

原位颗粒对 6063 铝合金微观组织和耐磨性的影响机理

郑 崇^{1,2}, 刘慧敏^{1,2}, 吕春达^{1,2}, 刘君城^{1,2}, 史志铭^{1,2}

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 内蒙古自治区轻金属材料重点实验室, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘 要: 以 CuO-Al 作为反应体系, 在 6063 铝合金中原位反应生成 Al_2O_3 颗粒, 制备 6063Al-x Al_2O_3 (x=0, 2, 4, 6, 质量分数, %) 复合材料。研究原位反应颗粒 Al_2O_3 的形状、尺寸、数量、分布、界面特征等对合金微观组织和耐磨性的影响机理, 并且分析了 6063 铝合金自带的原位结晶颗粒 Mg_2Si 对耐磨性的影响机理。结果表明, 在 6063 铝合金中原位反应生成尺寸在亚微米级的近球形 θ - Al_2O_3 颗粒; 其 (311) 晶面与 6063 铝合金基体 (111) 晶面成共格界面; 6063 铝合金中 Mg_2Si 尺寸大约为 100 nm, 呈条带状, 其 (02 $\bar{2}$) 与 Al 基体 (111) 晶面属于共格界面。随着 Al_2O_3 颗粒含量的增加, 6063 铝基复合材料的晶粒组织形貌由蔷薇状逐渐向等轴晶转变, 晶粒尺寸逐渐减小。当 Al_2O_3 的质量分数为 6% 时, 复合材料组织由等轴晶和细小的柱状晶组成。载荷为 50 N 时, 6063 铝合金的磨损量为 6.72 mg, 6063-6 Al_2O_3 复合材料的磨损量为 1.63 mg, 相对于 6063 铝合金降低 75.7%。原位颗粒 (Al_2O_3 + Mg_2Si) 与铝基体都成共格界面, 界面之间无污染, 界面结合强度高, 在磨损过程中, 不易从基体中脱落, 承担磨损过程中的大部分载荷。原位生成高硬度的 Al_2O_3 颗粒与原位结晶颗粒 Mg_2Si 协同作用共同提高复合材料的耐磨性。外加载荷为 40 N 时, 随着增强相质量分数的增加, 复合材料的磨损机制由粘着磨损转变为磨粒磨损。6063 铝合金磨损机制以严重的粘着磨损为主。6063-2 Al_2O_3 和 6063-4 Al_2O_3 复合材料磨损机制主要以粘着磨损为主, 6063-6 Al_2O_3 复合材料主要表现为磨粒磨损。

关键词: 原位反应 Al_2O_3 颗粒; 原位结晶 Mg_2Si 颗粒; 铝基复合材料; 微观组织; 耐磨性

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4213-06

铝和铝合金具有密度小质量轻等优势, 常作为轻量化制造材料被广泛地应用于汽车、航空航天等领域^[1-6]。同时由于其存在耐热耐磨性差等问题, 在应用中受到一定的限制^[7,8]。原位颗粒增强铝基复合材料中由于第二相颗粒是在基体中原位反应生成, 原位颗粒与基体之间的界面干净, 并且界面结合强度高^[9], 在保持其质量轻优点的前提下, 能够大幅度的提高其强度和耐磨性。常见的原位增强相颗粒有 SiC、WC、TiC、 Al_2O_3 ^[10]等。其中 Al_2O_3 陶瓷颗粒具有低密度、高熔点、高弹性模量等优点受到国内外学者的关注^[11]。如 Pramanik 等人^[12]研究发现 Al_2O_3 陶瓷颗粒可以很好地提高 6061 铝合金的耐磨性, 其磨损机理主要为三体磨粒磨损。

本实验以 CuO-Al 作为反应体系、以 6063 铝合金熔体作为反应介质, 在 6063 铝合金基体中发生氧化还原反应 ($2\text{Al}+3\text{CuO}=\text{Al}_2\text{O}_3+3\text{Cu}$) 生成第二相 Al_2O_3 颗粒, 采用铸造法制备试样。6063 铝合金中主要合金元素为 Mg

