DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2024.3314

原位纳米(TiB_2+ZrB_2)颗粒与 Sb 协同增强 A356 铝合金微观组织与力学性能

王启航[1]，李　靖[1]，黄中月[1]，严　峰[2]，祖方遒[1]

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院，安徽 合肥 230009；2. 合肥市岐铭新材料科技发展有限公司，安徽 合肥 230031)

摘　要：在 A356 铝合金中同时引入原位纳米颗粒(TiB_2+ZrB_2)和元素 Sb，通过纳米颗粒对基体的强化和 Sb 提高颗粒分散性所产生的协同作用来提高材料的力学性能。结果表明，单独引入(TiB_2+ZrB_2)颗粒会细化 α-Al 基体，减小二次枝晶臂间距，但复合材料内部存在严重团聚现象，不利于性能的提高。在此基础上引入 Sb，降低纳米颗粒与 Al 基体间的界面能，纳米颗粒的团聚现象得到显著改善。原位纳米(TiB_2+ZrB_2)颗粒和 Sb 的协同引入使复合材料的强度和塑性较 A356 基体大幅提高，当(TiB_2+ZrB_2)和 Sb 的引入量分别为 3%和 0.6%(质量分数)时，铸态复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 216.4 MPa、119.7 MPa 和 7.2%，相较 A356 基体的性能分别提高 29.7%、23.5%、84.6%。

关键词：原位纳米(TiB_2+ZrB_2)颗粒；A356 合金；Sb 元素；显微组织；力学性能

中图分类号：TB331　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2024)04-0356-07

Microstructure and Mechanical Properties of A356 Alloy Reinforced by In Situ (TiB_2+ZrB_2) Nanoparticles and Sb

WANG Qihang[1], LI Jing[1], HUANG Zhongyue[1], YAN Feng[2], ZU Fangqiu[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China; 2. Hefei Qiming New Material Technology Development Co., Ltd., Hefei 230031, China)

Abstract: In this paper, in situ nanoparticles (TiB_2+ZrB_2) and Sb are introduced simultaneously into A356 aluminium alloy to improve the mechanical properties of the material through the synergistic effect arising from the reinforcement of the matrix by the nanoparticles and the enhancement of particle dispersion by Sb. The introduction of (TiB_2+ZrB_2) particles alone has been shown to refine the α-Al matrix and reduce the secondary dendrite arm spacing. However, the presence of heavy agglomerates in composites can affect their performance. To address this issue, Sb is introduced to reduce the interfacial energy between the nanoparticles and the Al matrix, leading to a significant improvement in the agglomeration phenomenon of the nanoparticles. The synergistic introduction of in situ (TiB_2+ZrB_2) nanoparticles and Sb results in a substantial increase in the strength and plasticity of the composites compared to those of the A356 matrix. The tensile strength, yield strength, and elongation of the as-cast composites reach 216.4 MPa, 119.7 MPa, and 7.2%, respectively, when the introductions of (TiB_2+ZrB_2) and Sb are 3 wt. % and 0.6 wt. %, respectively, which are 29.7%, 23.5%, and 84.6% greater than the performance of the A356 matrix, respectively.

Key words: in situ (TiB_2+ZrB_2) nanoparticles; A356 alloy; Sb; microstructure; mechanical properties

A356 合金由于具有良好的比强度、优良的铸造性能和良好的耐腐蚀性能而被广泛应用于汽车、航空航天和工程领域[1-3]。使用铝合金来代替钢铁材料，能够有效降低装备整体质量，从而提高能源的利用率和经济性[4-6]。A356 合金由于其基体晶粒过于粗大，共晶硅呈粗大片状或块状结构[7-8]，导致其综合力学性能不高，已很难满足现代汽车制造对于性能的要求。故国内外学者通过在铝合金中引入原位纳米增强颗粒制备新型铝基复合材料。相较于外加增强颗粒，原位生成的纳米颗粒与基体的润湿性、界面

收稿日期：2023-12-26

基金项目：安徽省自然科学基金(2308085ME167)

作者简介：王启航，2000 年生，硕士研究生. 研究方向为铝合金材料与凝固技术. Email: 1252924664@qq.com

通讯作者：黄中月，1981 年生，博士，副教授. 研究方向为铸造合金与工艺设计. Email: zhongyuehuang@hfut.edu.cn

引用格式：王启航，李靖，黄中月，等. 原位纳米(TiB_2+ZrB_2)颗粒与 Sb 协同增强 A356 铝合金微观组织与力学性能[J]. 铸造技术，2024，45(4)：356-362.

