

Al₂O₃(p) 增强 Al 基复合材料的制备及力学性能

李晓微¹, 吴和保²

(1. 咸宁职业技术学院 工学院, 湖北咸宁 437000; 2. 武汉工程大学 机电工程学院, 湖北武汉 430000)

摘要: 通过超声振动辅助制备Al₂O₃(p)增强2024复合材料, 研究了制备工艺和Al₂O₃(p)对复合材料微观组织和力学性能的影响。结果显示, 施加超声振动和加入Al₂O₃(p)可明显细化复合材料的微观组织。随着Al₂O₃(p)含量的增大, 复合材料α-Al相尺寸先减小后增大, 显微硬度、抗拉强度、屈服强度和伸长率均先增大后减小, 当Al₂O₃(p)含量为1.5%时, 均达到极大值, 过量的Al₂O₃(p)加入会导致Al₂O₃(p)的团聚。复合材料显微硬度和力学性能的提高是超声振动和Al₂O₃(p)引起的细晶强化、颗粒强化和晶界强化的协同作用。

关键词: Al₂O₃(p); 复合材料; 微观组织; 显微硬度; 力学性能

铝合金因其轻量化、高强度等优点被广泛应用于航空航天^[1-2]、轨道交通^[3]、汽车制造^[4-5]等领域, 尤其是汽车制造轻量化的不断推进, 使得铝合金在汽车零件制造领域具有广阔的开发应用前景。但为保障汽车的安全性, 对铝合金的强度要求更高。目前, 大部分学者通过制备颗粒增强铝基复合材料的方式提高材料的性能, 制备颗粒增强铝基复合材料的工艺方法有超声振动法^[6]、搅拌铸造法^[7]、粉末冶金法^[8]、喷射沉积法^[9]等。吴树森等^[10]通过同轴旋转圆筒法制备了纳米SiC增强A356铝基复合材料, 大幅度提升了铝基复合材料的表观粘度。Emin Salur等^[11]通过球磨和热压工艺制备了纳米TiC颗粒增强AA7075铝基复合材料, 并研究了球磨时间对复合材料微观组织和力学性能的影响, 结果显示, 球磨10小时后的热压试样的硬度相比于7075合金基体提高了3倍, 球磨1小时的复合材料的极限拉伸强度相比于7074合金基体提高了40%。然而, 纳米颗粒由于其较高的比表面能, 在制备复合材料的过程中容易造成纳米颗粒的团聚, 颗粒团聚将大大影响复合材料性能的提升, 因此解决纳米颗粒的团聚问题是制备高性能纳米颗粒增强铝基复合材料的关键^[12-13]。张政等^[14]采用球磨预分散-搅拌铸造法向2024铝合金中加入Al₂O₃(p), 有效分散了Al₂O₃(p), 细化了复合材料的微观组织, 提高了其综合力学性能。但是传统的搅拌铸造法会在搅拌过程中向熔体中引入空气。

本试验通过超声振动法制备Al₂O₃(p)/2024复合材料, 有效解决了空气引入问题, 研究了不同Al₂O₃(p)含量对复合材料微观组织和力学性能的影响, 讨论了力学性能提升的作用机理, 旨在为汽车零部件用复合材料的生产提供一定的借鉴。

1 试验材料与方法

1.1 Al₂O₃(p)/Al 的制备

本试验采用的原料是2024铝合金(成分见表1)和Al₂O₃颗粒(粒径0.2~2 μm)。在制备Al₂O₃(p)/2024复合材料前, 先通过热挤压法制备20wt.% Al₂O₃(p)/Al预制棒。

表1 2024合金化学成分
Table 1 Chemical composition of the 2024 alloy

	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Al
	0.78	2.64	1.53	0.42	0.89	余量

作者简介:

李晓微(1988-), 女, 硕士, 讲师, 主要从事材料加工、模具设计方面研究工作。
E-mail: lixw_88@163.com

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)

04-0409-06

基金项目:

湖北省教育厅科学研究计划指导性项目(B2021512)。

收稿日期:

2022-06-20 收到初稿,

2022-07-15 收到修订稿。

在进行热挤压前, 分别将 Al_2O_3 粉末和Al粉在无水乙醇中进行超声清洗30 min, 去除表面的杂质和油脂, 再在真空干燥箱中干燥4 h去除粉末中的水分。然后将 Al_2O_3 粉末和Al粉进行机械搅拌混合后, 在行星球磨机中进行球磨分散8 h, 球磨过程中, 以氩气为保护气, 硬脂酸为稳定剂, 以防发生氧化和冷焊, 球磨速率为250 r/min, 球料质量比为10:1。粉末混合均匀后, 将其在150 MPa压力下进行挤压, 然后在425 °C下进行热挤压, 挤压比为20:1, 制备成20wt.% $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ /Al预制棒, 预制棒的直径为15 mm, 最后将预制棒剪切成小块状备用。

1.2 复合材料的制备与表征

先将2024铝合金置入预热好的坩埚中, 并放入电阻炉中加热到720 °C直至2024合金完全熔化, 降温至610 °C并保温10 min, 然后一边将小块状的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ /Al预制块加入到熔体中一边进行超声振动, 加入 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的质量分数为0、0.6%、1.2%、1.8%, 超声功率为1 200 W, 超声频率为20 kHz, 超声振动时间为8 min, 对熔体进行扒渣处理后保温30 min, 将熔体浇注成 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ /2024复合材料金相试样和拉伸棒, 根据GB/T 228—2002, 将拉伸棒加工成长45 mm、直径9 mm的标准拉伸试样。

复合材料制备完成后, 将其进行镶嵌、打磨、抛光后, 超声清洗并经0.7vol.%氢氟酸腐蚀后, 在MEF-3金相显微镜、JEM-2100透射电子显微镜下对其微观组

织进行观察。利用HV-1000显微硬度计对试样的维氏硬度进行测量, 加载压力为80 N, 加载时间为10 s, 每组试样至少测试6个点以减小误差。在UTM5105万能试验机上对标准试样进行室温拉伸试验, 拉伸速率为2 mm/min, 每组试样至少测试5个标准拉伸试样, 利用Tescan-Vega3扫描电镜对试样拉伸断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 制备工艺对微观组织的影响

图1是不同制备工艺下2024合金及其复合材料的微观组织。从图1a中可以明显看出, 铸态2024合金的微观组织较粗大, 主要由 α -Al相、共晶相(Al_2Cu 、 Al_2CuMg)组成^[15], 其中 α -Al相呈现为尺寸较大的珊瑚状, 且枝晶较多, 共晶相则分别以小块状和树突状分布在晶界处^[16], 且分布比较集中。当对2024合金进行超声振动处理时, 2024合金微观组织被明显细化(图1b), α -Al相尺寸明显减小, 枝晶明显减少, α -Al相主要呈现为胞状, 少量呈现为珊瑚状, 共晶相分布更加均匀。2024合金微观组织细化的原因是超声振动产生的空化效应和声流效应^[17], 对熔体产生强烈的冲击作用, 将 α -Al相枝晶打碎击断, 使大部分 α -Al相呈胞状, 声流效应产生的熔体环流使组织分布更均匀。 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ /2024复合材料的微观组织如图1c所示, α -Al相被 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 细化, 尺寸减小, 呈现为胞状, 共晶相均匀分布, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 分布在晶界处, 但部分

