

稀土元素Ce对原位自生TiB₂/A356复合材料显微组织及力学性能的影响

魏佳阳 于家康 蒋大鹏

Effect of rare earth Ce on microstructure and mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites

WEI Jiayang, YU Jiakang, JIANG Dapeng

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20241111.003>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

Mg对原位自生TiB₂/Al-4.5Cu复合材料微观组织及力学性能的影响

Effect of Mg on microstructure and mechanical properties of in-situ TiB₂/Al-4.5Cu composites

复合材料学报. 2021, 38(5): 1507–1516 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200814.003>

Al₃Ti/A356铝基复合材料的显微组织及拉伸力学性能

Microstructure and high temperature mechanical properties of Al₃Ti/A356 aluminum matrix composite by in-situ reaction

复合材料学报. 2021, 38(9): 2989–2996 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20201126.001>

仿贝壳TiB₂/Al-Cu层状复合材料的组织及其力学性能

Microstructure and mechanical properties of nacre-inspired TiB₂/Al-Cu composites

复合材料学报. 2022, 39(7): 3554–3563 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20211020.001>

TiB₂/Al-Cu-Li复合材料时效析出及组织演变对力学性能的影响

Effects of aging precipitation and microstructure evolution on mechanical properties of TiB₂/Al-Cu-Li composites

复合材料学报. 2023, 40(12): 6819–6829 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230327.001>

多道次搅拌摩擦加工对SiC_p/2A14铝合金复合材料显微组织和力学性能的影响

Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of SiC_p/2A14 aluminum alloy composites

复合材料学报. 2020, 37(11): 2861–2869 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200306.002>

原位自生TiB₂/7050铝基复合材料高周疲劳特性

Study on the high cycle fatigue properties of in-situ TiB₂/7050 composite

复合材料学报. 2023, 40(11): 6430–6438 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230112.001>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

稀土元素 Ce 对原位自生 TiB₂/A356 复合材料显微组织及力学性能的影响

分享本文

魏佳阳¹, 于家康^{*1}, 蒋大鹏²

(1. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072; 2. 长沙理工大学 能源与动力工程学院, 长沙 410114)

摘要: 采用盐-金属反应法制备了原位 3wt%TiB₂/A356 复合材料, 并通过向熔体中加入 Al-Ce 中间合金的方式添加不同质量分数的稀土元素 Ce, 研究 Ce 对 3wt%TiB₂/A356 复合材料显微组织及力学性能的影响。结果表明: 稀土元素 Ce 的加入促进了 TiB₂ 颗粒在 A356 基体中的均匀分布, 在稀土元素 Ce 和 TiB₂ 颗粒的协同作用下, 实现了 α -Al 晶粒的细化和共晶 Si 的改性。当 Ce 的添加量为 0.3wt% 时, 3wt%TiB₂/A356 复合材料的力学性能最佳, 与不添加 Ce 的复合材料相比, 屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了 9.2%、11.5% 和 57.1%。分析表明, TiB₂ 颗粒分散性的改善是由于 Ce 增强了 TiB₂ 与基体之间的润湿性和界面稳定性, 共晶 Si 的改性是由于 Ce 偏聚所引起的成分过冷的增加。大量含 Ce 的纳米尺寸析出物在共晶 Si 中形成, 抑制了 Si 的生长。

关键词: 铝基复合材料; TiB₂ 颗粒; 稀土 Ce; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TB333 文献标志码: A 文章编号: 1000-3851(2025)08-4726-12

Effect of rare earth Ce on microstructure and mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites

WEI Jiayang¹, YU Jiakang^{*1}, JIANG Dapeng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. College of Energy and Power Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410114, China)

Abstract: In this study, 3wt%TiB₂/A356 composites were successfully synthesized via a salt-metal reaction method to investigate the influence of the rare earth element, cerium (Ce), on their microstructure and mechanical properties. Ce was introduced in varying mass fractions through the addition of an Al-Ce intermediate alloy. The findings indicate that Ce promotes a more uniform dispersion of TiB₂ particles within the A356 matrix. Additionally, the presence of Ce, alongside TiB₂ particles, contributes to the refinement of α -Al grains and the modification of eutectic Si. The optimal mechanical properties were observed with the addition of 0.3wt%Ce. Specifically, the composites demonstrated increases in yield strength, tensile strength and elongation by 9.2%, 11.5% and 57.1%, respectively, compared to the composites without Ce. The analysis suggests that Ce enhances the dispersion of TiB₂ particles by improving wettability and interfacial stability between TiB₂ and the matrix, and the modification of eutectic Si is attributed to increased constitutional undercooling due to Ce segregation, which leads to the formation of Ce-containing nanoscale precipitates within the eutectic Si, thereby inhibiting Si growth.

Keywords: aluminum matrix composite; TiB₂ particles; rare earth Ce; microstructure; mechanical properties

A356 铝合金, 作为一种亚共晶 Al-Si 合金, 易加工的特性, 被广泛应用于汽车和航空工业领域, 以其具有竞争力的力学性能、优异的铸造性能和

域, 如制造汽车发动机缸体和车身等^[1-2]。引入增

收稿日期: 2024-08-12; 修回日期: 2024-10-27; 录用日期: 2024-11-05; 网络首发时间: 2024-11-11 11:27:26

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20241111.003>

基金项目: 陕西省自然科学基金研究计划 (2021JM-058)

Natural Science Basic Research Program of Shaanxi Province (2021JM-058)

通信作者: 于家康, 工学博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为金属基复合材料 E-mail: jkyu@nwpu.edu.cn

引用格式: 魏佳阳, 于家康, 蒋大鹏. 稀土元素 Ce 对原位自生 TiB₂/A356 复合材料显微组织及力学性能的影响 [J]. 复合材料学报, 2025, 42(8): 4726-4737.

WEI Jiayang, YU Jiakang, JIANG Dapeng. Effect of rare earth Ce on microstructure and mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2025, 42(8): 4726-4737(in Chinese).

强颗粒制备铝基复合材料可以进一步提高合金的强度和塑性，原位自生 TiB₂ 颗粒以其高硬度、高熔点、与铝基体结合良好、可作为 Al 的异质形核粒子等突出优点，成为铝基复合材料理想的强化相^[3]。将 K₂TiF₆ 和 KBF₄ 混合盐加入铝熔体中进行盐-金属反应，被证明是合成原位 TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料的有效途径^[4-5]。但是，原位合成的纳米和亚微米尺寸的 TiB₂ 颗粒比表面能较大，容易形成颗粒团簇分布在基体中，进而成为裂纹萌生源^[6-7]，这将削弱 TiB₂ 作为增强相的强化效果。另外，TiB₂ 颗粒对 TiB₂/Al-Si 复合材料中共晶 Si 的改性作用不明显，存在未改性的片状共晶 Si^[8-9]。在这些片状共晶 Si 的周围易产生应力集中，容易成为裂纹扩展的路径，对材料的塑性不利^[10-11]。有效的解决方法是添加合金元素^[12-17]，包括 Sr^[14]、P^[16]、La^[17] 等。但是，对于既能改善 TiB₂ 颗粒分散性，又能改性共晶 Si 的合金元素，目前仍缺乏研究。

Wang 等^[14] 采用重熔和稀释方法原位制备了 3wt%TiB₂/A356 复合材料，并添加了不同含量的 Sr，评估了 Sr 在不同添加量下的改性效率。结果表明，适量 Sr 的添加提高了复合材料的力学性能，强度和塑性的提高归因于 Si 的形貌变化。但 Sr 对 TiB₂ 颗粒团聚现象的改善不明显。郑秋菊等^[18] 在添加 Al-Ti-B 细化剂和变质剂 Sr 的条件下加入微量 La，发现微量 La 能促进 α-Al 的细化，同时能进一步地改性共晶 Si。Zhang 等^[19] 研究了 TiB₂ 和 La 对 Al 晶粒细化的协同作用。通过向熔体中添加微量 La，α-Al 的平均晶粒尺寸先减小后保持不变。La 添加量较大时，在 Al 基体中形成了富 La 颗粒。还发现 La 偏析到 Al/TiB₂ 颗粒界面，增强了 TiB₂ 颗粒对 α-Al 的异质形核能力。Xue 等^[20] 在原位反应过程中加入 CeO₂ 研究其对 5wt%TiB₂/A356 复合材料的影响。CeO₂ 的添加能改善 TiB₂ 颗粒的分散性，细化 α-Al 晶粒，并使片状共晶 Si 转变为纤维状，从而提高复合材料的强度和塑性。

虽然稀土元素 Ce 被证明对 TiB₂ 颗粒的分布^[5, 20] 和对共晶 Si 的改性^[21] 有影响，但是关于 Ce 对 TiB₂ 颗粒和基体界面的影响及对共晶 Si 改性的机制还没有明确的报道。本文通过盐-金属反应制备 3wt%TiB₂/A356 复合材料，并添加不同质量分数的 Ce，研究 Ce 对原位自生 TiB₂/A356 复合

