 净球磨时间为 12 h; 随后, 将混合粉末装入 $\phi 30$ mm 的石墨模具中进行预压排气, 然后采用放电等离子体烧结 (spark plasma sintering, SPS) 对混合粉末进行成型, 为了避免局部熔融并保证原位反应充分进行, 烧结温度选取近共晶温度 (570°C), 升温速率为 $30^\circ\text{C}/\text{min}$, 烧结压力设置为 30 MPa, 为促进 Ti-Si 互扩散反应充分进行, 烧结时间为 90 min; 最后, 对烧结试样进行热挤压加工, 挤压成 $\phi 7$ mm 的棒材, 挤压速率为 3 mm/s, 挤压温度为 400°C , 冷却方式为空冷, 挤压比为 18:1。

1.2 实验方法

采用 B-500MET 型光学显微镜 (optical microscope, OM) 对复合材料的微观组织进行观察; 采用 JSM-6700 型扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 对原始 Al 粉、Si 粉、Ti 粉、混合粉末的微观形貌和 AMC 的微观组织、拉伸试样断口进行表征; 利用 SEM 配备的 200-F3 型 X 射线能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 及 Nordlys Nano 型背散射电子衍射仪 (electron backscatter diffraction, EBSD) 分别对 AMC 中元素分布、晶粒尺寸、晶粒取向等信息进行表征分析; 采用 TitanG2 60-300 型高分辨透射电子显微镜 (transmission electron microscope, TEM) 对复合材料中增强相的微观组织及与基体界面结构进行表

征测试; 采用 Smart Lab 型 X 射线衍射仪 (X-ray diffractometer, XRD) 对原始粉末、混合粉末及 AMC 的相组成进行表征测试, X 射线放射源为 Cu 靶; 采用 DNS100 型电子万能拉伸试验机对制备的复合材料进行力学性能测试, 应变率设定为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

2 结果与讨论

图 1 为原料粉末和混合粉末的 SEM 图像及 XRD 表征测试结果。可以看出, 经气雾化法制备的 Al 粉 (图 1(a)) 和 Ti 粉 (图 1(c)) 形貌均为近球形, 其中位粒径统计结果分别约为 $30 \mu\text{m}$ 和 $5 \mu\text{m}$, 原始 Si 粉 (图 1(b)) 为不规则颗粒形貌, 平均粒径为 $5 \mu\text{m}$ 。经球磨混合后 (图 1(d)), Al 粉在球磨介质的冲击作用下发生较为明显的塑性变形, 由原始的近球形转变为片状, Si、Ti 粉末颗粒粒径也随之减小且均匀分布于片状 Al 粉表面。原料粉末及混合粉末的 XRD 表征结果 (图 1(e)) 表明, 行星球磨混合前后粉末物相均未发生变化。

前期研究^[26]结果表明, 采用 SPS 工艺 60 min 后制备的 $\text{Al-5Si-3.2Ti}_5\text{Si}_3$ (Al-5.83Si-2.37Ti) 复合材料, 基体中原位生成以 Ti 为核心、 Ti_5Si_3 为壳层的 $\text{Ti}@\text{Ti}_5\text{Si}_3$ 核壳结构, Ti_5Si_3 的原位生成是以 Ti 颗粒为模板, 即 Ti_5Si_3 的原位反应机制为 Si 元素通过扩散及固溶析出, 在 Ti 颗粒周围偏聚, 并与 Ti 发生互扩散反应生成 Ti_5Si_3 颗粒。本工作在此基础上通过延长 SPS 工艺烧结时间至 90 min, 促使 Ti 颗粒完全反应, 通过设计原料组分分配比以实现 Ti_5Si_3 增强相含量的调控。经 SPS 工艺和热挤压加工后, 不同组分配比的混合粉末制备的复合材料物相表征结果如图 2 所示。Al-5Si-0.8Ti₅Si₃ 复合材

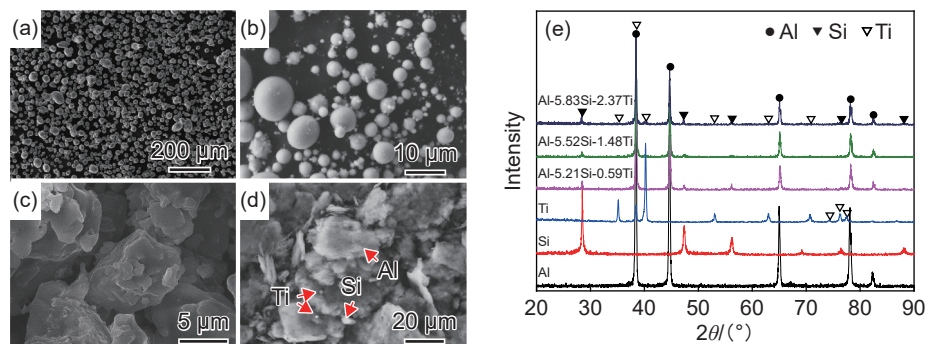
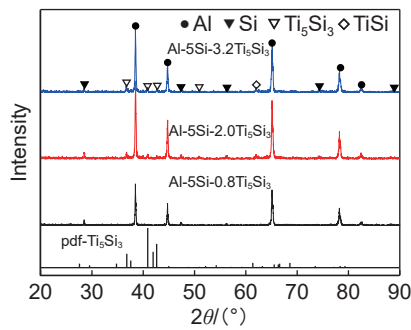


