

微量添加稀土元素 Nd 和 Er 对挤压态 Mg-6.0Zn-0.5Mn 镁合金干摩擦磨损性能的影响

吕滨江^{1,2}, 王森¹, 郭峰^{1,2}, 彭建³

(1. 青岛理工大学 机械与汽车工程学院, 山东 青岛 266520)

(2. 青岛理工大学 工业流体节能与污染控制教育部重点实验室, 山东 青岛 266520)

(3. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要: 利用扫描电子显微镜、能谱仪、透射电镜、硬度计、3D 轮廓仪和摩擦磨损试验机研究了复合添加微量 Nd 和 Er 元素对 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金干摩擦磨损性能的影响。结果表明, 添加微量 Nd 和 Er 元素后, 晶界处种类和数量更多的金属间化合物会阻碍晶界的迁移和滑移, 基体中动态析出的 β_1' 相密度增大且平均长度减小, 更多的动态析出相以及弥散分布的金属间化合物使基体的硬度, 磨损量降低。Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金在 5 N 低载荷下的磨损机制以磨粒磨损为主, 并伴有氧化磨损; 当载荷增大至 20 N, 磨粒磨损明显减弱, 氧化磨损程度增大。复合添加微量 Nd 和 Er 后, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金在低载荷 (5 N) 下的磨损机制以磨粒磨损为主, 伴有氧化磨损和黏附磨损; 由于耐磨性提高, 当载荷增大至 20 N 时, 磨损机制仍以磨粒磨损为主, 黏附磨损程度有所减弱, 并伴有氧化磨损。

关键词: 稀土元素; 析出相; 摩擦磨损

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4516-09

镁合金因其高比强度、高比刚度、高弹性模量、机械加工性能优良及易回收等优点, 在航空航天、交通运输和电子工业等领域得到日益广泛的应用。在交通运输领域, 采用镁合金替代传统金属结构材料, 能够满足对材料轻量化的要求, 降低能源消耗, 具有重要的社会效益和经济效益^[1,2]。但是镁合金耐磨性较差, 难以满足一些对耐磨性要求较高的零件, 比如齿轮、轴类等, 在一定程度上限制了其应用范围^[3]。

Mg-Zn-Mn 合金是一种应用非常普遍的变形镁合金系列。其中, 具有高强度的 Mg-6.0Zn-0.5Mn (ZM61) 合金更是受到了广泛的关注。Zhang 等人^[4]报道, ZM61 合金经过挤压和热处理后, 其抗拉强度和屈服强度能够分别达到 366 和 338 MPa。在高 Zn 含量的 Mg-Zn-Mn 系合金中, 可以利用析出强化作用进一步改善镁合金的力学性能^[4,5]。有研究表明, 添加稀土会影响 Mg-Zn 系合金的时效析出行为, 进而提高其力学性能^[6,7]。在镁合金中添加 Nd 元素会弱化基面织构^[8], Er 元素能够提高镁合金的强度^[9]。在前期研究中也发现^[10], 微量复合添加 Nd 和 Er 元素能够明显提高 Mg-6.0Zn-0.5Mn 镁合金的强度和塑性。在镁合金中添加稀土元素例如 Y、Yb、Ga

等也能提高其耐磨性能^[11-13], 而通过微量元素复合添加改善镁合金耐磨性能的研究鲜有报道。另外, 目前关于 Mg-Zn-Mn 系镁合金的摩擦磨损性能的研究较少, 动态析出相如何影响 Mg-Zn-Mn 系镁合金的摩擦磨损性能更是鲜有相关报道。

本研究在 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金的基础上复合添加微量 Nd 和 Er 元素, 探究并阐明微合金化对 Mg-6.0Zn-0.5Mn 镁合金动态析出行为和干摩擦磨损性能的影响机制。

1 实验

采用 10 kW 熔炼炉, 将纯 Mg (99.8%) 和纯 Zn (99.9%) 加入不锈钢坩埚加热至 750 °C, 再将 Mg-Mn (20%)、Mg-Nd (20%) 和 Mg-Er (30%) 等中间合金预热到 300 °C 后, 缓缓加入坩埚中。熔炼炉温度降至 710 °C 后保温 30 min, 在 CO₂ (99vol%) 和 SF₆ (1vol%) 混合气氛的保护下, 采用半连续铸造系统进行浇铸。铸锭化学成分通过 X 射线荧光光谱仪 (XRF-1800 CCDE) 进行检测, 其化学成分见表 1。铸锭在 5 kW 热处理炉中进行均匀化热处理, 热处理工艺为: 400 °C/16 h。