元素和 Si 元素, 在结晶过程中原位形成强化相 Mg_2Si 相。研究 2 种原位颗粒对 6063 铝合金微观组织及耐磨性能的影响。

1 实 验

试验以 CuO 粉 (粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$ 、纯度 $\geq 99\%$), Al 粉 (粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$ 、纯度 $\geq 99\%$) 作为反应体系; 6063 铝合金作为基体。按照反应式称取一定质量的 CuO 粉和 Al 粉研磨 1 h 后, 利用台式粉末压片机 (压力 10 MPa, 保压时间 5 min) 压制成预制块 ($\Phi 15 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$)。利用 SG2-12-13 型坩埚电阻炉将 6063 铝合金熔化, 待铝熔体温度达到 1000 $^\circ\text{C}$ 时, 用石墨钟罩将预制块压入 6063 铝合金熔体中, 保温 5 min。待铝熔体温度降低到 655 $^\circ\text{C}$ 附近时, 将熔体浇入准备好的圆柱形模具中 ($\Phi 25 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$), 得到试样。增强相质量分数设为 0%、2%、4%、6% 共 4 个不同值。

收稿日期: 2022-01-28

基金项目: 内蒙古自治区重大基础研究开放课题

作者简介: 郑 崇, 男, 1997 年生, 硕士, 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: zczc19970506@163.com

利用光学显微镜观察试样的微观组织。由于设计的颗粒含量偏少，所以采用酸蚀方法，将基体合金尽量腐蚀掉，留下反应产物，进行物相分析。采用场发射扫描电镜（FEI QUANTA 650 FEG）、高分辨透射电子显微镜（JEM-2010）观察第二相的形貌、尺寸、分布及其与 Al 基体之间的界面结构；观察增强相的尺寸、形貌以及在试样中的分布。

采用 HB-3000 型布氏硬度计对复合材料进行硬度测试，压头载荷 62.5 kg，压头直径 5 mm。在 MMW-1 立式万能摩擦磨损试验机上进行干摩擦磨损试，试样尺寸为 $\phi 25 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ ；对磨材料为 240#砂纸；转速为 100 r/min；对磨时间为 5 min。研究载荷（20、30、40、50 N）对复合材料耐磨性的影响；利用 S-3400N 扫描电子显微镜观察试样磨损表面的微观形貌和磨屑的形貌。

2 结果与讨论

酸蚀粉末的 XRD 测试结果如图 1 所示，XRD 结果表明酸蚀粉末的主要成分是 Al_2O_3 和少量的 Al，证明 Al-CuO 体系在 6063 铝合金熔体中可以发生原位反应生成 Al_2O_3 颗粒，含有少量 Al 是由于酸蚀过程中对基体腐蚀不彻底。

图 2a 为反应产物 Al_2O_3 颗粒在透射电镜下的微观形貌及选区电子衍射花样，由图可以看出 Al_2O_3 颗粒为近球形，尺寸在 150 nm 左右，与基体之间的界面干净、无污染。对选区电子衍射花样标定后确定为 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒，属于单斜晶系。图 2b 为 Al_2O_3 颗粒高分辨图像及傅里叶变换花样， $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒的 {600} 晶面族的晶面间距 $d=0.2087 \text{ nm}$ ，{311} 晶面族的晶面间距 $d=0.2421 \text{ nm}$ 。基体 Al 为面心立方结构，在凝固过程中沿着密排面 {111} 优先生长，晶面间距为 0.2338 nm。根据式(1)^[13]计算 Al_2O_3 颗粒与基体的错配度。

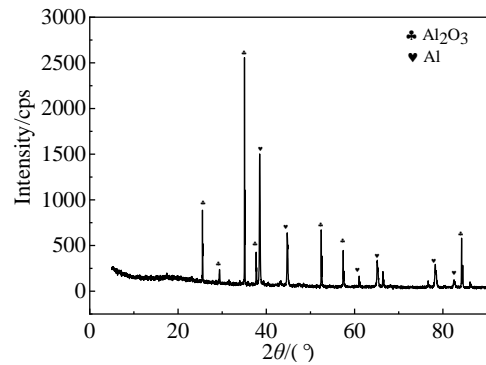


图 1 酸蚀粉末的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of acid etched powder

