

快速凝固 Mg-Si-RE(Ce,La)镁合金的微观组织及其摩擦磨损行为

李瑶辉, 李克, 尹文来, 戴佳

(南昌大学 机电工程学院, 江西 南昌 330031)

摘要: 利用快速凝固工艺(RSP)制备了 Mg-Si-RE 镁合金并对其显微组织及在不同载荷下的摩擦磨损行为和磨损机制进行分析。研究发现, 快速凝固 Mg-Si-RE 合金的显微组织主要由 α -Mg 基体、 Mg_2Si 共晶相和 $REMg_2Si_2$ 纳米稀土相组成。对摩擦系数和磨损量随载荷变化的关系曲线分析表明, Mg-Si-RE 合金的耐摩擦磨损性能明显优于 Mg-1Si 基体合金, 由轻微磨损转变为严重磨损时的载荷比基体合金高 20 N, 且在高载荷时磨损量远远小于基体合金, 120 N 时的磨损量仅为基体合金的 50%。Mg-Si-RE 合金的磨损机制包括氧化磨损、磨粒磨损和剥层磨损, 其优异的耐摩擦磨损性能主要归功于析出了弥散分布在晶界和晶内的纳米稀土相。同时, 稀土元素能对镁合金基体起到固溶强化作用, 有效提高了 Mg-Si-RE 合金的耐摩擦磨损性能。实验还发现加入不同种类的稀土元素后, Mg-Si-RE 合金表现出不同的摩擦磨损行为。

关键词: 镁合金; 耐摩擦磨损性能; 纳米稀土相; 磨损机制

中图分类号: TG146.22; TG294

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0266-07

镁合金是目前实际应用中较轻的金属结构材料, 具有密度小, 比强度和比刚度高, 电磁屏蔽好、阻尼性、切削加工性和铸造性能好等优点。随着中国制造业的日趋成熟, 对镁合金在高精尖领域的使用需求也进一步扩大, 因此越来越多的镁合金产品应用于汽车, 3C, 医疗, 航空航天等领域^[1-5]。在镁合金的实际应用中, 由于表面无法避免与其他材料接触并产生摩擦, 如汽车中镁合金零部件的相互运动, 3C 产品的镁合金外壳与外界的接触等, 因此耐磨损性能是必须考虑的因素。然而普通铸造下镁合金的耐磨性较差, 限制了其广泛的应用, 因此进一步提升镁合金的耐摩擦磨损性能很有必要。

镁合金的耐摩擦磨损性能受基体硬度、强度和塑性的影响, 且其耐摩擦磨损性能与材料的成分与显微组织息息相关。Mg-Si 系合金中的强化相 Mg_2Si 具有高熔点(1085 °C)、高硬度(4.5 GPa)、高弹性模量(120 GPa)和低膨胀系数($7.5 \times 10^{-6} K^{-1}$)等特性^[6,7], 能显著提高镁合金的硬度和耐磨性。与耐磨材料 Al-Si 系合金相比^[8], Mg-Si 系合金除了具有较好的耐摩擦磨损性能, 还具备成本较低、密度更小的优势。因此 Mg-Si 系合金作为耐磨材料具有很大的应用潜力。但是, 随

着 Si 含量的提高, 形成的 Mg_2Si 粗化, 影响了镁合金的韧性和加工性能, 因此改善 Mg_2Si 相的尺寸和形态是提升 Mg-Si 系合金耐摩擦磨损性能的有效途径。目前对含 Si 镁合金的耐摩擦磨损性能研究主要集中在 AS 系列, Niu 等^[9]对普通铸造的 Mg-3Al-0.4Si 镁合金进行了干式滑动磨损试验, 发现在不同的实验条件下 Mg-3Al-0.4Si 镁合金的滑动磨损行为可分为轻度磨损和重度磨损 2 种磨损状态, 其磨损机制主要为磨粒、氧化和分层。林强等^[10]对普通铸造的 AS41 镁合金进行了热处理, 经过热处理后合金的耐摩擦磨损性能得到提升, 这归功于热处理改善了 AS41 镁合金的显微组织, 使 Mg_2Si 相的形态和尺寸得到改善。但常规铸造下的 Mg_2Si 相趋于粗化, 在外力的作用下导致镁基体产生裂纹, 限制镁合金的耐摩擦磨损性能的提升^[11]。Audebert 等^[12]通过快速凝固工艺制备了 Al-Sn-Cu 普通轴承合金, 获得了以均匀的小球形 β -Sn 颗粒分布在细化的 α -Al 晶粒基体中为特征的显微结构, 有效地降低了合金的摩擦系数, 提高了合金的耐摩擦性能。这说明快速凝固技术制备镁合金能有效细化晶粒, 改善合金的显微组织, 提高镁合金的耐摩擦磨损性能, 但含 Si 的快速凝固镁合金的耐摩擦磨损性能鲜有报道。

收稿日期: 2021-01-16

基金项目: 国家自然科学基金(52061031, 51665036)

