

原位合成 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料的组织及性能

李 聪<sup>1</sup> 徐 宏<sup>1</sup> 毛红奎<sup>1</sup> 蔚 琦<sup>1</sup> 宋 峰<sup>1</sup> 张 浩<sup>1</sup> 王 宇<sup>1</sup> 陈利华<sup>2</sup>

(1.中北大学材料科学与工程学院;2.北京北方车辆集团有限公司)

**摘 要** 采用机械搅拌辅助混合盐法制备了 TiB<sub>2</sub>质量分数为 5% 的 Al-4.5Cu 复合材料,借助光学显微镜、XRD、SEM、DES 和 TEM 等手段对复合材料微观组织进行观察和分析,并通过拉伸试验测试了其力学性能。结果发现,TiB<sub>2</sub>颗粒通过产生位错塞积、位错环以及增加位错密度等方式阻碍位错的运动来强化基体合金。添加 5% 的 TiB<sub>2</sub>的 Al-4.5Cu 合金屈服强度和抗拉强度比 Al-4.5Cu 合金分别提高了 68.94% 和 32.65%,伸长率降低了 45.56%,但其综合力学性能仍提高了 11.33%。

**关键词** Al-4.5Cu 合金;TiB<sub>2</sub>;位错;力学性能;强化机理

**中图分类号** TB331;TG146.21 **文献标志码** A

**DOI**:10.15980/j.tzzz.2023.04.007

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Properties of In-situ Synthesized 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu Composites

Li Cong<sup>1</sup>, Xu Hong<sup>1</sup>, Mao Hongkui<sup>1</sup>, Wei Qi<sup>1</sup>, Song Feng<sup>1</sup>, Zhang Hao<sup>1</sup>, Wang Yu<sup>1</sup>, Chen Lihua<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, North Central University;

2. Beijing North Vehicle Group Co., Ltd.)

**Abstract:** TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites with 5% TiB<sub>2</sub> were prepared by mechanical stirring assisted salt mixing method. The microstructure of the composites was observed and analyzed by means of optical microscope, XRD, SEM, DES and TEM, and tensile test was conducted. The results indicate that TiB<sub>2</sub> particles can inhibit dislocation movement through dislocation plug, dislocation ring and increasing dislocation density to strengthen matrix alloy. The yield and tensile strength of Al-4.5Cu alloy with 5% TiB<sub>2</sub> are increased by 68.94% and 32.65%, respectively, and the elongation is decreased by 45.56%, compared with those of Al-4.5Cu alloy, while the comprehensive tensile property is increased by 11.33%.

**Key Words:** Al-4.5Cu Alloy, TiB<sub>2</sub>, Dislocation, Mechanical Properties, Strengthening Mechanism

颗粒增强铝基复合材料(PRAMCs)具有低密度、高强度、良好的耐磨性、抗疲劳性和低热膨胀系数等特点,在航空航天、汽车和船舶等行业中得到了广泛应用<sup>[1-4]</sup>。在各种增强材料中,TiB<sub>2</sub>因具有高熔点、高硬度、高模量、良好的导热性、高耐磨性和低密度,且与铝基体之间没有界面反应,被认为是理想的铝基增强材料之一<sup>[5-6]</sup>。Al-Cu 合金因具有强度高、加工性能好等特点被广泛应用于航空航天和汽车等领域<sup>[7]</sup>,但 Al-Cu 合金的屈服强度较低很大程度上影响了其应用<sup>[8]</sup>。将 TiB<sub>2</sub>颗粒引入 Al-Cu 合金中进一步提高其力学性能,并发现纳米增强颗粒有 4 种机制来强化基体合金<sup>[9-12]</sup>:细晶强化、承载转移强化、Orowan 强化和 CTE 错配强化<sup>[13-15]</sup>。但是,以往的研究中没有详细的介绍 4 种强化机制中增强颗粒与位错运动的关系。因此,本研究通过

机械搅拌辅助混合盐法制备了 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料,对其微观组织及力学性能做了分析,并从 TiB<sub>2</sub>颗粒与位错运动的关系出发,讨论了 TiB<sub>2</sub>颗粒在 4 种强化机理中的作用,旨在为进一步了解复合材料提供参考。

1 试样制备

以工业纯铝、工业纯铜、K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>盐和 KBF<sub>4</sub>盐为原材料,分别制备了 TiB<sub>2</sub>含量为 5% 的 TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu(简称为 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料)和 Al-4.5Cu 两组试样。

制备 5TiB<sub>2</sub>/Al-Cu 复合材料过程为:①将原材料和金属型在 200 ℃ 的烘箱中保温 1 h 除去结晶水;②在电阻炉中将烘干的纯铝和纯铜加热至 870 ℃ 时,加入烘干的混合盐(K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>盐和 KBF<sub>4</sub>盐以 Ti、B 摩尔比为

收稿日期:2022-07-19;修改稿收到日期:2022-09-03  
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51775521);山西省自然科学基金资助项目(202103021224179);山西省重点研发计划国际科技合作资助项目(201903D421080);山西省高等教育科技创新资助项目(2020L0319)  
第一作者简介:李聪,男,1995 年出生,硕士研究生,太原(030051),E-mail:licg66@126.com  
通信作者:毛红奎,男,1977 年出生,副教授,太原(030051),E-mail:maohk@nuc.edu.cn  
引用格式:李聪,徐宏,毛红奎,等. 原位合成 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料的组织及性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(4): 469-474.  
LI C, XU H, MAO H K, et al. Microstructure and properties of in-situ synthesized 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2023, 43(4): 469-474.