图 1 原始粉末及混合粉末的微观形貌图像及其 XRD 表征结果 (a) Al 粉; (b) Ti 粉; (c) Si 粉; (d) Al-5.83Si-2.37Ti 混合粉; (e) 原始粉末及混合粉末 XRD 表征结果

Fig. 1 Microscopic morphologies and XRD patterns of the original powder and mixed powder (a) Al powder; (b) Ti powder; (c) Si powder; (d) Al-5.83Si-2.37Ti mixed powder; (e) XRD patterns of original powder and mixed powder

图 2 不同 Ti_5Si_3 含量铝基复合材料的 XRD 表征结果Fig. 2 XRD patterns of AMCs with different Ti_5Si_3 contents

料的 XRD 图谱中仅能检测到 Al 和 Si 的衍射峰；随 Ti_5Si_3 增强相含量增加，Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 和 Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 复合材料分别在 2θ 为 36.9° 、 40.9° 、 42.7° 和 51.0° 处检测出 Ti_5Si_3 的 (210)、(211)、(112)、(310) 晶面衍射峰，并且在 62.0° 处出现 TiSi 相的 (312) 晶面衍射峰，表明本工作实现在 AMCs 中原位合成 Ti_5Si_3 增强相。

图 3 为复合材料的微观组织照片，观察方向垂直于挤压方向。由于 Ti-Si 反应为放热反应，因此随着 Ti_5Si_3 含量增加，复合材料在烧结过程中局部

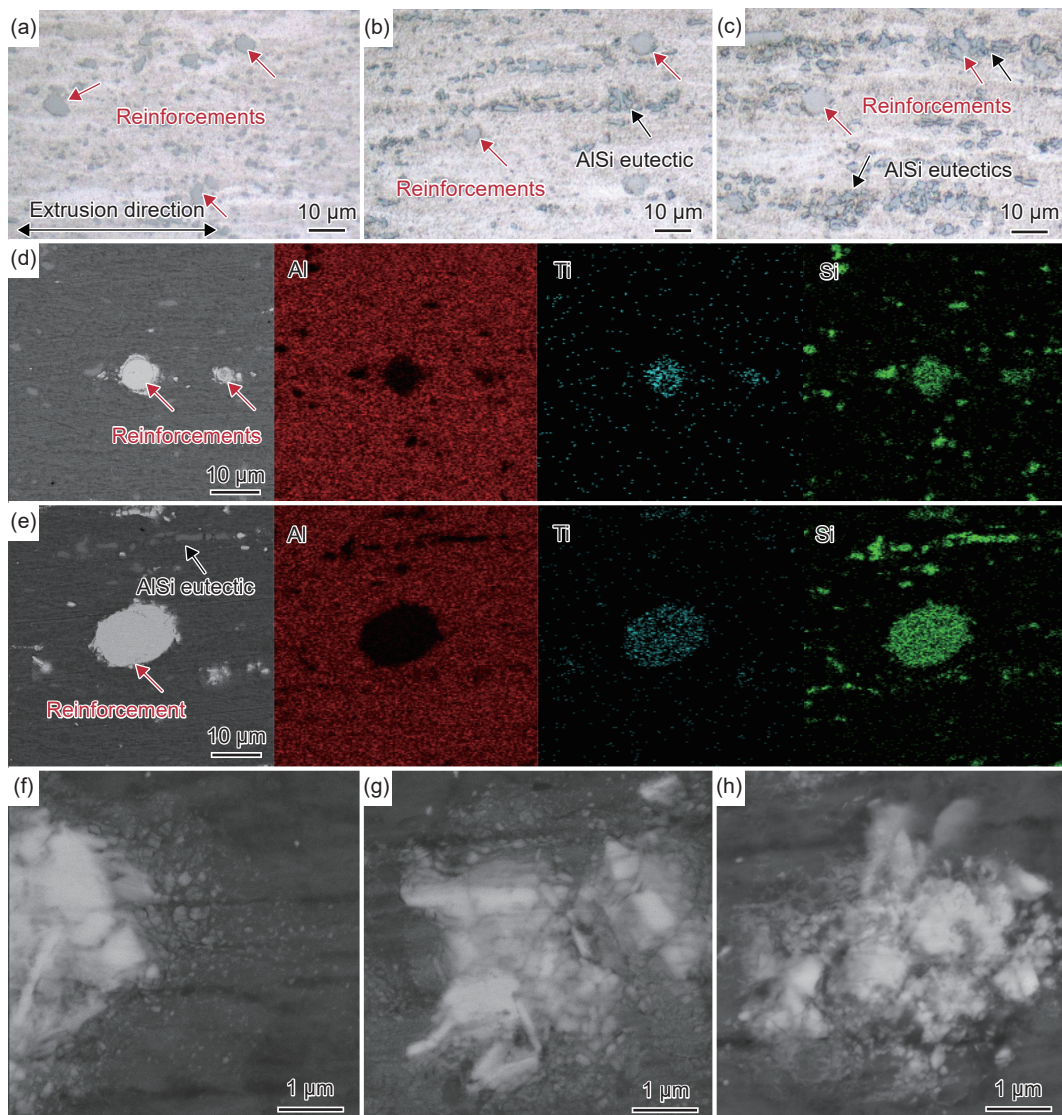


图 3 不同 Ti_5Si_3 含量铝基复合材料的微观组织照片及其能谱分析结果 (a) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 光学显微镜图像；(b) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 光学显微镜图像；(c) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 光学显微镜图像；(d) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 扫描电子显微镜图像及能谱分析结果；(e) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 SEM 扫描电子显微镜图像及能谱分析结果；(f) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 扫描电子显微镜图像；(g) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 扫描电子显微镜图像；(h) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 扫描电子显微镜图像

