DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2023.3038

Al₃Ti/A356 复合材料微观组织及力学性能研究

李亚龙¹,董志武¹,陈 咪¹,刘志伟¹,余申卫²,何 源²,尚金翅³

(1. 西安交通大学 材料科学与工程学院 金属材料强度国家重点实验室,陕西 西安 710049;2. 中国船舶重工集团公司 第十二研究所,陕西 兴平 713102;3. 山东金马汽车装备科技有限公司,山东 临沂 276000)

摘 要:采用原位铸造法将 Al₃Ti 颗粒与铝基体复合可制备出高比强度的 Al₃Ti/Al 复合材料。原位 Al₃Ti 相易生成 大尺寸长杆状颗粒且易团聚,降低熔体铸造性能并造成铸造缺陷。将超声处理工艺与原位铸造法结合,借助超声的空化 和声流效应可有效分散并细化 Al₃Ti 颗粒,从而制备出组织均匀及性能优异的 Al₃Ti/Al 复合材料。本文以 Al 和 K₂TiF₆ 为反应体系,通过超声辅助熔盐法制备出 10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金,在此基础上采用超声辅助重熔稀释法可制 备出组织均匀及力学性能良好的 5%Al₃Ti/A356(质量分数)复合材料,并对其微观组织和力学性能进行分析。结果表明, 向 A356 基体中加入 5%(质量分数)Al₃Ti, 能够显著细化晶粒,α-Al 平均晶粒尺寸从 250 μm 细化为 135 μm,降低了 46%;T6 热处理态复合材料的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 232 MPa、287 MPa、3.5%,相比于 A356 合金分别提 高了 10.4%、12.5%、94.4%。

关键词:Al₃Ti/A356 复合材料;超声;重熔稀释;微观组织;力学性能

中图分类号:TB33 文献标识码:A 文章编号:1000-8365(2023)06-0553-08

Microstructure and Tensile Properties of Al₃Ti/A356 Composite

LI Yalong¹, DONG Zhiwu¹, CHEN Mi¹, LIU Zhiwei¹, YU Shenwei², HE Yuan², SHANG Jinchi³

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 2. CSSC NO.12 Research Institute, Xingping 713102, China; 3. Shandong Jinma Automotive Equipment Technology Co., Ltd., Linyi 276000, China)

Abstract: An Al₃Ti/Al composite with high specific strength can be prepared by combining Al₃Ti particles and an Al matrix. The large Al₃Ti phase in the Al melt decreases castability and subsequently increases the casting defects. The research draws a probable solution to this issue such as redistribution of Al₃Ti particles by ultrasonic treatment. By combining ultrasonic treatment with in-situ casting, under the effect of ultrasonic cavitation and acoustic flow, the in-situ Al₃Ti particles are dispersed uniformly and finer. Hence, Al₃Ti/Al composites with homogeneous microstructure and excellent properties can be prepared by using the high-intensity ultrasound. The 10%Al₃Ti/Al(mass fraction) master alloy was prepared by ultrasound assisted molten salt method. Then, a 5% Al₃Ti/A356 (mass fraction) composite with a homogeneous microstructure and good tensile properties was fabricated from the Al-K₂TiF₆ system via an ultrasound assisted remelting and dilution approach. The microstructure and tensile property of the composite have been investigated. The results indicate that the α -Al grains in the A356 alloy decrease from 250 μ m to 135 μ m (a 46% decrease) by adding 5% (mass fraction) Al₃Ti particles. Moreover, the yield strength, ultimate tensile strength and elongation of the composite after T6 heat treatment are 232 MPa, 287 MPa and 3.5% (improved by 10.4%, 12.5% and 94.4%, respectively, in comparison with the A356 alloy).