1 : 2 混合) 并机械搅拌 1 h, 反应结束后通过倾斜坩埚除去熔体顶部的副产物  $\text{KAlF}_4$  和  $\text{K}_3\text{AlF}_6$  等炉渣; ③熔体温度降至  $730\sim750\text{ }^\circ\text{C}$  时, 用  $\text{C}_2\text{Cl}_6$  进行除气、撇渣; ④熔体降温至  $720\text{ }^\circ\text{C}$  时浇入预热至  $200\text{ }^\circ\text{C}$  的金属型中, 浇注铸件采用电感耦合等离子发射光谱仪 (Thermo Fisher ICAP-6300) 进行成分分析, 结果见表 1; ⑤铸件在  $538\text{ }^\circ\text{C}$  下固溶 10 h, 在  $70\text{ }^\circ\text{C}$  水中冷却 (T6 处理); 然后在  $175\text{ }^\circ\text{C}$  下时效 6 h, 空冷至室温。

表 1 两组试样相应的成分

| 试样                         | $w_B$ |      |                |      |
|----------------------------|-------|------|----------------|------|
|                            | Al    | Cu   | $\text{TiB}_2$ | 其他   |
| 5 $\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu | 90.45 | 4.48 | 4.93           | 0.14 |
| Al-Cu                      | 95.37 | 4.47 | —              | 0.16 |

从铸锭底部切取试样, 然后进行研磨、抛光, 使用 Koller 试剂腐蚀后, 用酒精清洗试样表面并烘干。采用 X 射线衍射仪 (XRD, Rigaku SmartLab) 进行物相鉴定, 使用  $40\text{ kV}$  和  $40\text{ mA}$  的  $\text{Cu-K}\alpha$  辐射, 扫描速率为  $0.10(^\circ)/\text{s}$ , 扫描范围为  $10^\circ\sim90^\circ$ 。利用偏振光学显微镜 (Zeiss Axio Scope A1) 观察试样的晶粒大小, 并用计算机统计软件 (Nano Measurer 1.2) 统计晶粒尺寸。采用场发射扫描电镜 (SEM, JSM-7900F) 和场发射透射电镜 (TEM, FEI Tecnail G2 F20) 对试样进行能谱分析 (EDS) 和微观组织观察。采用电子拉伸试验机 (Instron 3382) 按照 GB/T228 对  $\text{TiB}_2$ /Al-Cu 和 Al-Cu 合金试样的室温拉伸性能进行测试, 拉伸速度为  $0.5\text{ mm}/\text{min}$ , 从每组试样中测试 4 个试棒求取平均值。浇注系统和拉伸试棒尺寸见图 1。

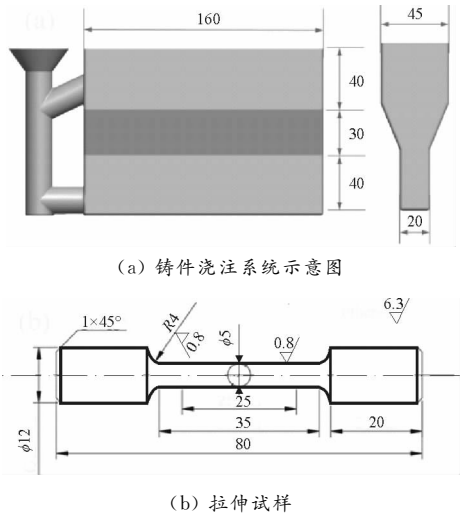


图 1 铸件浇注系统示意图和拉伸试样

Fig.1 Schematic diagram of gating system and tensile specimen

2 试验结果与讨论

2.1 微观组织

图 2 为  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu 复合材料的 XRD 分析结

果。可以看出, 复合材料中存在  $\alpha\text{-Al}$ 、 $\text{Al}_2\text{Cu}$  和  $\text{TiB}_2$  相, 并没有检测到其他的衍射峰。  $\text{Al}_3\text{Ti}$  和  $\text{Al}_2\text{B}$  相的最强峰出现在  $39.0^\circ\sim39.5^\circ$  [2,11]。这与前期的材料准备有关,  $\text{K}_2\text{TiF}_6$  和  $\text{KBF}_4$  混合盐是严格按照 Ti、B 摩尔比为 1 : 2 配置, 并且  $\text{TiB}_2$  比  $\text{AlB}_2$  更稳定 [16], 这使得 Ti 与 B 的反应优先于其与 Al 的反应, 可形成稳定的  $\text{TiB}_2$  相。

