

La_2O_3 含量对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$ 基复合材料组织与性能的影响

党 聪^{1,2}, 刘慧敏^{1,2}, 峰 山^{1,2}, 新巴雅尔^{1,2}, 王 俊^{1,2}, 史志铭^{1,2}

(1. 内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 多功能铜材料内蒙古自治区工程研究中心, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘 要: 以 La_2O_3 粉、Al 粉、CuO 粉为反应物原料, 纯铜为基体, 采用原位合成技术和近熔点铸造法制备颗粒增强 Cu 基复合材料, 研究 La_2O_3 对 Al-CuO 体系制备的 Cu 基复合材料组织及性能的影响。结果表明: 添加 La_2O_3 可获得纳米 Al_2O_3 颗粒, 且弥散分布于 Cu 基体中, 制备的材料组织更加细小、均匀, 其材料的电导率及耐摩擦磨损性能得到明显提高。当添加 0.6% La_2O_3 (质量分数), 复合材料的电导率达到 90.7%IACS, 磨损量达到最小, 相比未添加 La_2O_3 , 其电导率提高 10.1%, 磨损量减小 36.3%。

关键词: La_2O_3 ; Al-CuO 体系; Al_2O_3 ; Cu 基复合材料

中图法分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4341-07

Cu 基复合材料因其具有高强度、高硬度、优异耐高温性能、良好摩擦磨损性能等优良性能, 被广泛地应用于电子科技、交通、机械、航空航天等方面^[1-3]。而颗粒增强是提高金属基复合材料性能的有效方法。目前, 制备颗粒增强金属基复合材料的方法有很多, 例如接触反应法 (CR), 粉末冶金技术, 喷涂工艺, 火花等离子体烧结, 加压的液态金属渗透, 无压渗透等等^[4-8], 根据增强体产生的方式不同可分为内生型和外生型两大类。由于外生型法会导致增强颗粒表面易受污染, 从而降低材料的使用性能, 因此内生型法 (又称原位合成法) 更加获得众位研究者的青睐。而原位合成法中的接触反应法因制备工艺简单且成本低备受关注。

不同原位反应体系可用于制备不同种类、形状和大小的原位颗粒, 例如 Yu^[9,10]等人通过 Al-CuO 体系制备的 Al_2O_3 增强 Al-Cu 合金复合材料, 其原位生成的 Al_2O_3 颗粒尺寸为 10 μm , 而采用 Al-TiO₂-C 体系制备的 Al_2O_3 和 TiC 颗粒增强 Al 基复合材料, 其 Al_2O_3 和 TiC 颗粒尺寸在微米到亚微米之间。Ding^[4]等人采用 Ti-C-Si 体系制备 TiC 颗粒增强 Cu 基复合材料, 其 TiC 颗粒尺寸在 1~5 μm 之间。对于金属基复合材料而言, 增强相的粒径对复合材料的机械性能有很大影响, 因此, 将纳米颗粒用作增强相是未来的发展方向^[11,12]。如上所述, 采用原位合成法易产生较大尺寸的增强相颗粒, 与金属基体的结合强度差, 研究发现纳米 Al_2O_3 颗粒与基体往往更容

易形成共格和半共格界面, 提高材料的使用性能^[13-15]。

稀土元素被称为“工业的维生素”, 添加适量稀土元素可以减小各反应物之间的润湿角, 还可以改变杂质的形态和分布, 从而改善材料的综合性能^[16-19]。本研究将采用接触反应原位合成法制备陶瓷颗粒增强 Cu 基复合材料, 通过将 La_2O_3 引入 Al-CuO 反应体系中, 研究不同 La_2O_3 添加量对 Al_2O_3 颗粒以及复合材料组织与性能的影响。

1 实 验

实验原料氧化镧粉 (纯度>99.0%, 粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$)、铝粉 (纯度>99.5%, 粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$)、氧化铜 (纯度>99.0%, 粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$) 和铜粉 (纯度>99.5%, 粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$)。复合材料的制备步骤: (1) 将 Al 粉, CuO 粉, Cu 粉 (Al:CuO:Cu 摩尔比为 2.2:3:6.5, Al_2O_3 理论生成量为 0.9%) 分别和基体质量的 0%, 0.5%, 0.6% 和 0.7% La_2O_3 粉在 FRITSCH 混粉机内混合 60 min 后, 用压片机将混合均匀的粉末压制成 $\Phi 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的预制块, 成型压力 12 MPa, 然后将其置于 200 $^\circ\text{C}$ 的箱式炉中干燥备用;