材料显微组织和力学性能的影响，并结合多尺度显微组织表征，揭示 Ce 改善 TiB₂ 颗粒分散性，促进 α-Al 细化及共晶 Si 改性的机制。

1 实验材料及方法

采用盐-金属反应法制备 3wt%TiB₂/A356 复合材料，金属为 A356 铝合金，混合盐包括纯度 99.9% 的 K₂TiF₆、KBF₄ 和 KAlF₄。将混合盐 (Ti : B 的摩尔比为 1 : 2) 置入四达 CS101 干燥箱，在 250℃ 干燥 3 h 去除水分后充分混合。A356 铝合金在氩气保护下放入碳化硅石墨坩埚中熔化，在 780℃ 保温 10 min 后加入混合盐，反应过程中用石墨搅拌机搅拌，持续保温 30 min。反应完成后除去熔渣，降低温度至 740℃，加入 C₂Cl₆ 精炼 20 min。然后通过向熔体中加入 Al-10 Ce 中间合金的方式添加质量分数分别为 0.1wt%、0.3wt% 和 0.5wt% 的 Ce 以制备不同的复合材料，同时添加 0.36wt% 的纯 Mg 以补充反应中 Mg 的损失^[9]。最后，在 740℃ 下用 C₂Cl₆ 对熔体精炼 20 min，除渣后浇入事先预热好的石墨模具。

试样经过镶嵌、打磨、抛光后，使用 0.5vol%HF 水溶液轻蚀刻 10 s 和深蚀刻 1 h 以揭示共晶硅的二维和三维形态。使用配备有 Oxford SDD INCA X-Max 能谱仪的 Tescan Clara GMH 场发射扫描电子显微镜表征试样的显微组织；用 Thermo Scientific Talos F200 X 场发射透射电子显微镜观察 TiB₂/A356 复合材料中的 TiB₂ 颗粒和析出相；用 Image-Pro Plus 6 图像分析软件测量 α-Al 二次枝晶间距 (SDAS) 和共晶 Si 长度。为保证数据的准确性，在每个图像中至少选取 200 个晶粒和共晶 Si 进行统计。采用 Instron 3382 电子万能材料试验机进行室温拉伸试验，按照 GB/T 228.1—2021^[22] 《金属材料拉伸试验 第一部分：室温试验方法》取样，拉伸试样经过砂纸打磨，尺寸示意图如图 1 所示，拉伸速度为 1 mm/min，测试 3 个试样取其平均值。

采用 Thermo Scientific ICAP 7600 电感耦合等离子体质谱仪分析了不加 Ce 和加入 0.1wt%、0.3wt%、0.5wt% Ce 的复合材料的化学成分，并与购买的商用 A356 合金作比较，如表 1 所示。除此以外，为了得到 TiB₂ 颗粒的实际含量，进行了 TiB₂ 颗粒的提取实验：首先按相同的盐-金属反应法制备 3wt%TiB₂/Al 复合材料，从中提取约 20 g 的样品放入 10vol% 的 HCl 溶液中以溶解 Al。溶解后，获得

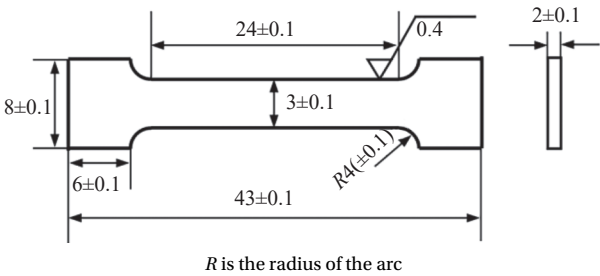


图1 拉伸试样示意图(单位: mm)
Fig. 1 Diagram of tensile specimen (Unit: mm)

含有 TiB₂ 颗粒的悬浮液。对悬浮液进行真空过滤操作^[23], 重复 3~4 次。最后将得到的 TiB₂ 放入坤天 DZF6020A 真空干燥箱中干燥, 得到 TiB₂ 粉末, 并通过 X 射线衍射仪 (Malvern-Panalytical X'Pert PRO) 对提取的颗粒粉末进行物相分析。

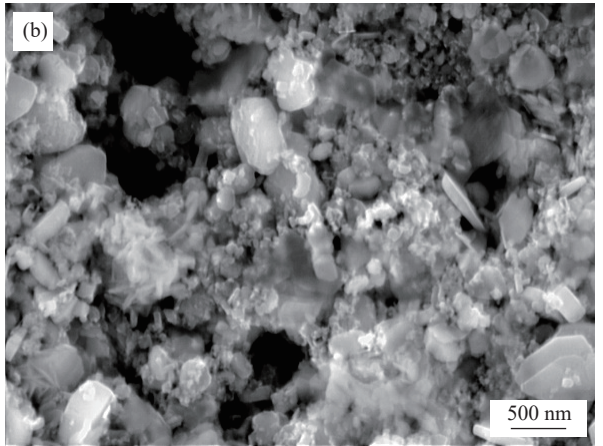
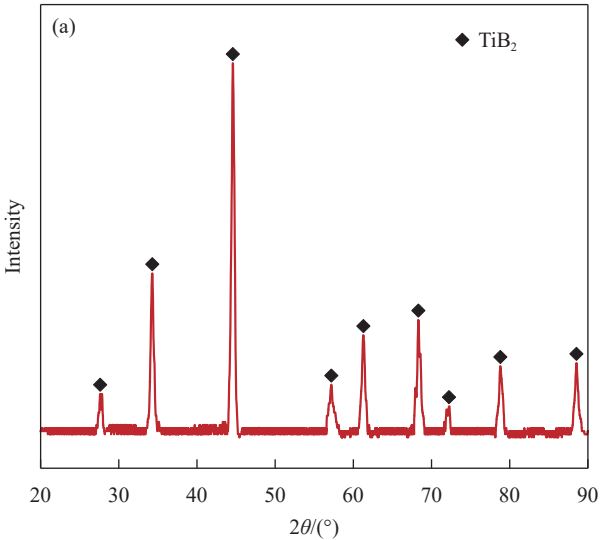


图2 提取的 TiB₂ 颗粒的 XRD 图谱 (a) 和 SEM 图像 (b)
Fig. 2 XRD pattern (a) and SEM image (b) of the extracted TiB₂ particles

2 结果与分析

2.1 提取的 TiB₂ 颗粒的形貌和相分析

如图 2(a) 所示, 通过 XRD 分析从 TiB₂/Al 复合材料中提取的 TiB₂ 颗粒的相组成以检验 TiB₂ 颗粒的纯度, 结果仅检测到 TiB₂ 相。因此, 可以保证关于 TiB₂ 颗粒的实际含量测试的准确性。图 2(b) 显示了提取出来的 TiB₂ 颗粒的形态和尺寸。原位生成的 TiB₂ 颗粒包括纳米和亚微米两种尺寸。纳米尺寸颗粒呈近球形, 粒径约为 100 nm。亚微米尺寸的颗粒呈六方片状的结构, 大部分粒径在 100~500 nm 之间。TiB₂ 颗粒的实际含量根据 3 次提取实验结果计算平均值得出。如表 2 所示, 复

合材料中 TiB₂ 颗粒的平均实际产率约为 92.6%。

2.2 Ce 对 TiB₂/A356 复合材料中 α-Al 和共晶 Si 的影响

图 3 为不同 Ce 添加量的 3wt%TiB₂/A356 复合材料腐蚀不同时间的显微组织。由图 3(a)、图 3(b) 可见, 3wt%TiB₂/A356 复合材料的显微组织主要由 α-Al 相和共晶 Si 相组成。深色区域表示 α-Al 晶粒, 其晶界上夹杂着粗大的灰白色共晶 Si。由图 3(c)、图 3(d) 可以清楚观察到共晶 Si 的三维形貌, 这些针片状的共晶 Si 相互交错, 长度约为

表 2 原位反应合成的 TiB₂ 颗粒的产率计算
Table 2 Calculation of the yield of TiB₂ particles synthesized by in-situ reaction

Group	Quantity of the ingot for extracting experiment/g	Quantity of extracted TiB ₂ particles/g	Actual mass percent of TiB ₂ /wt%	Yield of TiB ₂ /%
1	20.461	0.568	2.78	92.5
2	20.729	0.579	2.79	93.1
3	20.273	0.561	2.77	92.2
Average	—	—	2.78	92.6