WANG Q H, LI J, HUANG Z Y, et al. Microstructure and mechanical properties of an A356 alloy reinforced by In situ (TiB_2+ZrB_2) nanoparticles and Sb[J]. Foundry Technology, 2024, 45(4): 356-362.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

结合性能更好[9-10]，显著提高了 A356 合金的力学性能。Dinaharan 等[11]通过 K_2ZrF_6 和 KBF_4 反应盐与熔融铝的原位反应，制备出 10%ZrB_2/AA6061(质量分数)复合材料，在铝基体中加入原位形成的 ZrB_2 颗粒提高了拉伸强度和耐磨性，但降低了延展性和耐腐蚀性。高晓波等[12]通过熔盐反应法原位生成 TiB_2 颗粒制备成铝基复合材料，研究表明当 TiB_2 颗粒质量分数由 1.0%增加至 7.0%时，铝基体晶粒显著细化，富铁相由针状转化为块状，铝基复合材料的常温力学性能显著提升。此外，通过添加其他元素的方式也可提高铝基复合材料的综合力学性能[13-14]。怯喜周等[15]在 7085 铝合金中同时引入原位纳米ZrB_2 颗粒和稀土元素 Sc，通过原位纳米颗粒和稀土元素的协同作用来提高材料的强度与塑性。研究表明，当 ZrB_2 和 Sc 的引入量分别为 2%和 0.4%(质量分数)时，复合材料的屈服强度、抗拉强度和伸长率达到最优，分别为 534 MPa 和 10.2%，相比 7N01 铝合金基体的性能分别提高 17.4%和 14.6%。在常见的用于强化铝合金的纳米颗粒中，TiB_2 与 ZrB_2 作为六方晶系的准金属化合物，具有良好的稳定性，较低的热膨胀系数，较高的弹性模量和高温强度，但是纳米颗粒与 Al 基体间有较高的界面能，导致复合材料内部产生大量颗粒团聚影响整体性能。然而，Sb 与 Al 基体的结合能为负，可能会降低纳米颗粒与 Al 基体间的界面能，对颗粒具有分散作用。

本研究以 A356 合金为基体材料，原位生成纳米(TiB_2+ZrB_2)颗粒，并在(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的基础上，引入微量 Sb 元素，研究 Sb 对(TiB_2+ZrB_2)增强体分布、形貌以及复合材料性能的影响，以期为后续的应用提供参考。

1　实验材料与方法

1.1　复合材料的制备

实验所采用的基体材料为商用 A356 合金，表 1 为其化学成分。其余原材料为工业纯 Mg、Al-5Sb中间合金，还有合成原位纳米颗粒所需K_2TiF_6、K_2ZrF_6、KBF_4 反应盐。

表1 A356合金化学成分
Tab.1 Chemical composition of A356 alloy
(mass fraction/%)

Element	Si	Mg	Fe	Ti	Al
Content	7.06	0.31	0.13	0.11	Bal.

分别制备了原位纳米颗粒含量为 0%、2%、3%和 4%(质量分数，下同)的(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料，其主要步骤如下：用电阻炉先将 A356 合金加热至 850 ℃，然后将混合干燥好的反应盐分成 3 份加入熔体中，反应 30 min，并进行机械搅拌；待反应结束后，进行扒渣处理，将反应的副产物尽可能扒出。最后在熔体 720 ℃时，通入氮气精炼，再清除熔体表面熔渣，然后将金属液注入预热好的铸钢模具中。通过向(TiB_2+ZrB_2)/A356复合材料中引入 Sb 元素(0%、0.4%、0.6%和 0.8%)，制备了(TiB_2+ZrB_2+Sb)/A356 复合材料，其制备的不同步骤在于添加反应盐后等待熔体降温至 750 ℃，添加 Al-5Sb 中间合金，保温 20 min。

1.2　组织表征和性能测试

使用砂纸打磨样品，并使用金刚石抛光膏进行抛光，直至样品表面呈镜面。随后用 0.5%HF(体积分数)溶液腐蚀 18 s，再用酒精清洗样品并用吹风机吹干。采用金相显微镜(Axio Lab.A1)、XRD (PANalytical X-Pert PRO MPD) 和扫描电镜 (Gemini SEM 300)表征复合材料成分以及微观组织结构。在 AGX-V100KN 型拉伸机上进行室温拉伸试验，实验拉伸速率为 1.5 mm/min，测试数据均为 3 个试样的平均值，将进行拉伸试验后的样品用于断口观察。

2　实验结果及讨论

2.1　(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的微观组织

图 1 为 3%(TiB_2+ZrB_2)/A356(质量分数，下同)复合材料的 XRD 图谱。衍射峰可分别清晰地观察到 TiB_2、ZrB_2、Si 相和 α-Al 相。由于 B 元素过量，没有观察到 Al_3Ti 和 Al_3Zr 相的峰。实验中，由 Al-K_2TiF_6-K_2ZrF_6-KBF_4 反应体系原位形成 TiB_2、ZrB_2 颗粒可以通过以下反应式[16]描述：

