

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2024.3250

# 超声施振方式对消失模铸造 Al/Mg 双金属复合材料界面组织和力学性能的影响

李庆晴, 徐远财, 牛言清, 樊自田, 蒋文明

(华中科技大学 材料成形与模具技术全国重点实验室, 湖北 武汉 430074)

**摘要:** 研究了连续超声振动和间歇超声振动两种施振方式对消失模铸造 Al/Mg 双金属材料界面组织和力学性能的影响。结果表明, 未施加超声振动 Al/Mg 双金属界面由 Al-Mg 金属间化合物区和共晶组织区组成, 两个区域边界存在一层氧化膜, 阻碍了元素扩散,  $Mg_2Si$  相呈网状, 团聚分布于金属间化合物区。两种超声施振方式均能通过超声空化效应和声流效应破碎和消除氧化膜, 并使  $Mg_2Si$  相细化和分散于整个界面, 部分共晶组织转变为金属间化合物, 提高了界面组织和显微硬度分布均匀性。连续超声振动作用下 Al/Mg 双金属界面剪切强度达到 53.9 MPa, 相比未超声处理提升 63.8%。间歇超声振动作用下, 界面厚度较连续超声振动减小, 然而局部区域存在孔洞缺陷和  $Mg_2Si$  相局部聚集, 削弱了对界面的强化效果, 但界面剪切强度仍达到 49.5 MPa。

**关键词:** Al/Mg 复合材料; 消失模铸造; 超声振动; 界面; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG292; TB331

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2024)05-0411-08

## Effects of Ultrasonic Vibration Methods on the Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Al/Mg Bimetal Prepared by Lost Foam Casting

LI Qingqing, XU Yuancai, NIU Yanqing, FAN Zitian, JIANG Wenming

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** Ultrasonic vibration treatment (UVT) was applied to an Al/Mg bimetal fabricated by lost foam casting. The effects of continuous and intermittent UVT on the microstructures and mechanical properties of Al/Mg bimetal interfaces were investigated. The results reveal that the Al/Mg interface without UVT is composed of an Al-Mg intermetallic compound (IMC) area and a eutectic area, and a thin oxide film exists at the boundary between the two areas, which inhibits element diffusion. The net-shaped  $Mg_2Si$  gathers in the IMC area. Both continuous and intermittent UVT could remove the oxide film at the Al/Mg interface by acoustic cavitation and acoustic streaming effects. The  $Mg_2Si$  particles are refined and dispersed at the whole Al/Mg interface. In addition, part of the eutectic Al-Mg structure is transformed into Al-Mg IMCs due to the promotion of element diffusion by UVT, which increases the homogeneity of the interfacial microstructure and microhardness. The shear strength of the Al/Mg bimetal composite with continuous UVT reaches 53.9 MPa, which is an increase of 63.8% compared with that of the bimetal without UVT. The interface thickness of the Al/Mg bimetal composite with intermittent UVT is lower than that with continuous UVT. However, the existence of pore defects and local gathered  $Mg_2Si$  particles decreases the strength of the material, but the shear strength still reaches 49.5 MPa.

**Key words:** Al/Mg bimetal composite; lost foam casting; ultrasonic vibration; interface; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2023-10-20

基金项目: 国家自然科学基金(52271102, 52075198); 国家重点研发计划(2020YFB2008304); 新金属材料国家重点实验室开放课题重点基金(2021-ZD07)

作者简介: 李庆晴, 1995 年生, 博士研究生. 研究方向为 Al/Mg 双金属复合材料制备新技术. Email: liqq@hust.edu.cn

通讯作者: 蒋文明, 1982 年生, 博士, 教授. 研究方向为高性能镁、铝合金及其精密铸造成形技术. Email: wnjjiang@hust.edu.cn

引用格式: 李庆晴, 徐远财, 牛言清, 樊自田, 蒋文明. 超声施振方式对消失模铸造 Al/Mg 双金属复合材料界面组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(5): 411-418.

LI Q Q, XU Y C, NIU Y Q, FAN Z T, JIANG W M. Effects of ultrasonic vibration methods on the interfacial microstructure and mechanical properties of Al/Mg bimetal prepared by lost foam casting[J]. Foundry Technology, 2024, 45(5): 411-418.

镁合金具有低密度,良好的电磁屏蔽和阻尼减震性能等优点,被广泛应用于航空航天和交通运输等领域<sup>[1-2]</sup>。铝合金具有良好的塑性和耐腐蚀性能等,应用范围广泛。将镁合金和铝合金复合,形成铝/镁双金属复合材料,能够在确保轻量化的基础上实现材料综合性能的提升,从而拓宽铝、镁及其合金在各工业领域的应用范围<sup>[3-5]</sup>。

Al/Mg 双金属材料的制备工艺与方法有很多,如焊接<sup>[6-8]</sup>,塑性成形<sup>[9-10]</sup>和铸造<sup>[11-13]</sup>等。消失模铸造在制备 Al/Mg 双金属材料上具有独特的优点,它是一种近净成形工艺,材料利用率高,易实现大规模生产应用。消失模铸造使用的聚苯乙烯(EPS)泡沫热解产物大部分为还原性气体<sup>[14]</sup>,对易氧化的铝、镁合金具有一定保护作用<sup>[15]</sup>。固-液复合消失模铸造能将预制好的固态金属制件作为嵌体固定在泡沫模样中,操作简单、界面形成相对容易控制,具有广阔的发展前景和应用潜力。