5~10 μm，自生 TiB₂ 颗粒位于针片状共晶 Si 的间隙中。向 TiB₂/A356 复合材料中加入 0.1wt%Ce 后，α-Al 的 SDAS 有所减小，针片状的共晶 Si 转变为珊瑚状。同时共晶 Si 出现弯曲的分支，并且 Si 的端部由尖锐变得圆钝，如图 3(g)、图 3(h) 所示。当 Ce 的添加量增加到 0.3wt% 时，有更多小的珊瑚状和短棒状共晶 Si 出现，如图 3(j)~3(l) 所示。当 Ce 添加量增加到 0.5wt% 时，共晶 Si 的尺寸并没有进一步减小。测量统计后发现，Ce 添加量为 0wt%、0.1wt%、0.3wt%、0.5wt% 的 TiB₂/A356 复合材料中 α-Al 的 SDAS 分别为 22.25 μm、18.15 μm、15.34 μm、16.62 μm；共晶 Si 的平均长度分别为 6.81 μm、5.35 μm、4.59 μm、5.65 μm。可见，加

入 Ce 能使 α-Al 细化。当 Ce 的添加量为 0.3wt% 时细化效果最佳，共晶 Si 得到明显改性，此时复合材料中 α-Al 的 SDAS 值相比不添加 Ce 的复合材料减小 31.1%，共晶 Si 平均长度减小 32.6%。但当 Ce 的添加量达到 0.5wt% 时，细化和改性效果减弱。

在 TiB₂/A356 复合材料中添加 0.1wt%、0.3wt%、0.5wt% 的 Ce 时，形成了一些在背散射电子 (Backscattered electron, BSE) 图片下对比度高的金属间化合物，如图 4 所示。EDS 分析表明，这些金属间化合物含有 Al、Si 和 Ce 元素。当 Ce 的添加量较少，即添加量在 0.1wt%~0.3wt% 时，这些 AlSiCe 金属间化合物较小，尺寸约为 2 μm，以短棒状或点状的形态存在于 Al 晶界和共晶 Si 处。

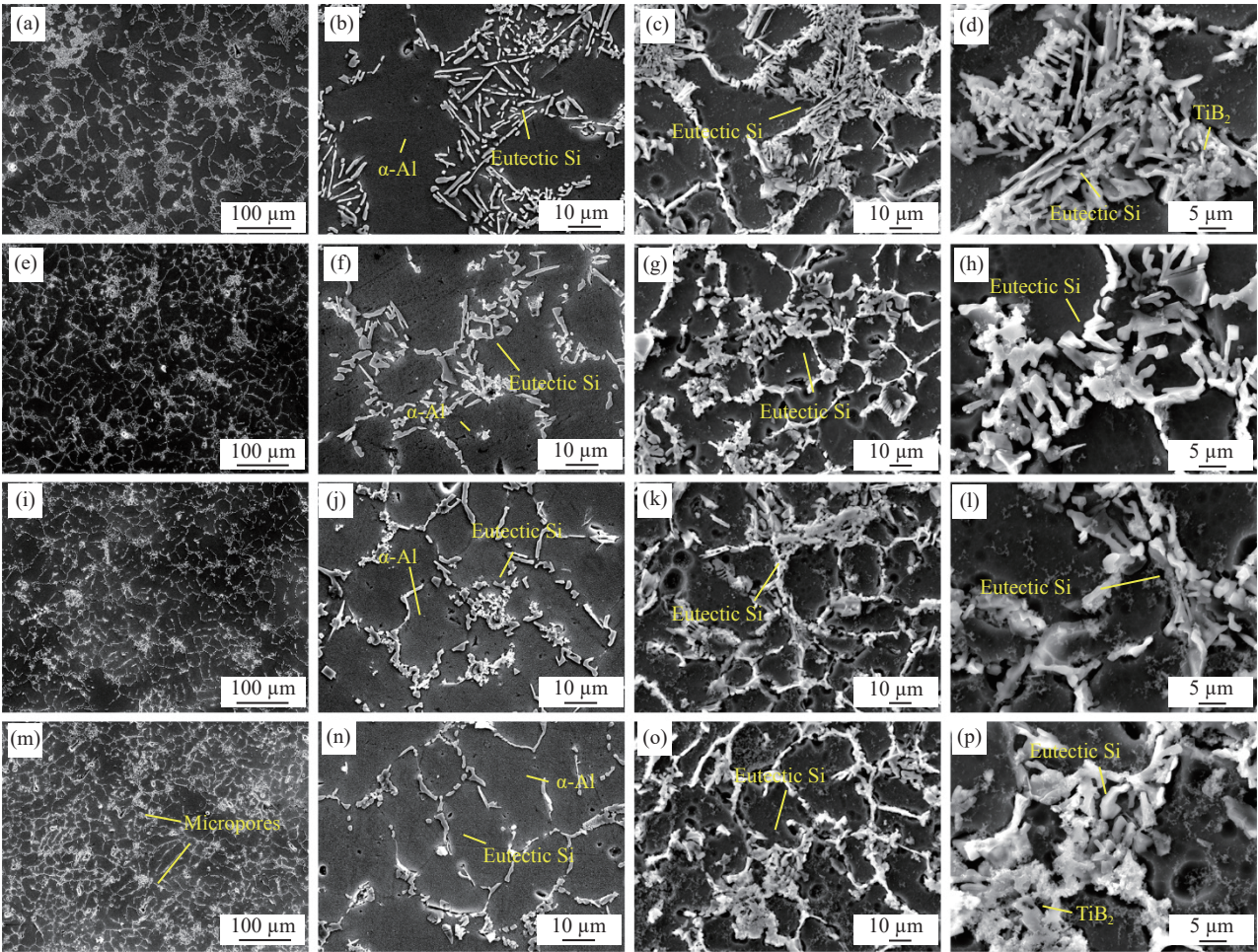


图 3 不同 Ce 添加量的 3wt%TiB₂/A356 复合材料样品腐蚀不同时间的显微组织：不添加 Ce 的样品腐蚀 10 s ((a), (b)) 和腐蚀 1 h ((c), (d)) 的 SEM 图像；添加 0.1wt%Ce 的样品腐蚀 10 s ((e), (f)) 和腐蚀 1 h ((g), (h)) 的 SEM 图像；添加 0.3wt%Ce 的样品腐蚀 10 s ((i), (j)) 和腐蚀 1 h ((k), (l)) 的 SEM 图像；添加 0.5wt%Ce 的样品腐蚀 10 s ((m), (n)) 和腐蚀 1 h ((o), (p)) 的 SEM 图像

Fig. 3 Microstructure of 3wt%TiB₂/A356 composites with different Ce additions after different corrosion time: SEM images of the samples without Ce addition after corrosion for 10 s ((a), (b)) and 1 h ((c), (d)); SEM images of the samples with 0.1wt%Ce addition after corrosion for 10 s ((e), (f)) and 1 h ((g), (h)); SEM images of the samples with 0.3wt%Ce addition after corrosion for 10 s ((i), (j)) and 1 h ((k), (l)); SEM images of the samples with 0.5wt%Ce addition after corrosion for 10 s ((m), (n)) and 1 h ((o), (p))

当 Ce 添加量增大到 0.5wt% 时，这些 AlSiCe 金属间化合物的形貌发生显著变化，从短棒状变成不规则的针状或纤维状。还注意到，这些针状或纤维状的 AlSiCe 金属间化合物与基体结合不良，使基体中出现了更多的孔隙，如图 3(m) 所示，这对复合材料的力学性能不利。随着 Ce 添加量的增加，Ce 与 Al、Si 形成金属间化合物的趋势增加，会减少 Al 相和 Si 相界面处的有效 Ce 含量，从而导致 Ce 对共晶 Si 的改性作用减弱，这之前报道的 AlSiCe 金属间化合物的增加导致共晶 Si 改性程度降低相一致^[21, 24]。

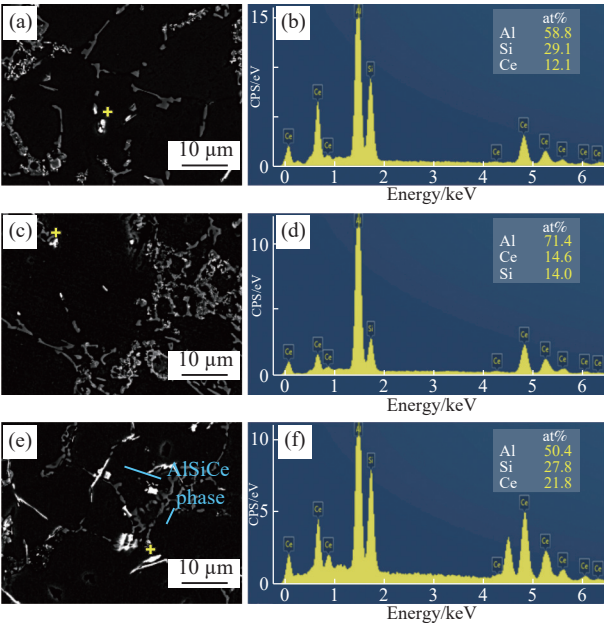


图 4 不同 Ce 添加量的 3wt%TiB₂/A356 复合材料的 BSE 显微图片和相应“+”标点处的 EDS 分析：添加 0.1wt%Ce 的 BSE 图 (a) 和标点处的 EDS 分析 (b)；添加 0.3wt%Ce 的 BSE 图 (c) 和标点处的 EDS 分析 (d)；添加 0.5wt%Ce 的 BSE 图 (e) 和标点处的 EDS 分析 (f)