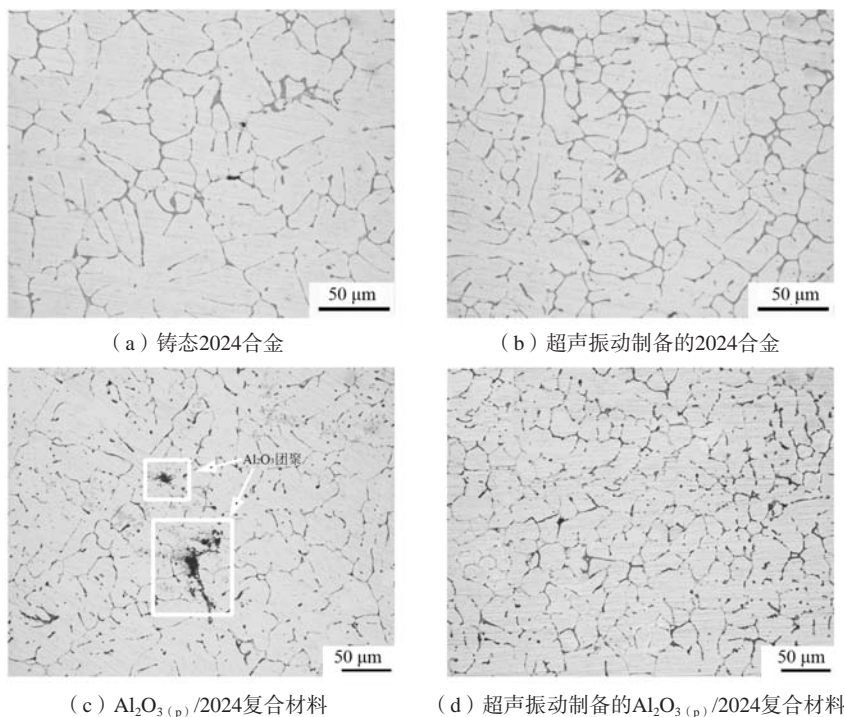


图1 不同制备工艺下2024合金及其复合材料微观组织

Fig. 1 Microstructures of the 2024 alloys and its composites with different preparation processes

$\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 出现颗粒团聚。在晶粒生长过程中,分布在晶界附近的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 可阻碍晶粒的生长^[18],达到了细化晶粒的效果。当对 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料施加超声振动处理时,其微观组织如图1d所示, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 团聚现象明显得到改善,被均匀分散在晶界处,起到了细化晶粒的效果。对 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料和超声振动制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料的黑色物质进行EDS能谱分析,分别取两个点进行点扫描,其中黑色团聚处(晶界)和晶内黑色点各取一点,通过表2分析结果发现,各点的Al与O元素的原子比约为2:3,这与 Al_2O_3 的原子比相同,进一步可以确定晶界处的黑色物质为 Al_2O_3 。通过以上对比分析,发现超声振动和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的加入可使晶粒细化、分散均匀。

图2是透射电镜下 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.2%的超声振动制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料晶界处的黑色颗粒状物质。从图2a超声振动制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料TEM图中可以看出,黑色颗粒状物质被镶嵌在复合材料中,且没有发现明显的团聚现象。图2a TEM图中点1的EDS能谱分析结果如图2b所示,粒子的主要成分是Al和O元素,Al与O的原子比例与 Al_2O_3 的比例相对应,接近2:3,证明 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 被均匀分散在复合材料中。

2.2 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量对微观组织的影响

图3显示了不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的微观组织。图3a中,未添加 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的2024微观组织中包含粗大的 α -Al相和共晶相。当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 加入量达到0.6%时,如图3b所示复合材料微观组织被 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 细化, α -Al相和共晶相的尺寸减小,且均匀分布, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 颗粒被均匀分布在晶界处。在凝固过程中, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 可作为形核的核心,在基体和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 之间诱发结晶,提高形核率,达到细化晶粒的作用。当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 加入量增加到1.2%时,复合材料微观组织如图3c所示, α -Al相和共晶相被进一步细化, α -Al相呈胞状或椭球状,

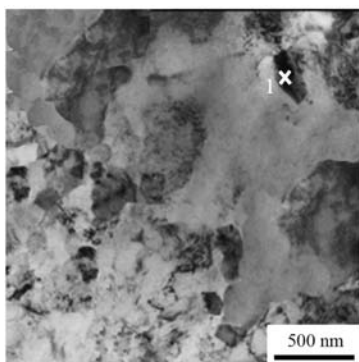
表2 图1中黑色物质EDS分析结果
Table 2 EDS analysis results of black substances in Fig. 1

点	Al	O	Zn	Cu	Mg	其他	
图1c	团聚处	58.36	37.15	0.32	0.47	0.41	余量
	晶内	51.34	34.86	0.21	0.45	0.33	余量
图1d	晶界	46.52	30.24	0.44	0.61	0.59	余量
	晶内	47.26	30.98	0.19	0.58	0.34	余量