$$\delta = \frac{2|d_1 - d_2|}{d_1 + d_2} \times 100\% \quad (1)$$

其中， δ 为错配度， d_1 为基体的晶面间距 (nm)， d_2 为第二相粒子的晶面间距 (nm)。如果错配度 $\delta \leq 5\%$ 为完全共格界面； $5\% < \delta < 25\%$ 为半共格界面； $\delta > 25\%$ 为不共格^[14]。根据计算结果 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 (600) 晶面和 6063 铝合金基体 (111) 晶面的错配度 $\delta=11.3\%$ ，形成半共格界面； $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒的 (311) 晶面与 6063 铝合金基体 (111) 晶面的错配度 $\delta=3.5\%$ ，形成共格界面。 Al_2O_3 具有多种结构，分别为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。当温度高于 1100 °C 时，会形成稳定的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相；温度低于 1000 °C 时，会形成其他几种亚稳相^[15,16]，其中温度为 950~1000 °C 时会形成 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ，本实验中的反应温度为 1000 °C，因此反应最终形成 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。

图 3 为 6063Al-4Al₂O₃ 复合材料的微观形貌及 EDS 能谱分析。根据 EDS 结果可以确定图 3a 中红色箭头所指为 Al_2O_3 颗粒，颗粒形貌为近球形，尺寸小于 1 μm ，在基体合金中的分布较为弥散，体现了热爆反应优点，即

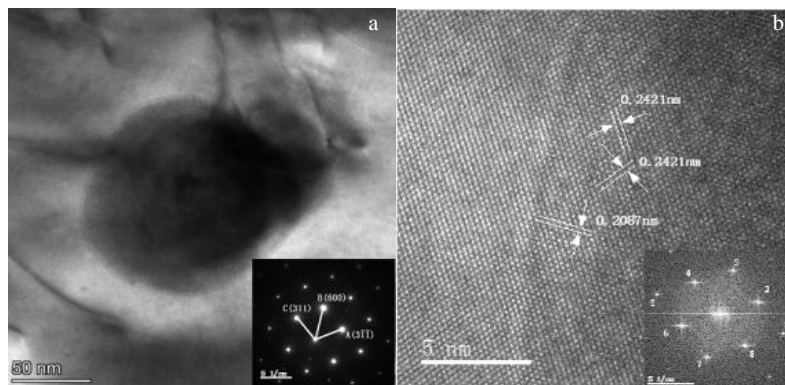


图 2 Al_2O_3 颗粒透射电镜形貌与选区电子衍射花样及 Al_2O_3 颗粒高分辨图像与傅里叶变换花样

Fig.2 TEM morphology and SAED pattern of Al_2O_3 particles (a); TEM high resolution image and Fourier transform pattern of Al_2O_3 particles (b)

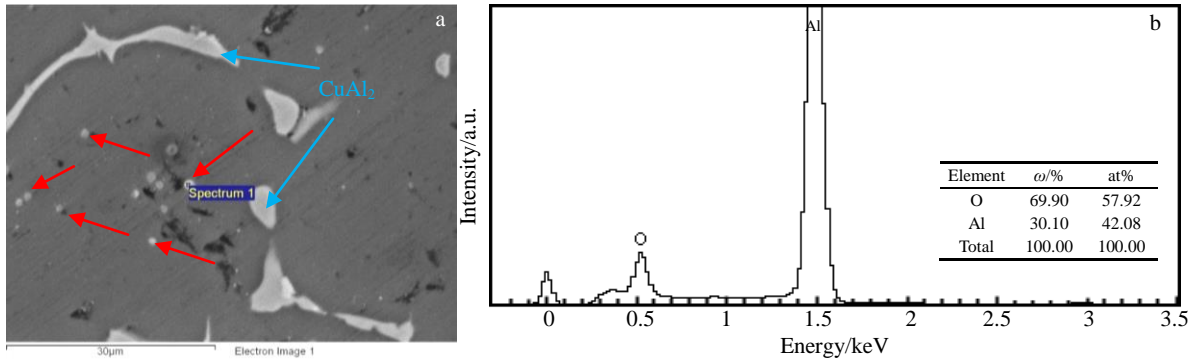


图 3 6063-4Al₂O₃ 复合材料的微观形貌及 EDS 能谱分析
Fig.3 Micromorphology (a) and EDS analysis (b) of 6063-4Al₂O₃ composite material

热爆行为使得反应产物分散到反应介质中，避免团聚现象。如图 3a 中蓝色箭头所指，沿晶界分布的灰色相为 CuAl₂ 相，由于 CuAl₂ 相是低熔点相，所以最后凝固，沿着晶界分布。