Fig. 4 BSE microscopic images of 3wt%TiB₂/A356 composites with different Ce additions and the EDS analysis of intermetallic compounds at the corresponding “+” point: BSE image (a) and EDS analysis (b) of point with 0.1wt%Ce addition; BSE image (c) and EDS analysis (d) of point with 0.3wt%Ce addition; BSE image (e) and EDS analysis (f) of point with 0.5wt%Ce addition

2.3 Ce 对 TiB₂/A356 复合材料中 TiB₂ 颗粒的影响

为了研究自生 TiB₂ 颗粒在共晶区的分布情况，在图 5 中展示了腐蚀 1 h 的 TiB₂/A356 复合材料样品的 SEM 图像。通过对图 5(b) 的面扫描能谱及对图 5(g) 中“+”标记的颗粒的点扫描能谱分析，可以确认这些颗粒为 TiB₂。观察发现，原位生成的 TiB₂ 颗粒在共晶相区呈现出珊瑚状的分布，具体表现为以离散的纳米颗粒和小颗粒团簇的形式

存在于针片状共晶 Si 的表面及其间隙中。图 5(h) 中显示的小颗粒团簇中的 TiB₂ 颗粒展现出近似六角片状的结构，颗粒之间相互粘连，对共晶 Si 中离散的 TiB₂ 颗粒进行统计，其平均尺寸为 290.9 nm。共晶区小颗粒团簇的形成是由于原位生成的纳米 TiB₂ 颗粒具有大的比表面积，它们会受到范德华力的影响聚集成颗粒团簇。然而，常规机械搅拌无法产生足够的剪切力来打散这些颗粒团簇^[25]。随着凝固过程的进行，这些 TiB₂ 颗粒团簇受到初生 α-Al 相的推动^[26]，最终保留在共晶相区。值得注意的是，这些 TiB₂ 颗粒的富集显著影响了共晶 Si 的形貌。如图 5(a)、图 5(b) 所示，在 TiB₂ 颗粒缺乏区，共晶 Si 相保持典型的片状结构，尺寸在 10~20 μm 之间；而在颗粒富集区，共晶 Si 相则发

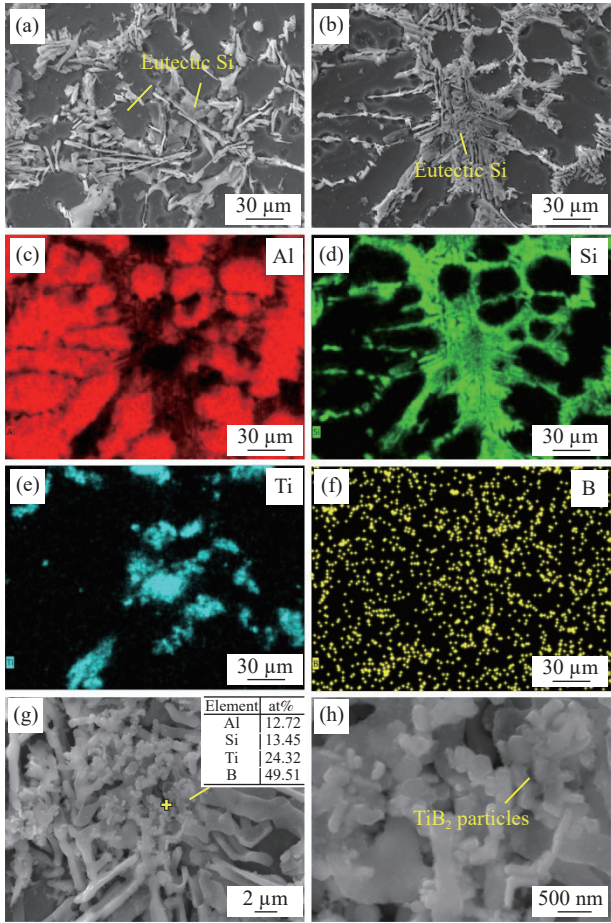


图 5 3wt%TiB₂/A356 复合材料中共晶区的 SEM 图和面扫描能谱分析：((a), (b)) 共晶区的 SEM 图像；Al (c)、Si (d)、Ti (e) 和 B (f) 元素的图谱；((g), (h)) TiB₂ 颗粒的高倍 SEM 图像

Fig. 5 SEM images and EDS mapping analysis of eutectic area in 3wt% TiB₂/A356 composite: ((a), (b)) SEM images of eutectic area; EDS elemental mapping of Al (c), Si (d), Ti (e) and B (f); ((g), (h)) HRSEM images of TiB₂ particles

生由片状向较小的纤维状结构的转变，尺寸小于 10 μm。

图 6 展示了添加 0.3wt%Ce 后 TiB₂/A356 复合材料的能谱分析。从 Al、Si、Ti、B 和 Ce 元素的分布情况可以看出，Ce 元素主要富集在共晶相区，且与 TiB₂ 的分布高度一致。在该区域，TiB₂ 颗粒以纳米颗粒和小颗粒团簇的形式存在于珊瑚状共晶 Si 的表面和间隙中。与未添加 Ce 的样品相比，添加 Ce 后，可以观察到共晶相区内存在更多离散的 TiB₂ 颗粒，如图 6(h) 所示，并且这些离散的 TiB₂ 颗粒的粒径更小，平均为 175.1 nm。这意味着 Ce 的加入改善了共晶区 TiB₂ 颗粒的团聚现象，使更多更小尺寸的 TiB₂ 颗粒离散分布。

TiB₂ 颗粒除了分布在共晶区，也大量分布在

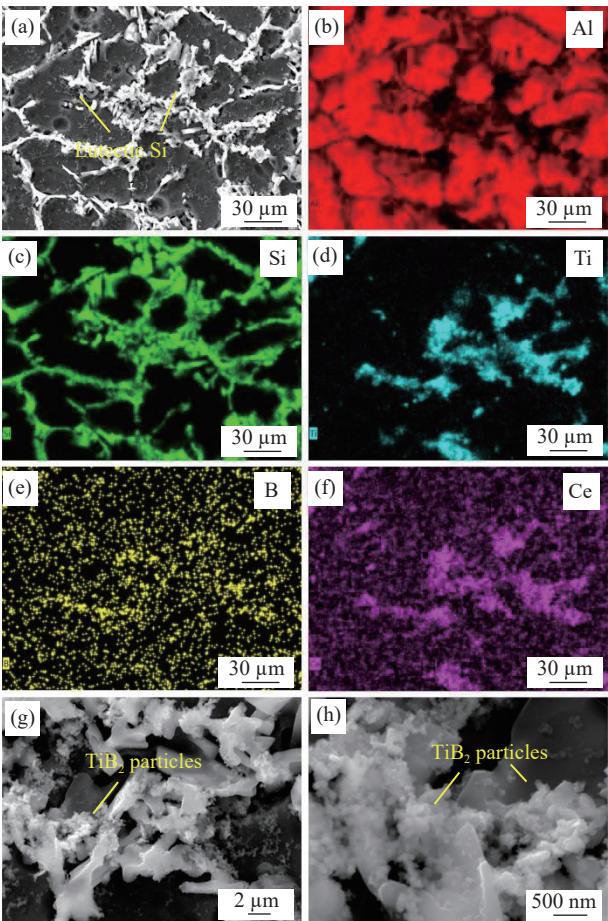


图 6 添加 0.3wt%Ce 的 3wt%TiB₂/A356 复合材料中共晶区的 SEM 图像和面扫描能谱分析：(a) 共晶区的 SEM 图像；Al (b)、Si (c)、Ti (d)、B (e) 和 Ce (f) 元素的图谱；((g), (h)) TiB₂ 颗粒的高倍 SEM 图像

Fig. 6 SEM images and EDS mapping analysis of eutectic area in 3wt%TiB₂/A356 composite with 0.3wt%Ce addition: SEM image (a) and EDS elemental mapping of Al (b), Si (c), Ti (d), B (e) and Ce (f); ((g), (h)) HRSEM images of TiB₂ particles