但铝和镁在液态可以无限互溶,易形成硬脆 Al-Mg 金属间化合物<sup>[11]</sup>,在变形过程中极易形成裂纹<sup>[16]</sup>,界面存在一层薄而连续的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜<sup>[17]</sup>,阻碍了冶金结合反应。消失模铸造热量输入大,散干砂造型散热慢、凝固时间长、界面厚度增加,组织粗大且不均匀<sup>[18]</sup>,降低了界面结合性。通过工艺参数优化<sup>[19]</sup>、添加中间层<sup>[20]</sup>和振动场复合<sup>[18]</sup>等方式能够调控 Al/Mg 双金属界面组织和力学性能。采用振动场复合消失模铸造强化 Al/Mg 双金属材料界面是一种绿色环保、高效的方法<sup>[18,21]</sup>。而超声振动作用于液态熔体中除了起到机械搅拌熔体的作用,还能引起独特的声学效应,亦能净化熔体和细化晶粒等<sup>[22]</sup>,但超声振动场应用于双金属材料制备的研究还比较少<sup>[23-24]</sup>。Sui 等<sup>[23]</sup>和 Guo 等<sup>[24]</sup>通过超声场复合铸造制备了 Al/Fe 双金属材料,发现超声场能够提高铝合金熔体对固态钢嵌体表面的润湿性,并促进原子扩散,改善冶金结合,大幅提升其界面结合强度。然而,目前超声场复合铸造 Al/Mg 双金属材料的研究比较有限<sup>[25]</sup>,超声参数对铸造 Al/Mg 双金属材料界面微观组织和力学性能的影响尚缺乏系统研究。本文采用超声场复合消失模铸造新工艺对 Al/Mg 双金属界面进行调控,研究超声施振方式(连续振动和间歇振动)对 Al/Mg 双金属界面微观组织和力学性能的影响,为高性能 Al/Mg 双金属材料的制备提供一种新思路。

## 1 实验材料与方法

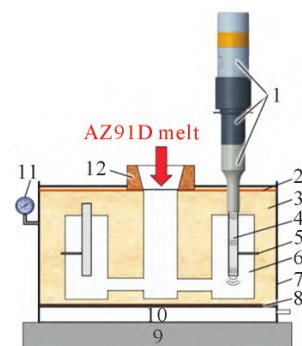
以 A356 铝合金作为固态嵌体材料,AZ91D 镁合金作为浇注的金属熔体,其成分见表 1。超声场复

合消失模铸造装置见图 1,主体由谐振频率为  $20 \pm 0.5$  kHz 的超声装置(YPJ13-U040,杭州成功超声设备有限公司)、砂箱和振动台(XF/ZDT-50VT,上海祥奉仪器设备有限公司)等组成。

表 1 A356 铝合金和 AZ91D 镁合金的化学成分

Tab.1 Chemical compositions of the A356 and AZ91D alloys (mass fraction/%)

| Element | Si   | Ti   | Mn   | Fe   | Zn   | Mg   | Al   |
|---------|------|------|------|------|------|------|------|
| A356    | 7.07 | 0.11 | -    | 0.10 | -    | 0.31 | Bal. |
| AZ91D   | 0.02 | -    | 0.24 | -    | 0.61 | Bal. | 9.11 |



1-Ultrasonic device; 2-Plastic film; 3-Sand; 4-A356 insert  
5-Thermocouple; 6-EPS model; 7-Sand flask; 8-Isolation layer  
9-Vibration table; 10-Vacuum chamber; 11-Vacuum gauge  
12-Sprue cup

图 1 超声场复合消失模铸造装置示意图

Fig.1 Schematic diagram showing the ultrasonic vibration-assisted lost foam casting system

为使超声作用效率最大化,A356 固态嵌体的谐振频率需设计为 20 kHz。A356 铝合金嵌体为圆柱形,直径 10 mm,长度通过半波长公式计算获得:

$$L = \frac{1}{2f} \cdot \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (1)$$

式中, $L$  为 A356 嵌体长度; $f$  为振动频率(20 kHz); $E$  和  $\rho$  分别为 A356 铝合金的弹性模量(72.4 GPa)和密度( $2\,710\text{ kg/m}^3$ ),通过计算可得 A356 铝合金固态嵌体在 20 kHz 下发生谐振的长度为 129.2 mm。

固态嵌体表面经 240~2 000 目砂纸打磨去除线切割痕迹后,使用 10 g/L NaOH+5 g/L ZnO 碱洗液碱洗 20 s,然后在 50% $\text{HNO}_3$ +50% $\text{HF}$ (体积分数)酸洗液中酸洗 30 s,以去除表面氧化膜,最后用无水乙醇超声清洗后吹干。消失模铸造泡沫材料采用聚苯乙烯(EPS,12 kg/ $\text{m}^3$ ),将 A356 铝合金固态嵌体嵌入泡沫模样,刷涂耐火涂料后,50 °C 烘干,在泡沫模样中插入 K 型热电偶衬套以便后续测量嵌体表面温度,实现在特定温度下施加超声振动。将烘干的泡沫模样放入砂箱,将固态嵌体与超声装置连接,并在嵌体表面插入 K 型热电偶,连接计算机数据采集系统,填入干砂并通过振动台紧实。在砂箱顶部铺一层密封薄膜后抽真空,真空压力为 0.03 MPa,放置浇

口杯后等待浇注。

使用坩埚电阻炉(SG2-7.8-10, 武汉亚华电炉有限公司)熔炼 AZ91D 镁合金, 保护气体为 99.5%  $\text{CO}_2 + 0.5\% \text{SF}_6$  (体积分数), 浇注温度为 730  $^{\circ}\text{C}$ 。当嵌体表面温度降低至 470  $^{\circ}\text{C}$  时, 略高于 Al-Mg 界面形成温度 ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  和  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  形成温度分别为 453 和 460  $^{\circ}\text{C}$ , Al-Mg 共晶 437  $^{\circ}\text{C}$ ) 和 AZ91D 镁合金固相线 (468  $^{\circ}\text{C}$ ), 启动超声设备, 超声功率 75 W, 施振方式分别为连续振动和间歇振动。连续振动作用时间为 5 s; 间歇振动为作用 3 s 后停歇 3 s, 再作用 2 s, 作用总时间也为 5 s。此外, 制备了不施加超声振动的 Al/Mg 双金属试样作为对照组。