收稿日期: 2020-12-05

基金项目: 山东省重点研发计划 (公益类科技攻关) (2019GGX102060)

作者简介: 吕滨江, 男, 1983 年生, 博士, 副教授, 青岛理工大学机械与汽车工程学院, 山东 青岛 266520, E-mail: lbj@qut.edu.cn

挤压试验在 500 T 正向挤压机上进行, 挤压比为 26, 挤压温度和挤压速度分别为 400 °C 和 5 mm/s。挤压棒沿挤压方向线切割加工成显微组织观察试样和摩擦磨损试样。采用苦味酸腐蚀剂 (苦味酸 5 g, 冰醋酸 15 mL 和乙醇 100 mL) 对挤压态试样腐蚀 45 s。显微组织照片采用配备能量色散 X 射线谱仪(EDS)的 ZEISS MERLIN Compact 型电子扫描显微镜(SEM)进行拍摄。采用 FEI Tecnai G2 F20 透射电镜(TEM)对挤压态试样进行微观形貌和选区电子衍射分析, 测试电压为 300 kV。平均晶粒尺寸采用截线法, 通过 Image Pro Plus (IPP)软件对多张 SEM 形貌照片进行统计取平均值, 析出相平均尺寸通过 IPP 软件对多张 TEM 形貌照片进行统计并取平均值获得。硬度测试采用 HVG-1000M 型全自动显微硬度计。

摩擦磨损试验在 Bruker UMT-3 多功能摩擦磨损试验机上进行。摩擦磨损条件为室温下球盘干摩擦, 往复运动频率为 2 Hz, 行程为 6 mm, 磨损时间设置为 30 min, 载荷分别为 5、10、15 和 20 N。合金试样尺寸为 24 mm×8 mm×4 mm, 测试前用水磨砂纸打磨至 1500#后, 超声清洗并烘干。摩擦副为直径 6 mm 的 9Cr18Mo 钢球。采用 Form Talysurf PGI 800 型粗糙度轮廓仪对试样粗糙度及磨痕形貌进行观察。根据磨痕横断面面积计算磨损量, 每条磨痕取 5 个不同位置进行测量并取平均值。磨损表面及磨屑的微观形貌及成分采用配备 EDS 的 ZEISS MERLIN Compact 型 SEM 进行观察测试。

2 结果与讨论

2.1 组织和显微硬度

2 种铸态合金经过均匀化热处理后的 SEM 照片如图 1 所示。经统计, 均匀化处理后 Mg-6.0Zn-0.5Mn 铸态合金的平均晶粒尺寸约为 572 μm 。添加微量 Nd 和 Er 元素后, 时效后 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 铸态合金的平均晶粒尺寸细化至 496 μm 。从图 1a 可以看到, Mg-6.0Zn-0.5Mn 铸态合金的基体上分布着少量细小的第二相粒子。添加 Nd 和 Er 元素后, 第二相颗粒数量明显增多。通过 EDS 对第二相的成分进行分析, 见表 2。可见, Mg-6.0Zn-0.5Mn 铸态合金中的第二相主要为 Mg-Zn 二元相(图 1 中 A 点)和 α -Mn(图 1 中 B 点)。微合金化后, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 铸态合金中又生成了 $\text{Mg}_3\text{Nd}_2\text{Zn}_3$ (图 1 中 C 点)和 $\text{Mg}_{12}\text{ErZn}$ (图 1 中 D 点) 2 种第二相, 在前期研究中也得到了证实^[10]。2 种合金经过挤压变形后的显微组织照片如图 2 所示。由图 2a 可见, Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金中除了细小的再结晶晶粒外, 还有部分未发生动

表 1 铸锭的化学成分

Alloy	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
Mg-6.0Zn-0.5Mn	5.93	0.48	-	-	Bal.
Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er	6.12	0.31	0.64	0.25	Bal.