6063 铝合金作为基体材料，自身带有一种强化相，即主要强化元素 Mg 和 Si 在凝固过程中形成金属间化合物 Mg₂Si 相^[17]，也属于一种原位增强相，与基体之间的界面干净无污染。图 4 为 Mg₂Si 相在透射电镜下的微观形貌及对应的选区电子衍射花样。Mg₂Si 相呈条带状存在于 Al 基体中，尺寸在 100 nm 左右，其{220}晶面族的晶面间距为 0.2246 nm，{440}晶面族的晶面间距为 0.1123 nm，{422}晶面族的晶面间距为 0.1297 nm。通过计算 Mg₂Si 相与基体的错配度可知，(02 $\bar{2}$)晶面与 Al 基体(111)晶面错配度为 4.01%，属于共格界面，易满足点阵匹配原理，有利于促进形核、细化晶粒组织。

图 5 为原位 Al₂O₃ 颗粒含量对 6063 铝基复合材料微观组织的影响。图 5a 为 6063 铝合金的微观组织，呈蔷薇状。这是由于浇铸温度较低，过冷度增大，从而提高形核率，使得单位体积内的晶粒数目增多，从而获得非枝晶组织^[18]。图 5b~5d 中 Al₂O₃ 的质量分数分别为 2%、4%、6%。随着 Al₂O₃ 的质量分数的增加，复合材料中等轴晶的数量增多且晶粒逐渐细化。Al₂O₃ 的质量分数为 6% 时，微观组织中蔷薇状晶粒几乎全部消失，由等轴晶和细小的柱状晶组成。复合材料中原位生成高熔点、高硬度的 Al₂O₃ 颗粒在 6063 铝合金的结晶过程中作为形核质点^[19]，进一步提高形核率，细化晶粒；在晶粒长大阶段，原位颗粒钉扎在晶界处，阻碍晶粒长大，达到细化晶粒的目的，从而获得细晶强化效果。

图 6a 为原位生成 Al₂O₃ 颗粒含量对 6063 铝基复合材料布氏硬度的影响。由图可知，复合材料的布氏硬度与复合材料中 Al₂O₃ 颗粒含量呈正相关，6063 铝合金的布氏硬度 HBW 为 245 MPa，而 6063Al-6Al₂O₃ 复合材料

硬度 HBW 为 686 MPa，其布氏硬度值大约是 6063 铝合金的 3 倍。硬度值通常由塑性变形抗力决定，材料的变形抗力越高，则材料的硬度值越高。材料的塑性变形抗力主要来源于对位错运动的阻碍^[20]。随着复合材料中 Al₂O₃ 颗粒含量的增加阻碍位错运动，在合金结晶过程中提高形核率，细化晶粒，晶界数量增多，从而提高强度、硬度。

图 6b 为转速为 100 r/min，对磨时间为 5 min 时外加载荷对磨损量的影响曲线。可以看出同一成分材料随着外加载荷的增大，磨损量增大；在相同载荷条件下，随着 Al₂O₃ 颗粒质量分数的增加磨损量降低。载荷为 50 N 时，6063 铝合金的磨损量为 6.72 mg，6063-6Al₂O₃ 复合材料的磨损量为 1.63 mg。其相对于 6063 铝合金降低 75.7%，表现为复合材料的耐磨性提高。在 6063 铝合金中原位生成 Al₂O₃ 陶瓷颗粒，细化晶粒，提高了材料的硬度，使得材料的变形抗力增强，在磨损过程中不易发生塑性变形，提高材料的耐磨性；Al₂O₃ 颗粒作为硬质颗粒弥散分布于基体中，在磨损过程中承担了大部分的外加载荷，从而使得材料耐磨性提高。在反应过程中有