(2) 将一定量的纯铜放入 1180 $^\circ\text{C}$ 高频电阻炉中加热至熔化, 然后将预制块压入纯铜熔体中, 使其发生原位反应, 经过适当的搅拌使生成的原位颗粒均匀地分散于铜基体中; (3) 待熔体温度降至 1090 $^\circ\text{C}$ 附近时, 浇入铸铁铸型中进行冷却, 获得所需的 Cu 基复合材料。

收稿日期: 2019-12-27

基金项目: 多功能铜材料内蒙古自治区工程研究中心建设项目

作者简介: 党 聪, 男, 1994 年生, 硕士生, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, E-mail: 1284581007@qq.com

对制备出的 Cu 基复合材料取样, 选用浓硝酸进行酸蚀, 直至将所有 Cu 基体完全腐蚀, 再将所制得溶液用蒸馏水反复漂洗, 烘干, 制得粉末样品进行扫描电镜观察分析; 对磨制抛光好的试样进行 10 s 腐蚀 (腐蚀液: FeCl_3 : 5 g; HCl : 2 mL; CH_2OH : 95 mL), 采用扫描电子显微镜观察其微观组织并进行能谱分析。对制备出的 Cu 基复合材料再取样, 经过机械加工磨至 $50\text{ }\mu\text{m}$ 后, 将其冲制为 $\Phi 3\text{ mm}$ 圆片, 经离子减薄后制成 TEM 样品, 采用 JEM-2100 透射电子显微镜观察原位反应产物尺寸与分布状况。

电导率测定: 在四探针电阻率测试仪上进行。电导率通过电阻率的数值转换得到。本实验采用 IACS 电导率百分数 (即导体材料的电导率与国际标准退火纯铜电导率之比的百分数, 退火纯铜的电阻率为 $0.017\text{ }24\text{ }\Omega\cdot\text{mm}^2/\text{m}$) 来表示电导率。磨损性能测试: 在 MM-W1 立式万能摩擦磨损试验机上进行, 将试样底面与固定的 240#砂纸接触, 施加载荷 100 N, 转速为 100 r/min, 磨损时间 120 s。利用天平测量试样的磨损质量, 之后利用 LSM-700 型激光共聚焦显微镜对磨损试样进行 3D 形貌模拟, 分析磨损机理。

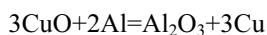
2 结果与分析

2.1 显微组织分析

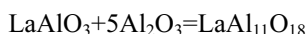
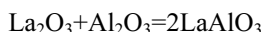
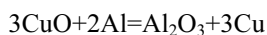
图 1a 为采用 Al-CuO 体系制备的 Cu 基复合材料的显微组织, 可以看出: 其组织由少量等轴晶和蔷薇状晶

粒, 以及较大的柱状晶和树枝晶组成。当添加 0.5% La_2O_3 时, 树枝晶减少, 短小的柱状晶和蔷薇状晶粒增多, 相比未添加 La_2O_3 颗粒, 组织趋向均匀化 (图 1b); 当添加 0.6% La_2O_3 时, 树枝晶消失, 组织转变为更加均匀细小的等轴晶 (图 1c); 随着 La_2O_3 添加量为 0.7% 时, 树枝晶再次出现, 组织变得不均匀 (图 1d)。因此将适量的 La_2O_3 引入到 Al-CuO 体系中, 能够有效改善 Cu 基复合材料的显微组织。

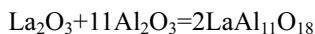
对于 Al-CuO 体系, 其主要发生反应:



对于 La_2O_3 -Al-CuO 体系, 其主要发生反应:



Carroll 和 Ropp^[20]报道了 La_2O_3 与 Al_2O_3 反应形成 LBA 的固态反应动力学。他们发现 La_2O_3 与 Al_2O_3 在较低温度下发生反应, 生成 LaAlO_3 相, 在较高温度下 LaAlO_3 与 Al_2O_3 反应生成 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$, 在 $1600\text{ }^\circ\text{C}$ 左右, 获得纯 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相。对于 Al-CuO 体系, 经过热力学计算, 体系的绝热温度可达到 $3548\text{ }^\circ\text{C}$ 。因此在本实验条件下, 可认为 Al_2O_3 与 La_2O_3 直接发生反应:



因此 La 元素主要以 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相的形式存在。由于第二相颗粒的大小、形状及分布严重影响材料的组织与性能, 因此对酸蚀后的试样进行扫描电镜观察。