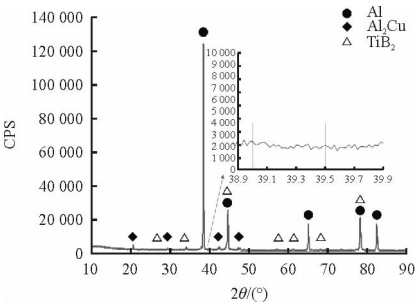
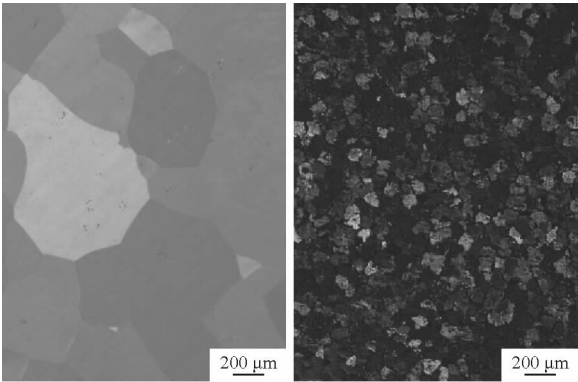


图 2  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu 的 XRD 分析结果

Fig.2 XRD patterns of  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu composites

图 3 为 Al-Cu 合金和  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu 复合材料的偏振光显微组织。可以发现,  $\text{TiB}_2$  颗粒有显著细化  $\alpha\text{-Al}$  晶粒的作用, Al-Cu 合金的平均晶粒尺寸约为  $423.14\text{ }\mu\text{m}$ , 而  $\text{TiB}_2$ /Al-Cu 复合材料的为  $68.56\text{ }\mu\text{m}$ 。这因为一是  $\text{TiB}_2$  颗粒充当了异质核心, 在凝固过程中能够形成更多的初生  $\alpha\text{-Al}$  晶核, 限制了  $\alpha\text{-Al}$  晶粒的生长 [10,17]; 二是在凝固过程中,  $\text{TiB}_2$  颗粒充当凝固界面前沿前进的屏障, 有效地阻碍了  $\alpha\text{-Al}$  晶粒的长大 [5,18]。



(a) Al-Cu (b)  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu

图 3 两种试样的偏振光显微组织

Fig.3 Polarized light microstructure of Al-Cu and  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu specimens

图 4 为  $5\text{TiB}_2$ /Al-4.5Cu 复合材料的 SEM 和 EDS 分析结果。从图 4a 可以看到, Cu 在晶界处有富集 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), 而 Ti 部分存在于  $\alpha\text{-Al}$  晶粒内部, 但在晶界处有大量聚集, 尤其在多个  $\alpha\text{-Al}$  晶粒的相汇集处偏聚最为严重。通过 EDS 分析结果发现, 晶界部位灰色物质为  $\text{TiB}_2$  相。结合图 2 的 X 射线衍射图谱, 可知 Ti 的分布等同于  $\text{TiB}_2$  相的分布, 即  $\text{TiB}_2$  颗粒在  $\alpha\text{-Al}$  晶粒内部分

布均匀,而在晶界处发生聚集,进一步证实了 TiB<sub>2</sub> 颗粒对凝固界面前沿具有阻碍作用。图 5 为 Al-Cu 合金中 TiB<sub>2</sub> 颗粒的 SEM 形貌。可以看出, TiB<sub>2</sub> 颗粒呈板状、

六棱柱状形貌,平均尺寸约为 0.22 μm;从图 5c 可以看出, TiB<sub>2</sub> 颗粒与铝基体之间有着很清晰的界面,这种良好的界面结合归因于 TiB<sub>2</sub> 颗粒原位形成过程中与铝基