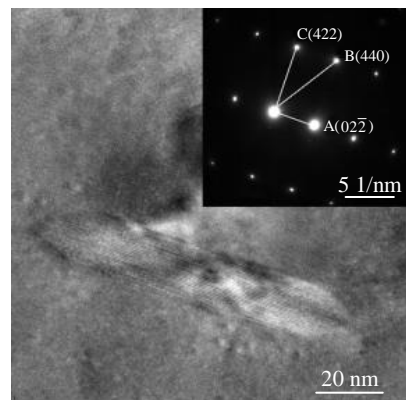


图 4 Mg₂Si 相的透射电镜形貌及选区电子衍射花样
Fig.4 TEM morphology and SAED pattern of Mg₂Si phase

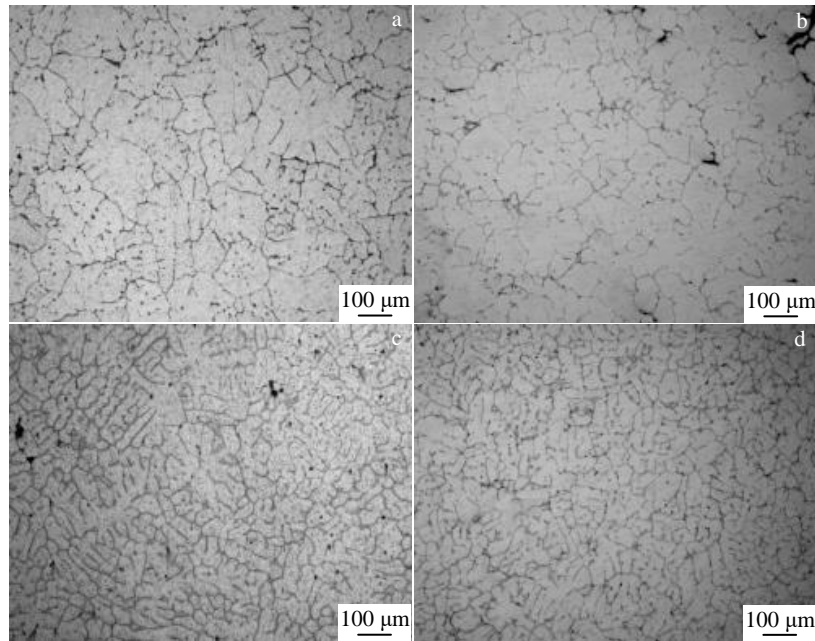


图 5 不同原位 Al₂O₃ 颗粒含量 6063 铝合金微观组织

Fig.5 Microstructures of 6063 aluminum alloy matrix with different in-situ Al₂O₃ particle contents: (a) 0, (b) 2%, (c) 4%, and (d) 6%

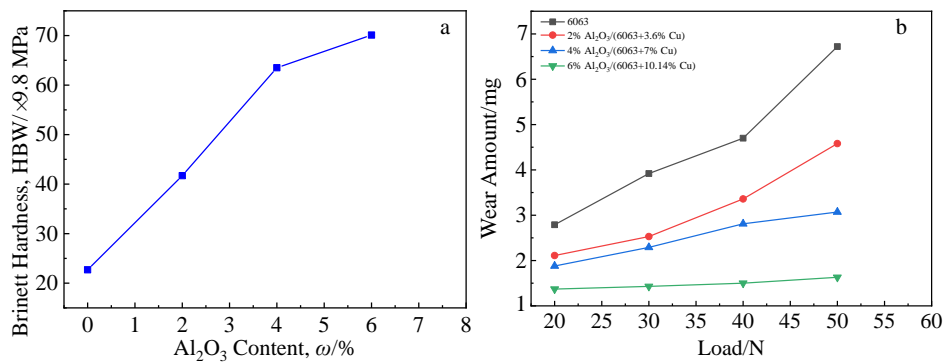


图 6 Al₂O₃ 颗粒含量对 6063 铝基复合材料布氏硬度的影响及外加载荷对复合材料磨损量的影响

Fig.6 Effect of Al₂O₃ particle content on Brinell hardness of 6063 aluminum matrix composites (a), influence of applied load on wear amount of composites (b)

Cu 的生成, Cu 与 Al 在凝固过程中也会原位形成 CuAl₂ 相, 在磨损过程中也能分担一部分载荷, 但由于其尺寸较大, 分布于晶界处且属于脆硬相, 在磨损过程中随着磨屑脱落。通过外加颗粒法和原位合成法都可以制备 Al₂O₃-6063 铝基复合材料, 但外加 Al₂O₃ 颗粒容易在晶粒内部发生团聚, 且与铝基体之间界面不干净, 结合强度低^[21], 在磨损过程中, 容易从基体脱落, 对基体材料造成二次磨损, 大幅度地降低了材料的耐磨性。原位生成的 Al₂O₃ 颗粒与基体之间结合强度很高, 界面干净, 在磨损过程中不易发生脱落等现象, 提高复合材料的耐磨性。