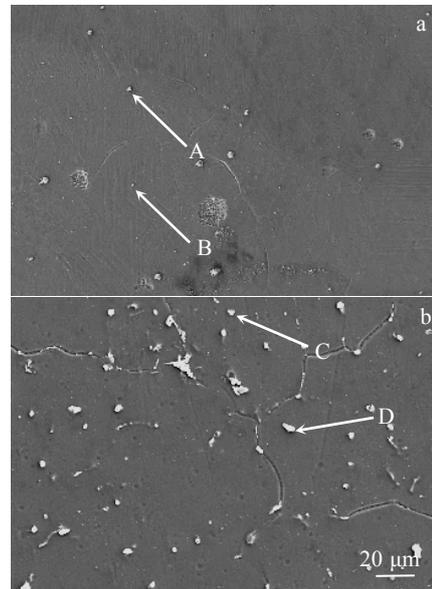


图 1 固溶处理后铸态合金 SEM 照片

Fig.1 SEM images of as-cast alloys after solution heat treatment: (a) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (b) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

表 2 图 1 中固溶处理后铸态合金不同位置 EDS 分析结果

Position	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	6.80	0.55	-	-	Bal.
B	17.72	72.26	-	-	Bal.
C	46.81	-	24.38	-	Bal.
D	57.70	-	0.12	26.43	Bal.

态再结晶的原始晶粒。有少量第二相分布在 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金的基体上, 结合 EDS 结果表 3 分析, 可以确定第二相为 Mg-Zn 二元相(图 2a 中 A 点)。从高倍形貌照片(图 2c 和 2d)可以看到, 经过挤压变形后, 基体中还弥散分布着很多细小的析出相。由图 2c 和图 2d 可知, 添加微量的 Nd 和 Er 元素后, 细小弥散的动态析出相数量明显增多。此外, 尺寸较大的第二相颗粒为 $\text{Mg}_{12}\text{ErZn}$ 相(图 2b 中 B 点)和 $\text{Mg}_3\text{Nd}_2\text{Zn}_3$ 相(图 2b 中 C 点)。

图 3 为挤压态合金的晶粒尺寸分布图。由图 3 可知，经过挤压变形后，Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金发生了完全的动态再结晶，平均晶粒尺寸由 $(9.6\pm 8.7)\ \mu\text{m}$ 减小至 $(6.2\pm 2.9)\ \mu\text{m}$ 。

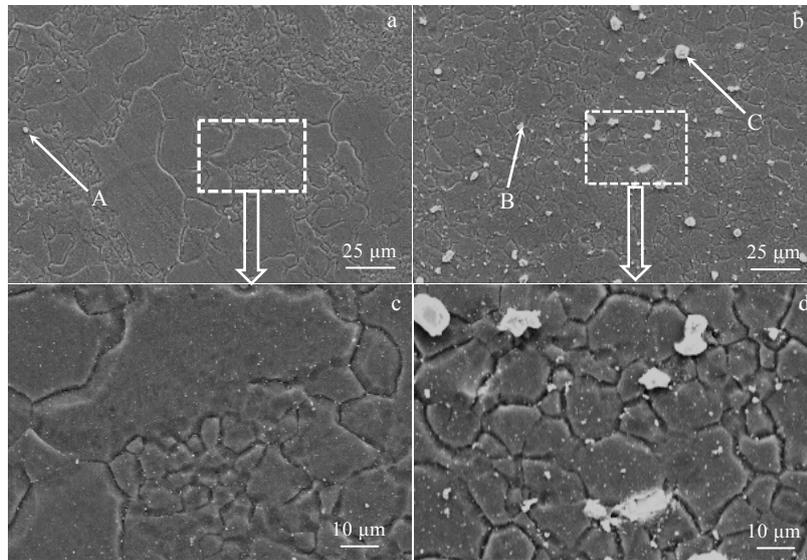


图 2 挤压态合金的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of as-extruded Mg-6.0Zn-0.5Mn (a, c) and Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er (b, d) alloys

其中晶带轴为 $[11\bar{2}0]$ 。结果表明杆状析出相为 β'_1 相，其晶体结构为 Mg_4Zn_7 ($a=2.60\ \text{nm}$, $b=1.43\ \text{nm}$, $c=0.52\ \text{nm}$, $\gamma=102.5^\circ$)，与文献报道一致^[14]。从图 4 和图 5 可以看出，杆状析出相沿着平行于基体的 $[0001]$ 方向规律析出，Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金中的动态析出相数量要明显多于 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金。对 2 种挤压态合金中析出相的密度进行统计后发现，添加微量 Nd 和 Er 元素后，杆状 β'_1 相在单位面积内的数量由 $247/\mu\text{m}^2$ 增大到 $439/\mu\text{m}^2$ 。添加 Nd 和 Er 元素后生成了更多金属间化合物，随着变形量的增大，会生成更多的形核点，进而提高固溶原子的扩散^[15]。在前期研究中发现^[10]，在 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金中添加 Nd 和