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

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

$$AlB_2+Al_3Ti=TiB_2+4Al \quad (3)$$

$$3K_2TiF_6+6KBF_4+10Al=3TiB_2+9KAlF_4+K_3AlF_6 \quad (4)$$

$$3K_2ZrF_6+13Al=3Al_3Zr+K_3AlF_6+3KAlF_4 \quad (5)$$

$$AlB_2+Al_3Zr=ZrB_2+4Al \quad (6)$$

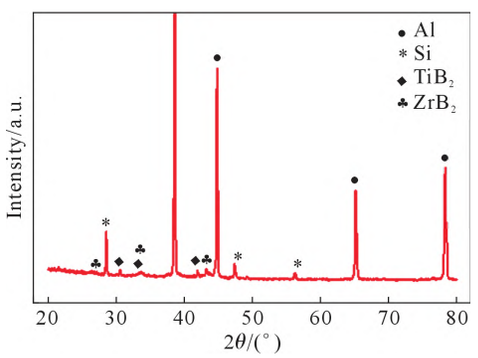


图 1　3%(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的 XRD 图谱
Fig.1　XRD patterns of the 3 wt. %(TiB_2+ZrB_2)/A356 composite

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

$3K_2ZrF_6+6KBF_4+10Al=3ZrB_2+9KAlF_4+K_3AlF_6$ (7)

图 2 为 3%(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料 SEM 图和 EDS 面扫图。由图 2a 可见，复合材料中存在颗粒团簇，图 2d~f 中可以明显看到颗粒团簇的元素主要由 Ti、Zr 和 B 元素组成。结合 XRD 图谱可以判断 A356 合金中生成了 TiB_2 和 ZrB_2 颗粒。

图 3 为不同颗粒含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的微观形貌以及局部放大图。从图中可以看到增强相颗粒在晶界共晶硅附近团聚，主要是因为在复合材料的凝聚过程中，尺寸小、表面能高的共晶硅先行析出，由于其表层原子存在不饱和力场，吸附原位生成的复合材料增强颗粒，使其发生团聚[17]。不同颗粒含量的复合材料的微观形貌也有所不同，从局部放大图看出，随着颗粒含量增加，复合材料内部的团聚倾向有所增加，生成颗粒的平均尺寸也随之增加。当含量增加到 4%时，复合材料内部颗粒团聚严重，还伴有孔洞等缺陷。从图 4 可以看出，当含量为 3%时，铝合金内部颗粒团聚倾向和平均颗粒尺寸最小。

图 5 为不同颗粒含量的(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的 OM 图。可以看出，未经处理的 A356 合金中存在粗大的初生 α-Al 相，二次枝晶臂间距(secondary dendrite arm spacing, SDAS)较大，达到 36.5 μm。随着纳米 TiB_2 和 ZrB_2 颗粒的引入，A356 合金组织中

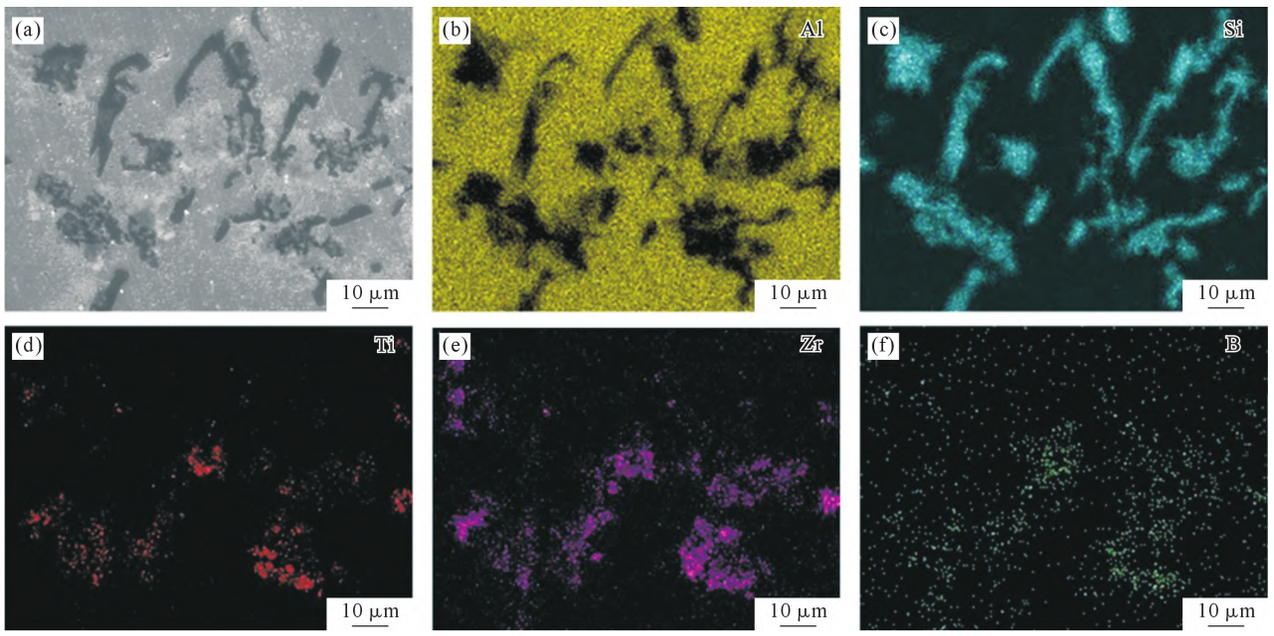


图 2 3%(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料：(a) SEM 图；(b~f) Al, Si, Ti, Zr, B 元素 EDS 面扫图