图 7 为外加载荷 40 N, 速度为 100 r/min, 对磨时间 5 min 时 Al₂O₃ 质量分数对摩擦磨损表面形貌的影响以及

对应的磨屑微观形貌。图 7a~7d 为磨损表面的微观形貌; 图 7e~7h 为对应磨屑的微观形貌。随着增强相含量的增多, 复合材料的磨损机制由粘着磨损转变为磨粒磨损。由图 7a、7e 可以看出, 6063 铝合金的磨损表面表现出严重的塑性变形和大片状剥落的磨屑, 磨屑尺寸最大, 磨损机制以严重的粘着磨损为主。6063 铝合金自带原位结晶 Mg₂Si 颗粒, 在摩擦过程中承受主要的载荷和摩擦, 但 Mg₂Si 相尺寸较小, 随着对磨时间的延长, 摩擦表面温度的升高, 6063 铝合金变软, 发生塑性变形, 容易从基体脱落, 不能支撑载荷发生了严重的剥层现象。剥落的磨屑继续对 6063 铝合金产生划擦使得磨损更加严重。6063-2Al₂O₃ 和 6063-4Al₂O₃ 复合材料表面的塑性变形和磨屑较 6063 铝合金有所减少, 但粘着现象明

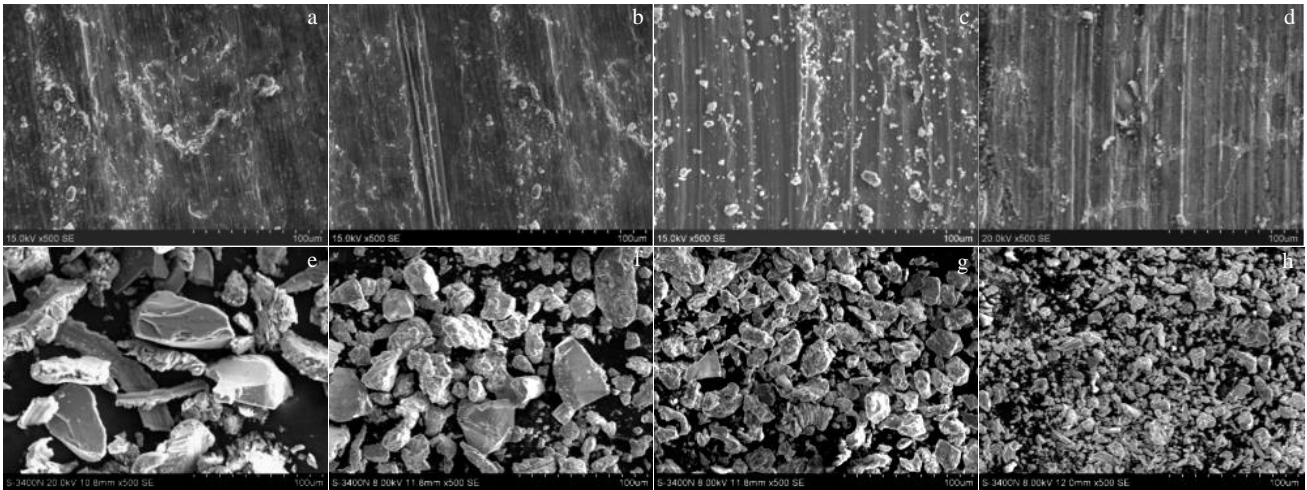


图 7 40 N 载荷下不同 Al_2O_3 试样磨损表面及其磨屑微观形貌

Fig.7 Wear surface (a~d) and wear debris morphologies (e~h) of samples with different Al_2O_3 contents under 40 N loading, at rotation speed of 100 r/min for 5 min: (a, e) 0, (b, f) 2%, (c, g) 4%, and (d, h) 6%