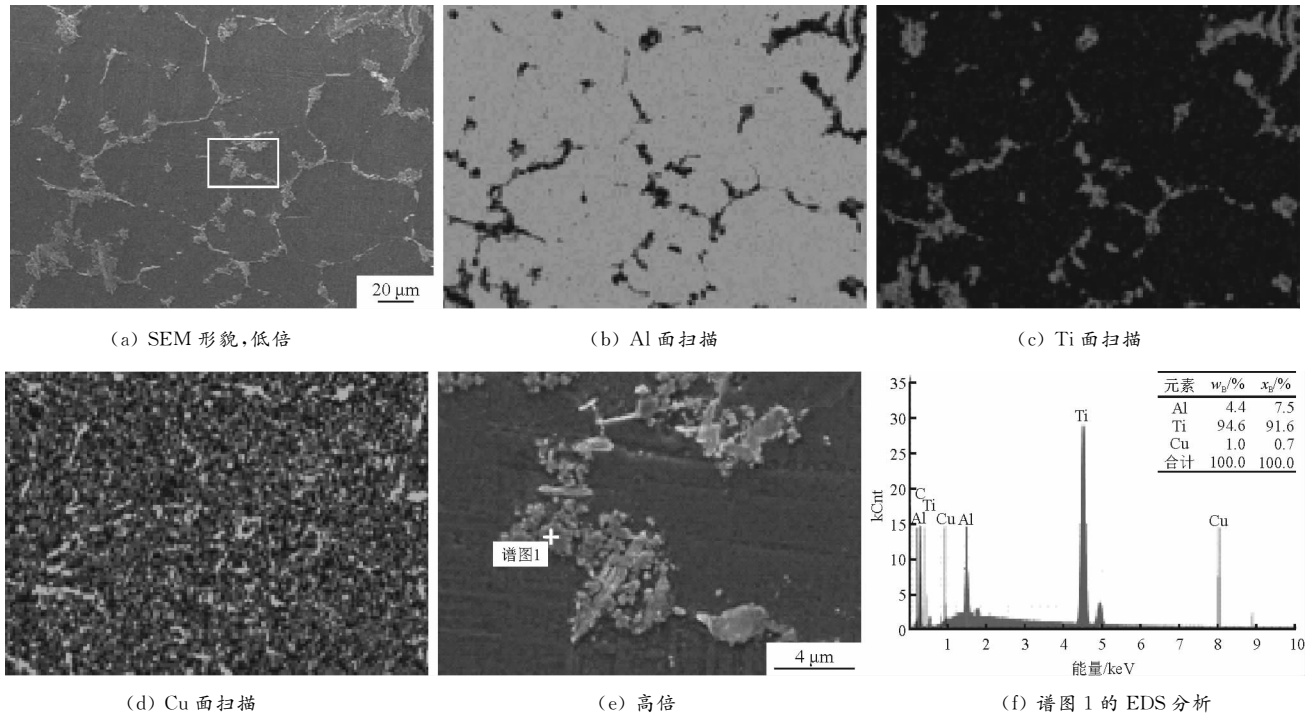


图 4 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 的 SEM 和 EDS 分析结果  
Fig.4 SEM images and EDS results of 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites

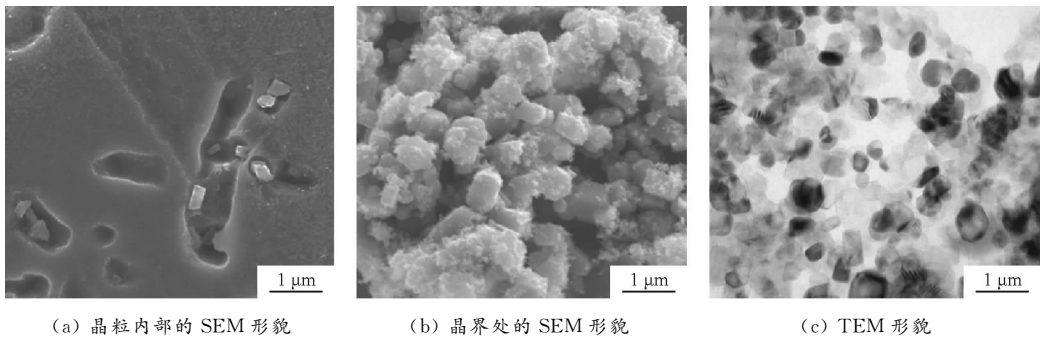


图 5 TiB<sub>2</sub> 颗粒形貌  
Fig.5 Morphologies of TiB<sub>2</sub> particles

体之间良好的润湿作用。

2.2 力学性能

图 6 为 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 和 Al-Cu 的拉伸应力-应变曲线及拉伸断口形貌。从图 6a 可知, Al-4.5Cu 合金

基体的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )、抗拉强度( $\sigma_b$ )和伸长率( $\delta$ )分别为 130.08 MPa、267.35 MPa 和 10.58%, 而加入 5% 的 TiB<sub>2</sub> 后  $\sigma_{0.2}$  和  $\sigma_b$  分别为 219.76 MPa 和 354.65 MPa, 分别提高了 68.94% 和 32.65%, 但  $\delta$  为 5.76%, 降低了

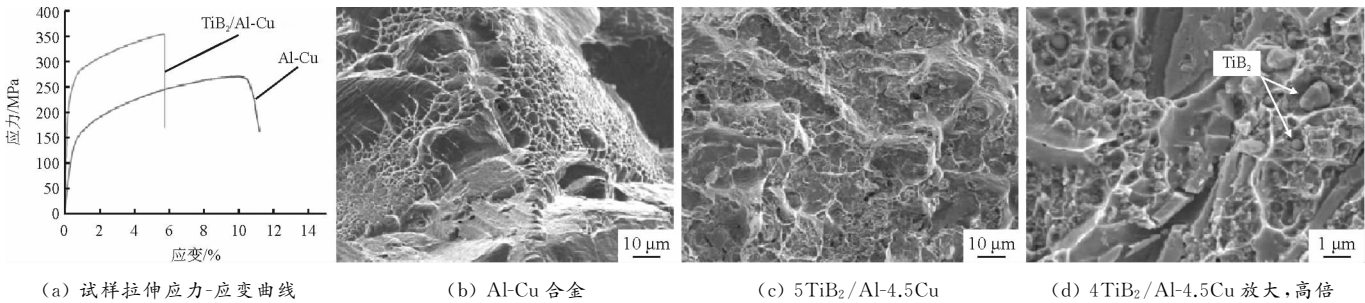


图 6 两种合金试样拉伸应力-应变曲线及拉伸断口形貌  
Fig.6 Tensile stress-strain curves and tensile fracture morphologies of Al-Cu and 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu specimens