作者简介: 李瑶辉, 男, 1996 年生, 硕士, 南昌大学机电工程学院, 江西 南昌 330031, E-mail: 2236253071@qq.com

Han 等^[13]通过快速凝固工艺制备含一定量的稀土 Ce 元素的 Mg-2.5Si 合金,实验发现析出了硬度和杨氏模量较高的稀土相 $CeMg_2Si_2$ 相,且当稀土与 Si 的含量比例达到 3:1 时,合金中析出数量与分布最佳的 $CeMg_2Si_2$ 稀土相,这些弥散分布的稀土相比 Mg_2Si 相更有效提高合金的力学性能,这为提高镁合金的耐摩擦磨损性能提供了启发。

本研究采用 Mg-Si 为基体合金,分别配制 Mg-1Si-3Ce, Mg-1Si-3La, Mg-1Si-1.5Ce-1.5La 3 种成分的 Mg-Si-RE 合金,为了了解 Mg-Si-RE 新型镁合金的耐摩擦磨损性能及磨损机制,对铜模低压吹铸法制备的 Mg-Si-RE (RE=Ce,La) 新型镁合金在不同载荷下的摩擦磨损行为进行研究,并探讨其不同阶段的磨损机制,为制备耐摩擦磨损性能优异的新型镁合金提供新的思路。

1 实验

实验原材料选用纯度为 99.9% 的镁锭, Mg-5Si 中间合金, Mg-30Ce 和 Mg-30La 中间合金,通过铜模低压吹铸进行快速凝固成型。制得的金相试样经打磨、抛光后,用 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀后,采用 FEI Quanta200F 扫描电子显微镜观察试样显微组织。合金相的组成使用 Bruker D8 型 X 射线衍射仪分析,辐射源为 40 kV, 40 mA 下的 Cu $K\alpha$,采用步进扫描,扫描范围为 $20^\circ \sim 80^\circ$,扫描速度为 $2^\circ/\text{min}$ 。在纳米压痕仪上对打磨和抛光后的试样进行维氏硬度测试。

在 MMD-1 高速高温磨损试验机上采用销盘磨损形式进行摩擦磨损试验,试验条件为:室温 22°C ,滑动速度为 200 r/min,载荷分别设定为 20、40、60、80、100、120 N。将试样加工成直径为 4.5 mm、高度为 11 mm 的销,表面用金刚砂纸打磨并抛光,并使用硬度为 55 HRC 的 C45E4 钢作为对磨试样。试验前后在超声装置中用乙醇清洗试样。试样质量用精度为 0.1 mg 的电子天平称量,摩擦系数由试验机在线

检测模块自动给出,计算确定磨损质量,摩擦系数。试验重复 3 次,取平均值作为试验结果。使用 FEI Quanta 200F 扫描电子显微镜观察磨损表面形貌和磨屑形貌。

2 结果与讨论

2.1 显微组织观察

图 1 为 Mg-Si-RE (RE=Ce,La) 和 Mg-Si 合金的 X 射线衍射图谱。Mg-Si 合金主要由 α -Mg 相和 Mg_2Si 相组成,当加入 Ce, La 元素后, Mg-Si-RE 合金出现了 $CeMg_2Si_2$ 、 $LaMg_2Si_2$ 和 $CeLaMg_4Si_4$ 3 种稀土三元相的峰,这表明 Mg-Si-RE 合金主要由 α -Mg 相, Mg_2Si 相和 $RE Mg_2Si_2$ 稀土三元相组成。

图 2a 是 Mg-1Si 合金的显微组织,可以看出是由 α -Mg 基体和 Mg_2Si 相组成,其中 Mg_2Si 相主要以点状和短棒状的共晶 Mg_2Si 形式存在,尺寸在 $2 \sim 10 \mu\text{m}$ 之间。图 2b, 2c, 2d 所示分别为 Mg-1Si-3Ce, Mg-1Si-3La, Mg-1Si-1.5Ce-1.5La 3 种 Mg-Si-RE 合金的显微组织,与 Mg-1Si 基体合金相比,除了短棒状的共晶 Mg_2Si 相,还析出大量的白色的稀土三元相,弥散分布于晶界和晶内,通过分析确定为 $CeMg_2Si_2$ 、 $LaMg_2Si_2$ 和 $CeLaMg_4Si_4$ 3 种稀土三元相,这与 XRD 所得的结果一致。