Fig. 3 Micrographs and EDS analysis of AMCs with different Ti_5Si_3 contents (a) OM image of Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (b) OM image of Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (c) OM image of Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 ; (d) SEM image and EDS analysis results of Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (e) SEM image and EDS analysis results of Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (f) SEM image of Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (g) SEM image of Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (h) SEM image of Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3

温度升高,在近共晶温度下制备时,促进局部 AlSi 共晶反应的发生,使得 Si 元素以细小的原始颗粒及部分板条状 AlSi 共晶组织存在于 AMC 中(图 3(b)、(c)中黑色箭头)。复合材料中增强相为灰白色块状颗粒(图 3(a)~(c)中红色箭头),弥散分布于基体中并呈现出沿挤压方向分布趋势,尺寸为 $2\sim 10\ \mu\text{m}$ 。结合 SEM 图像和 EDS 面扫描结果表明,增强相主要由 Ti、Si 元素以纳米颗粒团簇构成,并且随着含量增加,AMCs 中团簇颗粒的碎化程度升高,这主要由于在以 Ti 颗粒为模板进行 Ti-Si 互扩散反应的过程中,生成的 Ti_5Si_3 因体积膨胀而出现粒化现象^[21, 27]。与此同时,EDS 结果(图 3(d)、(e))表明,Al-5Si-2.0Ti₅Si₃ 复合材料基体中 Si 颗粒尺寸发生粗化, Ti_5Si_3 增强相主要以块状、纳米团簇和纳米棒状形式存在,随着 Ti_5Si_3

含量增加,团簇周围的纳米颗粒逐渐由粒状转变为棒状。Wang 等^[12]研究表明 Ti_5Si_3 形貌与含量相关, Ti_5Si_3 在形成过程中优先沿着 (1010) 晶面的 [0001] 方向生长,且随着含量增加,其形貌逐渐由纤维状转变为六方棱镜状和空心短棒状。

进一步对 Al-5Si-3.2Ti₅Si₃ 复合材料的微观组织和界面结构进行 TEM 表征(图 4),结果表明,复合材料中棒状纳米颗粒(图 4(a))及鹅卵石状纳米颗粒团簇(图 4(b))对应的选区电子衍射斑点(图 4(d))为 Ti_5Si_3 相。图 4(c)是纳米棒状颗粒与 Al 基体的界面结构,界面两侧 A1、A2 区域高分辨像经傅里叶变换和反傅里叶变换获得的晶格像衍射条纹间距为 0.220 nm 和 0.143 nm,分别对应着 Ti_5Si_3 的 (211) 晶面(图 4(e)) 和 Al 基体的 (220) 晶面(图 4(f)),两者界面错配度 δ 可由式(1)计算