通过 TEM 对挤压态合金基体中的动态析出相进行表征(图 4)。由图 4 可以看出，杆状动态析出相主要沿一定的取向弥散分布。采用图 5 所示的高分辨照片 (HRTEM)和傅里叶变换(FFT)结果确定析出相的种类，

Er 元素后使层错能降低、第二相种类和数量增大等因素，会加速孪生过程并增大孪晶的体积分数。孪晶内部的高密度位错，以及基体上数量更多且弥散分布的第二相粒子也会造成位错塞积，会为动态析出相提供更多形核质点，从而增大了动态析出相的密度^[10]。

表 3 图 2a、2b 中挤压态合金不同位置 EDS 分析结果
Table 3 EDS analysis results of different positions of as-extruded alloys in Fig.2a, 2b ($\omega/\%$)

Position	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	7.89	1.34	-	-	Bal.
B	16.81	-	-	79.49	Bal.
C	64.81	-	14.39	-	Bal.

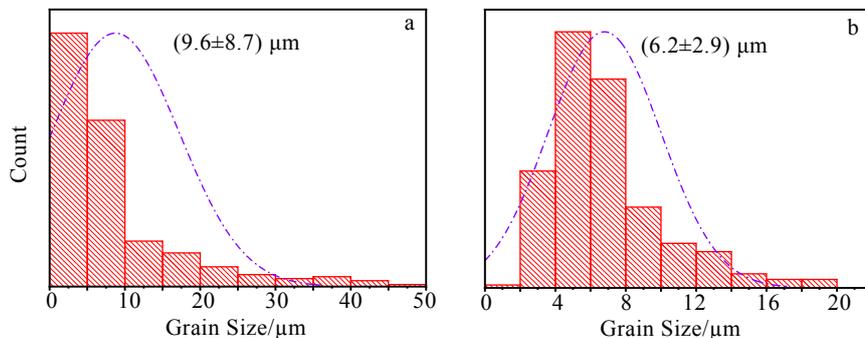


图 3 挤压态合金晶粒尺寸分布图

Fig.3 Grain size distribution of as-extruded Mg-6.0Zn-0.5Mn (a) and Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er (b) alloys

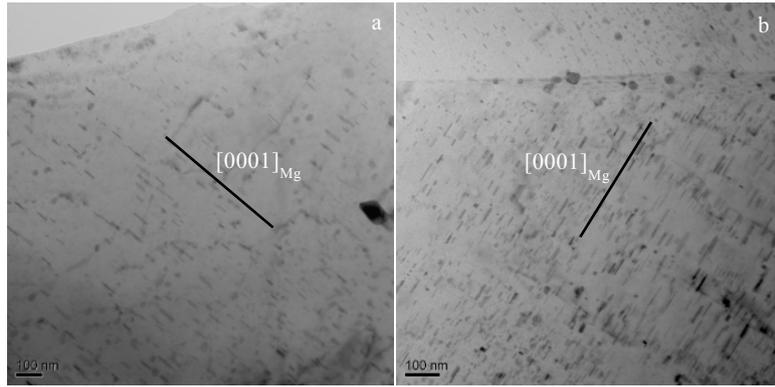


图 4 挤压态合金 TEM 明场相照片

Fig.4 TEM bright-field images of as-extruded of Mg-6.0Zn-0.5Mn (a) and Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er (b) alloys

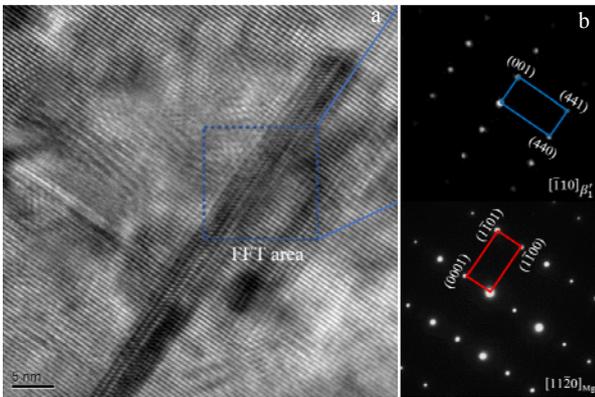


图 5 挤压态 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金高分辨 TEM 照片及傅里叶变换(FFT)