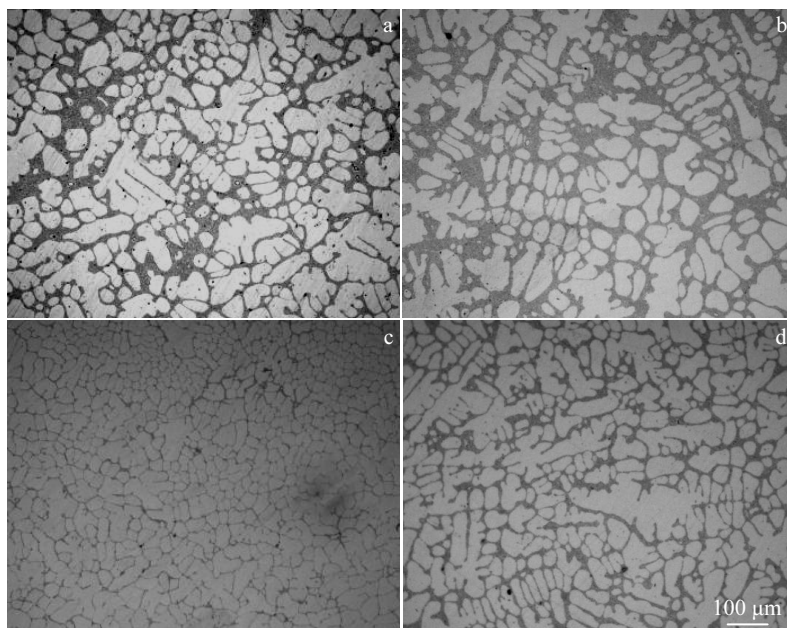


图 1 不同 La_2O_3 添加量制备的 Cu 基复合材料的微观组织

Fig.1 Microstructures of Cu-based composites prepared with different La_2O_3 additions: (a) 0%, (b) 0.5%, (c) 0.6%, and (d) 0.7%

图 2 为不同 La_2O_3 添加量制备的 Cu 基复合材料酸蚀后剩余粉体的 SEM 形貌及 EDS 分析。从图 2a 中可以看出, 当未添加 La_2O_3 时, 原位生成的 Al_2O_3 颗粒呈球形, 且尺寸在 $0.5\sim 3\ \mu\text{m}$ 之间。当添加 $0.5\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 原位生成的 Al_2O_3 颗粒呈现 2 种形状, 一种呈球形, 尺寸为微米级, 另一种为不规则多边形, 尺寸在纳米范围(图 2b)。当添加 $0.6\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 生成的原位 Al_2O_3 颗粒主要为纳米颗粒(图 2c)。当添加 $0.7\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 纳米 Al_2O_3 颗粒减少且微米级 Al_2O_3 颗粒增多(图 2d)。马颖^[21]等人通过研究, 将 Al-CuO 体系的反应过程分为以下几步:

(1) 纯 Al 开始熔化;

(2) 纯 Al 与 CuO 之间出现润湿现象, 熔融的 Al 通过扩散到 CuO 的相界面上;

(3) 熔融状态的 Al 与 CuO 在相互接触的界面上发生化学反应, 反应产物为 Cu_2O 和 Al_2O_3 。该反应速度非常快, 并且中间产物 Cu_2O 在低温不稳定, 所以中间产物很快发生进一步反应;

(4) Al 和中间产物 Cu_2O 发生进一步的化学反应;

(5) 反应产物 Al_2O_3 和 Cu 发生解吸现象;

(6) 反应产物 Al_2O_3 利用扩散作用逐渐远离反应界面, 同时 CuO 与 Al 继续反应。

之前研究发现^[22], 对于 La_2O_3 -Al-CuO 体系, La_2O_3 的添加会导致 Al 与 CuO 反应加快, 而 La_2O_3 并不能与预制块中的各物质直接发生反应, 且实验中发现稀土元

素能够减小各反应物之间的润湿角^[17], 因此 La_2O_3 的引入改善了 Al 与 CuO 之间润湿性, 促进 Al 与 CuO 反应, 进而会促进 Al 与 CuO 反应, 加快 Al_2O_3 的解析, 最终获得纳米 Al_2O_3 颗粒。因此当添加 $0.6\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 能够获得大量纳米 Al_2O_3 颗粒。