Fig.2 3 wt. %(TiB_2+ZrB_2)/A356 composite: (a) SEM image; (b~f) EDS maps of Al, Si, Ti, Zr, B

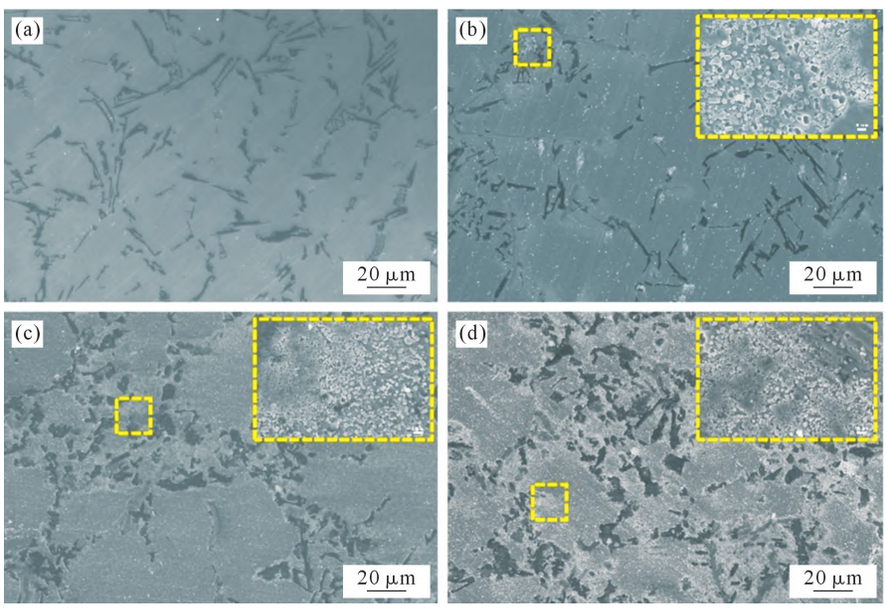


图 3 不同颗粒含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的微观形貌以及局部放大图：(a) 0%; (b) 2%; (c) 3%; (d) 4%

Fig.3 Microstructures of the (TiB_2+ZrB_2)/A356 composites with different particle contents and local magnifications: (a) 0 wt. %; (b) 2 wt. %; (c) 3 wt. %; (d) 4 wt. %

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

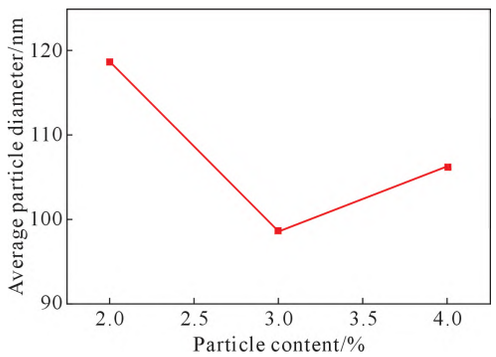


图 4 不同颗粒含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的颗粒平均直径统计

Fig.4 Average particle diameter of the (TiB_2+ZrB_2)/A356 composites with different particle contents

α-Al 得到细化，二次枝晶臂间距减小，这是由于 TiB_2 和 ZrB_2 颗粒在合金熔体凝固过程中可以作为 α-Al 异质形核的核心，促进非均质形核，细化晶粒。

为了更准确地分析增强颗粒对 α-Al 的细化效果，使用 Image-Pro Plus 6.0 软件测量统计不同颗粒含量复合材料的 SDAS 尺寸变化[18]，结果如图 6 所示。与 A356 铝合金基体相比，当颗粒含量为 2%时，复合材料开始出现细化现象，SDAS 减小约 19.7%；当颗粒含量为 3%时；复合材料的 α-Al 明显细化，SDAS 下降至最低值，减小约 33.4%；当颗粒含量从 3%增加到 4%时，α-Al 的细化效果减弱，SDAS 出现上升趋势。这是由于复合材料内部团聚严重，导致细化作用减弱。

