

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 μm to 135 μm (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.

LI Y L, DONG Z W, CHEN M, 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,Al₃Ti 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^[8]、Liu 等^[9]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。

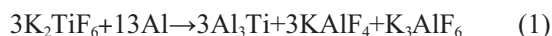
1 实验材料与方法

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 Al₃Ti/Al 中间合金的反应体系为 Al-K₂TiF₆,反应原理如式(1)所示^[11]:



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 °C 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 °C 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 °C 下保温 5 min。随后将熔体在高频超声下处理 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 °C 下固溶 4 h,水淬后立即在 170 °C 下人工时效 7 h。

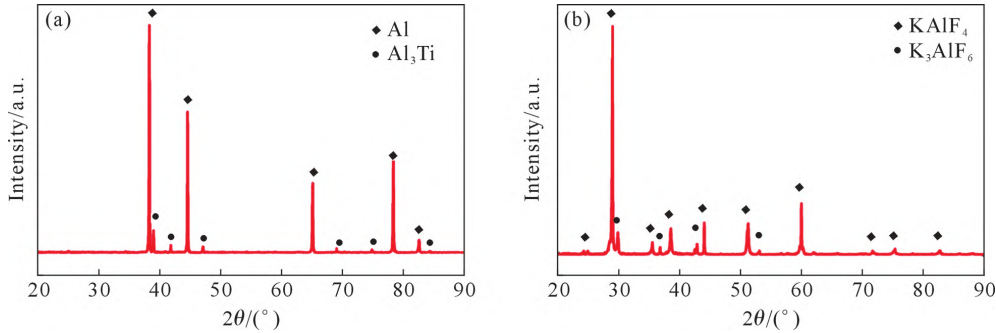
1.4 分析测试方法

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, Leica DNI500M)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 ASTM E-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,

图1 反应产物 XRD 图谱:(a) Al₃Ti/Al 中间合金,(b) 反应浮渣Fig.1 XRD patterns of reaction products: (a) Al₃Ti/Al master alloy, (b) reaction scum

反应产物为 KAlF₄ 和 K₃AlF₆。由此判断,熔盐原位反应严格按照反应方程式(1)进行。

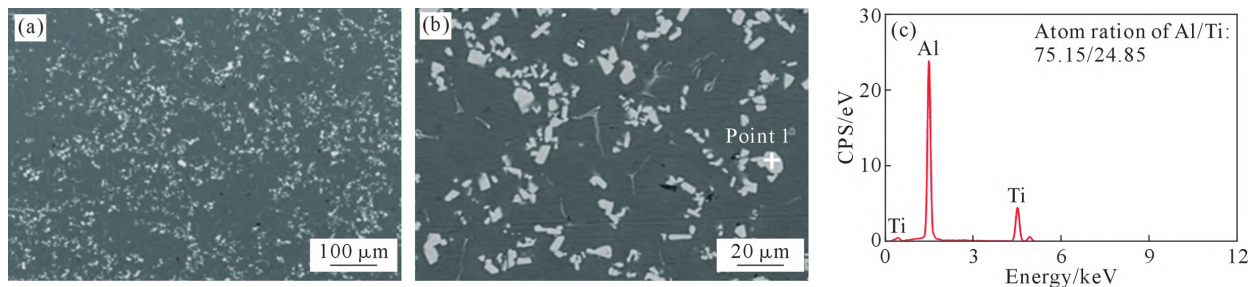
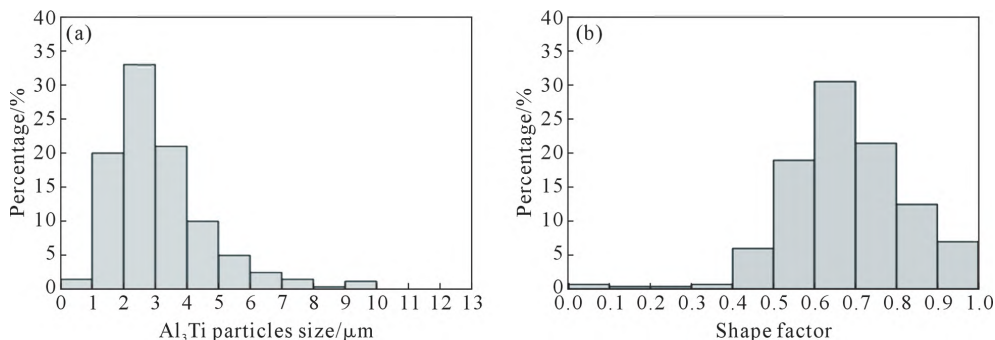
图2为10%Al₃Ti/Al(质量分数)中间合金 SEM 图片及 EDS 分析结果,从 SEM 图片中能够观察到大量原位颗粒均匀分布在基体中。颗粒经 EDS 分析可知其 Al:Ti 原子比接近 3:1,结果如图 2(c)所示,结合 XRD 结果确定原位颗粒为 Al₃Ti 相。