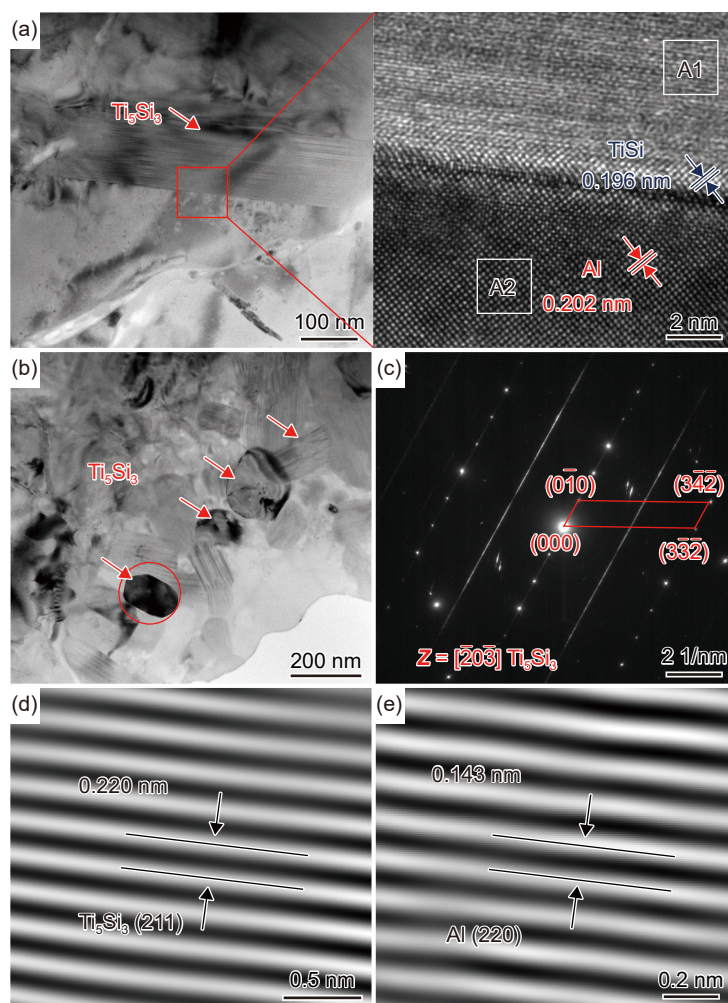


图 4 Al-5Si-3.2Ti₅Si₃ 复合材料的微观组织和界面结构 (a)Ti₅Si₃ 中棒状纳米颗粒微观形貌; (b)Ti₅Si₃ 中鹅卵石状纳米颗粒微观形貌; (c)图(b)红圈中选区电子衍射斑点; (d)图(a)区域 A1 的高分辨衍射条纹; (e)图(a)区域 A2 的高分辨衍射条纹

Fig. 4 Microstructures and interfacial structures of Al-5Si-3.2Ti₅Si₃ composite (a) micro-morphology of rod-like Ti_5Si_3 nanoparticles; (b) micro-morphology of cobblestone-like Ti_5Si_3 nanoparticles; (c) selected-area electron diffraction pattern of the region marked by the red circle in Fig.(b); (d) high-resolution lattice fringes of region A1 in Fig.(a); (e) high-resolution lattice fringes of region A2 in Fig.(a)

得出:

$$\delta = 2(D_1 - D_2)/(D_1 + D_2) \quad (1)$$

式中: D_1 和 D_2 分别为 Ti_5Si_3 和 Al 基体的晶面间距。计算可得 Ti_5Si_3 与 Al 基体间的界面错配度为 42.4%, 根据 Bramfitt 二维错配度点阵模型^[28] 可知, Ti_5Si_3 和 Al 基体之间的界面结合为非共格界面。但在其界面处可以观察到亚纳米尺度扩散过渡层, 过渡层的晶面间距为 0.196 nm, 对应 TiSi 相的 (112) 晶面, 由此可知界面结构为 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$, 这主要由于原位反应首先生成的是 Ti_5Si_3 , 形成 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ 界面, 随着扩散持续进行, 由于 Si 元素在反应过程中的偏聚, 在界面处 Ti_5Si_3 会向 TiSi 进行转变, 从而 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ 非共格界面转变为 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 半共格/共格界面。经过界面错配度计算, Al/TiSi

界面错配度仅为 3.02%, TiSi 的 (211) 晶面与 Ti_5Si_3 的 (211) 晶面的夹角约为 26° , $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}$ 界面错配度为 11.1%。由此可知, 随着 Ti-Si 界面纳米扩散过渡层的形成, $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ 非共格界面转变为 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 半共格/共格复合界面, 实现了 Ti_5Si_3 增强相颗粒与铝基体间的良好界面结合。

图 5 为通过 EBSD 表征得到的复合材料反极图 (inverse pole figure, IPF), 可以看出经烧结和热挤压后基体晶粒发生较大的塑性变形且存在沿挤压方向排列趋势。统计结果 (图 5(a-2)~(c-2)) 显示 Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 、Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 、Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 复合材料基体平均晶粒尺寸分别为 1.06、0.96、0.91 μm , 前期报道中 Al-5Si 的晶粒尺寸为 2.08 μm ^[29], 相比于 AlSi 基体, 微纳米 Ti_5Si_3 颗粒在烧结过程中能够通过钉扎作用有效阻碍基体晶粒的长大。根据