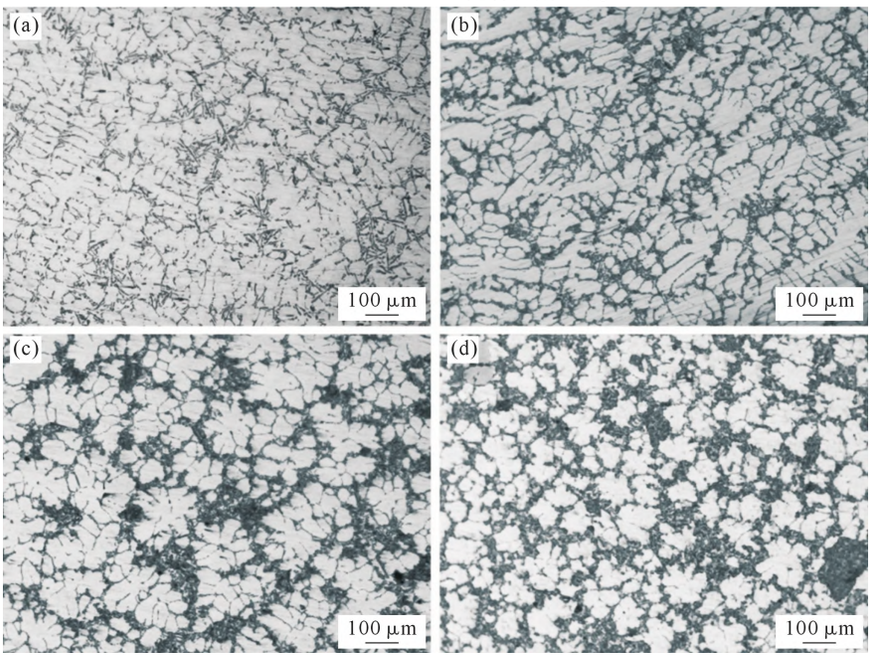


图 5 不同颗粒含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的 OM 图：(a) 0%; (b) 2%; (c) 3%; (d) 4%

Fig.5 OM images of (TiB_2+ZrB_2)/A356 composites with different particle contents: (a) 0 wt. %; (b) 2 wt. %; (c) 3 wt. %; (d) 4 wt. %

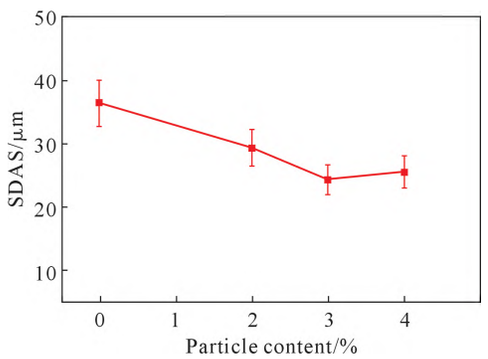


图 6 不同颗粒含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的 SDAS 统计

Fig.6 SDAS of the (TiB_2+ZrB_2)/A356 composites with different particle contents

2.2 (TiB_2+ZrB_2+Sb)/A356 复合材料的微观组织

为了改善 TiB_2 和 ZrB_2 纳米颗粒团聚的问题，通过在(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料中引入 Sb 元素来改善复合材料颗粒团聚进而提升力学性能。文献指出，熔融合金与颗粒界面能是影响颗粒分散的重要因素之一[19]。Sb 元素与 Al 基体的结合能为负，可以降低 TiB_2 和 ZrB_2 纳米颗粒与 Al 基体间的界面能，改善颗粒分散。

图 7 为不同 Sb 含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料增强颗粒 SEM 图。由图可知，未添加 Sb 的复合材料颗粒偏聚现象较为严重，增强颗粒尺寸较大，且尺寸差较大。随着 Sb 的引入，增强颗粒的团聚程度逐渐降低，颗粒分布越来越弥散，复合材料中增强体尺寸趋于均匀化，且整体来看增强颗粒尺寸变小。当 Sb 添加量为 0.6%时，复合材料中增强颗粒弥散程度最好，颗粒团聚得到极大改善。同时，增强颗粒的形貌、大小趋于一致。继续增加 Sb 含量，增强颗粒团聚未进一步改善。这是由于界面能过低，影响 TiB_2 和 ZrB_2 纳米颗粒的形成。

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

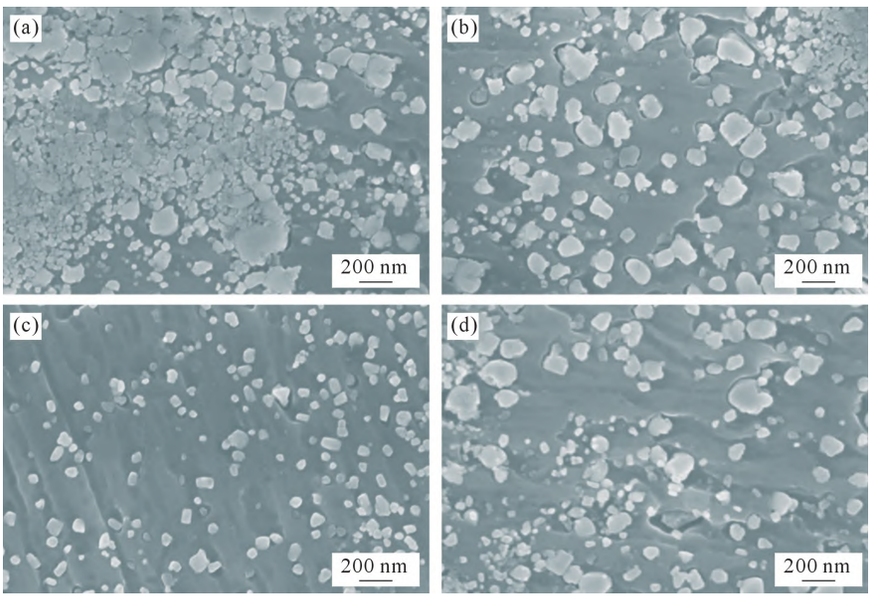


图 7 不同 Sb 含量(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料增强颗粒 SEM 图:(a) 0%; (b) 0.4%; (c) 0.6%; (d) 0.8%