α-Al 晶粒内，这是由固液界面与纳米颗粒的相互作用决定的^[27]。在共晶 Si 相形成之前，熔体中较小的 TiB₂ 颗粒被初生 α-Al 的凝固前沿吞噬^[26]。图 7 显示了 α-Al 晶粒中 TiB₂ 颗粒的微观形貌，这些呈近球形的 TiB₂ 颗粒轮廓清晰，弥散地分布在 α-Al 晶粒内。对图 7 中颗粒粒径进行统计，Ce 的添加量为 0、0.1wt%、0.3wt%、0.5wt% 的样品中平均粒径分别为 102.8 nm、99.5 nm、97.4 nm 和 96.8 nm，几乎保持相同的粒径。未添加 Ce 的 TiB₂/A356 样品 α-Al 晶粒内的 TiB₂ 颗粒数量较少；添加 0.1wt%Ce 后，均匀分散在 α-Al 晶粒内的 TiB₂ 颗粒显著增加。当 Ce 的添加量增加到 0.3wt% 时，α-Al 晶粒内部的 TiB₂ 颗粒更加密集，颗粒之间的平均间距更小，这表明有更多分散的 TiB₂ 颗粒并被 α-Al 吞噬；当 Ce 的添加量进一步增加到 0.5wt% 时，α-Al 晶粒的 TiB₂ 颗粒仍然均匀分散，但 TiB₂ 颗粒数量却没有进一步增加。这是由于随着 Ce 添加量的增加，Ce 与 Al、Si 形成金属间化合物的倾向使凝固界面处游离的 Ce 元素含量降低，对 TiB₂ 颗粒的分散作用减弱。

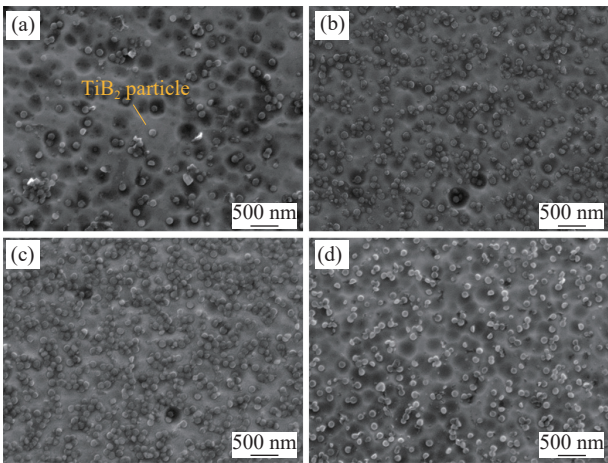


图 7 不同 Ce 添加量的 3wt%TiB₂/A356 复合材料中 TiB₂ 颗粒的微观形貌：(a) 不含 Ce；(b) 0.1wt%Ce；(c) 0.3wt%Ce；(d) 0.5wt%Ce
Fig. 7 Micro-morphology of TiB₂ particles in 3wt%TiB₂/A356 composites with different Ce additions: (a) No Ce addition; (b) 0.1wt%Ce; (c) 0.3wt%Ce; (d) 0.5wt%Ce

图 8 所示的 TEM 图和 EDS 元素图谱显示出一个在 Al 中的 TiB₂ 颗粒，元素 Al、Ti、B 和 Ce 的分布与图 8(a) 十分匹配，从图中可以清晰地看到 Ce 元素在 TiB₂ 颗粒处的偏聚，其中 Ti、B 和 Ce 元素呈现几乎一致的分布。Ce 在 TiB₂ 颗粒上的偏聚与 TiB₂ 颗粒在基体中的分散性有着十分密切的联系，已有研究^[28-29]通过第一性原理计算及实验

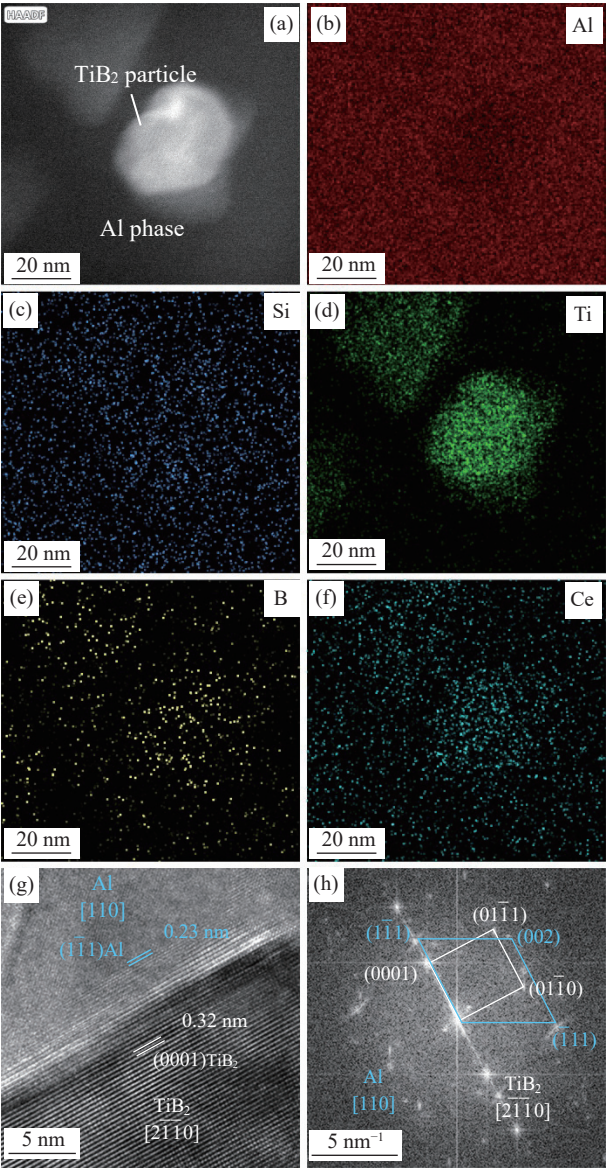


图 8 Al 相中 TiB_2 颗粒的 TEM 图和面扫描能谱分析: (a) TEM 图像; Al (b)、Si (c)、Ti (d)、B (e) 和 Ce (f) 元素的面扫描图谱; (g) TiB_2/Al 界面的高倍 TEM 图像; (h) 图 8(g) 的快速傅里叶变换 (FFT) 图像

Fig. 8 TEM image and EDS mapping analysis of TiB_2 particles in Al phase: TEM image (a) and EDS elemental mapping of Al (b), Si (c), Ti (d), B (e) and Ce (f); (g) HRTEM image of TiB_2/Al interface; (h) Corresponding fast fourier transform (FFT) image of Fig. 8(g)

的方法论证了 Ce 倾向于偏聚到 TiB_2 颗粒与 Al 基体的界面, 增强界面稳定性, 从而改善 TiB_2 颗粒的分散性。

图 8(g) 和图 8(h) 是 TiB_2 与 Al 界面的高倍 TEM 图和相应的快速傅里叶变换 (FFT) 图谱, 根据 FFT 图可以得出两种晶体具有以下取向关系: $(0001)\text{TiB}_2//(\bar{1}\bar{1}1)\text{Al}$, $[2\bar{1}\bar{1}0]\text{TiB}_2//[110]\text{Al}$, 这之前的研究一致^[30]。界面处的高晶体学匹配意味着

$\alpha\text{-Al}$ 可以在 TiB_2 上异质形核, 促使晶粒细化。图 9 显示的是 Si 中的 TiB_2 颗粒, 元素图谱中 Ce 与 Ti、B 元素分布的高度一致意味着 Ce 在 TiB_2 颗粒上的偏聚。图 9(g) 和图 9(h) 是 TiB_2 与 Si 界面的高倍 TEM 图和对应的 FFT 图谱, 可以看到在 Si/ TiB_2 界面处, 两者没有匹配关系。据报道^[25], TiB_2 的密排六方结构与 Si 的金刚石立方结构难以形成低错

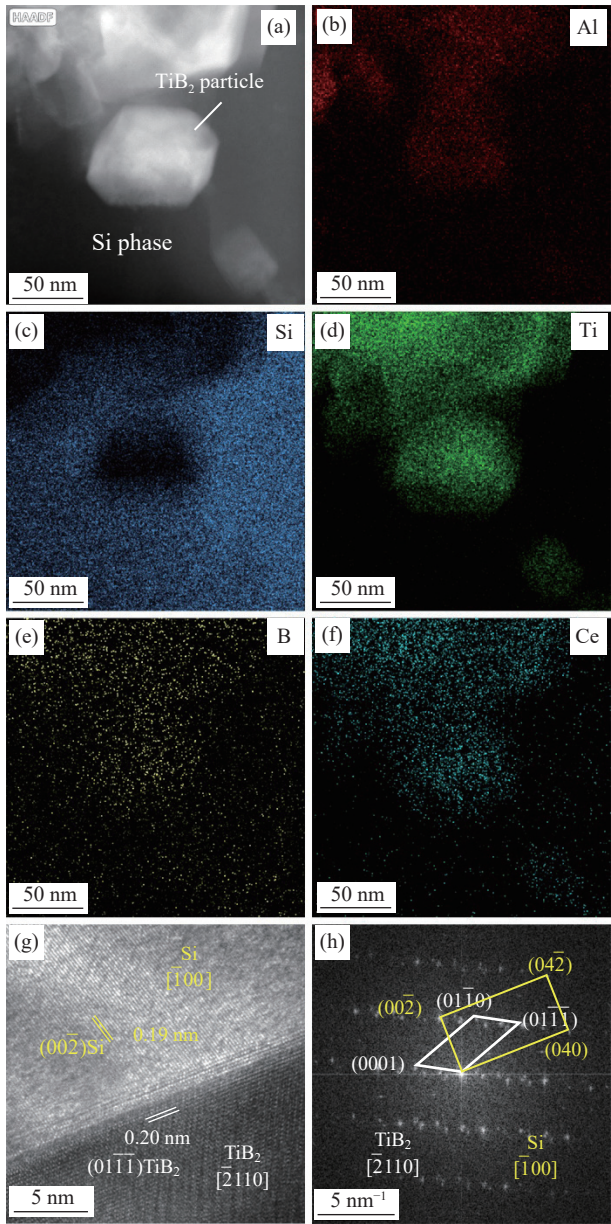


图 9 Si 相中 TiB_2 颗粒的 TEM 图和面扫描能谱分析: (a) TEM 图; Al (b)、Si (c)、Ti (d)、B (e) 和 Ce (f) 元素的面扫描图谱; (g) TiB_2/Si 界面的高倍 TEM 图像; (h) 图 9(g) 的 FFT 图像