显, 磨损机制主要以粘着磨损为主, 如图 7b 和 7c 所示。当颗粒含量增加至 6% 时, 材料磨损表面的塑形变形几乎全部消失, 出现大多数的宽度较窄的犁沟和一些较浅的划痕, 如图 7d 所示, 主要以磨粒磨损为主^[22]。随着原位反应 Al_2O_3 颗粒质量分数的增加, 磨屑尺寸变小、形状变得均匀, 如图 7f~7h 所示。在 6063 铝合金中原位生成 Al_2O_3 颗粒, 此时复合材料中含有 Mg_2Si 和 Al_2O_3 2 种原位颗粒, Al_2O_3 颗粒硬度 HV (19943 MPa) 远高于 Mg_2Si (4508 MPa)^[23], 并且 Al_2O_3 颗粒与基体呈共格的界面关系, 与基体的界面结合强度高。因此, 不容易被剥落, 起到有效支撑载荷的作用。

在摩擦过程中, 软基体 Al 优先被磨损, 暴露出尺寸较大 Al_2O_3 颗粒, Al_2O_3 颗粒承担大部分的载荷, 随着摩擦时间的增加, Al_2O_3 颗粒暴露的体积越来越大, 与基体之间会发生相对移动, Al_2O_3 颗粒出现脱落和滑动等现象, 此时小尺寸的 Mg_2Si 颗粒与对磨材料接触, 分担了一部分载荷和摩擦, 并且也会阻碍 Al_2O_3 颗粒的脱落和滑动, 使得复合材料的耐磨性提高^[24]。

3 结 论

1) 原位颗粒与基体之间的界面不仅干净无污染, 而且存在半共格或共格关系: $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 (600) 晶面和 6063 铝合金基体 (111) 成半共格界面、(311) 晶面与 6063 铝合金基体 (111) 晶面成共格界面。6063 铝合金中自带的原位结晶 Mg_2Si 相的 (022) 与 Al 基体 (111) 晶面呈共格界面。 Mg_2Si 相呈条带, 尺寸大约为 100 nm, $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒尺寸小于 1 μm , 二者弥散分布于基体合金中。

2) 采用原位反应制备的 6063- Al_2O_3 复合材料的微

观组织, 随着添加的 Al_2O_3 颗粒含量增加, 其晶粒形貌由蔷薇状晶粒逐渐向等轴晶转变, 且晶粒得到细化。原位颗粒 ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Mg}_2\text{Si}$) 一方面在结晶过程中可以作为异质形核的质点, 从而提高了形核率, 起到细化晶粒的目的; 另一方面在晶粒长大的过程中分布在晶界处阻碍晶粒长大, 从而细化晶粒。

3) 原位反应 Al_2O_3 颗粒含量不仅影响磨损量, 而且也影响磨损机制。外加载荷为 40 N 时, 随着增强相含量的增加, 复合材料的磨损机制由粘着磨损转变为磨粒磨损。6063 铝合金磨损机制以较严重粘着磨损为主。6063-2 Al_2O_3 和 6063-4 Al_2O_3 复合材料磨损机制主要以粘着磨损为主, 6063-6 Al_2O_3 复合材料主要表现为磨粒磨损。原位颗粒 ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Mg}_2\text{Si}$) 在磨损过程中协同强化来提高复合材料的耐磨性, 其中大尺寸、高硬度的 Al_2O_3 颗粒占主导地位。

参考文献 References

- [1] Wen Shizhu(温诗铸), Huang Ping(黄平). *Principles of Tribology, 3rd Edition*(摩擦学原理, 第3版)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2008
- [2] Jiang X S, Wang N J, Zhu D G. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24: 2352
- [3] Pramanik A. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 348
- [4] Lijay K, Selvam J, Dinaharan I et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(7): 1791
- [5] Kumar A, Gautam R K, Tyagi R. *Composite Interfaces*[J], 2016, 23(6): 469