45.56%，这是因为 TiB<sub>2</sub> 颗粒大量分布在晶界处阻碍了晶粒的变形，损害了复合材料的塑性，使其  $\delta$  低于母材。从拉伸断口形貌可知，两种合金的断裂方式完全不同，相比 Al-4.5Cu 基体，5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料的拉伸断口呈现出大量的韧窝和微裂纹，见图 6c，且几乎每一个韧窝内部都有 TiB<sub>2</sub> 颗粒存在，它们可以有效地阻碍拉伸过程中晶粒的变形，提高合金的抗拉强度，见图 6d。

为了更好的比较两者的综合拉伸性能，引入质量指数(Q)<sup>[19]</sup>表示如下：

$$Q = \sigma_b + 150 \lg \delta \quad (1)$$

Q 值增加表示综合力学性能得到改善，计算结果见表 2。加入 5% 的 TiB<sub>2</sub> 后 Q 值由 421.02 MPa 增加到 468.71 MPa，提高了 11.33%，说明加入 TiB<sub>2</sub> 颗粒的综合力学性能得到了提升。

表 2 两种试样力学性能对比

| Tab.2 Mechanical property comparison of different specimens |                     |                 |             |        |
|-------------------------------------------------------------|---------------------|-----------------|-------------|--------|
| 材料                                                          | $\sigma_{0.2}$ /MPa | $\sigma_b$ /MPa | $\delta$ /% | Q/MPa  |
| Al-4.5Cu                                                    | 130.08              | 267.35          | 10.58       | 421.02 |
| 5TiB <sub>2</sub> /Al-4.5Cu                                 | 219.76              | 354.65          | 5.76        | 468.71 |

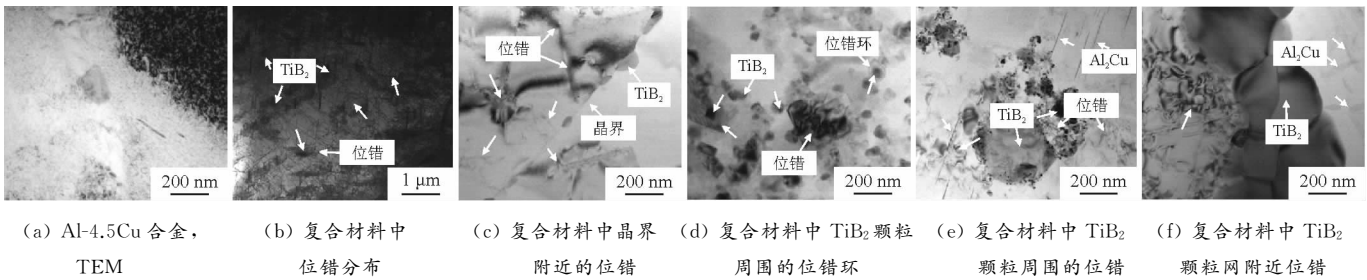


图 7 两种材料的 TEM 形貌

Fig.7 TEM images of Al-Cu alloy and 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composite

Al 晶粒内部位错源被启动，沿一定晶面产生滑移和增殖，遇到晶界阻挡时，位错无法直接传播到相邻的晶粒中，见图 7c。根据 Hall-Petch 关系式，因晶粒细化而产生的  $\sigma_s$  增量( $\Delta\sigma_{H-P}$ )为：

$$\Delta\sigma_{H-P} = k(d^{-\frac{1}{2}} - d_0^{-\frac{1}{2}}) \quad (2)$$

式中， $k$  为 74 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ ； $d$  为 TiB<sub>2</sub>/Al-Cu 的平均晶粒尺寸，此处为 68.56  $\mu\text{m}$ ； $d_0$  为 Al-Cu 基体合金的平均晶粒尺寸，为 423.14  $\mu\text{m}$ 。

承载转移强化是在基体与增强颗粒有着良好的界面结合的情况下，部分载荷会从软基体转移到硬质增强颗粒上，提高材料的力学性能。 $\alpha$ -Al 基体与 TiB<sub>2</sub> 颗粒有着良好的界面结合，便于部分载荷的转移，但因 TiB<sub>2</sub> 颗粒含量不高，其强化效果不太明显<sup>[10]</sup>。载荷转移强化的  $\sigma_s$  增量( $\Delta\sigma_{yc}$ )为：