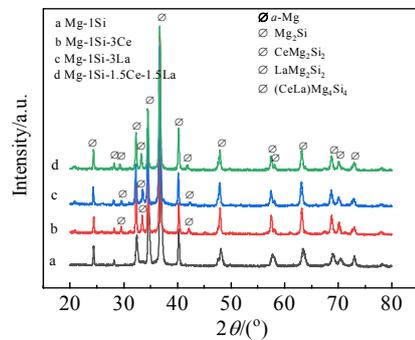


图 1 镁合金试样的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of Mg alloys

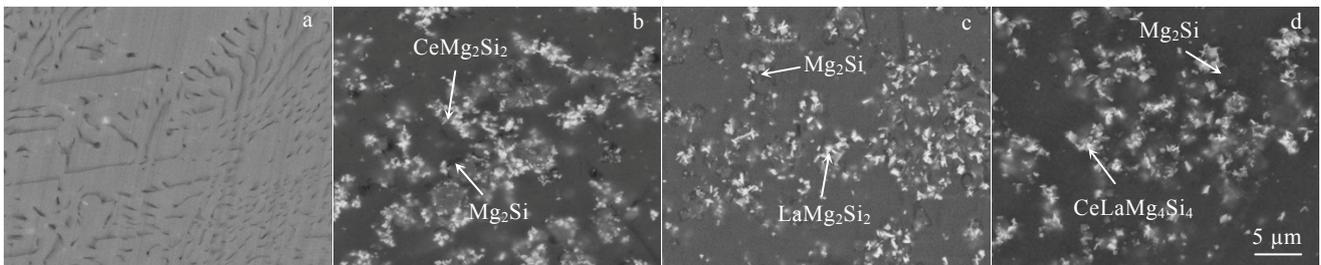


图 2 快速凝固镁合金试样的 SEM 组织

Fig.2 SEM microstructures of Mg-1Si (a), Mg-1Si-3Ce (b), Mg-1Si-3La (c) and Mg-1Si-1.5Ce-1.5La (d) RSP Mg alloy samples

为了进一步了解这些稀土三元相的形貌和尺寸，对样品做了透射电镜观察。图 3 所示为 Mg-1Si-1.5Ce-1.5La 合金的透射电镜像和 EDS 分析结果。可以看出，稀土相的形状主要为层片状，其尺寸达到纳米级别，平均尺寸为 500~800 nm。对 A 区域进行了进一步的 EDS 分析，发现 Si 元素与 Ce, La 元素的比例大约为 2:1，证实了上述结论。

2.2 载荷对耐摩擦磨损性能的影响

图 4 所示为 Mg-Si-RE (RE=Ce,La) 和 Mg-Si 合金在相同条件下摩擦系数与载荷的关系曲线。从图中可以看出，Mg-Si-RE (RE=Ce,La) 和 Mg-Si 合金的摩擦系数表现出相似的随载荷增加而下降趋势，即低载荷时随载荷增加摩擦系数急剧下降，然后随着载荷增加，摩擦系数的下降趋势减小，最后趋向平缓，分别达到最小值 0.32 和 0.18 左右。载荷通过直接影响摩擦副的接触状态来影响试样的摩擦磨损特性，当载荷增加时，与摩擦副之间的接触面积增大，单位面积上所承受的应力减小。同时，产生大量的摩擦热，降低了镁合金的屈服强度，导致剪切应力降低。滑动摩擦过

程中，镁合金表面处于弹塑性接触状态，由于实际接触面积与载荷的非线性关系^[14]，使得摩擦系数随着载荷的增加而有所降低。

图 5 为镁合金磨损量随载荷变化的关系曲线。从图中可以看出，镁合金的磨损量都随着载荷的增加而增大。Mg-1Si 合金在 60 N 载荷之前，磨损量曲线较为平缓，进一步增大载荷时，磨损量开始急剧上升，这说明基体试样开始由轻微磨损转变为严重磨损。与基体合金相比，在同样的试验条件下，3 组 Mg-Si-RE 合金磨损量在低载荷时增加的趋势更为平缓，其由轻微磨损转变为严重磨损的过程明显延迟。载荷超过 80 N 后，磨损量才开始大幅度增加，但 Mg-Si-RE 合金磨损率随载荷变化曲线的斜率远小于 Mg-1Si 基体合金，当载荷达到 120 N 时，3 组 Mg-Si-RE 合金的磨损量仅为 Mg-1Si 基体合金的 50%。这表明 Mg-Si-RE 合金在高载荷下具有更好的抗磨损性能，这与 Mg-Si-RE 合金中形成了纳米级别的稀土合金相相关。值得注意的是，在 3 组 Mg-Si-RE 合金中，合金的摩擦系数曲线和磨损量曲线都存在差异，其中 Mg-Si-Ce 合金具有

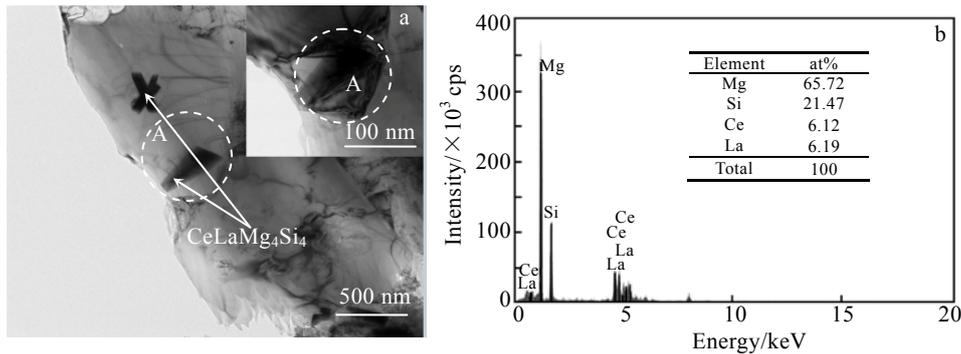


图 3 Mg-1Si-1.5Ce-1.5La 合金的透射电镜像和 EDS 能谱

Fig.3 TEM image of Mg-1Si-1.5Ce-1.5La alloy (a) and EDS spectrum of area A marked in Fig.3a (b)