Fig. 9 TEM image and EDS mapping analysis of TiB_2 particles in Si phase: (a) TEM image; EDS elemental mapping of Al (b), Si (c), Ti (d), B (e) and Ce (f); (g) HRTEM image of TiB_2/Si interface; (h) Corresponding FFT image of Fig. 9(g)

配界面，而形成低错配界面是异质形核的前提，因此 Si 不能够在 TiB₂ 颗粒上异质形核。

2.4 Ce 对 TiB₂/A356 复合材料力学性能的影响

图 10 为不同 Ce 添加量的 TiB₂/A356 复合材料样品的力学性能，包括屈服强度、极限抗拉强度和伸长率。与不添加 Ce 的 TiB₂/A356 复合材料相比，添加 0.1wt%Ce 后，TiB₂/A356 复合材料的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了 4.8%、5.7% 和 25.6%。当 Ce 的添加量为 0.3wt% 时复合材料的力学性能最佳，其屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 86.4 MPa、184.3 MPa 和 12.1%，比未添加 Ce 的复合材料分别提高了 9.2%、11.5% 和 57.1%。结果表明，Ce 能有效地提高 TiB₂/A356 复合材料的强度和伸长率。这得益于添加 Ce 所导致的 TiB₂ 颗粒分散性改善和基体组织的细化。首先，TiB₂ 颗粒具有高硬度和高模量的特点，能够阻碍位错运动，位错无法切过 TiB₂ 颗粒只能绕过并留下位错环^[31]。当基体中分散的 TiB₂ 颗粒数量增多时，对位错的钉扎作用更显著。其次，Ce 加入导致的晶粒细化增加了晶界，位错和晶界的增加都提高了基体的变形抗力。最后，Ce 将共晶 Si 从容易萌生裂纹的针片状改性成端部平滑的短棒状，这些均有利于塑性的改善。Curry 等^[32] 给出了共晶 Si 断裂临界应力的表达式：

$$\sigma = \sqrt{\frac{\pi E Y_s}{2(1-V^2)L}} \tag{1}$$

其中： σ 是材料内单位面积可以承受的应力极限； L 表示 Si 的长度； V 表示泊松比； Y_s 是每单位面积的表面断裂能； E 表示弹性模量。从上式可以

看出，临界断裂应力与共晶 Si 的尺寸成反比关系。当 Ce 的添加量达到 0.3wt% 时，对共晶 Si 的改性作用已充分体现，复合材料的伸长率显著提高。但 Ce 的添加量增加到 0.5wt% 时，由于形成了与基体结合不良的针状 AlSiCe 金属间化合物，导致复合材料强度和塑性相对于添加 0.3wt%Ce 的复合材料有所下降。

3 讨论

3.1 Ce 对 TiB₂ 颗粒分布的改善

TiB₂ 颗粒在基体中的分布取决于凝固过程中颗粒与固液界面的相互作用。在凝固时被固液界面捕获和吞噬的 TiB₂ 颗粒会在基体中分散；相对的，被界面排斥的 TiB₂ 颗粒会被推向凝固前沿并聚集^[27]。已有研究^[28] 评价了合金元素对 TiB₂/Al-Si 复合材料中 TiB₂ 颗粒分散性改善的作用，其方法是通过第一性原理计算各合金元素对 (111) Al/(0001)TiB₂ 界面的相对粘附功和相对界面能的影响。相对粘附功为正值表明第二合金元素能够改善 TiB₂ 颗粒与铝基体的润湿性。相对界面能为负值表明第二合金元素更倾向于偏聚到 (111)Al/(0001)TiB₂ 界面处，提高界面稳定性。经过计算，Ce 合金化的相对粘附功为正值且相对界面能为负值。这说明 Ce 既可以改善 Al 基体与 TiB₂ 颗粒之间的润湿性，又可以提高两者界面的稳定性，从而导致 TiB₂ 颗粒的分散性得到改善。

另一方面，熔体中存在温度起伏，表面张力温度系数描述了表面张力随温度变化的快慢，加入 Ce 元素能增加熔体的表面张力温度系数^[33]，导致热毛细力的大小增加^[34]。因此，熔体施加在 TiB₂ 颗粒上的毛细力得到改善。这促进了熔体流动，提高了熔体向 TiB₂ 颗粒之间渗透的速率，从而改善 TiB₂ 颗粒在基体中的分布。

3.2 Ce 和 TiB₂ 颗粒对 α -Al 晶粒的细化

根据经典形核理论，当溶质偏析所提供的过冷度 (ΔT_c) 大于形核所需要的临界过冷度 (ΔT_n) 时，可以通过促进新晶粒的形核抑制原有晶粒的长大。生长限制因子 (Growth restriction factor, Q) 被用来定量描述铝合金中溶质元素对晶粒生长的抑制作用。多组分系统的生长限制因子通常是对组成系统的生长限制因子的线性加法^[35]：

$$Q = \sum m_i C_i (k_i - 1) \tag{2}$$

式中： i 为不同的溶质元素； m_i 为液相线斜率；

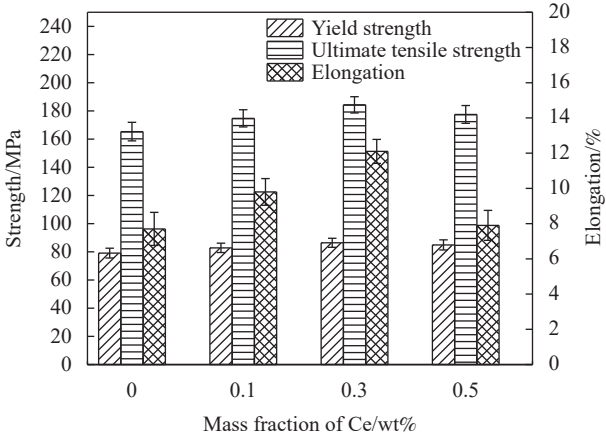


图 10 不同 Ce 添加量的 3wt%TiB₂/A356 复合材料的拉伸性能
Fig. 10 Tensile properties of 3wt%TiB₂/A356 composites with different Ce additions

C_i 为溶质元素浓度； k_i 为溶质平衡分配系数。

溶质元素与形核颗粒对晶粒细化的作用可用下式描述^[35]：

$$d_{gs} = \frac{D\Delta T_n}{vQ} + \frac{1}{\sqrt[3]{f\rho}}$$

(3)

式中： D 为溶质元素在液相中的扩散系数； v 为固/液界面生长速率； f 是作为异质晶核参与形核过程的异质颗粒的百分比； ρ 是铝熔体中异质颗粒的密度。

由式 (2) 可知，体系中加入新的溶质元素 Ce 会使生长限制因子 Q 值增大。根据式 (3)，晶粒尺寸与 Q 值成反比， Q 值增大将导致晶粒尺寸的减小。 Q 值变大导致的晶粒细化主要归因于成分过冷度的增加，限制了原有晶粒的继续长大并促进新晶粒的形核。根据表 3 的数据，各种溶质的 Q 值的大小可以使用 $m(k-1)$ 列中的数据进行比较^[36-37]。与铝合金中其他常见组成元素相比，Ce 具有相对较高的 Q 值。 Q 值的增大在一定程度上可以解释 TiB₂/A356 复合材料中添加 Ce 所导致的晶粒细化。

表 3 计算二元铝合金生长限制因子 Q 所需数据^[36-37]
Table 3 Data required for calculating the growth restriction factor Q for binary Al alloys^[36-37]

Element	k_i	m_i	$m(k-1)$
Zr	2.5	33.3	6.8
Si	0.11	-6.6	5.9
Cr	2.0	3.5	3.5
Mg	0.51	-6.2	3.0
Fe	0.02	-3.0	2.9
Cu	0.17	-3.4	2.8
Ce	0.004	-18.7	18.6

Notes: k_i is the partition coefficient; m_i is the gradient of the liquidus slope, the relative magnitude of Q for the various solutes can be compared using the data in the $m(k-1)$ column.