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 颗粒均为块状结构,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($d/\mu\text{m}$)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2 Al₃Ti/Al 中间合金 SEM 图片及 EDS 点扫描分析:(a) 低倍 SEM 图片,(b) 高倍 SEM 图片,(c) 点扫描结果Fig.2 SEM images of Al₃Ti/Al master alloy: (a) low magnification, (b) high magnification, (c) result of the point scan图3 Al₃Ti 颗粒尺寸和形状分布:(a) 尺寸分布,(b) 形状因子分布Fig.3 Size and shape distribution of Al₃Ti particles: (a) size distribution, (b) shape factor distribution

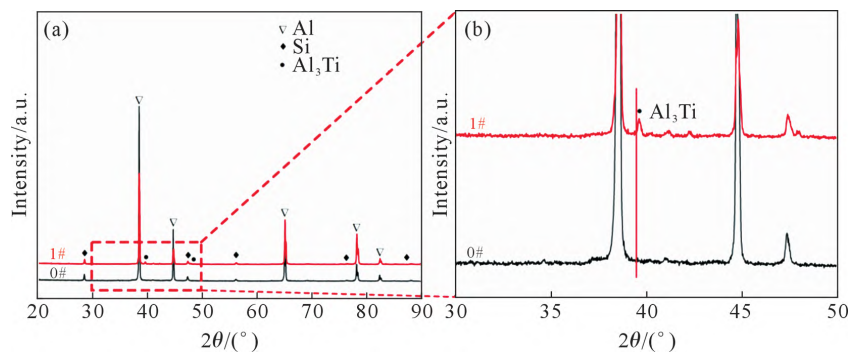


图4 试样 XRD 衍射图谱:(a) XRD 衍射图谱,(b) XRD 图谱放大图

Fig.4 XRD patterns of samples: (a) XRD pattern, (b) high magnification of XRD pattern