Key words: Al₃Ti/A356 composite; ultrasound; remelting and diluting; microstructure; tensile property

收稿日期:2023-02-20

基金项目:国家自然科学基金(51974224,51604211);陕西省自然科学基金(2020JM-047);临沂市"揭榜制""组阁制"项目(2021JB003) 作者简介:李亚龙,1996年生,硕士研究生.研究方向:铝合金及其复合材料.电话:19935347919,Email:liyalong@stu.xjtu.edu.cn

通讯作者:陈 咪,1994年生,博士研究生.研究方向:铝基复合材料.电话:18862168357,Email:mm201231050105@stu.xjtu.edu.cn 刘志伟,1981年生,博士,教授.研究方向:铝、镁合金及其复合材料,金属凝固.电话:18066543603,

Email: liuzhiwei@xjtu.edu.cn

引用格式: 李亚龙,董志武,陈咪,等. Al₃Ti/A356 复合材料微观组织及力学性能研究[J]. 铸造技术, 2023,44(6): 553-560. LIYL, DONGZW, CHENM, et al. Microstructure and tensile properties of Al₃Ti/A356 composite[J]. Foundry Technology, 2023,44(6): 553-560. 铸造 Al-Si 合金因其优良的铸造性能、耐磨性 及力学性能,被广泛应用于汽车生产制造中,如发 动机缸体、轮毂、活塞等^[1-2]。随着汽车工业的发展, 汽车轻量化趋势愈加明显,人们对 Al-Si 合金的安 全性能也提出更高要求。传统的 A356 铝合金通过 调整合金成分、热处理等手段,其力学性能已经临 近极限。而在铝基体中引入增强体颗粒,制得复合 材料,能够突破传统铝合金强韧化方案的局限性, 实现材料综合力学性能的提高。

在众多增强体颗粒中,AlaTi 与 Al 有良好的共 格关系,可作为 α-Al 异质形核的核心,因此在颗粒 增强铝基复合材料中备受青睐。国内外学者也在有 关 Al₃Ti 颗粒对 A356 铝合金组织和性能的影响方 面做了大量工作。在前期一些学者的研究^[3-7]中,普 遍存在 Al₃Ti 尺寸较大、棱角尖锐等问题,这是由于 高温反应易造成 Al₃Ti 沿 <110> 晶相择优生长,这 种针状增强体颗粒可严重割裂基体,易在基体合金 中造成应力集中,降低材料的综合性能,故应寻求 一种制备小尺寸块状 Al₃Ti 的有效方法。而在近期 的一些研究中,Qin 等¹⁸、Liu 等¹⁹采用超声辅助,利 用 Ti 粉原位合成 Al₃Ti 颗粒,颗粒尺寸较小且无副产 物生成。Yang 等^[10]通过超声辅助原位铸造工艺将 K₂TiF₆加入到 A356 基体中,制备出平均尺寸为 4 μm 的 Al₃Ti 颗粒,与不施加超声场相比,超声辅助制备 的 Al₃Ti 颗粒尺寸较小且颗粒团聚较少。

目前制备 Al₃Ti 增强铝基复合材料的关键技术 在于控制 Al₃Ti 的形貌、尺寸和分布以及制备过程 引起的气孔、产物夹杂等问题。采用超声辅助熔盐 (K₂TiF₆ 盐)法在 Al 熔体内制备 Al₃Ti 增强颗粒具有 很大的优势,但熔盐法会造成材料微量元素烧损和 产物夹杂等问题,严重恶化其力学性能。重熔稀释 工艺能够有效去除产物夹杂,降低元素烧损。因此, 本文首先采用超声辅助熔盐法制备 Al₃Ti/Al 中间合 金,以此为原料采用超声辅助重熔稀释工艺制备了 Al₃Ti/A356 复合材料。此方法有望实现 Al₃Ti 颗粒 质量分数、尺寸、形貌较为精确的控制,并可减少 A356 中 Mg 元素的烧损,实现 Al₃Ti/A356 复合材料 的可控制备。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验采用工业纯 Al(纯度 99.5%)、纯 Si(纯度 99.9%)、纯 Mg(纯度 99.9%)和 K₂TiF₆(纯度 99%)为 实验原料,分别制备 Al₃Ti/Al 中间合金、A356 基体 合金及 Al₃Ti/A356 复合材料。

1.2 Al₃Ti/Al 中间合金制备

制备 Al_3Ti/Al 中间合金的反应体系为 $Al-K_2TiF_6$, 反应原理如式(1)所示^[11]:

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

将 400 g 纯铝置于电阻炉(SG2-5-12)中熔化,待 熔体温度达到并稳定在 750 ℃时,将称量好的制备 10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金所需 K₂TiF₆ 研磨、 烘干后缓慢倒入铝熔体内同时施加超声(功率 1.6 kW, 频率 20 kHz),反应 10 min 后扒渣、浇铸,得到 10% Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金。