Fig.5 HRTEM image (a) and the corresponding FFT (b) of Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er alloy

由于 β_1' 动态析出相密度增大，同时因合金化生成了更多含 Zn 元素的第二相，消耗了更多的 Zn 元素，因此 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金中杆状 β_1' 相的平均长度由 (33.7 ± 14.3) nm 降低至 (23.8 ± 13.4) nm。

在 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金中加入 Nd 和 Er，增大了热变形过程中的孪生倾向和再结晶进程^[10]，在 β_1' 相大量析出之前就完成了完全动态再结晶。随着热变形的继续进行，大量析出相不断动态析出，阻碍了动态再结晶晶粒的长大。因此，在挤压变形完成后，Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金发生了完全动态再结晶，获得了平均晶粒尺寸小且均匀性优于 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金的完全动态再结晶晶粒。

对 2 种挤压态合金进行硬度测试，如图 6 所示。结果表明，Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的硬度明显高于 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金，原因主要有如下几

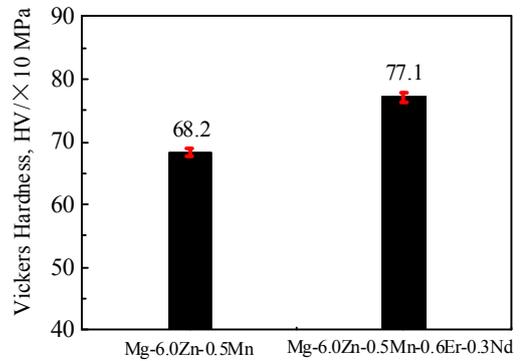


图 6 挤压态合金硬度值

Fig.6 Hardness of as-extruded alloys

点：添加微量的 Nd 和 Er 元素后，(1) 发生的完全动态再结晶过程使晶粒细化并均匀；(2) 第二相的种类和含量增多，并弥散分布；(3) 动态析出的杆状 β_1' 相密度明显增大。

2.2 摩擦学行为

图 7 为 2 种合金在不同载荷下磨损表面的二维截面轮廓。可以看出，随着载荷的增大，2 种合金的磨痕深度和宽度都在不断增大。添加 Nd 和 Er 元素后，在相同载荷下，磨痕的深度和宽度均明显减小。当载荷为 5 N 时，Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金的磨痕宽度和深度分别为 1627.2 和 84.5 μm ，而 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的磨痕宽度减小为 1404.1 μm ，磨痕深度降低到 72.9 μm 。随着载荷的增大，2 种合金的磨痕宽度和深度也在不断增大。当载荷增大至 20 N，Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金磨痕宽度达到 2223.3 μm ，深度为 141.2 μm 。添加微量 Nd 和 Er 后，磨痕的深度和宽度明显降低，分别减小了 260.2 和 38.3 μm 。

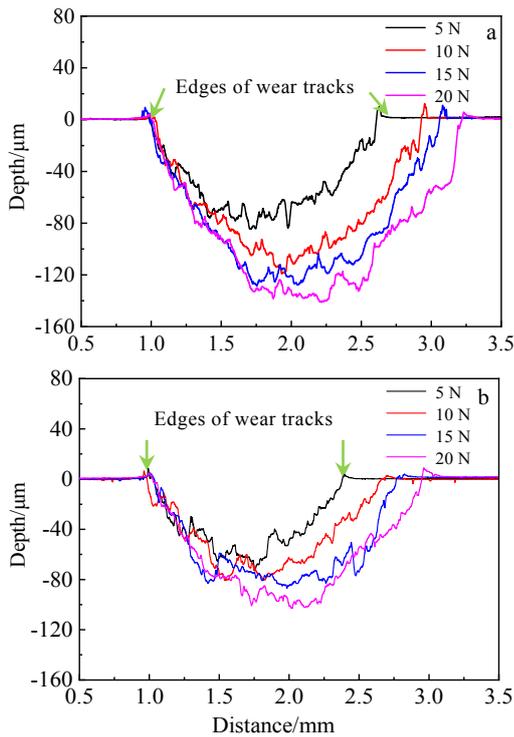


图 7 2 种合金在不同载荷下磨损表面的截面轮廓

Fig.7 Wear tracks of as-extruded alloys under different loads: (a) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (b) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