当添加 $0.6\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 根据 EDS 能谱分析, 如图 2e 所示, 可确定这些颗粒为 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相, 其形状为六边形, 尺寸大约为 $1\ \mu\text{m}$ 。当添加 $0.7\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, 如图 2f 所示, 同样确定该颗粒为 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相, 形状为棒状, 尺寸在 $50\ \mu\text{m}$ 左右。 La_2O_3 为六方层状结构, Al_2O_3 是尖晶石型(立方)结构, $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相(六铝酸镧)是立方和六方的混合结构。它的氧原子呈立方密堆积, 铝原子填充在氧原子的间隙之间。 La_2O_3 层是结晶学镜面结构, 镜面的两边是铝尖晶石层结构, 并且铝尖晶石层被对称的 La_2O_3 镜面分隔开。在 La_2O_3 层中, 阳离子 La^{3+} 是位于氧负离子的六边形紧密结构中。离子在扩散时受到了很强的压制作用, 所以在该层状结构化合物沿着与镜面平行方向的生长速度要大于垂直方向上的生长速度^[23]。当添加 $0.7\%\text{La}_2\text{O}_3$ 时, La_2O_3 含量过多, 因此在 La_2O_3 相富集的地方容易导致大尺寸的棒状 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相的生成。

接下来观察原位颗粒在复合材料中的分布情况。图 3a 为未添加 La_2O_3 制备的 Cu 基复合材料的 SEM 形貌, 可以看出: Al_2O_3 颗粒尺寸在微米到亚微米之间, 与上面观察到的情况一致, 且分布在晶界处。当添加 0.5% 和

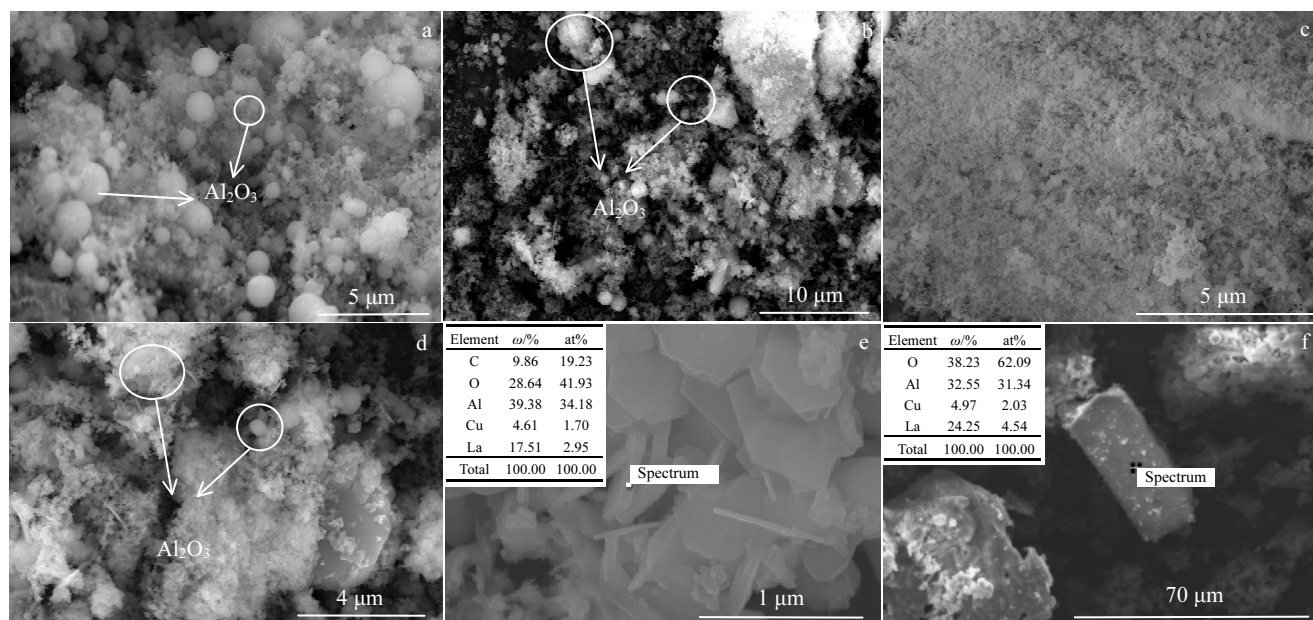


图 2 不同 La_2O_3 添加量制备的 Cu 基复合材料酸蚀后剩余粉体的 SEM 形貌和 EDS 分析

Fig.2 SEM images and EDS analysis of powders extracted from Cu matrix composites prepared with different La_2O_3 additions after acid etching: (a) 0%, (b) 0.5%, (c, e) 0.6%, and (d, f) 0.7%