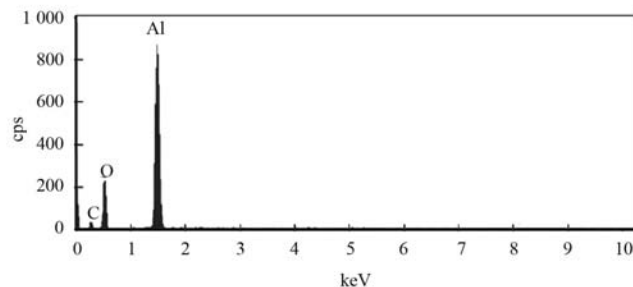
$\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 被均匀分布在晶界处。随着 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量的增大,均匀分布的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 限制晶粒生长的能力越强,复合材料微观组织细化效果越明显。图3d显示了 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.8%的复合材料的微观组织,发现 α -Al相尺寸反而增大, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 在晶界处发生很明显的团聚现象,对黑色团聚进行EDS能谱分析,结果如表3所示,发现Al与O原子比约为2:3,与 Al_2O_3 的Al与O原子比接近,可证明此团聚物为 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 。当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量达到1.8%时,复合材料微观组织反而变粗大,是由于 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 团聚导致其对晶粒生长限制作用降低,使得晶粒生长,尺寸增大。综上所述,最佳的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 添加量为1.2%。

2.3 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量对显微硬度的影响

图4显示了不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的显微硬度。从图中可以看出,加入 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 后,复合材料的显微硬度与铸态2024合金(HV91.5)相比均有大幅度提升。随着 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量的增大,复合材料的显微硬度先增大后减小,当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.2%时,复合材料的显微硬度最大,达到HV127.6,相比于铸态2024合金提高了39.5%。适量的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 添加可提高复合材料的显微硬度。当添加 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 时,从复合材料的微观组织可知,晶粒尺寸得到明显细化,有利于复合材料显微硬度的提高。此外, $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 本身的硬度较高,加入 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 后,复合材料的显微硬度提高。



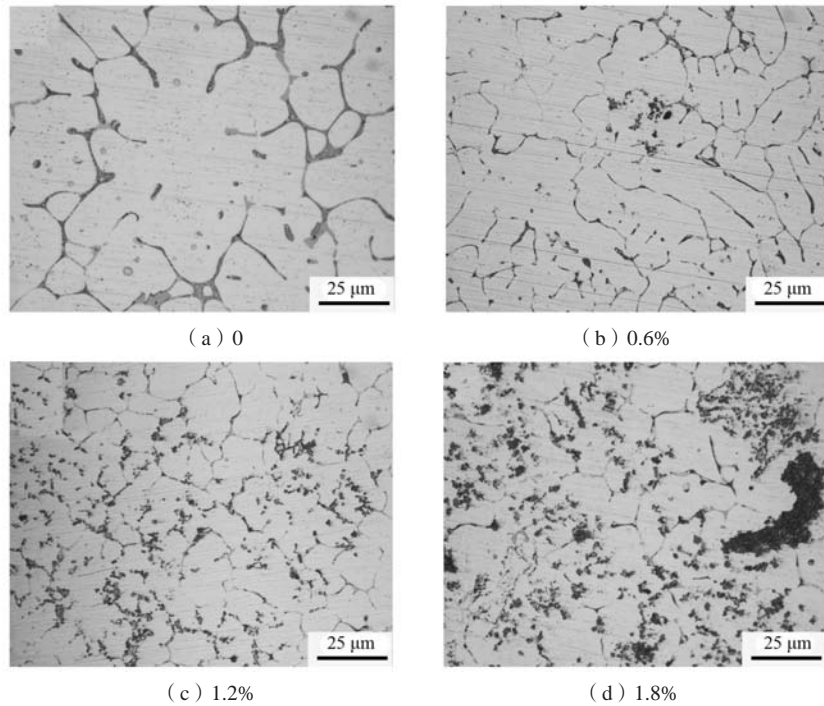
(a) TEM图



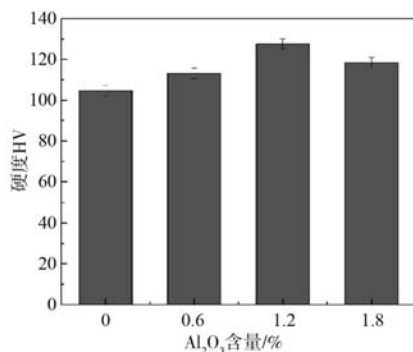
(b) EDS结果

图2 超声振动制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ 复合材料TEM分析结果

Fig. 2 TEM results of the $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})/2024$ composites prepared by ultrasonic vibration