Fig.7 SEM images of reinforced particles in (TiB_2+ZrB_2)/A356 composites with different Sb contents: (a) 0 wt. %; (b) 0.4 wt. %; (c) 0.6 wt. %; (d) 0.8 wt. %

综上所述，添加 Sb 元素可以提高复合材料增强颗粒的弥散程度,使增强颗粒尺寸趋于均匀化,有助于解决原位生成复合材料颗粒团聚的难题。Sb 能使增强颗粒更加细小弥散主要是因为 TiB_2 和 ZrB_2 纳米颗粒与 Al 基体间存在较高界面能,增强颗粒倾向于团聚来减小两者间的界面能。Sb 元素与 Al 基体的结合能为 -1.11 eV[20],通过额外添加 Sb 元素,降低纳米颗粒与 Al 基体间的界面能，改善 TiB_2 和 ZrB_2 的润湿性,从而改善颗粒团聚问题,提高复合材料的性能。

2.3 复合材料的拉伸性能

图 8 为不同试样的应力–应变曲线。图 8a 为 A356 铝合金与添加不同含量(TiB_2+ZrB_2)颗粒复合材料的应力–应变曲线。从图中可以看出,随着颗粒含量的增加,复合材料的抗拉强度不断提高。直到颗粒含量为 3%时,复合材料的拉伸性能最优。当颗粒含量为 4%时,抗拉强度和伸长率大大下降,这是由于颗粒含量太高时,复合材料内部产生了大量团聚,在拉伸过程中更易出现应力集中，从而使复合材料的力学性能下降。图 8b 为结合 TiB_2、ZrB_2 和 Sb 最优组分的复合材料的应力–应变曲线。结果表明,在加入 Sb 后,颗粒与基体之间的润湿性提高,团聚问题得到改善,复合材料的力学性能进一步提高。

不同试样的拉伸性能如表 2 所示。相比 A356 基体,在引入 3%(TiB_2+ZrB_2)增强颗粒后,复合材料的力学性能得到大大提高,抗拉强度、屈服强和伸长率分别为 204.6 MPa、105.2 MPa 和 6.3%。此外,在 3%(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料中加入 0.6%的 Sb, 改善颗粒团聚问题,进一步提高了力学性能,复合材料的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 216.4 MPa、119.7 MPa、7.2%，相较于 A356 基体分别提升了

表2 不同试样的拉伸性能

Tab.2 Tensile properties of the different specimens

Specimen	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%
A356	166.8±4	96.9±5	3.9±0.4
3%(TiB_2+ZrB_2)/A356	204.6±5	105.2±5	6.3±0.4
3%(TiB_2+ZrB_2) +0.6%Sb/A356	216.4±2	119.7±4	7.2±0.3

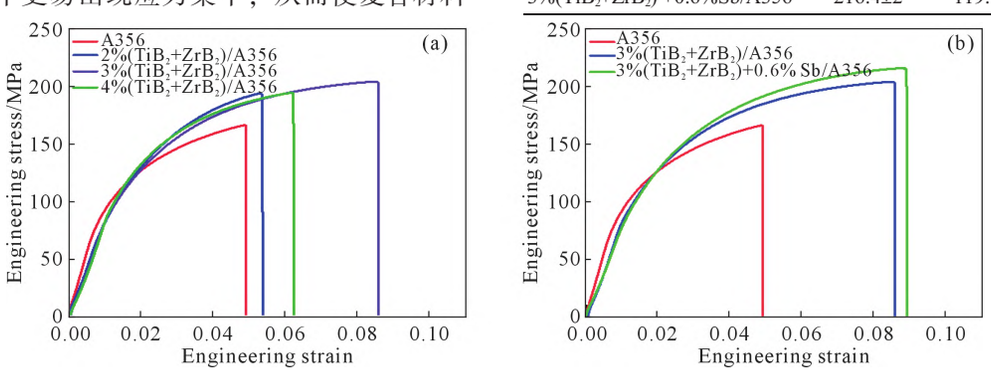


图 8 不同试样的应力–应变曲线:(a) 不同含量(TiB_2+ZrB_2)颗粒;(b) 最优组分

Fig.8 Stress-strain curves of different specimens: (a) particles with different contents(TiB_2+ZrB_2); (b) optimum component