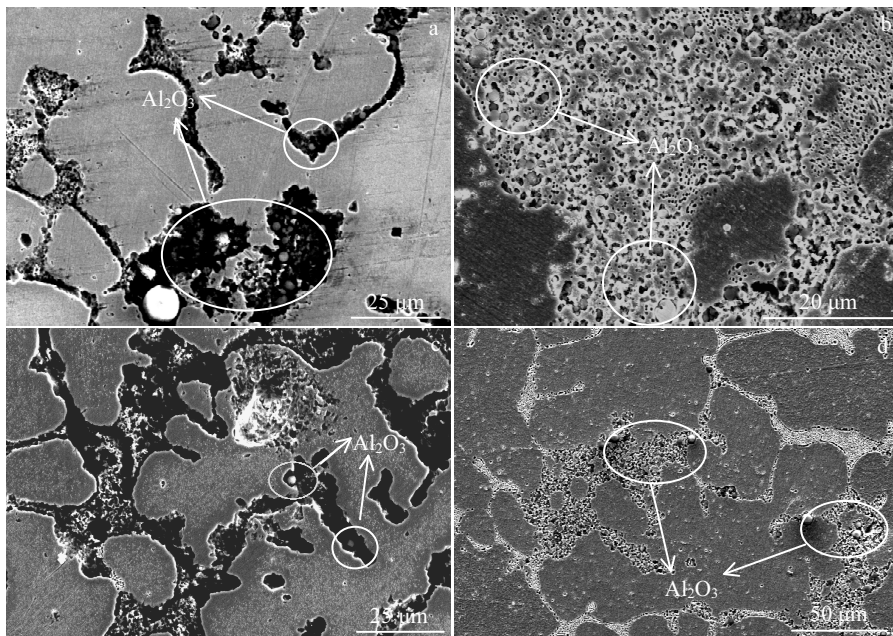


图 3 不同 La_2O_3 添加量制备的 Cu 基复合材料的 SEM 形貌

Fig.3 SEM images of Cu-based composites prepared with different La_2O_3 additions: (a) 0%, (b) 0.5%, (c) 0.6%, and (d) 0.7%

0.7% La_2O_3 时, 观察结果如图 3b 和 3d 所示, 在基体中存在微米级 Al_2O_3 颗粒的团聚现象。当添加 0.6% La_2O_3 时, 在基体中未观察到 Al_2O_3 颗粒的团聚现象, 只观察到极少数的微米级 Al_2O_3 颗粒分布在晶界上, 为进一步观察 Al_2O_3 颗粒在 Cu 基体的分布情况, 进行透射电镜观察。

在图 4a 中可以观察到大量透明颗粒弥散分布在 Cu 基体中。放大之后对点 A 进行 EDS 能谱分析, 结果表明: Al:O 原子比约为 2:3, 可以确定为 Al_2O_3 颗粒, 且尺寸小于 100 nm。因此向 Al-CuO 体系中添加 La_2O_3 可生成纳米 Al_2O_3 颗粒, 并且弥散分布在基体中。此外, 在反应过程中生成少量的 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相, 并未在基体中观察到。

综上分析, 可以得出: 与 Al-CuO 体系相比, 添加 0.6% La_2O_3 后, Al_2O_3 颗粒的尺寸和形貌发生了显著变化。 Al_2O_3 颗粒的尺寸从微米减小到纳米, 形状从球形变为不规则多边形, 并且纳米 Al_2O_3 颗粒均匀地分散在 Cu 基体中。一方面微米级 Al_2O_3 颗粒分布在晶界处, 在凝固过程中, 这些 Al_2O_3 颗粒位于固液界面前沿, 阻碍晶界移动, 晶粒长大, 细化组织; 另一方面, 纳米 Al_2O_3 颗粒有可能做为异质形核点, 提高形核率, 达到细化组织的目的^[21]。因此当添加 0.6% La_2O_3 时, 可获得均匀细小的等轴晶。

2.2 导电性能

由图 5 可以看出, 随着 La_2O_3 的添加, 电导率呈现

先增加后减小趋势。当添加 0.6% La_2O_3 时, 电导率达到 90.7%IACS, 导电性能表现最好。相比未添加 La_2O_3 时

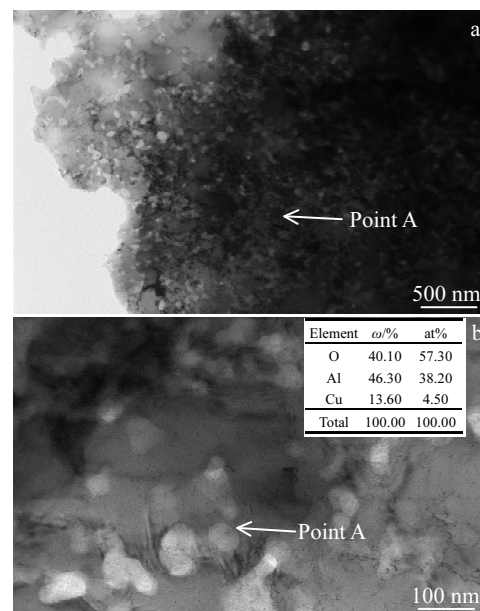


图 4 添加 0.6% La_2O_3 制备的 Cu 基复合材料的 TEM 照片及 EDS 分析

Fig.4 TEM images and EDS analysis of Cu-based composite prepared with the addition of 0.6% La_2O_3