浇注后, 用线切割切取 Al/Mg 双金属试样 K 型热电偶附近位置, 用于微观组织观察和力学性能测试。使用 240~2 000 目砂纸打磨试样表面, 之后依次使用 1.5 和 0.5  $\mu\text{m}$  的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  悬浊液对样品表面进行抛光, 用无水乙醇清洗后, 使用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 5 s。通过扫描电子显微镜(SEM, Quanta 200, 荷兰 FED) 和 X 射线能谱仪(EDS) 对 Al/Mg 双金属界面微观组织进行观察。使用维氏硬度计 (200HV-5, 莱州华银试验仪器有限公司) 测量双金属界面显微硬度分布, 加载压力为 2.94 N, 保压时间 15 s, 测试间隔 150  $\mu\text{m}$ 。使用万能力学试验机 (Zwick Z100, 日本岛津) 测试双金属试样剪切强度, 压缩速率为 0.5 mm/min, 其原理见图 2。通过 SEM 对剪切试验后双金属界面裂纹扩展情况进行观察。剪切强度  $S$  通过下式计算获得:

$$S = \frac{F}{\pi dh} \quad (2)$$

式中,  $F$  为峰值压力;  $d$  为 A356 铝合金固态嵌体直径 (10 mm);  $h$  为剪切测试 Al/Mg 双金属试样厚度。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 Al/Mg 双金属界面微观组织

图 3 为不施加超声振动 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织, 界面层平均厚度 1 586  $\mu\text{m}$ 。通过 SEM 和 EDS 分析 (表 2 可知), 界面层由 Al-Mg 金属间化合物 (intermetallic compounds, IMCs) 区和共晶组织 (eutectic, E) 区组成 (图 3a)。在靠近 A356 基体侧主要由  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相组成 (图 3b),  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相呈网状分布; 随着位置向 AZ91D 基体侧靠近, Mg 元素浓度增加,  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  相转变为  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  相。  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相在靠近共晶组织区的金属间化合物区发生聚集 (图 3c), 且尺寸也有所增大。这主要是由于在界面层中  $\text{Mg}_2\text{Si}$

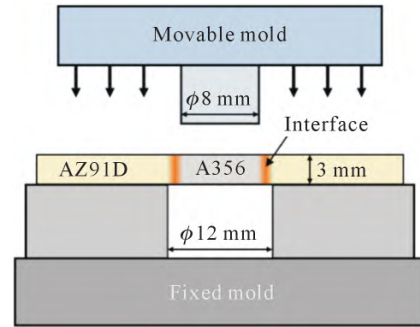


图 2 Al/Mg 双金属材料剪切测试示意图  
Fig.2 Schematic diagram showing the shear strength testing of the Al/Mg bimetal

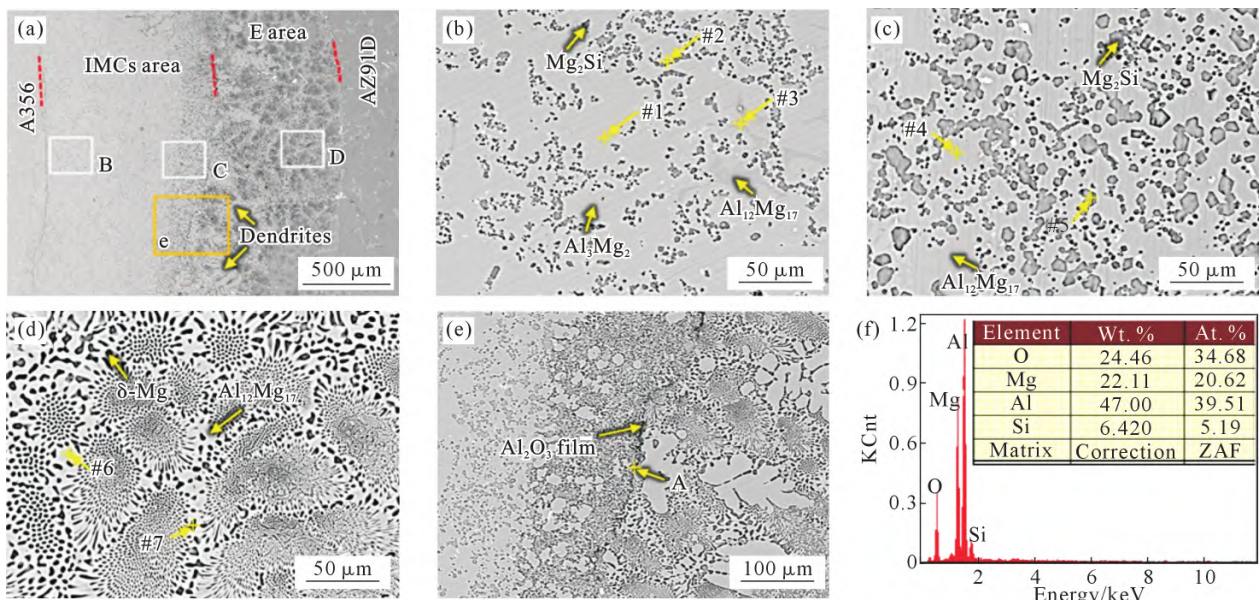


图 3 不施加超声振动 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织: (a) 整体形貌; (b) (a) 中 B 区域高倍图; (c) (a) 中 C 区域高倍图; (d) (a) 中 D 区域高倍图; (e) 金属间化合物区和共晶组织区边界氧化膜; (f) (e) 中 A 点 EDS 结果  
Fig.3 Interfacial morphology and microstructure of the Al/Mg bimetal without ultrasonic vibration treatment: (a) overall morphology; (b) enlarged image of region B in (a); (c) enlarged image of region C in (a); (d) enlarged image of region D in (a); (e) oxide film at the boundary of the IMC area and the E area of the Al/Mg interface; (f) EDS result for position A in (e)