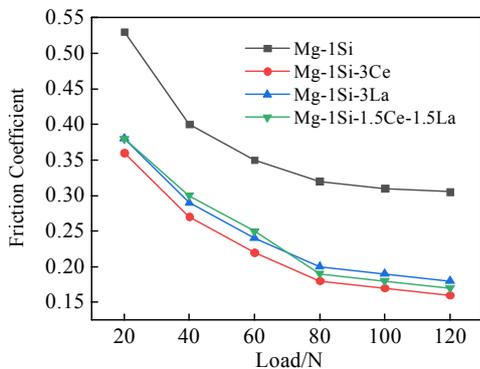


图 4 不同镁合金的摩擦系数与载荷的关系曲线

Fig.4 Relationship between friction coefficient and load for different Mg alloys

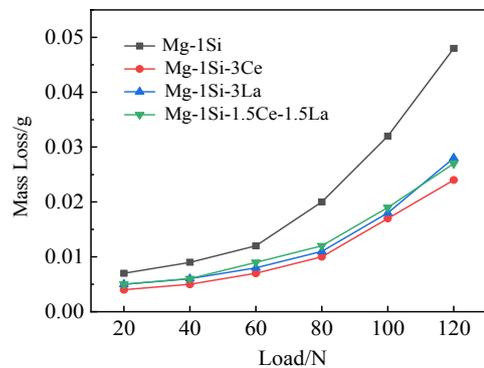


图 5 不同镁合金的磨损量与载荷的关系曲线

Fig.5 Relationship between wear mass loss and load for different Mg alloys

最低的摩擦系数和磨损量曲线,这说明不同种类的稀土相会影响 Mg-Si-RE 合金的摩擦磨损行为。

2.3 磨损形貌和磨屑形貌分析

为了进一步探究 Mg-Si-RE 合金的磨损机制,使用扫描电镜观察了 40、80、120 N 3 种载荷下镁合金试样的磨损表面和磨屑形貌。图 6 为 40 N 载荷下镁合金的磨损表面形貌。其中图 6a 中 Mg-Si 合金试样磨损表面上出现许多连续的犁沟,且周围散落较多磨屑,这是磨粒磨损的典型特征。图 6b、6c 和 6d 中 3 种 Mg-Si-RE 合金的磨损表面则较为平整,表面存在一些较浅的沟槽。对磨损表面进行进一步的 EDS 能谱分析,发现主要有 O、Mg、Si、Mn、Fe 等元素,其中氧的含量达到 32.64%,这表明试样在磨损过程中表面发生氧化而形成了一层氧化膜,此时 Mg-Si-RE 合金的磨损机制为氧化磨损和磨粒磨损。

图 7a 为 80 N 载荷下 Mg-1Si 基体合金试样磨损表面的形貌。磨损表面出现成排的深而宽的犁沟,与低载荷时相比,犁沟的宽度和深度都大幅度增加。进一步观察发现,磨损表面出现大面积的剥落以及金属层剥落留下的剥落坑,这说明此时试样的磨损机制已经由磨粒磨损转变为剥层磨损。图 8 是合金试样在磨损过程中产生的磨屑的扫描电镜照片。可见图 8a 中 Mg-1Si 合金的磨屑尺寸约为 30 μm ,因此可以判断 Mg-1Si 基体合金的磨损机制是磨粒磨损和剥层磨损。图 7b~7d 是 Mg-Si-RE 合金在 80 N 载荷时的磨损表面形貌。Mg-Si-RE 合金磨面上开始出现了明显的犁沟,

同时出现了轻微的裂纹,但裂纹没有完全扩展到表面,形成贯穿状的凹坑,这说明合金已经转变为以磨粒磨损为主的磨损机制,且发生了轻微的剥层磨损。相应的图 8b~8d 中可以看出, Mg-Si-RE 合金的磨损磨屑主要由 2 部分组成,黑色粉末状磨屑主要是氧化磨损过程中产生,而银白色金属光泽的片状磨屑是由磨粒磨损和剥层磨损产生。其中, Mg-Si-Ce 合金的片状磨屑尺寸最小,平均为 5 μm 左右,而 Mg-Si-La 合金的片状磨屑尺寸平均为 10 μm 左右。