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

29.7%、23.5%、84.6%。由此可见，(TiB_2+ZrB_2)颗粒与Sb 的协同作用对 A356 铝合金的拉伸性能提升较大。

图 9 是不同成分的试样断口形貌，从图 9a 来看，A356 合金断口形貌主要是大量较平滑的准解理面，且有撕裂棱存在，几乎没有韧窝存在。所以，A356 合金塑性相对较差，断裂方式主要为脆性断裂。由图 9b 可知，3%(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料的断口形貌中解理面和撕裂棱大大减少，同时出现许多较浅的韧窝，塑性明显增强。图 9c 反映颗粒增强和 Sb 共同作用下复合材料的断口形貌，其韧窝更多更深，断裂形式转变为以韧窝为主的韧性断裂。从图 9d 可以看出断口上也分布着 TiB_2 和 ZrB_2 纳米颗粒。

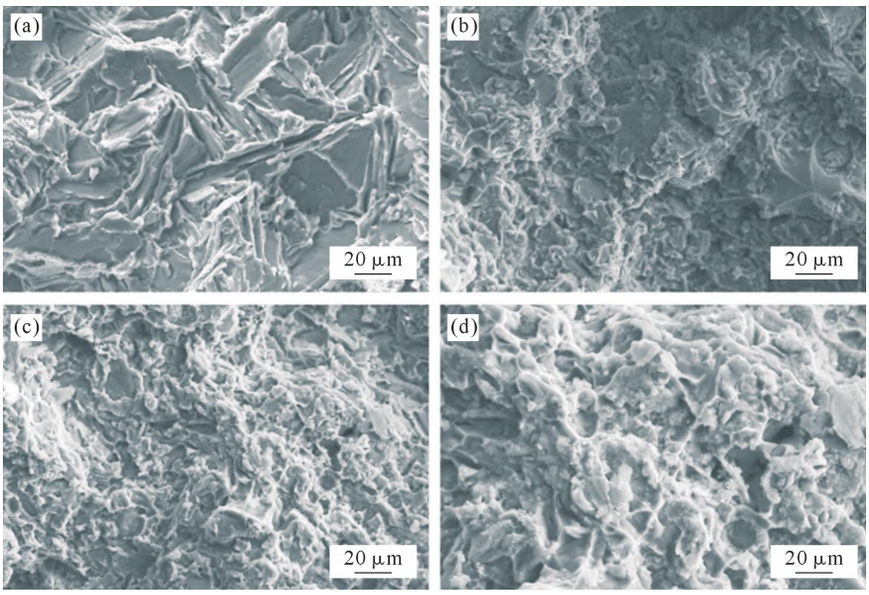


图 9 不同成分试样断口形貌：(a) A356; (b) 3%(TiB_2+ZrB_2)/A356; (c, d) 3%(TiB_2+ZrB_2) +0.6%Sb/A356

Fig.9 Fracture morphology of specimens with different compositions: (a) A356; (b) 3 wt. %(TiB_2+ZrB_2)/A356; (c, d) 3 wt. %(TiB_2+ZrB_2)+0.6 wt. %Sb/A356

3 结论

(1)原位生成的 TiB_2 和 ZrB_2 颗粒为 Al 基体提供了大量的异质形核核心，显著细化了 α-Al 基体，减小了二次枝晶臂间距。

(2)在(TiB_2+ZrB_2)/A356 复合材料中引入 Sb，可以降低颗粒与基体间的界面能，改善 TiB_2 和 ZrB_2 的润湿性，从而改善颗粒团聚问题，进一步提高复合材料的性能。

(3)本研究中(TiB_2+ZrB_2)颗粒和 Sb 的最佳含量分别为 3%和 0.6%，制得的 3%(TiB_2+ZrB_2)+0.6%Sb/A356 复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 216.4 MPa、119.7 MPa、7.2%，相较 A356 基体的性能分别提高 29.7%、23.5%、84.6%。

参考文献：

[1] 何芳，庄林忠，何国元，等. 汽车轮毂用 A356 铝合金合金化的研究进展[J]. 铸造，2021, 70(4): 431-437.
HE F, ZHUANG L Z, HE G Y, et al. A356 aluminum alloy for automobile wheel hubs-research progress and influence of alloying elements on its microstructure and properties[J]. Foundry, 2021, 70(4): 431-437.

[2] 毛建辉，张玉贤，姜路文，等. A356 铸造铝合金轮毂组织与性能分析[J]. 中国冶金，2021, 31(5): 66-71.
MAO J H, ZHANG Y X, JIANG L W, et al. Analysis on microstructure and properties of A356 cast aluminum alloy wheel hub[J]. China Metallurgy, 2021, 31(5): 66-71.

[3] 任凯，冯立超，孙立，等. 低压铸造铝合金轮毂的研究现状[J]. 热加工工艺，2021, 50(9): 10-15.
REN K, FENG L C, SUN L, et al. Research status of low pressure casting aluminium alloy wheels [J]. Hot Working Technology, 2021, 50(9): 10-15.