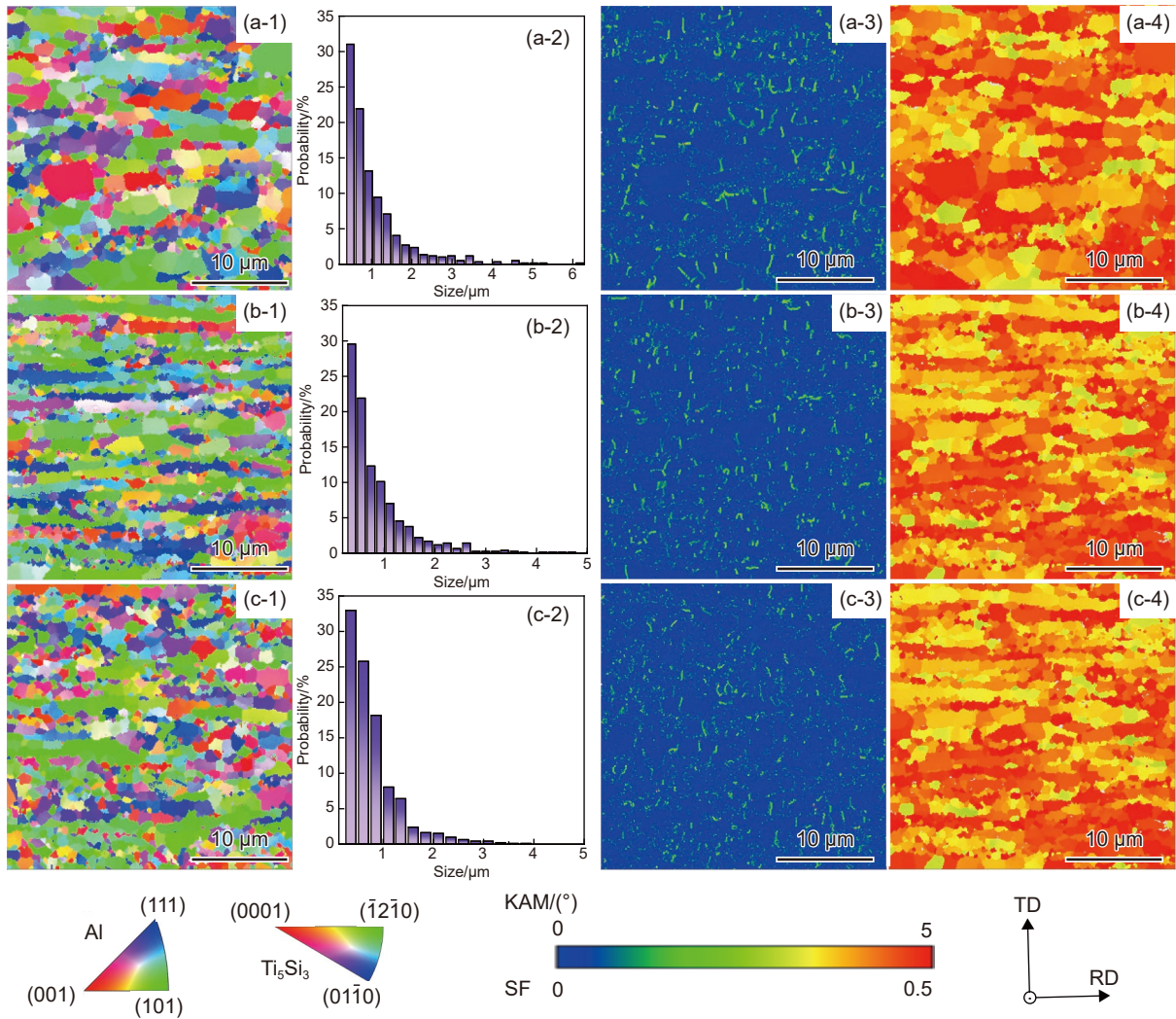


图 5 不同 Ti_5Si_3 含量铝基复合材料的反极图(1)、粒径统计分布(2)、晶粒局部取向差分布(3)和施密特因子分布(4)
(a) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (b) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (c) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3

Fig. 5 IPF (1), particle size statistical distribution (2), KAM distribution (3), and SF distribution (4) of AMCs with different Ti_5Si_3 contents (a) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (b) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (c) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3

Hall-Petch 关系^[30], 由细晶强化造成 AMC 的屈服强度增量 $\Delta\sigma_{G,R}$ 可以由式(2)计算得出:

$$\Delta\sigma_{G,R} = k \times (d_1^{-\frac{1}{2}} - d_0^{-\frac{1}{2}}) \quad (2)$$

式中: k 为常数, 取值为 $0.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$; d_1 和 d_0 分别为 AMC 和 Al-5Si 的晶粒大小。经过计算由细晶强化贡献的屈服强度分别为 11.12、13.09、14.20 MPa。

图 5(a-3)~(c-3) 是复合材料晶粒局部取向差 (Kernel average misorientation, KAM) 分布图, 其平均局部取向差 KAM_{ave} 分别为 0.343° 、 0.348° 和 0.342° , 通过式(3)可以计算出基体中的位错密度 ρ^{GND} ^[31]:

$$\rho^{GND} = 2KAM_{ave}/\mu b \quad (3)$$

式中: μ 为 EBSD 测试扫描步长 ($0.1 \mu\text{m}$); b 为 Al 基体的伯格矢量大小 (0.286 nm)。计算可得复合材料的位错密度分别为 4.18×10^{14} 、 4.25×10^{14} 、 $4.17 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。Al-5Si 的位错密度为 $3.90 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ^[29], 根据位错强度理论, 可以通过式(4)估算出位错增量对 AMC 屈服强度的贡献 $\Delta\sigma_{D,S}$ ^[32]:

$$\Delta\sigma_{D,S} = \alpha G_m b \Delta\rho^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

式中: α 为经验常数, 取值为 0.5; G_m 为 Al 基体的剪切模量 ($2.751 \times 10^{10} \text{ N/m}^2$)。经过计算由位错强化贡献的屈服强度分别为 20.82、23.27、20.44 MPa。可以看出, Al-5Si-2.0Ti₅Si₃ 复合材料的位错密度最高, 即表明其可通过位错强化对复合材料提供更高的强度贡献。对应施密特因子 (Schmid factor, SF) 分布图表明, 复合材料的施密特因子分别为 0.420、0.413 和 0.414, 其中 Al-5Si-0.8Ti₅Si₃ 复合材料的施密特因子最高, 表明其在受载过程中滑移系发生开动所需外应力最小, 塑性保持良好。

适用于长径比较小的增强相的剪切滞后理论

模型^[5, 33]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \left(\frac{1}{2} V_p \frac{L}{B} + V_p + V_m \right) \quad (5)$$