- [6] Singh S, Singh G, Kumar L *et al.* *Journal of Engineering Tribology*[J], 2015, 229(5): 597
- [7] Ramesh C S, Ahamed A. *Wear*[J], 2011, 271(S9-10): 1928
- [8] Park J H, Chung J O, Kim H R. *Industrial Lubrication and Tribology*[J], 2010, 6(2): 91
- [9] Shi Yujuan(史玉娟). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Shenyang: Northeastern University, 2006
- [10] Lee G Y, Dharan C, Ritchie R O. *Wear*[J], 2002, 252(3-4): 322
- [11] Uyyum R K, Surappa M K, Bmsethaug S *et al.* *Tribology International*[J], 2007, 40: 365
- [12] Pramanik A. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 348
- [13] Li Sixu(李斯旭), Liu Zhiwen(刘志文). *Mechanical Engineering Materials(机械工程材料)*[J], 2016, 40(1): 20
- [14] Martinez M A, Martin A, Lorca J L. *Scr Metall*[J], 1993, 28: 207
- [15] Iman E M, Ahmed S, Amer A. *Metals*[J], 2015, 5(2): 802
- [16] Kovarik Libor, Bowden Mark, Szanyi Janos. *Journal of Catalysis*[J], 2021, 393: 357
- [17] Huang Yuanchao, Peng Xiao, Chen Xingqiu. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 863: 158 666
- [18] Rodriguez J, Poza P, Garrido M A *et al.* *Wear*[J], 2007, 262: 292
- [19] Muratoglu M, Aksoy M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 174: 272
- [20] Basavarajappa S, Chandramohan G, Mahadevan A *et al.* *Wear*[J], 2007, 262: 1007
- [21] Zhao Y, Zhang S L, Cben G *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 2007, A457: 156
- [22] Ma Siyuan(马思源), Guo Qiang(郭强), Zhang Di(张荻). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2019, 38(6): 577
- [23] Liu H M, Yang S Q, Xu P *et al.* *Journal of Materials Engineering*[J], 2012, 19(11): 1
- [24] Zhang Boming(张伯明). *Centrifugal Casting(离心铸造)*[M]. Beijing: China Machine Press, 2006: 55

Influence Mechanism of In-situ Particles on Microstructure and Wear Resistance of 6063 Aluminum Alloy

Zheng Chong^{1,2}, Liu Hiumin^{1,2}, Lv Chunda^{1,2}, Liu Juncheng^{1,2}, Shi Zhiming^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Key Laboratory of Light Metal Materials, Inner Mongolia Autonomous Region, Hohhot 010051, China)

Abstract: The 6063Al-xAl₂O₃(x=0, 2, 4, 6) composite was prepared by the method of near liquid line casting using CuO-Al as the reaction system to form Al₂O₃ particles in the in-situ reaction of 6063 aluminum alloy. The influence mechanism of the shape, size, quantity, distribution and interface characteristics of in-situ reaction particle Al₂O₃ and in-situ crystallization particle Mg₂Si of 6063 aluminum alloy on the microstructure and wear resistance of the alloy was studied. The results show that near spherical θ -Al₂O₃ particles with sub-micron size are formed in the in-situ reaction of 6063 aluminum alloy. The (311) crystal plane has a coherent interface with the (111) crystal plane of 6063 aluminum alloy matrix. The size of Mg₂Si in 6063 aluminum alloy is about 100 nm, which is banded, and its (02 $\bar{2}$) crystal faces with Al matrix (111) belong to coherent interface. With the increase of the content of Al₂O₃ particles, the grain morphology of 6063 Al matrix composites changes from rose-like to equiaxed grain gradually, and the grain size decreases gradually. When the mass fraction of Al₂O₃ is 6%, the microstructure of the composite is composed of equiaxed grains and fine columnar grains. When the load is 50 N, the wear amount of 6063 aluminum alloy is 6.72 mg, and the wear amount of 6063-6Al₂O₃ composite is 1.63 mg, which is 75.7% lower than that of 6063 aluminum alloy. The in-situ particles (Al₂O₃+Mg₂Si) form a coherent interface with the aluminum matrix. There is no pollution between the interfaces and the interface bonding strength is high. In the wear process, it is not easy to fall off from the matrix and bear most of the load in the wear process. The synergistic effect of in-situ formation of high hardness Al₂O₃ particles and in-situ crystalline particles Mg₂Si can improve the wear resistance of composites. When the applied load is 40 N, the wear mechanism of the composites changes from adhesion wear to abrasive wear with the increase of the mass fraction of reinforcement phase. The wear mechanism of 6063 aluminum alloy is mainly serious adhesion wear. The wear mechanism of 6063-2Al₂O₃ and 6063-4Al₂O₃ composites is mainly adhesive wear, and the wear of 6063-6Al₂O₃ composites is mainly abrasive wear.

Key words: in-situ reaction of Al₂O₃; in-situ crystallization of Mg₂Si particles; aluminum matrix composites; microstructure; wear resistance