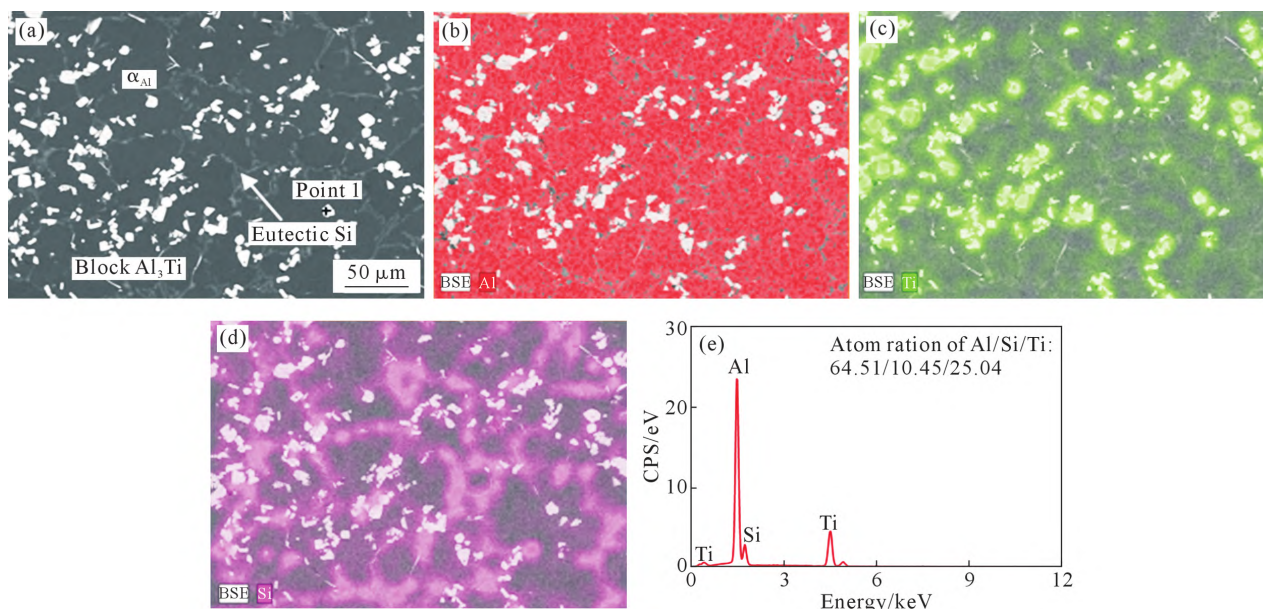


图5 1# 试样 SEM 图片及 EDS 分析:(a) SEM 图片,(b~d) Al, Ti, Si 元素分布,(e) 点扫描结果

Fig.5 SEM images and EDS analysis of 1# sample: (a) SEM image, (b~d) EDS maps of Al, Ti and Si, (e) result of the point scan

知,图 5(a)中的亮白色块状颗粒主要由 Al 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 $(\text{Al}+\text{Si}):\text{Ti} \approx 3:1$,这说明图 4(b)中 Al_3Ti 峰发生偏移是由 Si 原子置换 Al_3Ti 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 Al_3Ti 。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, Al_3Ti 颗粒均匀分布在基体中,且多被 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒包裹,这是由于 Al_3Ti 与 Al 有良好的共格关系,可作为 $\alpha\text{-Al}$ 异质形核的核心,在凝固过程中与 Al 发生包晶反应,被 $\alpha\text{-Al}$ 包裹在晶粒内部。此外,晶界处也存在部分 Al_3Ti ,这是因为在凝固过程中部分 Al_3Ti 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 Al_3Ti 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 $\alpha\text{-Al}$ 平均晶粒尺寸

为 $213 \mu\text{m}$,1# 试样 $\alpha\text{-Al}$ 平均晶粒尺寸为 $119 \mu\text{m}$,晶粒细化了 44%。由此可知, Al_3Ti 的引入能够有效细化 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒。

为进一步研究 Al_3Ti 对 $\alpha\text{-Al}$ 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°C 的放热峰为 $\alpha\text{-Al}$ 初晶放热峰,而温度为 561°C 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°C 与 561°C 的放热峰分别为 $\alpha\text{-Al}$ 初晶放热峰和共晶放热峰。与 0# 试样相比,1# 试样中初晶温度提高了 4.5°C ,说明 1# 试样中 $\alpha\text{-Al}$ 形核所需过冷度减小,即 Al_3Ti 的加入有利于初晶 $\alpha\text{-Al}$ 的析出。此外,由 Al-Si-Ti 三元相图^[14]可知,1# 试样 DSC 曲线在 577°C 时出现的峰为包晶反应放热峰。由此可知, Al_3Ti 能够细化晶粒主要有两个原因:① Al_3Ti 可作为 $\alpha\text{-Al}$ 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