[4] 洪腾蛟，董福龙，丁凤娟，等. 铝合金在汽车轻量化领域的应用研究[J]. 热加工工艺，2020, 49(4): 1-6.
HONG T J, DONG F L, DING F J, et al. Application of aluminium alloy in automotive lightweighting[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(4): 1-6.

[5] 李光霁，刘新玲. 汽车轻量化技术的研究现状综述[J]. 材料科学与工艺，2020, 28(5): 47-61.
LI G J, LIU X L. Literature review on research and development of automotive lightweight technology[J]. Materials Science and Technology, 2020, 28(5): 47-61.

[6] 钱东伶，芦富敏，余忠土，等. 汽车底盘用铸造铝合金的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金，2020, 40(10): 1077-1082.
QIAN D L, LU F M, YU Z T, et al. Research progress in cast aluminium alloy for automotive chassis[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2020, 40(10): 1077-1082.

[7] 袁昌文，李靖，王启航，等. 热处理工艺对变质后 A356 合金组织及性能的影响[J]. 铸造技术，2023, 44(5): 434-442.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

YUAN C W, LI J, WANG Q H, et al. Effect of heat treatment process on the microstructure and properties of A356 alloy after modification[J]. Foundry Technology, 2023, 44(5): 434-442.

[8] 曹杨婧,李元东,罗晓梅,等. 铸造方式对 A356 铝合金组织、热导率和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021, 41(11): 1424-1430.
CAO Y J, LI Y D, LUO X M, et al. Effects of casting method on microstructure, thermal conductivity and mechanical properties of A356 aluminium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(11): 1424-1430.

[9] WANG X M, JHA A, BRYDSON R. In situ fabrication of Al_3Ti particle reinforced aluminium alloy metal-matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 364(1-2): 339-345.

[10] LI G R, XU T, WANG H M, et al. Microstructure study of hot rolling nanosized in-situ Al_2O_3 particle reinforced A356 matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 855: 157107.

[11] DINAHARAN I, MURUGAN N. Microstructure and some properties of aluminium alloy AA6061 reinforced in situ formed zirconium diboride particulate stir cast composite[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2014, 27(2): 115-121.

[12] 高晓波,范吉超,孟现长,等. 原位生成TiB_2颗粒对活塞用铝合金微观结构和性能的影响[J]. 材料与冶金学报,2020, 19(4): 277-281.
GAO X B, FAN J C, MENG X C, et al. Influence of in-situ TiB_2 particles on microstructure and properties of aluminium alloy for piston[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2020, 19(4): 277-281.

[13] 钱炜. 原位纳米颗粒与稀土耦合强化 AA6111 复合材料的设计、组织与性能研究[D]. 镇江:江苏大学,2022.
QIAN W. Design, Microstructure and properties of AA6111 matrix composites reinforced by the cooperation of In-situ nanoparticles and rare earth[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2022.

[14] 王磊, 王浩伟. 航空用原位颗粒增强铝基复合材料研制与发展[J]. 民用飞机设计与研究,2022(1): 104-110.
WANG L, WANG H W. Research and development of in situ particles reinforced aluminum matrix composites for aviation[J]. Civil Aircraft Design and Research, 2022(1): 104-110.

[15] 怯喜周,王宇慧,彭艳杰,等.原位纳米 ZrB_2 颗粒增强 7085 铝合金的微观组织与力学性能研究[J]. 铸造技术,2023, 44(6): 568-575.
KAI X Z, WANG Y H, PANG Y J, et al. Research on the microstructure and mechanical properties of 7085 aluminum alloy reinforced by in-situ ZrB_2 Nanoparticles[J]. Foundry Technology, 2023, 44(6): 568-575.

[16] ZHANG S L, SHI X X, ZHAO Y T, et al. Preparation, microstructures and mechanical properties of in-situ (TiB_2+ZrB_2)/AlSi9Cu3 composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 673: 349-357.

[17] 王研. 原位纳米 ZrB_2 颗粒与稀土 Er 协同强化 A356.2 基复合材料的高温蠕变性能研究[D]. 镇江:江苏大学,2017.
WANG Y. Research on the high temperature creep properties of A356.2 matrix composites reinforced by in situ nanoparticle ZrB_2 and Er rare earth[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2017.

[18] IBEN HOURIA M, NADOT Y, FATHALLAH R, et al. Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect [J]. International Journal of Fatigue, 2015, 80: 90-102.

[19] 王明. Zn 含量对累积正交挤压 TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料微观组织与力学性能的影响[D]. 上海:上海交通大学,2019.
WANG M. Effects of Zn Contents on microstructures and mechanical properties of accumulative orthogonal extrusion processed TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu composites[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019.

[20] ZHANG X M, LIU J C, TANG J G, et al. Element segregation on the surfaces of pure aluminum foils[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(23): 7300-7304.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net