$$\Delta\sigma_{yc} = 0.5V_p\sigma_{s,0} \quad (3)$$

式中  $\sigma_{s,0}$  为 Al-Cu 基体的屈服强度(130.08 MPa)； $V_p$

### 2.3 强化机理

图 7 为两种材料的 TEM 形貌。可以看出，加入 TiB<sub>2</sub> 颗粒后基体中存在细长的 Al<sub>2</sub>Cu 相，且分布在位错附近，这是因为 TiB<sub>2</sub> 颗粒的热膨胀系数( $7.8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )<sup>[10]</sup>与铝基体热膨胀系数( $24.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )<sup>[10]</sup>相差较大，在固溶处理后的淬火过程中在在热膨胀失配，在两者的界面处有残余塑性应变，产生大量位错，这些位错能够为 Al<sub>2</sub>Cu 相的析出和长大提供便利的通道，促进其析出和长大<sup>[8,18]</sup>。合金在拉伸过程中的塑性变形是由位错滑移引起的，而强化则由阻碍位错运动的障碍来实现<sup>[20]</sup>。从图 7b 可以看出，TiB<sub>2</sub>/Al-Cu 复合材料中存在大量位错，这些位错是其强度提高的主要因素。通常，加入颗粒的复合材料屈服强度的提高可归因为细晶强化、承载转移强化、Orowan 强化和 CTE 错配强化<sup>[13-15]</sup>4 种机制。

晶粒细化强化是通过减小晶粒的尺寸，增多晶界，因晶界可以阻碍位错的运动来提高合金的强度。在 TiB<sub>2</sub>/Al-Cu 复合材料拉伸时，相邻的不同取向的  $\alpha$ -Al 晶粒受到加载发生变形时，一些施密特因子较大的  $\alpha$ -

为 TiB<sub>2</sub> 颗粒体积分数(3.15%)。

Orowan 强化机理主要适用于增强颗粒尺寸小于 1  $\mu\text{m}$  的复合材料中，所制备的 TiB<sub>2</sub> 颗粒尺寸不大于 1  $\mu\text{m}$ ，需要考虑 Orowan 强化机制。TiB<sub>2</sub> 的弹性模量(530 GPa)比较高，在拉伸试验中，位错运动遇到  $\alpha$ -Al 晶粒内细小的 TiB<sub>2</sub> 颗粒，无法从其中穿透通过，只能沿着 TiB<sub>2</sub> 颗粒围绕，每条位错线绕过 TiB<sub>2</sub> 颗粒后会在其周围留下一个位错环，给后续位错的运动增加更大的阻力，见图 7d。由 Orowan 强化产生的  $\sigma_s$  增量( $\Delta\sigma_{\text{Orowan}}$ )为：

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.13G_m b}{\lambda} \ln \frac{d_p}{2b} \quad (4)$$

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

$$\lambda = d_p \left[ \left( \frac{1}{2V_p} \right)^{1/3} - 1 \right] \quad (6)$$

式中， $b$  为位错的 Burgers 矢量，取 0.286 nm； $d_p$  为  $\alpha$ -Al

晶粒内细小 TiB<sub>2</sub> 颗粒的平均直径,取 40 nm; $G_m$  为 Al-Cu 基体的剪切模量; $E_m$  为 Al-Cu 基体的弹性模量,取 61.6 GPa; $\nu$  为 Al-Cu 基体的泊松比,取 0.33; $\lambda$  为粒子间距离。

CTE 错配强化主要适用于基体与增强颗粒之间的热膨胀系数相差较大的情况,在 Al-Cu 基体中 TiB<sub>2</sub> 颗粒周围存在残余塑性应变,可引发大量位错,增加位错密度,对拉伸过程中位错的增殖和运动有很大阻碍作用,见图 7e。分析可知,TiB<sub>2</sub> 颗粒在晶界处大量聚集形成 TiB<sub>2</sub> 颗粒网,这些 TiB<sub>2</sub> 颗粒网附近也存在塑性应变场,在变形过程中不仅限制了晶粒的变形,还对位错的运动起阻碍作用,造成  $\alpha$ -Al 晶粒内位错塞积,见图 7f。由 CTE 强化产生的  $\sigma_s$  增量( $\Delta\sigma_{CTE}$ )为:

$$\Delta\sigma_{CTE} = \beta G_m b \sqrt{\rho_{CTE}} \tag{7}$$

$$\rho_{CTE} = \frac{12\Delta\alpha\Delta TV_p}{b d_p(1 - V_p)} \tag{8}$$

式中, $\beta$  为强化系数,取 1.25; $\rho_{CTE}$  为 CTE 失配引起的位错密度; $\Delta\alpha$  为 TiB<sub>2</sub> 颗粒与 Al-Cu 基体 CTE 之差,取  $16.8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ; $\Delta T$  为浇注温度(993 K)与测试温度(298 K)之差, $\Delta T = 695 \text{ K}$ ; $d_p$  为 TiB<sub>2</sub> 颗粒的平均直径,取 220 nm。

综合 4 种强化机制,提出了预测屈服强度( $\sigma_{0.2,y}$ )的方法表述为:

$$\sigma_{0.2,y} = \sigma_{0.2,0} + \Delta\sigma_{H-P} + \Delta\sigma_{yc} + \sqrt{(\Delta\sigma_{Orowan})^2 + (\Delta\sigma_{CTE})^2} \tag{9}$$