的电导率 82.4%IACS, 提高了 10.1%。影响导电的主要因素: (1) 晶格振动散射; (2) 缺陷散射 (包括固溶原子、孔隙、第二相、杂质、晶界)。当杂质浓度较小时, 可认为晶格振动和杂质、缺陷的散射是相互独立的, 总的散射几率是 2 种散射机构散射几率的总和, 用弛豫时间来表示, 可以写成式 (1) [24]:

$$1/\eta = 1/\eta(L) + 1/\eta(I) \quad (1)$$

其中, $1/\eta$: 散射几率; $1/\eta(L)$: 晶格振动散射几率; $1/\eta(I)$: 缺陷散射几率。晶格振动散射与温度有关, 因此对于添加 La_2O_3 和未添加 La_2O_3 制备的 Cu 基复合材料, 它们对电子散射的几率影响是相等的。添加 La_2O_3 后, 可获得均匀细小的等轴晶, 导致晶界面积增大, 晶界对电子散射的几率也增大。虽然晶界对电子散射作用增强, 但是 La_2O_3 的添加, 减小了 Al_2O_3 颗粒尺寸并达到纳米级, 改善其团聚现象, 使其弥散分布于基体中, 从而减小了 Al_2O_3 颗粒对电子散射的几率, 电导率提高。但是当添加 0.7% La_2O_3 时, La_2O_3 含量过多, 导致粗大的 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 和 Al_2O_3 颗粒生成, 颗粒对电子散射的几率升高, 引起电导率下降。因此当添加 0.6% La_2O_3 时, 材料的导电性能最好。

2.3 摩擦磨损性能

由图 6 可以看出, 当载荷和转速一定时, 随着 La_2O_3 添加量的增加, 复合材料磨损失重的趋势先减小后逐渐增加。当 La_2O_3 的添加量为 0.6% 时, 磨损量达到最小, 其耐磨性能表现最佳。相比未添加 La_2O_3 , 磨损量减少了 36.3%。为探究磨损机理, 使用激光共聚焦显微镜对磨损测试完的试样表面进行 3D 形貌模拟, 如图 7 所示。