1.3 Al₃Ti/A356 复合材料制备

以 10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金为母材(注: 计算时,考虑 Al₃Ti/Al 中间合金中 Al₃Ti 颗粒的实际 产率,实验测得平均产率为 95.5%),添加所需要的 合金元素制备 5%Al₃Ti/A356(质量分数)复合材料。 具体制备工艺为:将 400 g 纯 Al 置于高频感应炉中 加热熔化,待熔体温度达到并稳定在 750 ℃时,加入 纯 Si 保温 30 min。然后将纯 Mg、Al₃Ti/Al 中间合金 加入熔体中,并在 700 ℃下保温 5 min。随后将熔体 在高强超声下处理 5 min,最后进行扒渣、浇铸。该试 样命名为 1# 试样。同时采用相同的工艺制备 A356 合金为对照试样,该试样命名为 0# 试样。随后采用 T6 热处理工艺对上述试样进行热处理,具体工艺 为:540 ℃下固溶 4 h,水淬后立即在 170 ℃下人工 时效 7 h。

1.4 分析测试方法

采用 X 射线衍射仪(XRD, Bruker D8 ADVANCE) 对试样进行物相鉴定。采用光学显微镜(OM, LeicaDNI500M)和配备能谱仪(EDS)的钨灯丝扫描电 子显微镜(SEM, SU3500)对试样微观组织及成分进 行分析。采用阳极覆膜工艺^[12],在偏光显微镜(ZEISS OM)下观察 A356 基体及复合材料的 α-Al 晶粒形状 及尺寸。在 TGA/DSC(METTLER TOLEDO)仪器中 进行 DSC 测试,分析材料在凝固过程中的热量变 化。采用万能拉伸试验机(CMT 5305)进行室温拉伸 实验,用于测试材料的屈服强度、抗拉强度及延伸 率。拉伸试样宽度为 4 mm,厚度为 3.5 mm,拉伸标 准采用 ASTME-8M。

2 实验结果及讨论

2.1 Al₃Ti/Al 中间合金物相与组织分析

图 1(a)为 10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金的 XRD衍射图谱,可知 Al₃Ti/Al 中间合金由 Al 和 Al₃Ti 两相组成,且无明显其他反应副产物生成。图 1(b)为反应浮渣 XRD 衍射图谱,由图谱分析可知,





反应产物为 $KAlF_4$ 和 K_3AlF_6 。由此判断, 熔盐原位 反应严格按照反应方程式(1)进行。

图 2 为 10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金 SEM 图片及 EDS 分析结果,从 SEM 图片中能够观察到 大量原位颗粒均匀分布在基体中。颗粒经 EDS 分析 可知其 Al:Ti 原子比接近 3:1,结果如图 2(c)所示, 结合 XRD 结果确定原位颗粒为 Al₃Ti 相。

Al₃Ti 颗粒在基体中均匀分布,其主要归因于高 强超声场在铝熔体内产生的空化及声流效应。超声 空化效应在熔体内产生的高频剪切力可有效打散 Al₃Ti 颗粒团聚。在声流作用下,Al₃Ti 颗粒可进一步 分散在熔体中。此外,原位 Al₃Ti 颗粒可进一步 分散在熔体中。此外,原位 Al₃Ti 颗粒可为块状结 构,且大部分颗粒尺寸小于 10 μm。利用 Image-Pro Plus 软件对 Al₃Ti 颗粒尺寸(*d*/μm) 和形状因子(SF) 分别进行定量统计,结果如图 3 所示。Al₃Ti 颗粒尺 寸多位于 0~10 μm 之间,平均尺寸为 3.1 μm,为典 型块状结构。

2.2 试样物相及微观组织分析

图 4 为 A356 合金及 Al₃Ti/A356 复合材料的 XRD 衍射图谱。由图可知,0# 试样主要由 Al 和 Si 两相组成。而 1# 试样中除 Al 和 Si 的衍射峰外,还 可观察到 Al₃Ti 的衍射峰,说明通过重熔稀释工艺 成功制备出 Al₃Ti/A356 复合材料。此外,在图 4(b)中 发现,1# 试样中 Al₃Ti 颗粒的衍射峰与标准比对卡 片上的 Al₃Ti 相比,发生了轻微的偏移。有研究表明^[10], Al-Si 系合金中的 Si 元素会固溶到 Al₃Ti 颗粒中形 成(AlSi)₃Ti,但其性质与 Al₃Ti 颗粒相同,为方便描 述,本文全部以 Al₃Ti 对(AlSi)₃Ti 进行表述。