式中: σ_y 为复合材料的屈服强度; σ_0 为基体的屈服强度; V_p 和 V_m 分别为增强相和基体的体积分数; L 和 B 分别为增强相的平均长度和直径。可以看出, 随着增强相体积分数增加, 载荷传递强化效果提高。但载荷传递强化量化过程需要增强相颗粒的长径比的数据, 本工作中, Ti₅Si₃ 具有短棒状、纳米颗粒团簇状等形貌, 平均长径比差异明显, 且不同形貌增强相的准确体积分数占比也难以统计量化, 因此增强相的载荷传递强化贡献因素未在本工作中定量计算表征。

复合材料及对比试样的力学性能结果 (图 6) 表明, Al-5Si-0.8Ti₅Si₃ 的屈服强度和抗拉强度较 Al-5Si (210 MPa 和 264 MPa) 分别提高 17.6% 和 37.9%; 随着 Ti₅Si₃ 含量从 0.8% 增加到 3.2%, 复合材料的屈服强度由 247 MPa 提高到 318 MPa, 提高 28.7%, 但抗拉强度并未明显提高。这主要由于随着增强相含量增加, 其承载效果随之提高, 同时基体晶粒尺寸逐渐下降, Ti₅Si₃ 颗粒发生碎化粒化分布更加弥散, 造成位错运动阻力显著增强, 使复合材料塑性变形抗力提高, 因此屈服强度明显提高。然而, 结合复合材料微观组织 (图 3) 和拉伸试样断口形貌 (图 7) 表征结果可以发现, 增强相含量增加使原位反应过程中释放更多热量, 促进局部 Al-Si 共晶反应进行以及共晶组织粗化, 在外加载荷作用下容易造成局部应力集中, 促使裂纹在较大硅颗粒中萌生和扩展, 使其提早发生断裂失效^[34], 从而导致 AMC 最大拉伸应力 (抗拉强度) 提高有限。复合材料的断口表面均能够观察到明显的韧窝, 并未观察到增强相颗粒的脱粘或拔出现象, 表明其断裂方式主要为韧性断裂, 且因承载而发生断

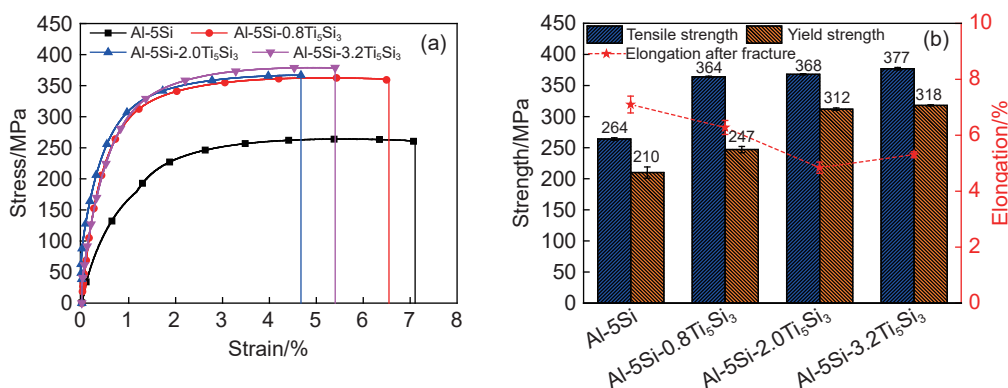


图 6 不同 Ti₅Si₃ 含量铝基复合材料应力-应变曲线(a)和力学性能统计图(b)

Fig. 6 Stress-strain curves (a) and statistical diagram of mechanical properties (b) of AMCs with different Ti₅Si₃ contents

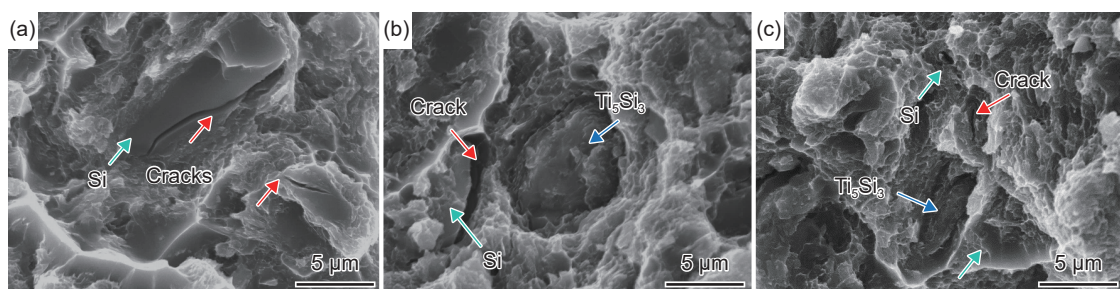


图 7 不同 Ti_5Si_3 含量铝基复合材料拉伸试样断口形貌 (a) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (b) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (c) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3

Fig. 7 Fracture morphologies of tensile specimens of AMCs with different Ti_5Si_3 contents (a) Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 ; (b) Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 ; (c) Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3

裂的 Ti_5Si_3 颗粒及解理断裂的 Si 颗粒的大量存在, 进一步说明 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 半共格/共格复合界面结构的形成可以有效通过界面剪切作用将载荷从 Al 基体传递至增强相颗粒, 发挥良好的承载强化效果。