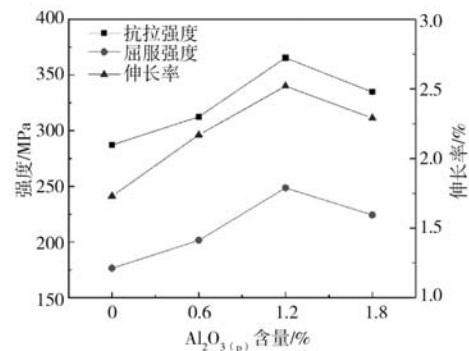
图3 不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的微观组织Fig. 3 Microstructures of the composites with different $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ contents表3 图3中黑色物质EDS分析结果
Table 3 EDS analysis results of
black substances in Fig. 3

						$w_{\text{B}}/\%$
Al	O	Zn	Cu	Mg	其他	
28.26	45.83	0.49	1.03	0.86	余量	

图4 不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的显微硬度Fig. 4 Microhardness of the composites with different $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ contents

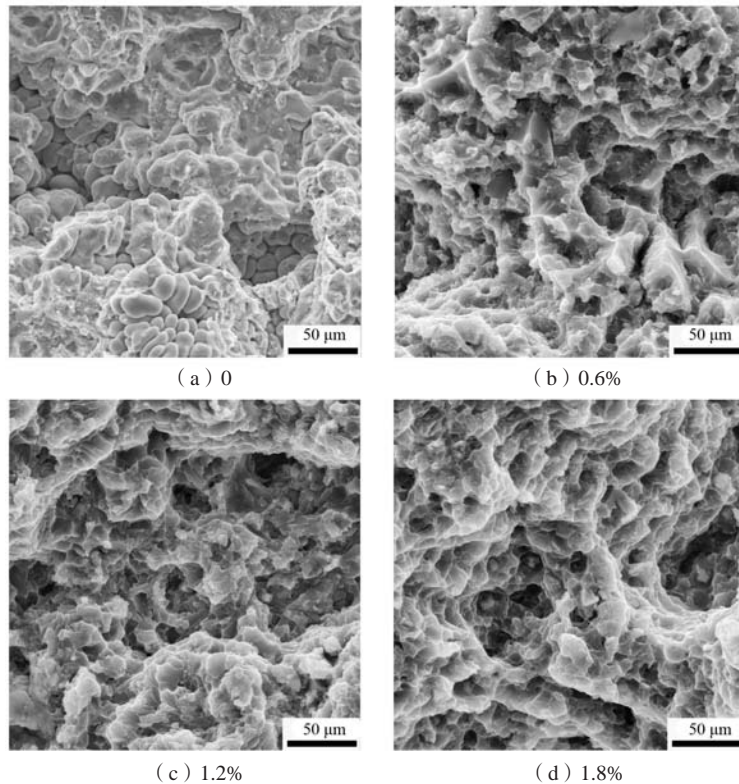
2.4 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量对力学性能的影响

图5显示了不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的力学性能。从图5中可以看出,复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率相比铸态2024合金(267.2 MPa、166.5 MPa、1.53%)都有显著增长,随着 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量的增大,复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率均先增大后减小,当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量达到1.2%时,复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高到了365.4 MPa、248.6 MPa、2.52%,相比于铸态2024合金分别提高了

图5 不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的力学性能Fig. 5 Mechanical properties of the composites with different $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ contents

36.8%、59.3%、64.7%,实现复合材料强度和塑性的同步提升。

图6是不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料的拉伸断口SEM图。从图6a中可以看出,当未添加 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 时,晶界强度较弱,材料在外力的作用下沿晶界断裂,拉伸断口呈贝壳状,表现为明显的解离断裂,显示出较低的强度和较差的塑性,这与其力学性能表现相一致。图6b所示为 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为0.6%的复合材料拉伸断口形貌,断口开始出现少量较大的韧窝、解离台阶和较长的撕裂棱,复合材料转变为准解离断裂,复合材料力学性能得到提升。如图6c所示,当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.2%时,复合材料拉伸断口尺寸细小韧窝增多,韧窝变深且分布均匀,解离台阶变小,撕裂棱变短,表现为准解离断裂。当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.8%时,图6d所示的拉伸断口