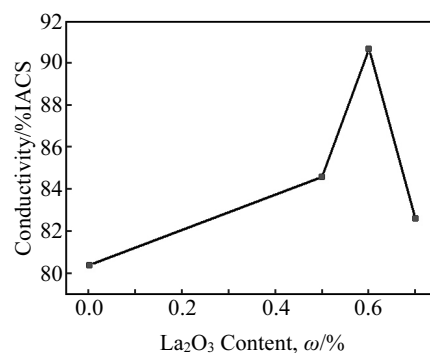


图 5 不同 La_2O_3 含量对 Cu 基复合材料电导率的影响

Fig.5 Effect of La_2O_3 additions on the conductivity of Cu-based composites

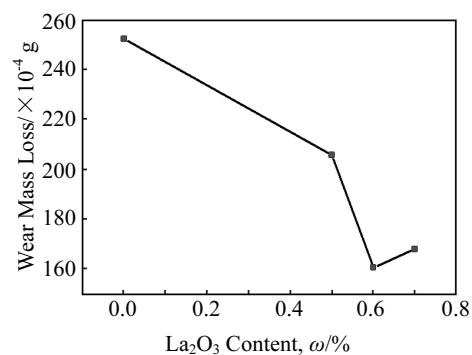


图 6 不同 La_2O_3 含量对 Cu 基复合材料磨损性能的影响

Fig.6 Effect of La_2O_3 additions on the wear performance of Cu-based composites

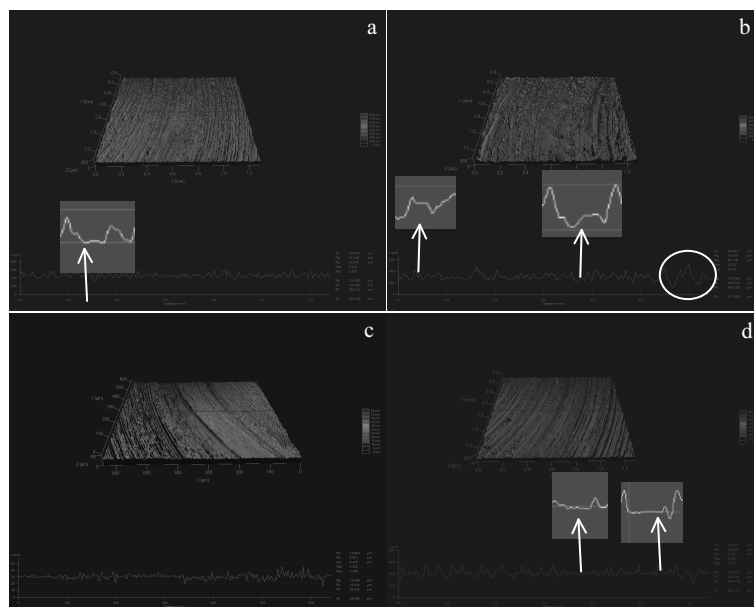


图 7 不同 La_2O_3 含量制备的 Cu 基复合材料的 3D 磨痕表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of 3D wear scars of Cu-based composites prepared with different La_2O_3 additions: (a) 0%, (b) 0.5%, (c) 0.6%, and (d) 0.7%

由图 7a 可看出: 未添加 La_2O_3 时, 其磨损表面的形状多为犁沟槽, 且较宽, 还有少量的小平面 (箭头所指为局部的放大图)。由于未添加 La_2O_3 时, 原位生成的 Al_2O_3 主要为微米级球形颗粒, 在整个磨擦过程中, 这些球形颗粒起支撑作用, 防止与基体直接接触, 保护基体, 表明其磨损机理主要为颗粒磨损^[25]。但是由图 3a 观察到基体中 Al_2O_3 颗粒分布不均, 存在团聚现象, 导致在磨损过程中脱落的 Cu 基体与基体之间发生粘着磨损, 导致存在少量小平面对。当添加 0.5% La_2O_3 时, 其磨损表面如图 7b 所示, 同样存在犁沟槽和小平面, 表明其磨损机理同样包括颗粒磨损与粘着磨损。由于添加 0.5% La_2O_3 时, 原位生成微米级球形 Al_2O_3 颗粒和纳米 Al_2O_3 颗粒, 在摩擦磨损过程基体受到剪切作用, 微米级球形 Al_2O_3 颗粒起到支撑基体的作用, 纳米 Al_2O_3 颗粒阻止基体产生形变, 因此磨损量减少, 耐磨性能提高。但是微米级球形 Al_2O_3 颗粒分布不均, 存在团聚现象, 导致犁沟槽宽度不均 (图中白圈标出)。当添加 0.6% La_2O_3 时, 其磨损表面多为犁沟槽, 且宽度均匀 (图 7c), 其磨损机理主要为颗粒磨损。表明其纳米 Al_2O_3 颗粒和微米级 Al_2O_3 颗粒达到最佳的匹配关系, 使其磨损量达到最低。另外在摩擦磨损过程中, 尺寸较小的 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相为六方层状结构, 能够减弱基体的粘着磨损^[26], 提高抗磨损性能。当添加 0.7% La_2O_3 时, 由于大颗粒 Al_2O_3 以及 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 的出现, 并且 Al_2O_3 发生颗粒团聚, 导致出现犁沟槽变宽现象, 并且出现小平面对 (图 7d), 粘着磨损作用增强, 导致磨损量增加。因此当添加 0.6% La_2O_3 时, 其磨损量最低, 耐磨性最好。

3 结 论

1) 将 La_2O_3 引入 Al-CuO 体系中, La_2O_3 明显改变原位 Al_2O_3 颗粒的形貌与尺寸, 微米级球形 Al_2O_3 颗粒转变为纳米级多边形 Al_2O_3 颗粒, 有效改善 Al_2O_3 颗粒的团聚现象。

2) 当添加 0.6% La_2O_3 时, 不同尺度的 Al_2O_3 颗粒和小尺寸 $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ 相生成。微米级 Al_2O_3 颗粒分布在晶界上, 阻碍晶界的移动, 纳米级 Al_2O_3 颗粒分布在晶粒内部, 充当异质形核点, 二者共同作用, 有效改善晶粒组织, 获得均匀细小的等轴晶。