图 9 为 120 N 载荷下 Mg-Si-RE 合金试样磨损表面的形貌。可以看到,高载荷下 Mg-Si-RE 合金表面发生严重的塑性变形,产生大量裂纹并贯穿表面,导致大量的金属层剥落形成剥落坑,且周围存在尺寸较大的片状磨屑,表现出剥层磨损的特性。此时 Mg-Si-RE 合金的磨损机制主要是剥层磨损。对比 3 组 Mg-Si-RE 合金的磨面形貌, Mg-1Si-3Ce 合金的磨损表面的分层现象最轻微,而 Mg-1Si-3La 的磨损最为严重。

在低载荷时, Mg-Si-RE 合金的磨损机制主要是氧化磨损。氧化膜组织对基体保护起着积极的作用。氧化膜能有效隔离摩擦副的接触表面,改变摩擦副的接触状态,阻碍合金表面进一步磨损,同时减少摩擦热对合金表面的影响。而稀土元素在氧化物膜与基体界面发生了偏聚,提高了氧化物膜的粘着力^[15,16],使氧化膜变得更加致密,增强了其受外力而破裂的抵抗能力,提高了镁合金的承载能力。这个阶段 Mg-Si-RE 合金的磨损量曲线比 Mg-Si 基体合金更为平缓。

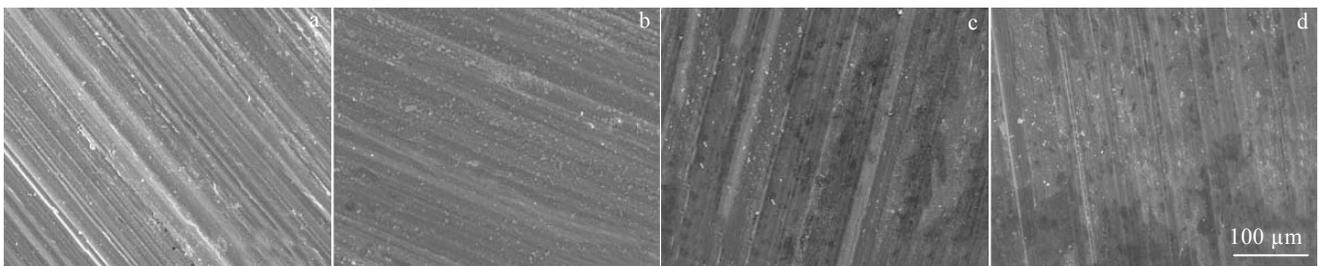


图 6 镁合金在 40 N 载荷下的磨损表面形貌

Fig.6 Morphologies of worn surface of Mg-1Si (a), Mg-1Si-3Ce (b), Mg-1Si-3La (c) and Mg-1Si-1.5Ce-1.5La (d) alloys at load of 40 N

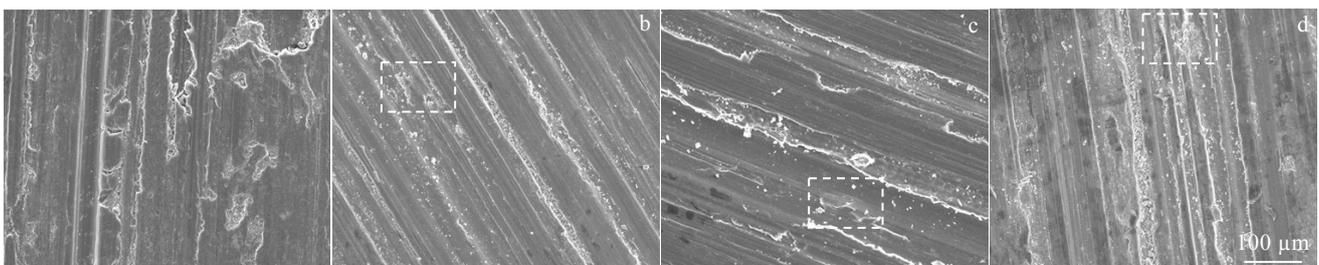


图 7 镁合金在 80 N 载荷下的磨损表面形貌

Fig.7 Morphologies of worn surface of Mg-1Si (a), Mg-1Si-3Ce (b), Mg-1Si-3La (c) and Mg-1Si-1.5Ce-1.5La (d) alloys at load of 80 N

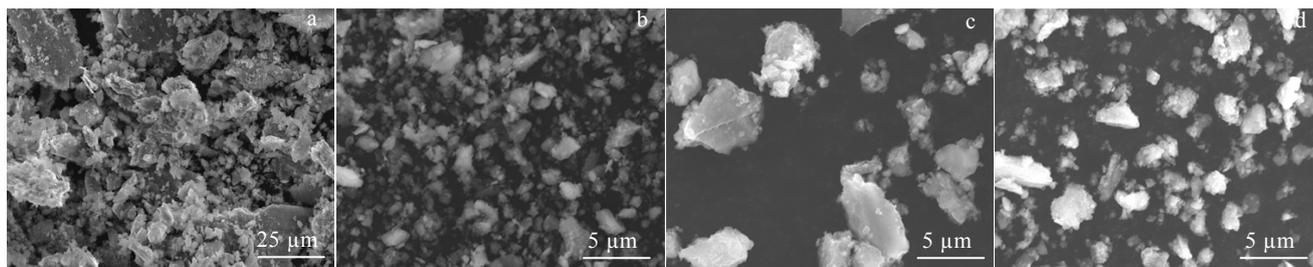


图 8 镁合金在 80 N 载荷下的磨屑形貌

Fig.8 Morphologies of wear debris of Mg-1Si (a), Mg-1Si-3Ce (b), Mg-1Si-3La (c) and Mg-1Si-1.5Ce-1.5La (d) alloys at load of 80 N