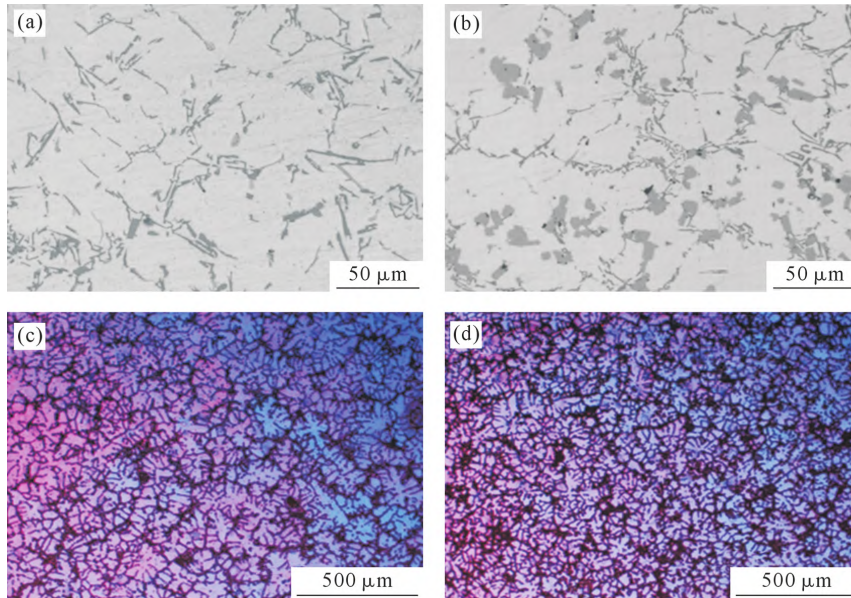


图 6 铸态试样微观组织:(a) 0# 试样光学组织,(b) 1# 试样光学组织,(c) 0# 试样偏光显微组织,(d) 1# 试样偏光显微组织

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

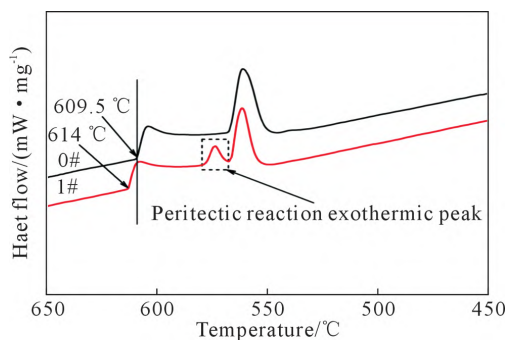


图 7 试样 DSC 曲线

Fig.7 DSC curves of samples

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~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 μm ,1# 试样中 α -Al 平均晶粒尺寸为 135 μm ,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

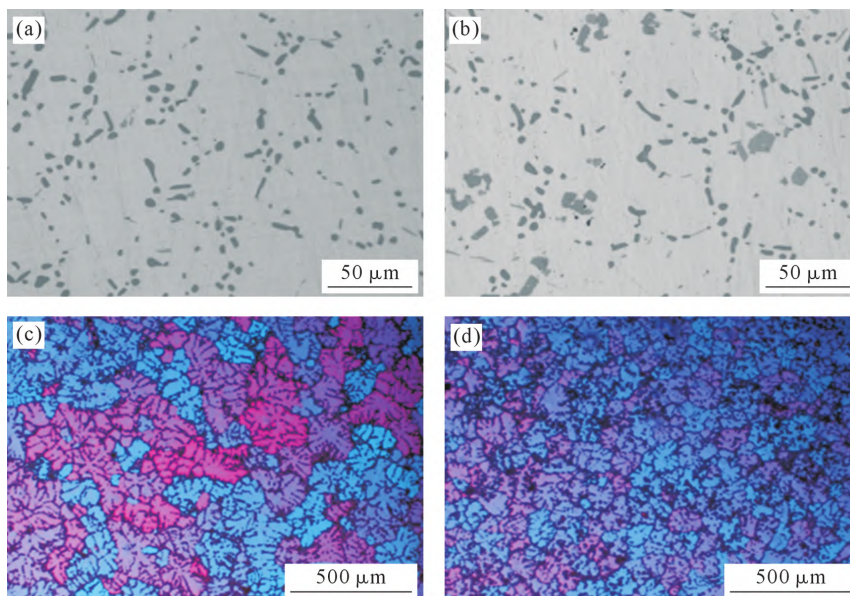


图 8 热处理态试样微观组织:(a) 0# 试样光学组织,(b) 1# 试样光学组织,(c) 0# 试样偏光显微组织,(d) 1# 试样偏光显微组织

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

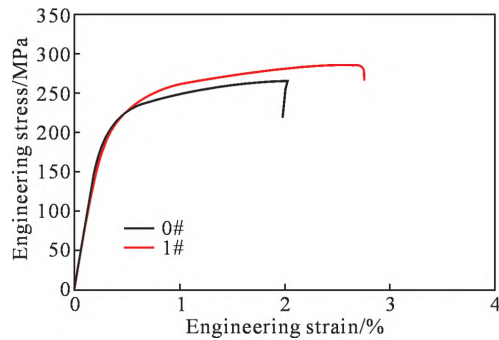


图9 拉伸试样的应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of the samples

表1 试样拉伸力学性能

Tab.1 Tensile properties of the samples

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 Al_3Ti 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% Al_3Ti /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 Al_3Ti 增强颗粒能够有效提升复合材料力学性能。