不仅如此，根据 3.1 的讨论，稀土元素 Ce 改善了增强颗粒与 Al 基体之间的润湿性，这将使更多的 TiB₂ 颗粒成为 α -Al 晶粒的有效异质形核点位，导致晶粒尺寸减小。

3.3 Ce 对共晶 Si 的改性

共晶 Si 的生长模型主要包括杂质诱导孪晶机制^[38]和孪晶凹谷机制^[20]。杂质诱导孪晶机制认为，当改性元素的原子半径与硅原子的半径比接近 1.65 时，半径较大的改性原子会被吸附到 Si 相中，取代部分 Si 原子导致孪晶，进而导致 Si 的改性^[37-39]。孪晶凹谷机制则指出，Si 在生长过程中沿<112>面从凹角方向生长，从而形成交错的凹谷

结构^[37]。在此过程中，一些原子或团簇 (如 Sr、Zr) 倾向于在凹角处吸附，阻碍 Si 的生长。

对添加 0.3wt%Ce 的 TiB₂/A356 复合材料进行 TEM 分析 (图 11(a)~11(c))，根据面扫描和选区电子衍射图像，确认观察到的为 Si 相。在 TEM 下未观察到共晶 Si 中孪晶数量的增加。此外，加入 Ce 后共晶 Si 发生的变化与添加 Sr 引起的纤维状细化不同，其他稀土元素 (如 Yb、La、Er、Nd 等) 对共晶 Si 的改性也有类似发现^[40-43]。例如，添加 0.6wt%Yb，即使在快冷的条件下，也没有观察到明显的 Si 孪晶^[40]，尽管根据杂质诱导孪晶机制，Yb 和 Si 的原子半径比是有利于诱导孪晶形成的。因此，诱导孪晶形成并非所有稀土元素导致共晶 Si 改性的主要原因。

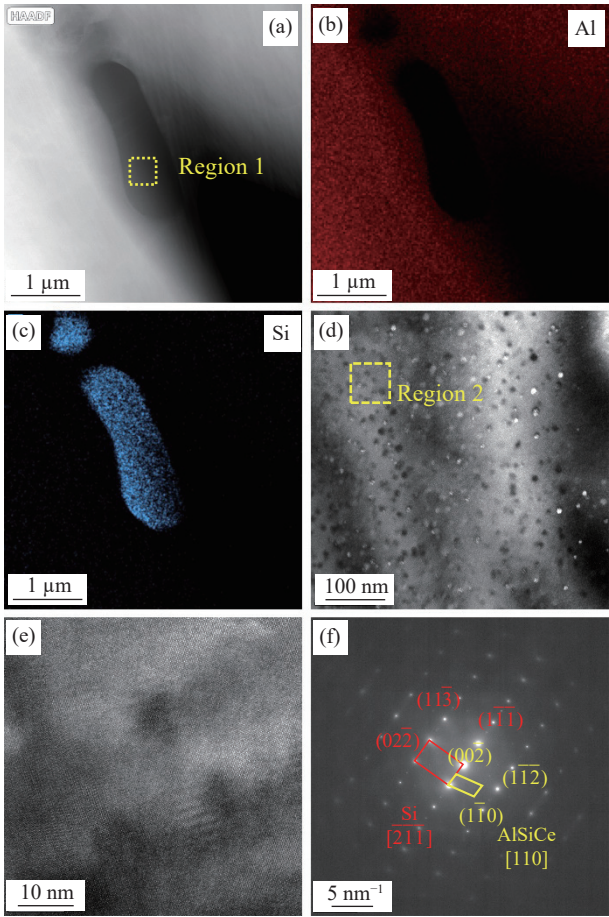


图 11 被改性共晶 Si 的 TEM 面扫描能谱分析和高分辨 TEM 图像：
(a) TEM 图；Al (b)、Si (c) 元素的图谱；(d) 图 11(a) 中区域 1 的 HRTEM 图像；(e) 图 11(d) 中区域 2 的放大图像；(f) 图 11(d) 的选区电子衍射图像

Fig. 11 EDS mapping analysis of modified eutectic Si and its HRTEM image: (a) TEM image; EDS elemental mapping of Al (b), Si (c); (d) HRTEM image of the selected area 1 in Fig. 11(a); (e) Enlarged image of the selected area 2 in Fig. 11(d); (f) Corresponding SAED of Fig. 11(d)

片状或板条状共晶 Si 的形成, 通常是由于未改性合金中 Si 相对于 Al 相的提前生长。某些元素的加入可以在一定程度上制约共晶 Si 的生长^[42]。例如, 添加 Eu 后^[43], 部分 Eu 原子吸附到 Si 的 {111} 晶面中并保持较长的时间, 这会降低 Si 的生长速率; 同时, 未吸附的 Eu 原子还会在共晶 Si 表面附近形成富 Eu 的纳米颗粒, 从而进一步阻碍 Si 的生长。与之类似, Ce 由于在 Al 中的溶解度极小^[20], 在凝固过程中会被推至共晶 Si 的生长前沿。并且由于 Ce 在 Si 中极低的扩散率^[44], 难以沿着 Si 的生长面扩散, 因此, 它主要形成偏析。在共晶 Si 的高分辨率 TEM 图像 (图 11(d)) 中, 可以观察到大量纳米尺寸的析出相, 这些析出相的粒径在十几纳米上下。对图 11(d) 进行选区电子衍射分析, 如图 11(f) 所示, SAED 图像显示出两种晶格点阵的衍射斑点, 其中较亮的斑点对应 Si 相, 较暗的斑点对应 AlSiCe 相。进一步分析发现, AlSiCe 纳米析出相与 Si 基体之间表现出良好的晶体学匹配关系, 具体为 [110] AlSiCe//[2 $\bar{1}\bar{1}$] Si、(00 $\bar{2}$) AlSiCe//(1 $\bar{1}\bar{1}$) Si。根据经典形核理论, 过冷度是稳定的原子簇形成的必要条件。这些在共晶 Si 中的 AlSiCe 纳米析出相证明了凝固过程中强烈局部过冷的发生, 这是导致共晶 Si 改性的主要原因。由于 Ce、Al 等原子在共晶凝固过程中被推到 Si 生长前沿, 增加了过冷度, 并阻碍 Si 原子进一步附着到生长的晶体上, 导致 Si 相的生长受到限制。因此, 共晶 Si 被改性, 尺寸减小。

4 结论

(1) 采用盐-金属反应法制备了 3wt%TiB₂/A356 复合材料, 其中原位生成的 TiB₂ 纳米颗粒尺寸约为 100 nm, 添加稀土元素 Ce 后 TiB₂ 颗粒分散性得到显著改善。这是由于 Ce 作为表面活性元素增强了 TiB₂ 颗粒与基体之间的润湿性和界面稳定性, 这使 TiB₂ 颗粒更容易被凝固界面吞没, 从而均匀地分散在基体中。

(2) Ce 增加了 α -Al 的成分过冷度和有效的 TiB₂ 异质晶核数量, 促进了晶粒细化。当 Ce 的添加量达到 0.3wt% 时, 细化 α -Al 晶粒和改性共晶 Si 的作用就充分显现出来, 与不含 Ce 的复合材料相比, α -Al 的二次枝晶间距 (SDAS) 减小了 31.1%, 共晶 Si 的平均长度减小了 32.6%。

(3) Ce 并未导致共晶 Si 中的孪晶数量明显增加, 但在共晶 Si 上析出了大量的纳米尺寸 AlSiCe

析出相, 这些析出相和共晶 Si 上的 TiB₂ 颗粒一起阻碍了 Si 的生长。由于 Ce 改善了 TiB₂ 颗粒的分散性, 促进了 α -Al 晶粒的细化和共晶 Si 的改性, 导致添加 0.3wt%Ce 的 3wt%TiB₂/A356 复合材料的力学性能显著提高, 其屈服强度、抗拉强度和伸长率与不含 Ce 的复合材料相比分别提高了 9.2%、11.5% 和 57.1%。

参考文献:

[1] SHAHA S K, CZERWINSKI F, KASPRZAK W, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Si cast alloy with additions of Zr-V-Ti[J]. *Materials & Design*, 2015, 83: 801-812.

[2] CAMPO K N, PRONI C T W, ZOQUI E J. Influence of the processing route on the microstructure of aluminum alloy A356 for thixoforming[J]. *Materials Characterization*, 2013, 85: 26-37.

[3] CHEN Y, JIAN Z Y, REN Y M, et al. Influence of TiB₂ volume fraction on SiCp/AlSi₁₀Mg composites by LPBF: Microstructure, mechanical, and physical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 3697-3710.

[4] 张虎, 刘福源, 郭恩宇, 等. TiB₂/Al-Cu-Li 复合材料时效析出及组织演变对力学性能的影响 [J]. *复合材料学报*, 2023, 40(12): 6819-6829.