综上分析, 原位自生 Ti_5Si_3 微纳米颗粒通过钉扎作用限制基体晶粒的粗化, 起到细晶强化效果, 而随着 Ti_5Si_3 增强相含量增加, 复合材料中位错密度先增大后减小, 一方面, 由于热膨胀系数差异, 颗粒与基体的热错配程度虽增加, 但是原位自生颗粒发生明显碎化, 块状颗粒减少, 由于原位反应体膨胀造成的局部应力集中降低; 另一方面, 基体中的共晶 Si 粗化导致 Si 的弥散分布减弱, 使得位错密度先增大后减小。位错强化对 AMCs 强度的贡献随之变化, 而 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 复合界面的形成赋予复合材料良好的界面结合特性, 因此在加载过程中可有效通过界面传递载荷, 促进增强相颗粒承载效果的发挥。Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 复合材料在位错强化、细晶强化及载荷传递强化的综合作用下, 相较于 Al-5Si-0.8 Ti_5Si_3 复合材料, 屈服强度提高 26.3%。相较于 Al-5Si-2.0 Ti_5Si_3 复合材料, Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 复合材料的位错密度略有下降, 但施密特因子未增加, 平均晶粒尺寸细化了 5.2%, 且 Ti_5Si_3 含量增加载荷承载能力加强, 以及 AMCs 中团簇颗粒的碎化程度加剧, 纳米颗粒分布更加弥散, 对位错运动的阻碍作用加强。在上述因素的协同作用下, Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 复合材料屈服强度和抗拉强度较基体分别提高 51.4% 和 42.8% 的同时, 保持与基体相似的塑性。

3 结论

(1) 近共晶温度下制备的 Al-5Si- $x\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ($x=0.8, 2.0, 3.2$ (质量分数/%)) 复合材料中, Ti-

Si 元素通过互扩散反应生成纳米 Ti_5Si_3 颗粒团簇, 随着增强相含量增加, 在 AMCs 中的微观形貌逐渐由块状转化为纳米颗粒团簇并长大为纳米棒状。

(2) 随着 Ti_5Si_3 增强相颗粒的生成, 复合材料的晶粒尺寸得到细化。Ti-Si 界面过渡层的形成使 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{Al}$ 非共格界面转变为 $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiSi}/\text{Al}$ 半共格/共格复合界面, 有效促进增强相颗粒与铝基体间的界面结合。

(3) 原位自生 Ti_5Si_3 微纳米颗粒通过细化基体晶粒、提高复合材料位错密度并基于良好的界面结合, 实现载荷通过界面的有效传递, 促进增强相颗粒承载效果的发挥, 使 Al-5Si-3.2 Ti_5Si_3 复合材料的屈服强度和抗拉强度分别达到 318 MPa 和 377 MPa, 较基体分别提高 51.4% 和 42.8%, 并保持与基体相似的塑性。

参考文献:

- [1] 杨湘杰, 郭洪民, 康跃华, 等. Sc、Ti 及短时效热处理对 Al-Si 合金性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(5): 577-582.
Yang X J, Guo H M, Kang Y H, et al. Effects of Sc, Ti and short-time aging treatment on properties of Al-Si alloys[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2023, 43(5): 577-582.
- [2] Hekmat-Ardakan A, Ajersch F. Thermodynamic evaluation of hypereutectic Al-Si (A390) alloy with addition of Mg[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(9): 3422-3428.
- [3] 樊建中, 石力开. 颗粒增强铝基复合材料研究与应用发展[J]. 宇航材料工艺, 2012, 42(1): 1-7.
Fan J Z, Shi L K. Development and application of particulate reinforced aluminum matrix composites[J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2012, 42(1): 1-7.
- [4] Lloyd D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites[J]. *International Materials Reviews*, 1994, 39(1): 1-23.
- [5] 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): 9009-9015.
- Nie J F, Fan Y, Zhao L, et al. Latest research progress on the strengthening and toughening mechanism of particle reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(9): 9009-9015.
- [6] Wu H, Leng J F, Teng X Y, et al. Strain partitioning behavior of in situ $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$ composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 744: 182-186.
- [7] 杜军, 肖昭强, 李不悔, 等. Ti_5Si_3 的研究进展[J]. *南昌大学学报(工科版)*, 2013, 35(1): 12-16.
- Du J, Xiao Z Q, Li B H, et al. Research progress of Ti_5Si_3 [J]. *Journal of Nanchang University (Engineering & Technology)*, 2013, 35(1): 12-16.
- [8] Liu B X, Huang L J, Rong X D, et al. Bending behaviors and fracture characteristics of laminated ductile-tough composites under different modes[J]. *Composites Science and Technology*, 2016, 126: 94-105.
- [9] Jiao Y, Huang L J, Wang S, et al. Effects of first-scale TiB_w on secondary-scale Ti_5Si_3 characteristics and mechanical properties of in-situ ($\text{Ti}_5\text{Si}_3+\text{TiB}_w$)/ Ti6Al4V composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 704: 269-281.
- [10] Jiao Y, Huang L J, Wei S L, et al. Constructing two-scale network microstructure with nano- Ti_5Si_3 for superhigh creep resistance[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(8): 1532-1542.
- [11] Jiao Y, Huang L J, Geng L, et al. Nano-scaled Ti_5Si_3 evolution and strength enhancement of titanium matrix composites with two-scale architecture via heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 701: 359-369.
- [12] Wang X L, Jie J C, Liu S C, et al. Growth mechanism of primary Ti_5Si_3 phases in special brasses and their effect on wear resistance[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 61: 138-146.
- [13] Wang X L, Jie J C, Qu J P, et al. Novel strategy for fabrication of field-emission Ti_5Si_3 nanowires via casting-extraction method[J]. *Materials Letters*, 2020, 279: 128353.
- [14] 高通, 刘相法. Al-18Si-5Ti 合金中 TiAlSi 金属间化合物的形成[J]. *精密成形工程*, 2017, 9(5): 50-56.
- Gao T, Liu X F. Forming of TiAlSi intermetallics in Al-18Si-5Ti alloys[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2017, 9(5): 50-56.
- [15] Ma S M, Li N, Zhang C, et al. Evolution of intermetallic phases in an Al-Si-Ti alloy during solution treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 831: 154872.
- [16] Li Y, Gu Q F, Luo Q, et al. Thermodynamic investigation on phase formation in the Al-Si rich region of Al-Si-Ti system[J]. *Materials & Design*, 2016, 102: 78-90.
- [17] Dezellus O, Gardiola B, Andrieux J, et al. On the liquid/solid phase equilibria in the Al-rich corner of the Al-Si-Ti ternary system[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2014, 35(2): 137-145.
- [18] Wang Y J, Chen T J, Zhang S Q, et al. Effects of partial remelting on microstructure of Al-Si-Ti bulk alloy prepared by cold pressing mixed powders[J]. *Materials Transactions*, 2016, 57(7): 1124-1133.
- [19] Chen T J, Qin H, Zhang X Z. Effects of reheating duration on the microstructure and tensile properties of in situ core-shell-structured particle-reinforced A356 composites fabricated via powder thixoforming[J]. *Journal of Materials Science*, 2018, 53(4): 2576-2593.
- [20] Gao M, Chen T J, Zhang Z X. Formation of TiAlSi intermetallics during heating Ti-A356 Al mixed powder compact at semisolid temperature[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 94: 247-263.
- [21] Chen T J, Geng L B, Qin H, et al. Core-shell-structured particle reinforced A356 matrix composite prepared by powder-thixoforming: effect of reheating temperature[J]. *Materials*, 2018, 11(9): 1718.
- [22] Zhang J Y, Chen T J, Zhang X Z, et al. Simultaneously strengthening and toughening a core-shell structured particulate reinforced aluminum alloy-based composite by solid solution treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 842: 155765.
- [23] 王成之. 铝硅钛合金在汽车零部件制造使用中优势尽显[J]. *汽车零部件*, 2011(9): 19-20.
- Wang C Z. AlSiTi alloy used in manufacture of auto parts show greatest superiority[J]. *Automobile Parts*, 2011(9): 19-20.
- [24] Zhao Z Y, Li D X, Yan X R, et al. Insights into the dual effects of Ti on the grain refinement and mechanical properties of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 189: 44-59.
- [25] Zeren M, Karakulak E. Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 450(1/2): 255-259.
- [26] Zhang X, Li X, Wang J, et al. Synthesis mechanism and interface contribution towards the strengthening effect of in-situ Ti_5Si_3 reinforced Al matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 918: 147427.
- [27] Gao M, Chen T J, Wang L Y. Regulating the microstructure of Ti@TiAlSi core-shell structured reinforcing particles endows Al-Si alloy matrix composites with high strength and ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 898: 146355.
- [28] Bramfitt B L. The effect of carbide and nitride additions

- on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron[J]. *Metallurgical Transactions*, 1970, 1(7): 1987-1995.
- [29] Zhang X, Li X, Liu L, et al. Interface regulation strategy of Al-CNTs composite induced by Al-Si eutectic reaction and its strengthening mechanism[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 151: 1-9.
- [30] Wyrzykowski J W, Grabski M W. The Hall-Petch relation in aluminium and its dependence on the grain boundary structure[J]. *Philosophical Magazine A*, 1986, 53(4): 505-520.
- [31] Yan Z F, Wang D H, He X L, et al. Deformation behaviors and cyclic strength assessment of AZ31B magnesium alloy based on steady ratcheting effect[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 723: 212-220.
- [32] George R, Kashyap K T, Rahul R, et al. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(10): 1159-1163.
- [33] Nardone V C, Prewé K M. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites[J]. *Scripta Metallurgica*, 1986, 2(1): 43-48.
- [34] Zhang X, Li X, Wang J, et al. Stimulating adequate strengthening effect through alloying regulation for powder metallurgy CNTs reinforced aluminum matrix composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 1725-1733.

收稿日期: 2025-04-30; 录用日期: 2025-06-09

基金项目: 国家自然科学基金 (52671209, 52201165); 航空科学基金 (2023Z0530T6003); 中国博士后科学基金 (2023MD744251); 西安市科技计划项目 (24GXPT0001); 陕西省教育厅科研计划项目 (24JS035)

通讯作者: 张鑫 (1991—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为粉末冶金及铝基复合材料的设计制备与组织性能调控, 联系地址: 陕西省西安市金花南路 5 号 (710048), E-mail: xinzhang@xaut.edu.cn; 李树丰 (1973—), 男, 博士, 教授, 研究方向为粉末冶金及金属基复合材料, 联系地址: 陕西省西安市金花南路 5 号 (710048), E-mail: shufengli@xaut.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)