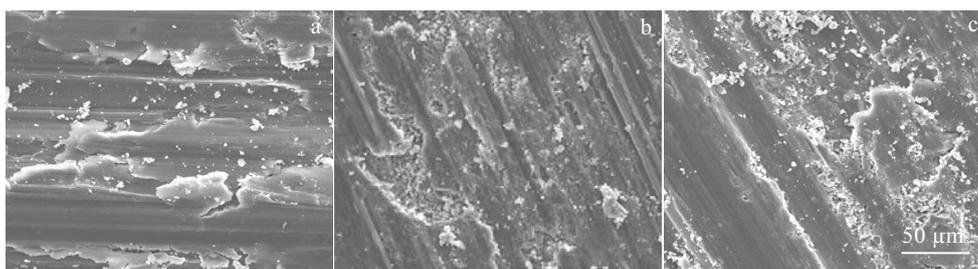


图 9 镁合金在 120 N 载荷下的磨损表面形貌

Fig.9 Morphologies of worn surface of Mg-1Si-3Ce (a), Mg-1Si-3La (b) and Mg-1Si-1.5Ce-1.5La (c) alloys at load of 120 N

当 Mg-Si-RE 合金处于高载荷时,在周期性的摩擦力以及产生的大量摩擦热的作用下,氧化膜迅速破裂形成磨屑。由于氧化膜的硬度高于镁基体,磨屑对基体产生犁削作用。同时大量的摩擦热使合金表面温度升高,合金表面发生严重的塑性变形,材料的屈服强度下降^[17],裸露的镁基体在高载荷的作用下产生裂纹,裂纹不断扩展最终使合金表面剥落,剥落的金属层在摩擦过程中转化为磨屑。这些大量混合的磨屑来不及排出,经过挤压又重新回到合金磨损表面,进一步恶化摩擦副的接触表面,加剧犁削效应和剥层磨损,犁沟的宽度和深度迅速增大,磨损量急剧上升。

Mg-Si 基体合金的强化相是共晶 Mg_2Si 相, Mg_2Si 相具有较高的熔点和杨氏模量,是理想的强化相。但共晶 Mg_2Si 在合金制备中容易粗化,粗大的共晶 Mg_2Si 相在外力的作用下容易断裂导致裂纹的产生和扩展,表现出脆性断裂^[18],对镁基体具有割裂作用,损害了镁合金的耐摩擦磨损性能。快速凝固技术能有效降低合金中第二相的尺寸^[19],且加入不同稀土元素后生成的稀土三元相 $CeMg_2Si_2$ 、 $CeLaMg_4Si_4$ 和 $LaMg_2Si_2$ 不仅具有很高的熔点和杨氏模量^[20],弥散分布于晶界与晶内,并且尺寸达到了纳米级别,通过 Orowan 机制增强基体的效果更加显著^[21]。这些弥散分布的热稳定性高的稀土相比 Mg_2Si 相能更有效地钉扎晶界,阻碍

晶界在高温滑动时产生的严重塑性变形,以及裂纹的产生和扩展,在摩擦过程中对基体起保护作用,这是 Mg-Si-RE 合金耐摩擦磨损性能提高的主要原因。同时,较快的冷却速度提高了稀土元素在镁基体中的固溶度,从而增强了稀土元素的固溶强化作用。在弥散强化和固溶强化的综合作用下,显著提高了镁基体的硬度和屈服强度,使基体的耐摩擦磨损性能得到增强。对比 Mg-Si 合金和 Mg-Si-RE 合金产生的磨屑, Mg-Si-RE 合金产生的磨屑尺寸更为细小。磨屑的尺寸大小影响镁合金摩擦副接触表面的状态,尺寸小的磨屑在摩擦过程中对基体的磨损作用小^[22],这降低了摩擦过程中磨屑造成的不利影响。图 10 是对 Mg-1Si-3Ce 合金试样表面剥落坑和附近的磨屑进行能谱分析的结果。发现磨屑是由 C、O、Si、Mg、Fe、Ce 组成,其中 O 的含量仅为 8.3%,而 Ce 的含量达到 0.92%,说明了快速凝固提高了稀土 Ce 元素在镁基体的固溶度,验证了上述结论,所以 Mg-Si-RE 合金在高载荷下的磨损量远远低于 Mg-Si 合金。