带入具体数值,计算结果见表 3。可以看出,预测的屈服强度( $\sigma_{0.2,y}$ )与实测屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )基本一致。从表 3 可以看出,错配强化效果最为显著,主要原因是 TiB<sub>2</sub> 颗粒与铝基体的热膨胀系数的差异,不论是晶粒内较大的 TiB<sub>2</sub> 颗粒还是晶界处的 TiB<sub>2</sub> 颗粒网都参与其中;其次是 Orowan 强化,其主要依靠  $\alpha$ -Al 晶粒内细小的 TiB<sub>2</sub> 颗粒;再次是细晶强化;最后是承载转移强化,因 TiB<sub>2</sub> 颗粒含量不高,强化效果最小。

表 3 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料强化机制计算结果

Tab.3 Calculation results of reinforcement mechanism of 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites

| $\sigma_{0.2,0} /$<br>MPa | $\Delta\sigma_{H-P} /$<br>MPa | $\Delta\sigma_{yc} /$<br>MPa | $\Delta\sigma_{Orowan} /$<br>MPa | $\Delta\sigma_{CTE} /$<br>MPa | $\sigma_{0.2,y} /$<br>MPa | $\sigma_{0.2} /$<br>MPa |
|---------------------------|-------------------------------|------------------------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|-------------------------|
| 130.08                    | 5.34                          | 2.05                         | 36.75                            | 70.47                         | 216.56                    | 219.76                  |

3 结 论

(1)错配强化效果最为显著,因 TiB<sub>2</sub> 颗粒周围存在残余塑性应变引发大量位错,增加位错密度,造成位错塞积。其次是 Orowan 强化,其借助  $\alpha$ -Al 晶粒内细小的 TiB<sub>2</sub> 颗粒形成位错环,增加位错运动的阻力。然后

是细晶强化,是借助 TiB<sub>2</sub> 颗粒作为异质形核点和影响凝固界面前沿来增加晶界,阻碍位错运动;最后是承载转移强化,因 TiB<sub>2</sub> 颗粒含量不高,其强化效果不明显。

(2) 5TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料的屈服强度和抗拉强度分别为 219.76 MPa 和 354.65 MPa,比基体分别提高了 68.94% 和 32.65%;伸长率为 5.76%,比基体降低了 45.56%,主要原因是晶界处形成的 TiB<sub>2</sub> 颗粒网阻碍了晶粒的变形。虽然伸长率有所降低,但其综合力学性能仍提高了 11.33%。

参 考 文 献

[1] 邱辉,张磊,尧军平. 原位 TiB<sub>2</sub>/Al-5Cu 复合材料的固溶时效行为[J]. 特种铸造及有色合金, 2011, 31(3): 263-265.

[2] 薛彦庆,郝启堂,魏典,等. 原位自生 TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料微观组织和力学性能[J]. 材料工程, 2021, 49(2): 97-104.

[3] MOZAMMIL S, KARLOOPIA J, VERMA R, et al. Effect of varying TiB<sub>2</sub> reinforcement and its ageing behaviour on tensile and hardness properties of in-situ Al-4.5Cu-xTiB<sub>2</sub> composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 793: 454-466.

[4] MAO H, LI C, DONG Y, et al. The effect of Mn on particles morphology and property of 5% TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu-0.4Mn alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 904: 163 907.

[5] CHEN F, CHEN Z, MAO F, et al. TiB<sub>2</sub> reinforced aluminum based in situ composites fabricated by stir casting[J]. Materials Science and Engineering, 2015, A625: 357-368.

[6] 李永飞,黄礼新,王立生,等. 原位自生 TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(1): 33-39.

[7] 张磊,尧军平,杨滨. 原位合成 TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu 复合材料的热处理特性[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(6): 495-497.

[8] DU R, GAO Q, WU S, et al. Influence of TiB<sub>2</sub> particles on aging behavior of in-situ TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A721: 244-250.

[9] AGRAWAL S, GHOSE A K, CHAKRABARTY I. Effect of rotary electromagnetic stirring during solidification of In-situ Al-TiB<sub>2</sub> composites[J]. Materials & Design, 2017, 113: 195-206.

[10] LIU J, LIU Z, DONG Z, et al. On the preparation and mechanical properties of in situ small-sized TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites via ultrasound assisted RD method[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 765: 1 008-1 017.

[11] GAO Q, WU S S, LÜ S L, et al. Improvement of particles distribution of in-situ 5% TiB<sub>2</sub> particulates reinforced Al-4.5Cu alloy matrix composites with ultrasonic vibration treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 692: 1-9.

[12] 严卫才,张伟,于长富,等. 原位合成 Al-Cu-xTiB<sub>2</sub> 铝合金复合材料组织及性能研究[J]. 铝加工, 2021(3): 9-12.

[13] NAMPOOTHIRI J, HARINIR S, NAYAK S K, et al. Post in-situ reaction ultrasonic treatment for generation of Al-4.4Cu/TiB<sub>2</sub> nanocomposite: A route to enhance the strength of metal matrix nanocomposites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 683: 370-378.