图6 不同 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量复合材料拉伸断口SEM图Fig. 6 SEM images of tensile fractures of the composites with different $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ contents

韧窝数量变少，解离台阶变大，撕裂棱又变长，仍然表现为准解离断裂。进一步证明加入适量 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 时，复合材料的力学性能提升。

2.5 讨论

超声振动处理2024合金熔体时，超声波通过空化效应和声流效应将 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 均匀地分散到熔体内，并在熔体内会产生空化气泡，空化气泡吸收附近的能量然后膨胀生长，达到临界点后发生破碎，在瞬时产生高温高压，对粗大的 α -Al相和共晶相产生冲击，枝晶被打碎，达到了细化晶粒的效果。同时，声流效应在熔体内产生一个强大的环流，将破碎的晶粒和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 均匀地分散到熔体内，均匀分散的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 可作为异质形核的核心，提高了 α -Al相的形核率，有效使复合材料微观组织得到细化，当加入过量 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 时，容易造成 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的团聚，使复合材料微观组织细化的效果减弱。由此可知，当加入适量 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 并对复合材料施加超声振动处理时，复合材料的微观组织得到明显的细化。根据Hall-Petch公式^[19]，复合材料的强度与晶粒尺寸成负相关关系，而复合材料的显微硬度又与其强度呈正相关关系，因此，晶粒尺寸越小，复合材料的强度和显微硬度越大。由于 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 作为一种硬质相，本身可作为强化颗粒对复合材料的显微硬度和力学性能有提升作用，起到了颗粒强化作用^[20]。此外，在超

声振动冷却凝固过程中，由于 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 与2024铝合金热膨胀系数的差异，热失配应力影响了 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 和 α -Al之间的界面，导致新的位错形成^[21]，分布于晶界处的 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 可起到阻碍位错运动的作用，达到强化晶界的目的，进而提高了复合材料显微硬度和力学性能。当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量达到1.8%时， $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 容易产生团聚，引起应力集中，导致复合材料的硬度和力学性能的下降。综上所述，超声振动和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的加入可起到细晶强化、颗粒强化和晶界强化的作用，有利于复合材料显微硬度和力学性能的提高。

3 结论

(1) 超声振动和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 的加入可以明显细化Al基复合材料的微观组织。超声振动后的复合材料可以将粗大的枝晶打碎，细化晶粒，同时将 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 均匀分散。 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 可成为异质形核的核心，提高形核率，细化晶粒。

(2) 随着 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量的增大，Al基复合材料的 α -Al相和共晶相尺寸先减小后增大，显微硬度、抗拉强度、屈服强度和伸长率均先增大后减小，当 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 含量为1.2%时，达到极值。

(3) 超声振动和 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 引起的细晶强化、颗粒强化和晶界强化可明显提高Al基复合材料的显微硬度和力学性能。

参考文献:

- [1] 胡晓青, 王艳娟, 盛光英, 等. 固溶处理温度对7A85航空铝合金微观组织及力学性能的影响 [J]. 金属热处理, 2019, 44 (9): 157-160.
- [2] 刘乐, 石大鹏, 孙晓军, 等. 航天用7055高强铝合金热变形行为及热加工图 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (5): 564-568.
- [3] 周殿买, 范军, 韩庆利, 等. 铸造Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sc合金热处理析出相转变及其对力学性能的影响 [J]. 精密成形工程, 2022, 14 (4): 146-153.
- [4] 王波, 徐颖梅, 赵东宏. 汽车活塞用铝基复合材料的组织与力学性能 [J]. 铸造, 2021, 70 (1): 79-85.
- [5] 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.
- [6] 余圣, 张震, 赵觅, 等. 不同超声处理时间下Ti-Cu合金在镁熔体中的脱合金反应 [J]. 铸造, 2022, 71 (5): 592-597.
- [7] 崔松, 邵国森, 张柯, 等. 搅拌铸造法制备石墨烯增强铝基复合材料的组织和力学性能研究 [J]. 有色金属材料与工程, 2022, 43 (2): 19-29.
- [8] 高红霞, 陈宝龙, 樊江磊, 等. SiC颗粒增强耐磨铝基复合材料组织及性能研究 [J]. 热加工工艺, 2018, 47 (8): 93-96.
- [9] 李微, 安帅朋, 杨蕾, 等. SiC颗粒尺寸对喷射沉积铝硅复合材料高温疲劳性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2021, 42 (1): 34-43.
- [10] 吴树森, 鲁康, 李建宇, 等. 含纳米SiC颗粒的铝基复合材料半固态浆料的表观粘度研究 [J]. 精密成形工程, 2020, 12 (3): 81-87.
- [11] EMIN S, MUSTAFA A, ILYAS S. Improving mechanical properties of nano-sized TiC particle reinforced AA7075 Al alloy composites produced by ball milling and hot pressing [J]. Materials Today Communications, 2021, 27 (1-2): 102202.
- [12] 许拓. 原位纳米高分散 γ -Al₂O_{3(p)}/A356铝基复合材料的制备及组织性能表征 [D]. 江苏: 江苏大学, 2020.
- [13] 杨清, 陈哲, 李险峰, 等. 原位自生TiB₂/Al基复合材料的制备及性能 [J]. 宇航材料工艺, 2021, 51 (4): 48-62.
- [14] 张政, 彭荣华, 张海久, 等. 纳米Al₂O₃/2024铝基复合材料的显微组织及力学性能 [J]. 特种铸造及有色合金, 2011, 31 (11): 1055-1059.
- [15] 曹泽宇, 闫洪. T6热处理对1.0%CNTs@TiO₂/2024复合材料腐蚀性能研究 [J]. 精密成形工程, 2021, 13 (6): 165-170.
- [16] 索江龙, 李元东, 何明涛, 等. 固溶处理对流变压铸2024变形铝合金组织的影响 [J]. 材料热处理学报, 2013, 34 (9): 57-63.
- [17] SUN Y H, YAN H, XIONG J J. Al₃Ti/ADC12 composite synthesized by ultrasonic chemistry in situ reaction [J]. Science and Engineering of Composite Materials, 2020, 27 (1): 10-18.
- [18] SCHULTZ B F, FERGUSON J B, ROHATGI P K. Microstructure and hardness of Al₂O₃ nanoparticle reinforced Al-Mg composites fabricated by reactive wetting and stir mixing [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 530: 87-97.
- [19] HU Z H, PENG X, WU G H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of rheo-processed ADC12 alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26 (12): 3070-3080.
- [20] 刘思妤, 李正元, 陈立佳, 等. 原位自生纳米Al₂O₃/Al-Zn-Cu复合材料的力学性能 [J]. 材料研究学报, 2022, 36 (4): 307-313.
- [21] LEI Z B, ZHAO K, WANG Y G, et al. Thermal expansion of Al matrix composites reinforced with hybrid micro-/nano-sized Al₂O₃ particles [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2014, 30 (1): 61-64.

Preparation and Mechanical Properties of Al₂O_{3(p)} Reinforced Al Matrix Composites

LI Xiao-wei¹, WU He-bao²

(1. Engineering College, Xianning Vocational and Technical College, Xianning 437000, Hubei, China; 2. Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430000, Hubei, China)

Abstract:

Al₂O_{3(p)} reinforced 2024 composites were prepared assisted with ultrasonic vibration and the effects of preparation process and Al₂O_{3(p)} on the microstructure and mechanical properties of the composites were studied. The results showed that the ultrasonic vibration and the addition of the Al₂O_{3(p)} obviously refined the microstructure of the composites. With the increase of the Al₂O_{3(p)} content, the size of α -Al phase decreased first and then increased, and the microhardness, tensile strength, yield strength and elongation increased first and then decreased. When the content of the Al₂O_{3(p)} was 1.5%, they all reached the maximum. The addition of the excessive Al₂O_{3(p)} led to the agglomeration of the Al₂O_{3(p)}. The improvement of the microhardness and mechanical properties of the composites was the synergistic effect of fine grain strengthening, particle strengthening and grain boundary strengthening induced by the ultrasonic vibration and Al₂O_{3(p)}.

Key words:

Al₂O_{3(p)}; composites; microstructure; microhardness; mechanical properties