$$\Delta\sigma_g = K(d_c^{-1/2} - d_m^{-1/2}) \quad (2)$$

式中, K 为常数,与晶体结构有关, $\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{-1/2}$; d_c 为复合材料晶粒尺寸, μm ; d_m 为基体材料晶粒尺寸, μm 。

$$\Delta\sigma_{\text{Load}} = \frac{1}{2} V_p \sigma_m \quad (3)$$

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。

$$\Delta\sigma_{\text{CET}} = \beta G_m b \sqrt{\rho_{\text{CTE}}} \quad (4)$$

$$G_m = \frac{E_m}{2(1+\nu)} \quad (5)$$

$$\rho_{\text{CTE}} = \frac{12\Delta\alpha\Delta T V_p}{b d_p(1-V_p)} \quad (6)$$

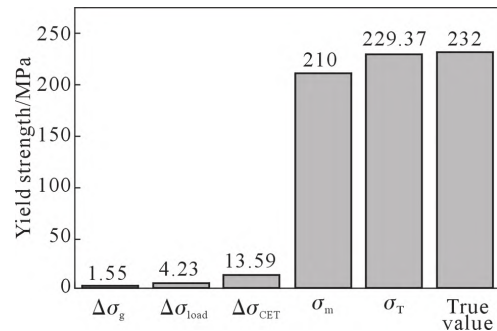


图10 复合材料屈服强度理论值与实测值对比图

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 the formulas

β	b/nm	ν	E_m/GPa	G_m/GPa	$\Delta T/\text{K}$	d_p/nm	$\Delta\alpha/10^{-6}\text{K}^{-1}$
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; ρ_{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; ν 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} ; ΔT 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 。

$$\sigma_T = \sigma_m + \Delta\sigma_g + \Delta\sigma_{\text{Load}} + \Delta\sigma_{\text{CET}} \quad (7)$$

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,但解理平台明显变小,数量减少,韧窝数量增多,这是由于小尺寸 Al_3Ti 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 Al_3Ti 颗粒,且尺寸均在 $10\mu\text{m}$ 以下。由此可知,小尺寸 Al_3Ti 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 Al_3Ti 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 K_2TiF_6 为反应体系,在 750°C 超声辅

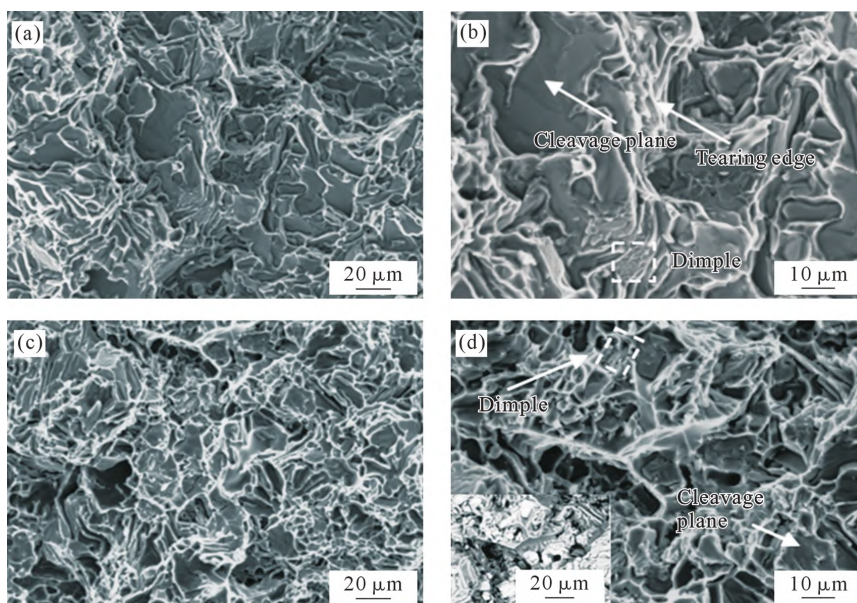


图 11 T6 态试样拉伸断口形貌图:(a) 0# 试样断口,(b) 0# 试样断口放大图,(c) 1# 试样断口,(d) 1# 试样断口放大图

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 Al₃Ti/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, K₂TiF₆ and KBF₄ [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 Al-loy 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 $\text{TiB}_2/\text{Al-4.5Cu}$ 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* $\text{TiB}_2/\text{A356}$ 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- TiB_2 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/ Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes[J]. Materials & Design, 2012, 34: 106-111.