[14] SAJJADI S A, EZATPOUR H R, TORABI PARIZI M. Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites fabricated by stir and compo-casting processes[J]. Materials & Design, 2012, 34: 106-111.

Cu-Ni 合金 Ni 释放标准试样制备工艺

陈绍兴<sup>1</sup> 袁军平<sup>1</sup> 刘崇华<sup>2</sup> 丁志勇<sup>2</sup> 田 勇<sup>2</sup> 朱佳伟<sup>1</sup>  
(1.广州番禺职业技术学院珠宝学院;2.广州海关技术中心)

**摘 要** 以 Cu-Ni 合金作为标样,研究了制备工艺对 Ni 释放量的影响。结果表明,在 Ni 含量小于 1% 时,Cu-Ni 合金在人工汗液中的 Ni 释放量与 Ni 含量呈近似正相关。采用在大气下熔炼手工浇注铸锭制作试样时,Ni 释放量的均匀性比连铸坯差。冷加工态试样经退火后可改善 Ni 释放的均匀性。采用砂纸打磨试样表面时,随着砂纸号数增加,平均 Ni 释放量下降。因此,在制备 Cu-Ni 合金标样时,优先考虑 Ni 含量控制在 0.05%~0.1%,采用真空粒化后重熔连铸的方式制作板坯再经轧压冲裁成形,试片应进行高温退火处理,并采用 800 号或更细的砂纸对其表面进行打磨。

**关键词** Cu-Ni 合金;Ni 释放;标样;工艺因素

**中图分类号** TG249. 5;TG146.1<sup>+</sup>1 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.04.008

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Preparation Process of Nickel Release Reference Specimens of Cu-Ni Alloy

Chen Shaoxing<sup>1</sup>, Yuan Junping<sup>1</sup>, Liu Chonghua<sup>2</sup>, Ding Zhiyong<sup>2</sup>, Tian Yong<sup>2</sup>, Zhu Jiawei<sup>1</sup>

(1.Jewelry Institute of Guangzhou Panyu Polytechnic; 2.Technology Center of Guangzhou Customs)

**Abstract:** Cu-Ni alloy was chosen as the reference specimen, and the effects of preparation process on the nickel release rate were investigated. The results indicate that when nickel content of Cu-Ni alloy is below 1%, nickel release rate in artificial sweat is approximately positively correlated with the nickel content. When the specimen is melted and hand made casting in atmosphere, the uniformity of nickel release rate is poorer than that of continuous casting slab, which can be improved by annealing treatment. When the specimen surface is worn by sand paper, the average nickel release rate is decreased with the increase of sandpaper specifications. Therefore, the nickel content can be controlled between 0.05% and 0.1% in priority during the preparation of nickel release reference specimen. The slab is made by remelting continuous casting after vacuum granulation, and then rolled and blanked. The test piece can be annealed at high temperature, of which the surface should be grinded with 800 # or finer sandpaper.

**Key Words:** Cu-Ni Alloy, Nickel Release, Reference Specimen, Process Factors

收稿日期:2022-07-15;修改稿收到日期:2022-08-29

基金项目:教育部应用技术协同创新中心资助项目(教职成函[2019]10 号);广州海关科研资助项目(2020GZCK-02)

第一作者简介:陈绍兴,男,1983 年出生,实验师,广州(511483),E-mail:chensx@gzppy.edu.cn

通信作者:袁军平,男,1969 年出生,教授,广州(511483),E-mail:yuanjp@gzppy.edu.cn

刘崇华,男,1974 年出生,研究员,广州(511483),E-mail:liuch@iqtc.cn

引用格式:陈绍兴,袁军平,刘崇华,等. Cu-Ni 合金 Ni 释放标准试样制备工艺[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(4): 474-478.

CHEN SX, YUAN J P, LIU C H, et al. Preparation process of nickel release reference specimens of Cu-Ni alloy[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2023, 43(4): 474-478.

[15] SRIVASTAVA N, CHAUDHARI G P. Microstructural evolution and mechanical behavior of ultrasonically synthesized Al6061-nano alumina composites[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A724: 199-207.

[16] KHALIQ A, ALGHAMDI A S, RAJHI W, et al. Thermodynamic and kinetic analyses of the removal of impurity titanium and vanadium from molten aluminum for electrical conductor applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2021, B52(5): 3 130-3 141.

[17] 马强,宫长伟. 原位 TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料制备及凝固过程研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(3): 206-209.

[18] LI H, ZHAO S, OU Y, et al. Synthesis, microstructure, and mechanical properties of in situ TiB<sub>2</sub>/Al-4.5Cu composites[J]. Science and Engineering of Composite Materials, 2018, 25(3): 453-462.

[19] MOHAMED A M A, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al-10.8%Si cast alloy[J]. Materials & Design, 2009, 30(10): 3 943-3 957.

[20] SANTOS-GÜEMES R, ESTEBAN-MANZANARES G, PAPADIMITRIOU I, et al. Discrete dislocation dynamics simulations of dislocation-θ' precipitate interaction in Al-Cu alloys[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2018, 118: 228-244.

(编辑:刘卫)