表 2 Al/Mg 双金属界面不同位置 EDS 结果  
Tab. 2 EDS results for the Al/Mg interface at different locations

| Point | (atomic fraction/%) |       |       |                                |
|-------|---------------------|-------|-------|--------------------------------|
|       | Mg                  | Al    | Si    | Possible phase                 |
| #1    | 38.54               | 61.46 | -     | $\text{Al}_3\text{Mg}_2$       |
| #2    | 49.56               | 21.56 | 28.88 | $\text{Mg}_2\text{Si}$         |
| #3    | 48.48               | 51.52 | -     | $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ |
| #4    | 51.77               | 48.23 | -     | $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ |
| #5    | 61.77               | 3.29  | 34.94 | $\text{Mg}_2\text{Si}$         |
| #6    | 65.18               | 34.82 | -     | $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ |
| #7    | 84.85               | 15.15 | -     | $\delta\text{-Mg}$             |

相和  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  或  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  相均不存在共格关系<sup>[26]</sup>,即  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相与 Al-Mg 金属间化合物相不润湿。在凝固过程中,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相不能被固-液界面捕获,从而向 AZ91D 基体侧推进。然而在 Al-Mg 金属间化合物区和共晶组织区之间存在一层薄的氧化膜<sup>[17]</sup>,如图 3a 和 e 中黑线与图 3f EDS 结果所示,其存在阻碍了界面凝固过程中的传质过程,使  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相在共晶区边界的金属间化合物区发生聚集。靠近 AZ91D 基体侧的界面组织主要由初生  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  枝晶和  $\delta\text{-Mg}+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  共晶组织组成(图 3d),枝晶的生长方向大致垂直于 Al-Mg 金属间化合物区和共晶区边界,说明在界面形成过程中,温度梯度的方向与基体表面垂直。

图 4 为浇注 AZ91D 熔体之后, 嵌体表面温度降至 470 °C 时, 施加 5 s 连续超声振动 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织, 界面层平均厚度达到 1 680  $\mu\text{m}$ , 相比不施加超声振动, 界面厚度增加 5.9%。超声振动的施加并未改变 Al/Mg 双金属界面层的相组成, 但改变了相的分布。从图 4a 中可观察

到, Al-Mg 金属间化合物区的厚度增加至 1 487  $\mu\text{m}$ , 相比不施加超声振动厚度(974  $\mu\text{m}$ )增加 52.7%; 共晶组织区的厚度减小至 193  $\mu\text{m}$ , 相比不施加超声振动共晶组织厚度(612  $\mu\text{m}$ )减小 68.5%。两个区域厚度的变化主要是由于超声振动作用下, 极大促进了界面层元素的扩散, 使得共晶组织中的  $\delta\text{-Mg}$  与 Al 元素反应, 形成了  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  相, 最终使一部分共晶区转变为金属间化合物区。在连续超声振动作用下, 金属间化合物区网状分布的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相转变为弥散分布(图 4b)。但从图 4c 可发现, 共晶组织并不完全转变为金属间化合物, 金属间化合物区中还存在少量网状分布的共晶组织。如图 4d 所示, 界面层共晶组织区出现了大量细小、弥散分布的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相, 这在不施加超声振动处理的 Al/Mg 双金属试样共晶组织区并未观察到。在超声振动作用下, A356 嵌体表面区域的熔体产生空化效应和声流效应, 空化效应发生时, 在局部产生  $\sim 5\,500\text{ }^\circ\text{C}$ , 压强可达 100 MPa 的热斑<sup>[27]</sup>, 这足以破碎界面层薄而连续的氧化膜; 此外, 声流效应引起的熔体流动方向近乎与嵌体表面垂直, 这有益于界面氧化膜的消除<sup>[23,28]</sup>。超声振动作用下, 氧化膜得到消除, 且促进了凝固过程中的传质过程, 使得  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相能够扩散至 Al/Mg 双金属界面共晶组织区。

图 5 为间歇超声振动作用下 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织, 界面层平均厚度达到 1 628  $\mu\text{m}$ , 与不施加超声振动处理的 Al/Mg 双金属界面厚度几乎一致, 小于连续超声振动界面厚度。但界面厚度并不均匀, 较厚处达到 1 812  $\mu\text{m}$ 。其主要

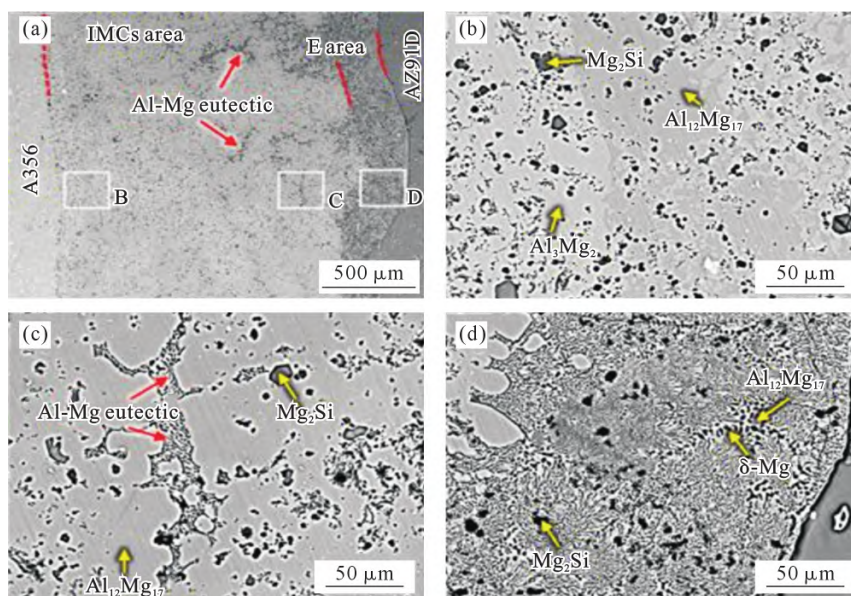


图 4 连续超声振动处理 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织: (a) 整体形貌; (b) (a) 中 B 区域高倍图; (c) (a) 中 C 区域高倍图; (d) (a) 中 D 区域高倍图