2.4 纳米压痕测试

为了更好地了解 $REMg_2Si_2$ 三元相对 Mg-Si-RE 合金耐摩擦磨损性能产生的不同影响,对试样进行了纳米压痕试验,图 11 所示为 Mg-Si-RE 合金不同稀土相的维氏硬度测试结果,其中 3 种稀土相的维氏硬度从大到小依次为 $CeMg_2Si_2$ 、 $CeLaMg_4Si_4$ 和 $LaMg_2Si_2$ 。

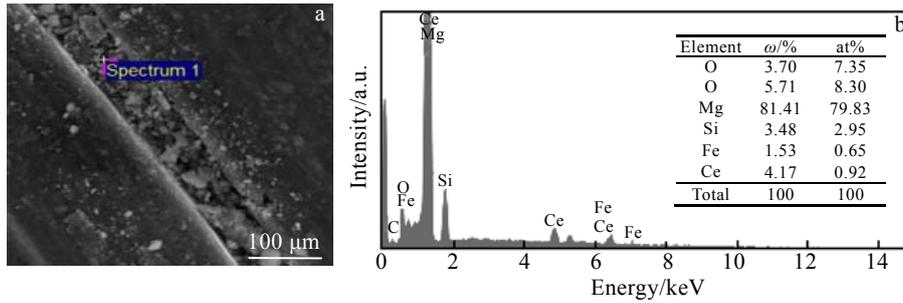


图 10 Mg-1Si-3Ce 合金表面剥落坑和附近磨屑的扫描电镜形貌和 EDS 能谱

Fig.10 SEM morphology (a) and EDS spectrum (b) of surface pit and near debris of Mg-1Si-3Ce alloy

由测试结果可以发现, 3 种稀土三元相由于本身的热力学性质有所差异, 导致 Mg-1Si-3Ce, Mg-1Si-3La, Mg-1Si-1.5Ce-1.5La 合金在不同载荷下表现出不同的摩擦磨损行为。综合磨损量关系曲线和磨面磨屑的形貌分析, Mg-Si-Ce 合金表现出最佳的耐摩擦磨损性能。这是因为在高载荷作用下与摩擦副之间的颗粒相互作用非常剧烈, 导致硬脆性颗粒的快速破裂, 由于硬颗粒的增多, 减少了基体的摩擦面积, 磨损率随颗粒体积分数及颗粒尺寸增大而下降, 颗粒越硬, 磨损率越低, 摩擦系数也随着硬颗粒的体积分数增大而下降^[23,24]。CeMg₂Si₂ 稀土相在 3 种稀土相中具有最高的硬度和杨氏模量, 对 Mg 基体强度和硬度的提升最为明显, 促使合金在磨损过程中产生尺寸最小, 硬度最大的磨屑颗粒, 从而减缓基体摩擦磨损的过程。而 Mg-1Si-3La 合金具有三者中最大的塑性, 这归功于 Mg-1Si-3La 合金中析出了硬度和弹性模量最低的 LaMg₂Si₂ 稀土相, 其具有最小的脆性, 使合金在载荷作用下更容易产生位错, 所以合金表面在较高载荷时仍然具有较好的抵抗塑性变形的能力, 使得 Mg-Si-RE 合金在 60~80 N 阶段表现出更好的耐磨性。但载荷进一步增加后, 合金在摩擦过程中剥落的金属

层不容易发生断裂, 进而形成尺寸更大的磨屑, 降低了合金的耐摩擦磨损性能。CeLaMg₄Si₄ 稀土相的热力学性质介于 CeMg₂Si₂ 和 LaMg₂Si₂ 相二者之间, 这使得 Mg-Si-Ce-La 合金具有适中的耐摩擦磨损性能。对比 3 种稀土相的维氏硬度和 3 种 Mg-Si-RE 合金的犁沟宽度和磨屑尺寸, 进一步验证了 3 种稀土相对合金摩擦磨损性能的不同影响。

3 结 论

1) 快速凝固 Mg-Si-RE 合金的磨损量随载荷增加而增加, 摩擦系数随载荷增加而降低。低载荷时 Mg-Si-RE 合金的磨损机制主要是氧化磨损和磨粒磨损, 高载荷时 Mg-Si-RE 合金的磨损机制主要是剥层磨损。

2) Mg-Si-RE 合金由轻微磨损转变为严重磨损的转变点比基体合金高 20 N, 其耐摩擦磨损性能高于 Mg-Si 基体合金, 在高载荷下差距更为明显, 120 N 时的磨损量仅为 Mg-1Si 基体合金的 50%。其中 Mg-1Si-3Ce 在 3 种 Mg-Si-RE 合金中具有最高的耐摩擦磨损性能。

3) Mg-Si-RE 合金优异的耐摩擦磨损性能归功于弥散分布于晶界和晶内的纳米稀土相的弥散强化作用和稀土元素的固溶强化作用。稀土相的种类对 Mg-Si-RE 合金摩擦磨损行为产生不同的影响, 其中杨氏模量最高的 CeMg₂Si₂ 相对基体的强化作用最明显。