采用 SEM 及 EDS 对 1# 试样进行进一步分析, 结果如图 5 所示。由图 5(a)可知,基体中存在 2 种不 同衬度的颗粒。其中亮白色块状颗粒分布较为均匀, 且尺寸较小(平均尺寸≤10 μm),浅灰色衬度的颗粒 呈板条状,且分布不规则。采用 EDS 对 1# 试样进行 元素分析,结果如图 5(b~e)所示。由面扫描结果可









图 4 试样 XRD 衍射图谱:(a) XRD 衍射图谱,(b) XRD 图谱放大图 Fig.4 XRD patterns of samples: (a) XRD pattern, (b) high magnification of XRD pattern







知,图 5(a)中的亮白色块状颗粒主要由 A1 元素、Ti 元素以及 Si 元素组成,且点扫描(Point 1)结果显示 元素比例为(Al+Si):Ti \approx 3:1,这说明图 4(b)中 Al₃Ti 峰发生偏移是由 Si 原子置换 Al₃Ti 中的 Al 原子造 成的。因此,基体中亮白色颗粒为固溶了 Si 元素的 Al₃Ti。由图 5(d)的元素面扫描结果可知,图 5(a)中浅 灰色板条状颗粒为共晶 Si。由上述结果可知,Al₃Ti 颗粒均匀分布在基体中,且多被 α -Al 晶粒包裹,这 是由于 Al₃Ti 与 Al 有良好的共格关系,可作为 α -Al 异质形核的核心,在凝固过程中与 Al 发生包晶反 应,被 α -Al 包裹在晶粒内部。此外,晶界处也存在部 分 Al₃Ti,这是因为在凝固过程中部分 Al₃Ti 会被推 到固液界面前沿。

图 6 为铸态试样在光镜下的微观组织图。从图 6(a)中能够观察到大量衬度较暗的板条状共晶硅 Si 颗粒。图 6(b)中除板条状共晶 Si 外,还存在大量Al₃Ti 块状颗粒,多分布在晶粒内部。对试样表面进行阳极 覆膜,覆膜后的金相图片如图 6(c)和(d)所示。晶 粒尺寸统计结果显示,0# 试样 α-Al 平均晶粒尺寸 为 213 μ m, 1# 试样 α -Al 平均晶粒尺寸为 119 μ m, 晶粒细化了 44%。由此可知, Al₃Ti 的引入能够有效 细化 α -Al 晶粒。

为进一步研究 Al₃Ti 对 α -Al 晶粒的细化机理, 分别对 0#、1# 试样做了 DSC 曲线分析,结果如图 7 所示。0# 试样中可观察到两个放热峰,由相关学者 计算的 Al-Si-Mg 三元相图^[13]可知,温度为 609.5 ℃ 的放热峰为 α -Al 初晶放热峰,而温度为 561 ℃的放 热峰对应于共晶放热峰。1# 试样中可观察到 3 个放 热峰,其中 614 ℃与 561 ℃的放热峰分别为 α -Al 初 晶放热峰和共晶放热峰。5 0# 试样相比,1# 试样中 初晶温度提高了 4.5 ℃,说明 1# 试样中 α -Al 形核 所需过冷度减小,即 Al₃Ti 的加入有利于初晶 α -Al 的析出。此外,由 Al-Si-Ti 三元相图^[14]可知,1# 试样 DSC 曲线在 577 ℃时出现的峰为包晶反应放热峰。 由此可知,Al₃Ti 能够细化晶粒主要有两个原因:① Al₃Ti 可作为 α -Al 晶粒异质形核的核心;②由于包 晶反应。

图 8 为 T6 热处理态试样的微观组织图。由图



图 6 铸态试样微观组织:(a) 0# 试样光学组织,(b) 1# 试样光学组织,(c) 0# 试样偏光显微组织,(d) 1# 试样偏光显微组织 Fig.6 Microstructure of as-cast samples: (a) OM image of the 0# sample, (b) OM image of the 1# sample, (c) polarizing microstructure of the 0# sample, (d) polarizing microstructure of the 1# sample