Fig.4 Interfacial morphology and microstructure of the Al/Mg bimetal composite after continuous ultrasonic vibration treatment: (a) overall morphology; (b) enlarged image of region B in (a); (c) enlarged image of region C in (a); (d) enlarged image of region D in (a)

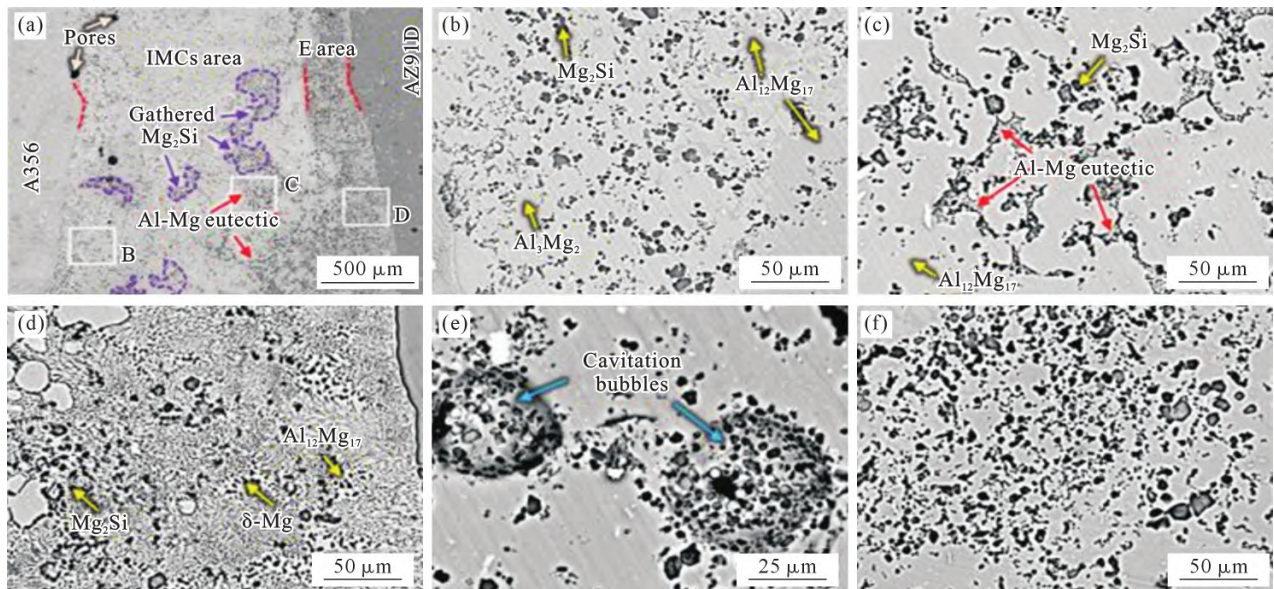


图5 间歇超声振动处理 Al/Mg 双金属界面形貌与不同区域微观组织:(a) 整体形貌;(b) (a)中 B 区域高倍图;(c) (a)中 C 区域高倍图;(d) (a)中 D 区域高倍图;(e) 凝固后的空化气泡;(f)  $Mg_2Si$  相聚集

Fig.5 Interfacial morphology and microstructure of the Al/Mg bimetal under intermittent ultrasonic vibration treatment: (a) overall morphology; (b) enlarged image of region B in (a); (c) enlarged image of region C in (a); (d) enlarged image of region D in (a); (e) cavitation bubbles after solidification; (f) gathered  $Mg_2Si$

原因为从超声开启到熔体中形成稳态空化需一定时间,间歇超声振动的稳态空化时间小于连续超声振动,这减弱了超声波的热效应。根据图 5a 所示,间歇超声振动作用下,Al/Mg 双金属界面金属间化合物区平均厚度为  $1\,343\,\mu m$ ,相比不施加超声振动增加 37.9%;共晶组织区平均厚度为  $285\,\mu m$ ,相比不施加超声振动减小 53.4%,两个区域的厚度变化幅度较连续超声振动作用更小,这有益于提升双金属界面性能。间歇振动作用下也观察到未完全转化为金属间化合物的共晶组织,呈网状分布。此外,大部分  $Mg_2Si$  相弥散分布于金属间化合物区和共晶组织区(图 5b 和 d), $Mg_2Si$  相出现在共晶组织区也说明界面层存在的氧化膜被消除,元素的扩散被促进。在靠近 A356 嵌体表面区域,观察到直径  $\sim 55\,\mu m$  的孔洞缺陷,可能是超声振动停止后空化气泡被固-液凝固界面捕获形成的。对空化气泡进一步放大(图 5f),发现空化气泡处  $Mg_2Si$  颗粒富集,这是由于气泡和熔体的界面存在表面张力,对微小粒子具有吸附作用。空化气泡的存在证实了超声空化效应的产生。 $Mg_2Si$  相在金属间化合物区出现了局部聚集现象(图 5a 和 f),但聚集的  $Mg_2Si$  相在微观上并非网状,而是相对均匀的分布在金属间化合物区。这是由于空化气泡形成时,气泡与液态熔体间存在的表面张力使得  $Mg_2Si$  相发生聚集(图 5e),在空化气泡溃灭爆裂时,聚集的  $Mg_2Si$  相受到高速熔体微射流的冲击而向周围分散。间歇施振时,第二次施振时间为 2 s,时间较短,且施振温度相对连续施振时较低,