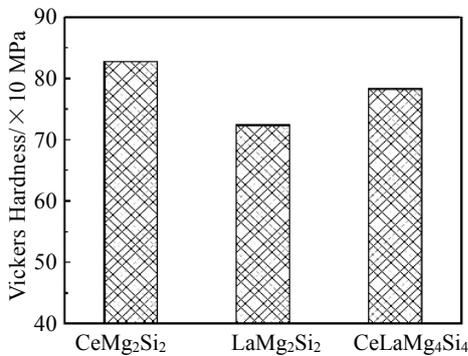


图 11 CeMg₂Si₂, LaMg₂Si₂ 和 CeLaMg₄Si₄ 金属间相的维氏硬度

Fig.11 Vickers hardness of CeMg₂Si₂, LaMg₂Si₂ and CeLaMg₄Si₄ intermetallic phases

参考文献 References

[1] Mordike B L, Ebert T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 302(1): 37
 [2] Singh Kulwant, Singh Gurbhinder, Singh Harmmeet. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(4): 399
 [3] Bommala Vijay Kumar, Krishna Mallarapu Gopi, Rao Ch Tirumala. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7(1): 72
 [4] Wu G H, Wang C L, Sun M et al. *Journal of Magnesium and*

- Alloys*[J], 2021, 9(1): 1
- [5] You Sihang, Huang Yuanding, Kainer Karl Ulrich *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(3): 239
- [6] Lin Y C, Luo S C, Yin L X *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 739: 590
- [7] Bronfin B, Katsir M, Aghion E. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 302(1): 46
- [8] Liu Guanglei(刘光磊), Li Yushan(李玉山), Li Chao(李超) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 620
- [9] Niu X D, An D Q, Han X *et al.* *Tribology Transactions*[J], 2016, 60(2): 238
- [10] Huang Weijiu(黄伟九), Lin Qiang(林强), Guo Yuanjun(郭源君) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2010, 31(9): 89
- [11] Wang Y, Guo X F. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2019, 223: 336
- [12] Lucchetta M C, Saporiti F, Audebert F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 709
- [13] Han Wenduo, Li Ke, Hu Fei *et al.* *Results in Physics*[J], 2019, 15: 102 509
- [14] Wan Yizao(万怡灶). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1997(10): 25
- [15] Chen Qingqiang(陈庆强), Zhao Zhihao(赵志浩), Wang Gaosong(王高松) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1812
- [16] Qi Qingju. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(5): 1135
- [17] Anbu Selvan S, Ramanathan S. *Materials & Design*[J], 2010, 31(4): 1930
- [18] Hu Jilong, Tang Changping, Zhang Xinming *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 3161
- [19] Li Qizhi(李其智), Yu Hui(余晖), Wang Zhifeng(王志峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 1001
- [20] Han W D, Li K, Hu F *et al.* *Materials Research Express*[J], 2019, 6(11): 1165f8
- [21] Zhang Z, Chen D L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 148
- [22] Thakare M R, Wharton J A, Wood R J K *et al.* *Wear*[J], 2012, 276-277: 16
- [23] Taltavull C, Rodrigo P, Torres B *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 56: 549
- [24] Song Bo(宋波). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changchun: Jilin University, 2006

Microstructure and Friction and Wear Behavior of Rapidly Solidified Mg-Si-RE(Ce,La) Magnesium Alloys

Li Yaohui, Li Ke, Yin Wenlai, Dai Jia

(School of Mechanical and Electrical Engineering, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

Abstract: Microstructure, friction and wear behavior and wear mechanism under different loads of Mg-Si-RE magnesium alloys fabricated by rapidly-solidified process were studied. It is found that the microstructure of the rapidly-solidified Mg-Si-RE alloy mainly consists of α -Mg matrix, eutectic Mg_2Si phases and $REMg_2Si_2$ nano phases with size of 500~800 nm. The relationship curves between friction coefficient and wear mass loss with load of Mg-Si-RE alloy was determined. Results show that the friction and wear resistance of Mg-Si-RE alloy is obviously better than that of Mg-1Si matrix alloy. The load under which the wear mode of Mg-Si-RE alloy changes from slight wear to serious wear is 20 N higher than that applied to matrix alloy. The wear mass loss is much smaller than that of matrix alloy at high load, and the wear mass loss at 120 N is only 50% of matrix alloy. The wear mechanism of Mg-Si-RE alloy includes oxidation wear, abrasive wear and delamination wear. The excellent friction and wear resistance of RSP Mg-Si-RE alloy is mainly due to the nano-scale rare earth phases well dispersed along the grain boundary and within α -Mg matrix. At the same time, rare earth elements play a solid solution strengthening effect on Mg alloy matrix, effectively improving the friction and wear resistance of Mg-Si-RE alloy. Moreover, the Mg-Si-RE alloys exhibit different friction and wear behaviors after the addition of different types of rare earth elements.

Key words: magnesium alloys; friction and wear resistance; nano rare earth phase; wear mechanism

Corresponding author: Li Ke, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Nanchang University, Nanchang 330031, P. R. China, E-mail: like.l@126.com