3) 当添加 0.6% La_2O_3 时制备的 Cu 基复合材料综合性能优异, 其导电率达到 90.7%IACS, 磨损量达到最小值, 相比未添加 La_2O_3 , 其导电率提高 10.1%, 磨损量减小 36.3%。

参考文献 References

[1] Ružić J, Stašić J, Rajković V *et al.* *Materials & Design*[J], 2013,

49: 746

[2] Fathy A, Shehata F, Abdelhameed M *et al.* *Materials & Design*[J], 2012, 36: 100

[3] Rajkovic V, Bozic D, Jovanovic M T. *Materials & Design*[J], 2010, 31(4): 1962

[4] Ding Haimin, Chu Weiwen, Wang Qiang *et al.* *Materials and Design*[J], 2019, 182: 108 007

[5] Tang J, Fan G L, Li Z Q *et al.* *Carbon*[J], 2013, 55: 202.

[6] Lim D K, Shibayanagi T, Gerlich A P. *Mater Sci Eng A*[J], 2009, 507(1-2): 194

[7] El-Kady O, Fathy A. *Materials & Design*[J], 2014, 54: 348

[8] Luo Z P, Song Y G, Zhang S Q. *Scripta Materialia*[J], 2001, 45(10): 1183

[9] Yu P, Mei Z, Tjong S C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2005, 93(1): 109

[10] Yu Peng, Deng Chengji, Ma Nangang *et al.* *Acta Materialia*[J], 2003, 51(12): 3445

[11] Moghadam A D, Omrani E, Menezes P L *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2015, 77: 402

[12] Tjong S C. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2013, 74(10): 281

[13] Nachum S, Fleck N A, Ashby M F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(20): 5065

[14] Zhang Xuehui, Li Xiaoxian, Chen Hao *et al.* *Materials and Design*[J], 2016, 92: 58

[15] Nie Baoxian, Liu Huimin, Qu Yuan *et al.* *Mater Res Express*[J], 2019, 6(4): 046 555

[16] Chen Yan, Cheng Ming, Song Hongwu *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2014, 32(11): 1056

[17] Wang K, Cui C X, Qian W *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2013, 31(3): 313

[18] Li Jilin, Chang Lili, Li Shengli *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2018, 36(4): 424

[19] Zhou Shijie, Zhao Bingjun, Zhao Zhen *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2006, 24(1): 385

[20] Carroll B, Ropp R C. *J Am Ceram Soc*[J], 1980, 63(7-8): 416

[21] Ma Ying(马 颖), Hao Yuan(郝 远), Kou Shengzhong(寇生中) *et al.* *Acta Materialia Composita Sinica*(复合材料学报)[J], 2003, 20(4): 29

[22] Dang Cong, Liu Huimin, Feng Shan *et al.* *Material Express Research*[J], 2019, 6(10): 106 312

[23] Guo Xiaoxin(郭晓鑫). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2011

[24] Huang Kun(黄 昆), Han Ruqi(韩汝琦). *Solid State Physics*(固体物理学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 1998: 10

- [25] Liu Huimin(刘慧敏), Yang Shuqing(杨树青), Xu Ping(许 萍) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(11): 1
- [26] Mo Fei, Feng Yi, Chen Yangming *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2015, 33(3): 327

Effect of La_2O_3 Content on Microstructure and Properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$ Matrix Composites

Dang Cong^{1,2}, Liu Huimin^{1,2}, Feng Shan^{1,2}, Xinba Yaer^{1,2}, Wang Jun^{1,2}, Shi Zhiming^{1,2}

(1. Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Inner Mongolia Engineering Research Center of Multi-Functional Copper Based Materials, Hohhot 010051, China)

Abstract: Using La_2O_3 powder, Al powder, CuO powder as raw materials and pure copper as matrix, particle-reinforced Cu matrix composites were prepared by in-situ synthesis technology and near melting point casting method. The effect of La_2O_3 content on the microstructure and properties of Cu matrix composites prepared by the Al-CuO system was studied. The results show that nano- Al_2O_3 particles can be obtained by adding La_2O_3 , which are dispersed in the Cu matrix. The structure of the prepared material is finer and more uniform, and its electrical conductivity and wear performance are significantly improved. When 0.6% La_2O_3 (mass fraction) is added, the electrical conductivity of the composite reaches 90.7%IACS, and the amount of wear reaches the minimum. Compared with those of the material without adding La_2O_3 , the electrical conductivity increases by 10.1%, and the amount of wear decreases by 36.3%.

Key words: La_2O_3 ; Al-CuO system; Al_2O_3 ; Cu matrix composites

Corresponding author: Liu Huimin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, E-mail: huimin_72@163.com