Al/Mg 双金属界面的固相分数较第一次施振高,使得空化气泡和部分发生溃灭的空化气泡被固-液凝固界面捕获,从而在界面层观察到空化气泡的存在和宏观上聚集但微观上相对分散的  $Mg_2Si$  相。

## 2.2 Al/Mg 双金属界面力学性能

图 6 为 Al/Mg 双金属界面显微硬度分布图。由图可知,不施加超声振动 Al/Mg 双金属试样界面显微硬度显著高于 A356 和 AZ91D 基体,其中金属间化合物区的显微硬度最高,为 254~287 HV;共晶组织区由于存在  $\delta-Mg$ ,显微硬度有所降低,为 165~200 HV。连续超声振动作用后,界面层显微硬度更为均匀,分布在 235~275 HV 范围内,最高硬度相比不施加超声振动略有降低。而间歇超声振动作用后 Al/Mg 双金属界面硬度相比不施加超声振动也更为均匀,但均匀性不如施加连续超声振动试样,局部位置显微硬度出现陡增,这与  $Mg_2Si$  相的聚集有关。超声振动提升了界面组织均匀性,使得界面显微硬度分布更

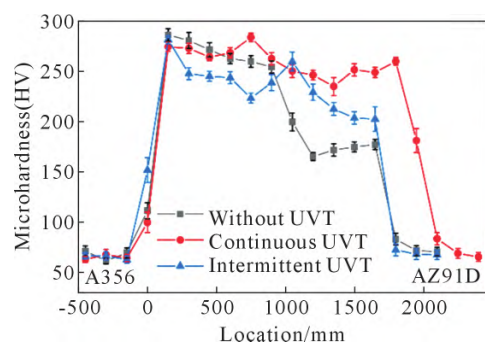


图6 Al/Mg 双金属界面显微硬度分布  
Fig.6 Microhardness distribution of Al/Mg bimetal interface

均匀,而连续超声振动的作用效果较佳。

图 7a 为 Al/Mg 双金属材料界面剪切应力-位移曲线,施加超声振动后,Al/Mg 双金属界面剪切强度大幅提升。不施加超声振动,试样剪切强度为 32.9 MPa;连续超声振动作用后,界面剪切强度提升至 53.9 MPa,提升幅度达 63.8%;间歇超声振动作用后,Al/Mg 双金属界面剪切强度也达到了 49.5 MPa,相比不施加超声振动提升 50.5%(图 7b)。

图 8 为剪切性能测试后 Al/Mg 双金属界面裂纹扩展情况。由图可知,不施加超声振动,界面裂纹仅在金属间化合物区扩展,扩展至金属间化合物区和共晶组织区边界(图 8a),即氧化膜存在位置(图 8b),双金属界面发生断裂。而连续超声振动作用后,

界面裂纹由金属间化合物区扩展到共晶组织区(图 8c 和 d)。其主要原因:超声振动作用下,破碎和消除了界面层存在的氧化膜,细化了  $Mg_2Si$  相,并提升了界面组织均匀性,使裂纹的扩展受到抑制,从而大幅提升了双金属剪切强度。然而,间歇超声振动作用下,双金属界面裂纹并未扩展至共晶组织区(图 8e)。由于界面层存在空化气泡缺陷(图 5a 和 e),且  $Mg_2Si$  相在局部发生聚集,由于  $Mg_2Si$  的热膨胀系数( $7.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ )<sup>[29]</sup>与 Al-Mg 金属间化合物( $Al_3Mg_2$ ,  $2.21 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ;  $Al_{12}Mg_{17}$ ,  $2.39 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ )<sup>[30]</sup>存在较大差异,在  $Mg_2Si$  相聚集处将产生较大的应力集中<sup>[19]</sup>,变形过程中容易产生裂纹(图 8f),这将削弱 Al/Mg 双金属界面剪切强度。

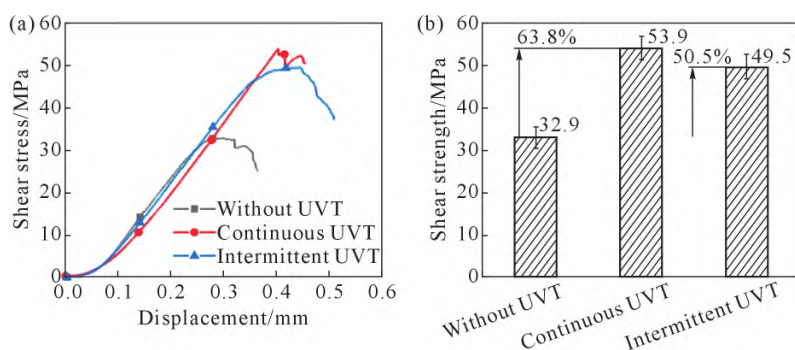


图 7 Al/Mg 双金属界面的剪切性能: (a)剪切应力-位移曲线; (b)剪切强度

Fig.7 Shear properties of the Al/Mg bimetal interface: (a) shear stress-displacement curves; (b) shear strength