可知,在固溶和时效过程中,共晶 Si 逐渐溶解,出现

一定程度的球化,但部分共晶 Si 仍呈短杆状。同样 对热处理试样表面进行阳极覆膜,覆膜后的微观组 织如图 $8(c\sim d)$ 所示。晶粒尺寸统计结果显示,0# 试 样中 α -Al 平均晶粒尺寸为 250 μ m,1# 试样中 α -Al 平均晶粒尺寸为 135 μ m,晶粒细化了 46%。通过对 比试样热处理前后晶粒尺寸变化可知,热处理后 0# 试样和 1# 试样的晶粒尺寸分别增大 17%和 13%, 但并不影响 Al₃Ti 的细化效果。

2.3 Al₃Ti/A356 复合材料力学性能分析

对 T6 热处理态试样进行室温拉伸实验,图 9 为试样应力-应变曲线,拉伸结果如表1 所示。由表



图 8 热处理态试样微观组织:(a) 0# 试样光学组织,(b) 1# 试样光学组织,(c) 0# 试样偏光显微组织,(d) 1# 试样偏光显微组织 Fig.8 Microstructure of samples after T6 heat treatment: (a) OM image of 0# sample, (b) OM image of 1# sample, (c) polarizing microstructure of 0# sample, (d) polarizing microstructure of 1# sample



Fig.9 Stress-strain curves of the samples

| | 表 1 | 试样拉伸力 | 学性能 | |
|------|--------|--------------|--------|---------|
| ah.1 | Tensil | e properties | of the | samples |

| | 1 | 1 | 1 |
|------|-----------|-----------|--------|
| 试样编号 | 屈服强度 /MPa | 抗拉强度 /MPa | 伸长率 /% |
| 0# | 210 | 255 | 1.8 |
| 1# | 232 | 287 | 3.5 |

中数据可知,与基体合金相比,复合材料屈服强度、抗 拉强度以及伸长率分别提高10.4%、12.5%以及94.4%。

结合微观组织分析可知,复合材料屈服强度的 提升一部分来自 α -Al 晶粒细化所带来的 Hall-Petch 强化,另一部分来自小尺寸 Al₃Ti 颗粒作为增强相均 匀分布在基体中所带来的载荷转移强化和热错配 强化。Hall-Petch 强化、载荷转移强化对屈服强度的 理论贡献值可分别用公式(2)[15]、(3)[16]计算,热错配强 化对屈服强度的理论贡献值可用公式(4-6)^[17]计 算。结合增强颗粒引入对复合材料的理论屈服强度 贡献值预测模型[18],复合材料的理论屈服强度值可 由公式(7)预测。计算所需参数如表 2 所示,图 10 列 出了各强化机制对屈服强度的理论贡献值、复合材 料的理论屈服强度以及真实屈服强度。由图 10 中的 数据可知,含 5%Al₃Ti/A356(质量分数)的理论屈服 强度(229.37 MPa)与实际测得的屈服强度(232 MPa) 非常接近,进一步验证了 Al₃Ti 增强颗粒能够有效 提升复合材料力学性能。

$$\Delta \sigma_{\rm g} = K \left(d_{\rm c}^{1/2} - d_{\rm m}^{1/2} \right) \tag{2}$$

式中,K为常数,与晶体结构有关,MPa· μ m⁻¹²; d_c 为复合材料晶粒尺寸, μ m; d_m 为基体材料晶粒尺寸, μ m。

$$\Delta \sigma_{\text{Load}} = \frac{1}{2} V_{\text{p}} \sigma_{\text{m}}$$
(3)

式中, V_p 为增强颗粒体积分数; σ_m 为基体材料屈服强度,MPa。

$$\Delta \sigma_{\rm CET} = \beta G_{\rm m} b \sqrt{\rho_{\rm CTE}} \tag{4}$$

$$G_{\rm m} = \frac{E_{\rm m}}{2(1+v)} \tag{5}$$

$$\rho_{\rm CET} = \frac{12\Delta\alpha\Delta TV_{\rm p}}{bd_{\rm p}(1-V_{\rm p})} \tag{6}$$