ZHANG Hu, LIU Fuyuan, GUO Enyu, et al. Effects of aging precipitation and microstructure evolution on mechanical properties of TiB₂/Al-Cu-Li composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(12): 6819-6829(in Chinese).

[5] ZHUANG W B, YANG H R, YANG W B, et al. Microstructure, tensile properties, and wear resistance of in situ TiB₂/6061 composites prepared by high energy ball milling and stir casting[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30: 7730-7740.

[6] 段敏鸽, 李晨, 李彪, 等. 原位自生 TiB₂/7050 铝基复合材料高周疲劳特性 [J]. *复合材料学报*, 2023, 40(11): 6430-6438.

DUAN Mingge, LI Chen, LI Biao, et al. Study on the high cycle fatigue properties of in-situ TiB₂/7050 composite[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(11): 6430-6438(in Chinese).

[7] QIAN W, ZHAO Y T, KAI X Z, et al. Mechanism of Er inhibiting agglomeration of in situ ZrB₂ particles in aluminum matrix composites[J]. *Materials Characterization*, 2021, 177: 111187.

[8] WANG M L, CHEN D, CHEN Z, et al. Mechanical properties of in-situ TiB₂/A356 composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 590: 246-254.

[9] LIU Z W, DONG Z W, CHENG X L, et al. On the supplementation of magnesium and usage of ultrasound stirring for

- fabricating in situ $\text{TiB}_2/\text{A356}$ composites with improved mechanical properties[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(11): 5585-5598.
- [10] CHEN R, XU Q Y, GUO H T, et al. Correlation of solidification microstructure refining scale, Mg composition and heat treatment conditions with mechanical properties in Al-7Si-Mg cast aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 685: 391-402.
- [11] ZHU M, JIAN Z Y, YANG G C, et al. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys[J]. *Materials & Design*, 2012, 36: 243-249.
- [12] LIU L F, LI J F, ZHOU Y H. Solidification of undercooled eutectic alloys containing a third element[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(5): 1536-1545.
- [13] JIANG W M, FAN Z T, DAI Y C, et al. Effects of rare earth elements addition on microstructures, tensile properties and fractography of A357 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 597: 237-244.
- [14] WANG T M, ZHENG Y P, CHEN Z N, et al. Effects of Sr on the microstructure and mechanical properties of in situ TiB_2 reinforced A356 composite[J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 185-193.
- [15] ZHANG T T, KAI F, LI Z G, et al. Effects of rare earth elements on the microstructure and wear properties of TiB_2 reinforced aluminum matrix composite coatings: Experiments and first principles calculations[J]. *Applied Surface Science*, 2020, 530: 147051.
- [16] LUDWIG T H, SCHONHOVD DÆHLEN E, SCHAFFER P L, et al. The effect of Ca and P interaction on the Al-Si eutectic in a hypoeutectic Al-Si alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 586: 180-190.
- [17] LUO Q, LI X R, LI Q, et al. Achieving grain refinement of α -Al and Si modification simultaneously by La-B-Sr addition in Al-10Si alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 135: 97-110.
- [18] 郑秋菊, 叶中飞, 江鸿翔, 等. 微合金化元素 La 对亚共晶 Al-Si 合金凝固组织与力学性能的影响 [J]. *金属学报*, 2021, 57(1): 103-110.
- ZHENG Qiuju, YE Zhongfei, JIANG Hongxiang, et al. Effect of micro-alloying element La on solidification microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(1): 103-110(in Chinese).
- [19] ZHANG L L, SONG Y, YANG L J, et al. Synergistic effect of La and TiB_2 particles on grain refinement in aluminum alloy[J]. *Materials*, 2022, 15(2): 600.
- [20] XUE J, WU W Y, MA J B, et al. Study on the effect of CeO_2 for fabricating in-situ $\text{TiB}_2/\text{A356}$ composites with improved mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 786: 139416.
- [21] 柏世梅, 尧军平, 刘辉, 等. 稀土 Er 和 Ce 复合改性对过共晶 Mg-Si 合金组织与性能的影响 [J]. *复合材料学报*, 2017, 34(6): 1300-1307.
- BAI Shimei, YAO Junping, LIU Hui, et al. Effect of Er and Ce on modification of primary Mg_2Si phase in hypereutectic Mg-Si alloys[J]. *Acta Materialia Composita Sinica*, 2017, 34(6): 1300-1307(in Chinese).
- [22] 中国国家标准化管理委员会. 金属材料拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法: GB/T 228.1—2021[S]. 北京: 中国标准出版社, 2022.
- Standardization Administration of the People's Republic of China. Metallic material-tensile testing Part 1: Method of test at room temperature: GB/T 228.1—2021[S]. Beijing: Standards Press of China, 2022(in Chinese).
- [23] WANG M L, WANG Q, BIAN Z Y, et al. Controlled size characterization process for in-situ TiB_2 particles from Al matrix composites using nanoparticle size analysis[J]. *Material*, 2024, 17: 2052.
- [24] VIJAYAN V, NARAYAN PRABHU K. Effect of chilling and cerium addition on microstructure and cooling curve parameters of Al-14%Si alloy[J]. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2015, 54(1): 66-76.
- [25] XI S Y, MA G D, LI L, et al. Investigate on the phase interfaces and performance evaluation of $\text{TiB}_2\text{p}/\text{Al-Si-Cu-Zn}$ (T6) composites[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 12: 581-596.
- [26] WU L, ZHOU C, LI X F, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of cast high-Li-content $\text{TiB}_2/\text{Al-Li-Cu}$ composite during heat treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 739: 270-279.
- [27] JIANG D P, YU J K. Simultaneous refinement and modification of the eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloys achieved via the addition of SiC nanoparticles[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(3): 2930-2943.
- [28] ZHU H Y, WANG Q, YANG C, et al. Improving TiB_2 dispersion in Al-Si composites by interfacial projection: High-throughput first-principles calculations and experimental verification[J]. *Materials & Design*, 2024, 244: 113184.
- [29] DAI F Z, XIANG H M, ZHOU Y C. Strategy to design high performance TiB_2 -based materials: Strengthen grain boundaries by solid solute segregation[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(5): 3311-3320.
- [30] TANG Y T, CHEN Z, BORBÉLY A, et al. Quantitative study of particle size distribution in an in-situ grown Al- TiB_2 composite by synchrotron X-ray diffraction and electron microscopy[J]. *Materials Characterization*, 2015, 102: 131-136.

- [31] LIU J, LIU Z W, DONG Z W, et al. On the preparation and mechanical properties of in situ small-sized TiB₂/Al-4.5Cu composites via ultrasound assisted RD method[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 765: 1008-1017.
- [32] CURRY D A, KNOTT J F. Effect of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steels[J]. *Metal Science*, 1979, 13(6): 341-345.
- [33] EUSTATHOPOULOS N, DREVET B, RICCI E. Temperature coefficient of surface tension for pure liquid metals[J]. *Journal of Crystal Growth*, 1998, 191(1): 268-274.
- [34] GU D D, SHEN Y F, ZHAO L, et al. Effect of rare earth oxide addition on microstructures of ultra-fine WC-Co particulate reinforced Cu matrix composites prepared by direct laser sintering [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 445-446: 316-322.
- [35] STJOHN D H, QIAN M, EASTON M A, et al. The interdependence theory: The relationship between grain formation and nucleant selection[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(12): 4907-4921.
- [36] EASTON M, STJOHN D. An analysis of the relationship between grain size, solute content, and the potency and number density of nucleant particles[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(7): 1911-1920.
- [37] WANG K, CUI C X, WANG Q, et al. Microstructure of Al-5Ti-1B-1RE nanoribbon and its refining efficiency on as-cast A356 alloys[J]. *Journal of Rare Earths*, 2013, 31(3): 313-318.
- [38] TIMPEL M, WANDERKA N, SCHLESIGER R, et al. The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3920-3928.
- [39] TENG D, ZHANG G Z, ZHANG S, et al. Microstructure evolution and strengthening mechanism of A356/Al-X-Ce(Ti, C) system by inoculation treatment[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 1233-1246.
- [40] LI B, WANG H W, JIE J C, et al. Microstructure evolution and modification mechanism of the ytterbium modified Al-7.5%Si-0.45%Mg alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(7): 3387-3392.
- [41] LI J H, ALBU M, HOFER F, et al. Solute adsorption and entrapment during eutectic Si growth in Al-Si-based alloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 83: 187-202.
- [42] KANG J, SU R, WU D Y, et al. Synergistic effects of Ce and Mg on the microstructure and tensile properties of Al-7Si-0.3Mg-0.2Fe alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 796: 267-278.
- [43] LI J H, WANG X D, LUDWIG T H, et al. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition[J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 153-163.
- [44] LU Z, TANG Y, ZHANG L J. Atomic mobility in liquid and fcc Al-Si-Mg-RE (RE = Ce, Sc) alloys and its application to the simulation of solidification processes in RE-containing A357 alloys[J]. *International Journal of Materials Research*, 2017, 108(6): 465-476.