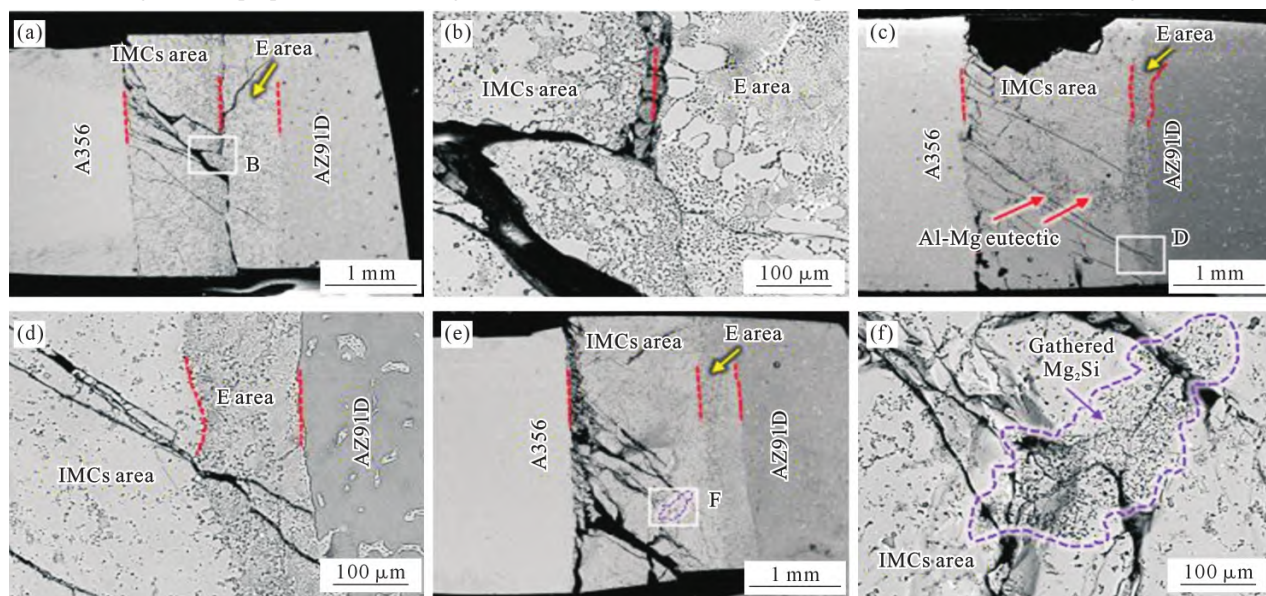


图 8 Al/Mg 双金属界面剪切测试后裂纹扩展: (a) 不施加超声振动; (b) (a) 中 B 区域放大图; (c) 连续超声振动; (d) (c) 中 D 区域放大图; (e) 间歇超声振动; (f) (e) 中 F 区域放大图

Fig.8 Crack propagation paths at the Al/Mg interfaces after shear strength testing: (a) without UVT; (b) enlarged image of region B in (a); (c) with continuous UVT; (d) enlarged image of region D in (c); (e) with intermittent UVT; (f) enlarged image of region F in (e)

### 3 结论

(1)消失模铸造 Al/Mg 双金属界面主要由 Al-Mg 金属间化合物区( $Al_3Mg_2+Al_{12}Mg_{17}+Mg_2Si$ )和共晶组织区(初生  $Al_{12}Mg_{17}$  枝晶和  $\delta\text{-Mg}+Al_{12}Mg_{17}$ )组成,在

两个区域边界存在一层氧化膜,阻碍了元素扩散。

(2)连续超声振动和间歇超声振动均会使界面层厚度增大,但界面氧化膜被破碎和消除, $Mg_2Si$  相被细化,其分布由网状和团聚态变得分散。由于元素扩散被促进,部分 Al-Mg 共晶组织转变为金属间化

合物,界面组织更为均匀。间歇超声振动界面层厚度相比连续超声振动界面厚度减小,与不施加超声振动界面厚度接近,这有益于界面结合性能的提升,但局部区域存在孔洞和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相聚集。

(3)连续超声振动和间歇超声振动提升了 Al/Mg 双金属界面显微硬度分布均匀性和界面剪切强度,连续超声振动作用较佳,使 Al/Mg 双金属界面剪切强度由不施加超声振动的 32.9 MPa 提升到 53.9 MPa,提升幅度达 63.8%。间歇超声振动 Al/Mg 双金属界面存在孔洞缺陷,为固-液凝固界面捕获的空化气泡。由于  $\text{Mg}_2\text{Si}$  和 Al-Mg 金属间化合物热膨胀系数的差异较大,局部区域  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相聚集,产生一定程度应力集中,削弱了对界面的强化效果,界面剪切强度为 49.5 MPa。