图 10 复合材料屈服强度理论值与实测值对比图 Fig.10 Comparison of the theoretical and measured yield strengths of the composite

表 2 计算公式相关参数 Tab.2 Relevant parameters of theformulas

| | | | - | | | | |
|------|-------|------|---------------------|---------------------|-----------------------|----------------------|---|
| β | b/nm | ν | E _m /GPa | G _m /GPa | $\Delta T/\mathrm{K}$ | $d_{\rm p}/{\rm nm}$ | $\Delta \alpha / 10^{-6} \mathrm{K}^{-1}$ |
| 1.25 | 0.286 | 0.33 | 82.8 | 31.3 | 480 | 6000 | 10.6 |
| | | | | | | | |

式中, β 为常数; G_m 为基体材料剪切模量,GPa;b为 柏氏矢量, $nm;\rho_{CTE}$ 为由热错配引起的位错密度; E_m 为基体材料杨氏模量,GPa;v为基体材料泊松比; $\Delta \alpha$ 为基体和增强体颗粒热膨胀系数差值, $K^{-1};\Delta T$ 为浇铸温度和变形温度差值, $K;d_p$ 为增强颗粒平均 尺寸, μm_o

$$\sigma_{\rm T} = \sigma_{\rm m} + \Delta \sigma_{\rm gf} + \Delta \sigma_{\rm Load} + \Delta \sigma_{\rm CET} \tag{7}$$

图 11 为热处理态拉伸试样的拉伸断口形貌。 从 0# 试样的拉伸断口上可观察到大量晶间断裂留 下的解理面以及平台间的撕裂棱,同时还存在少量深 度较浅的韧窝,如图 11(a~b)所示。由此可知,0# 试样 的断裂机制表现为准解理断裂和韧窝断裂的混合形 式,以准解理断裂机制为主,表现为宏观脆性断裂。 由图 11(c~d)可知,1# 试样的断口形貌与基体类似,同 样是以准解理平台和韧窝的混合形式存在,但解理平 面明显变小,数量减少,韧窝数量增多,这是由于小尺 寸 Al₃Ti 颗粒的引入,使得晶粒细化导致的。通过图 11(d) 左下角的背散射图片可观察到大量衬度较亮的 Al₃Ti 颗粒,且尺寸均在 10 μm 以下。由此可知,小尺 寸 Al₃Ti 颗粒的引入有利于材料塑韧性的发挥。

由晶粒尺寸统计结果可知,在 A356 中添加Al₃Ti 时可使其晶粒显著细化,晶粒数量增加能够使应力 分散在更多晶粒中,有利于提高变形的均匀性。此 外,复合材料中晶界数量较多,裂纹穿过晶界扩展 时较为困难,且当裂纹穿过晶界继续扩展时,由于 晶粒取向不同,裂纹扩展方向发生改变,扩展所需 能量增加。因此,复合材料在获得高强度的同时能 够保证较高的塑性。

3 结论

(1)以 Al 和 K₂TiF₆ 为反应体系,在 750 ℃超声辅



图 11 T6 态试样拉伸断口形貌图:(a) 0# 试样断口,(b) 0# 试样断口放大图,(c) 1# 试样断口,(d) 1# 试样断口放大图 Fig.11 Tensile fracture morphologies of samples after T6 heat treatment: (a) tensile fracture morphology of 0# sample, (b) high magnification tensile fracture morphology of 0# sample, (c) tensile fracture morphology of 1# sample, (d) high magnification tensile fracture morphology of 1# sample

助作用下可制备出产率为 95.5%、平均尺寸为 3.1 μm 的 Al₃Ti 颗粒。

(2)超声辅助重熔稀释法可制备出组织均匀的 Al₃Ti/A356 复合材料,Al₃Ti 可作为 α-Al 异质形核 的核心,并通过包晶反应细化 α-Al 晶粒。

(3)T6 热处理态 Al₃Ti/A356 复合材料的屈服强 度、抗拉强度和伸长率分别为 232 MPa、287 MPa、 3.5%,相比于基体分别提高了 10.4%、12.5%、94.4%。

参考文献:

- [1] 答建成,周细应,彭以阳,等.固溶时效工艺对A356 铝合金轮毂 组织与性能的影响[J]. 热加工工艺,2016,45(14): 184-186,189.
 DA J C, ZHOU X Y, PENG Y Y, et al. Effect of solution and aging process on microstructure and properties of A356 aluminum alloy wheel hub[J]. Hot Working Technology, 2016,45(14): 184-186, 189.
- [2] IBRAHIM I A, MOHAMED F A, LAVERNIA E J. Particulate reinforced metal matrix composites-a review[J]. Journal of Materials Science, 1991, 26: 1137-1156.
- [3] CHEN T J, LI J, HAO Y. Microstructures and corrosion properties of casting *in situ* Al₃Ti-Al composites [J]. Rare Metals, 2010, 29: 78-85.
- [4] KORI S A, BIRADAR S L, AURADI V. Synthesis of Al-Al₃Ti in-situ metal matrix composites by salt route at evaluation of their mechanical properties [J]. Advanced Materials Research, 2014, 984-985: 280-284.
- [5] 介万奇,KANDALOVA E G,张瑞杰,等.SHS 法制备 Al₃Ti/Al 复合材料的研究[J].稀有金属材料与工程,2000,29(3):145-148. JIE W Q, KANDALOVA E G, ZHANG R J, et al. Al₃Ti/Al composites prepared by SHS [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000(3): 145-148.
- [6] YU H S, CHEN H M, SUN L M, et al. Preparation of Al-Al₃Ti in

situ composites by direct reaction method[J]. Rare Metals, 2006, 25(1): 32-36

- [7] 吴志峰,陈刚,赵玉涛,等. 制备工艺对原位合成 A1₃Ti/Al 复合 材料显微组织的影响[J]. 功能材料,2011,42(S3):457-459.
 WU Z F, CHEN G, ZHAO Y T, et al. Effects of fabrication process on the microstructure of in-situ Al₃Ti/Al composites[J]. Journal of Functional Materials, 2011, 42(S3): 457-459.
- [8] QIN J, CHEN G, JI X H, et al. Effect of reaction temperature on the microstructures and mechanical properties of high-intensity ultrasonic assisted in-situ Al₃Ti/2024 Al composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 666: 58-64.
- [9] LIU Z W, CHENG N, ZHENG Q L, et al. Processing and tensile properties of A356 composites containing in situ small-sized Al₃Ti particulates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 710: 392-399.
- [10] YANG C C, LIU Z W, ZHENG Q L, et al. Ultrasound assisted in-situ casting technique for synthesizing small-sized blocky Al₃Ti particles reinforced A356 matrix composites with improved mechanical properties [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 580-590.
- [11] EI-MAHALLAWY N, TAHA M A, JARFORS A E W, et al. On the reaction between aluminum, K_2TiF_6 and KBF_4 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1999, 292(1-2): 221-229.
- [12] 解佩佩,史攀,李方峰,等. 稀土 Ce 变质铸造 Al-12.35Si 合金的 组织及性能[J]. 铸造技术,2021,42(6):475-481.
 XIE P P, SHI P, LI F F, et al. Microstructure and properties of rare earth Ce modified cast Al-12.35Si alloy[J]. Foundry Technology, 2021,42(6):475-481.
- [13] 裴小虎,陈萌,陈思悦,等. Al-Si-Mg 半固态成形合金的研制:中 国机械工程学会第十二届全国铸造年会暨 2011 中国铸造活动 周论文集[C]. 武汉:中国机械工程学会,2011. 268-273. PEI X H, CHEN M, CHEN S Y, et al. Development of AlSiMg Alloy for semi-solid forming: Proceedings of the 12th China Foundry

Conference and 2011 China Foundry Week of Chinese Mechanical Engineering Society[C]. Wuhan: Chinese Mechanical Engineering Society, 2011. 268-273.

- [14] AZEVEDO C R D F. Phase diagram and phase transformations in Ti-Al-Si system[D]. London: Imperial College London (University of London), 1996.
- [15] 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.
- [16] 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.

- [17] ZHANG H L, HAN Y F, DAI Y B, et al. An ab initio molecular dynamics study: Liquid-Al/solid-TiB₂ interfacial structure during heterogeneous nucleation[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2012, 45(45): 455307.
- [18] SAJJADI S A, EZATPOUR H R, PARIZI M T. Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes[J]. Materials & Design, 2012, 34: 106-111.