#### 参考文献:

- [1] KIM Y J, KIM S H, LEE J U, CHOI J O, KIM H S, KIM Y M, KIM Y J, PARK S H. Effects of cold pre-forging on microstructure and tensile properties of extruded AZ80 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 708: 405-410.
- [2] LI Q Q, YAN X, LUO L, XU F, WU G, LIU C, JING Y H, LIU Y, LU J. Mechanical properties and corrosion behaviors of AZ31 alloy with dual-phase glass-crystal coating[J]. *Materials Characterization*, 2019, 154: 200-211.
- [3] FENG B, XIN Y C, GUO F L, YU H H, WANG Y, LIU Q. Compressive mechanical behavior of Al/Mg composite rods with different types of Al sleeve[J]. *Acta Materialia*, 2016, 120: 379-390.
- [4] LEI J Y, MA L F, CAI Z H, JIA W T, ZHI C C, YUAN Y, PAN H C, XIE H B. Interfacial fracture characteristics of Mg/Al composite plates with different thickness ratios by asymmetrical rolling with differential temperature rolls[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 869: 144764.
- [5] TANG J W, CHEN L, ZHAO G Q, ZHANG C S, SUN L. Achieving three-layered Al/Mg/Al sheet via combining porthole die co-extrusion and hot forging[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(3): 654-666.
- [6] JOSEPH FERNANDUS M, SENTHILKUMAR T, BALASUBRAMANIAN V, RAJAKUMAR S. Optimising diffusion bonding parameters to maximize the strength of AA6061 aluminium and AZ31B magnesium alloy joints[J]. *Materials & Design*, 2012, 33: 31-41.
- [7] ZHAO Y D, LU Y W, LUO Y L, HE Y Y, GUO X F, CUI H B, WANG S G, WANG Z G. Microstructure evolution and fracture behavior of dissimilar friction stir welding of 1060Al alloy to AZ31B Mg alloy[J]. *Materials Characterization*, 2021, 180: 111440.
- [8] MENG Y F, FU J W, GONG M C, ZHANG S, GAO M, CHEN H. Laser dissimilar welding of Al/Mg lap-joint with Ti interlayer through optimized 8-shaped beam oscillation[J]. *Optics & Laser Technology*, 2023, 162: 109304.
- [9] FENG B, SUN Z, WU Y, FENG X W, WANG J, ZHENG K H. Microstructure and mechanical behavior of Mg ZK60/Al 1100 composite plates fabricated by co-extrusion[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 842: 155676.
- [10] WANG T, WANG Y L, BIAN L P, HUANG Q X. Microstructural evolution and mechanical behavior of Mg/Al laminated composite sheet by novel corrugated rolling and flat rolling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 765: 138318.
- [11] EMAMI S M, DIVANDARI M, ARABI H, HAJJARI E. Effect of melt-to-solid insert volume ratio on Mg/Al dissimilar metals bonding[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 22: 123-130.
- [12] HE K, ZHAO J H, LI P, HE J S, TANG Q. Investigation on microstructures and properties of arc-sprayed-Al/AZ91D bimetallic material by solid-liquid compound casting[J]. *Materials & Design*, 2016, 112: 553-564.
- [13] ZHU Z, SHI R, KLARNER A D, LUO A A, CHEN Y Q. Predicting and controlling interfacial microstructure of magnesium/aluminum bimetallic structures for improved interfacial bonding[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(3): 578-586.
- [14] 董选普,樊自田,黄乃瑜,吴和宝. 镁合金消失模铸造模样的热解特征[J]. *铸造*, 2005, 54(2): 134-137.
- [15] DONG X P, FAN Z T, HUANG N Y, WU H B. Pyrolysis characteristics of foam pattern in the lost foam casting of magnesium alloy[J]. *Foundry*, 2005, 54(2): 134-137.
- [16] JIANG Z L, FAN Z T, JIANG W M, LI G Y, WU Y, GUAN F, JIANG H X. Interfacial microstructures and mechanical properties of Mg/Al bimetal produced by a novel liquid-liquid compound casting process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 261: 149-158.
- [17] 李杨,胡红军,钟韬,袁婷,彭威,胡刚. 铝/镁双金属复合成形技术的研究现状及发展趋势[J]. *材料热处理学报*, 2022, 43(12): 1-9.
- [18] LI Y, HU H J, ZHONG T, YUAN T, PENG W, HU G. Research status and development trend of aluminum/magnesium bimetal composite forming technology[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2022, 43(12): 1-9.
- [19] GUAN F, JIANG W M, ZHANG Z, WANG J L, LI G Y, FAN Z T. Interfacial microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of Mg/Al bimetallic composites produced by a novel compound casting with the addition of Gd[J]. *Materials Characterization*, 2023, 200: 112898.
- [20] GUAN F, JIANG W M, LI G Y, ZHU J W, WANG J L, JIE G L, FAN Z T. Effect of vibration on interfacial microstructure and mechanical properties of Mg/Al bimetal prepared by a novel compound casting[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10(8): 2296-2309.
- [21] LI G Y, YANG W C, JIANG W M, GUAN F, JIANG H X, WU Y, FAN Z T. The role of vacuum degree in the bonding of Al/Mg bimetal prepared by a compound casting process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 265: 112-121.
- [22] LI G Y, JIANG W M, GUAN F, ZHU J W, YU Y, FAN Z T. Improving mechanical properties of AZ91D magnesium/A356 aluminum bimetal prepared by compound casting via a high velocity oxygen fuel sprayed Ni coating[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10(4): 1075-1085.

- [21] LI G Y, GUAN F, JIANG W M, XU Y C, ZHANG Z, FAN Z T. Effects of mechanical vibration on filling and solidification behavior, microstructure and performance of Al/Mg bimetal by lost foam compound casting[J]. China Foundry, 2023, 20: 469-479.
- [22] 李红, 李灿, 栗卓新. 功率超声在金属熔体成形中的作用效应及其可视化研究进展[J]. 材料工程, 2017, 45(5): 118-126.
- LI H, LI C, LI Z X. Progress in power ultrasound effect on molten metal shaping and its visualization[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(5): 118-126.
- [23] SUI D S, HAN Q Y. Ultrasound-assisted cast-on method: Obtaining high-quality metallurgical bonds between a bare steel insert and A354 aluminum alloy within a composite casting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 311: 117783.
- [24] GUO R, ZENG D X, LI F G. Promoting of metallurgical bonding by ultrasonic insert process in steel-aluminum bimetallic castings[J]. High Temperature Materials and Processes, 2022, 41(1): 289-295.
- [25] GUAN F, JIANG W M, WANG J L, LI G Y, ZHANG Z, FAN Z T. Development of high strength Mg/Al bimetal by a novel ultrasonic vibration aided compound casting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 300: 117441.
- [26] LI G Y, JIANG W X, YANG W C, JIANG Z L, GUAN F, JIANG H X, FAN Z T. New insights into the characterization and formation of the interface of A356/AZ91D bimetallic composites fabricated by compound casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 50: 1076-1090.
- [27] SUSLICK K S. The chemical effects of ultrasound[J]. Scientific American, 1989, 260(2): 80-86.
- [28] TIAN Y, LIU Z L, LI X Q, ZHANG L H, LI R Q, JIANG R P, DONG F. The cavitation erosion of ultrasonic sonotrode during large-scale metallic casting: Experiment and simulation[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2018, 43: 29-37.
- [29] LI C, WU Y Y, LI H, LIU X F. Morphological evolution and growth mechanism of primary  $Mg_2Si$  phase in Al-Mg<sub>2</sub>Si alloys [J]. Acta Materialia, 2011, 59(3): 1058-1067.
- [30] ZHANG H, SHANG S L, WANG Y, SAENGDEEJING A, CHEN L Q, LIU Z K. First-principles calculations of the elastic, phonon and thermodynamic properties of  $Al_{12}Mg_{17}$  [J]. Acta Materialia, 2010, 58(11): 4012-4018.