从 2 种合金在不同载荷下的磨损量(图 8)可以看出,2 种合金的磨损量都随着载荷的增大而不断增大。结果表明,添加 Nd 和 Er 后,相同载荷下 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的磨损量显著降低,且随着载荷的增大,磨损量的减小程度也越来越大。微合金化后,晶界处种类更多的金属间化合物会阻碍晶界的迁移和滑移^[16],基体中密度更大的动态析出相以及弥散分布的金属间化合物提高了基体的硬度,降低了磨损量。

通过 SEM 对合金的磨痕形貌进行研究。如图 9a 所示,当载荷为 5 N 时, Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金犁沟较深,磨痕表面弥散分布着大量的硬脆的颗粒状磨粒。采用 EDS 点扫描对磨粒的成分进行分析(表 4)。对比基体的 EDS 结果(A 点)可知,磨屑(B 点)的主要成分为 MgO。如图 9b 所示,在 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金中,除了颗粒状的磨屑(C 点)外,还有部分片状磨屑粘附在磨痕表面,如 E 点所示。根据 EDS 分析结果(表 4),颗粒状磨粒与基体成分相比, Zn 含量达到了 40.51%,且含有较高的 Nd 和 Er 元素,说明颗粒状

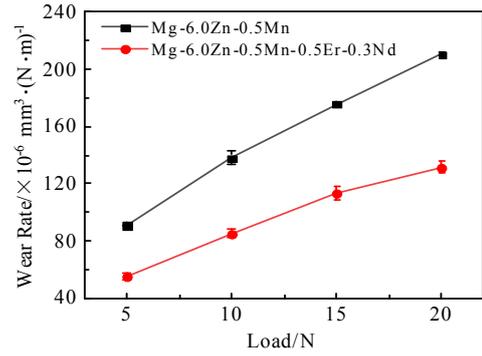


图 8 不同载荷下挤压态合金的磨损率

Fig.8 Ware rate of as-extruded alloys under different loads

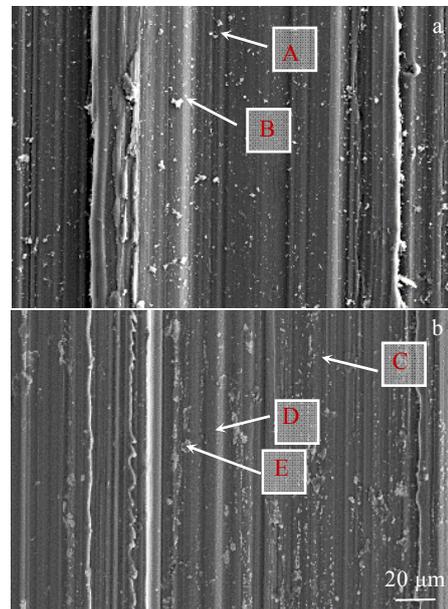


图 9 载荷 5 N 时挤压态合金磨痕表面 SEM 照片

Fig.9 SEM images of worn surface for as-extruded alloys under the load of 5 N: (a) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (b) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

表 4 图 9 中载荷 5 N 时挤压态合金磨痕表面不同位置的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of different positions of worn surface for as-extruded alloys under the load of 5 N in Fig.9 (wt%)

Position	O	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	1.28	48	0.52	-	-	Bal.
B	20.40	4.98	0.40	-	-	Bal.
C	4.36	40.51	1.66	7.02	11.22	Bal.
D	2.64	3.75	0.63	-	-	Bal.
E	10.41	33.52	1.93	0.64	14.37	Bal.

磨屑为 $Mg_{12}ErZn$ 相和 $Mg_3Nd_2Zn_3$ 相等金属间化合物, 而片状磨屑的主要为 $Mg_{12}ErZn$ 相。从图 9 还可以看出, 有许多狭窄的凹槽和划痕, 这是磨粒磨损的特征。主要是由于摩擦副钢球的犁削和微切削作用, 或者脱落的硬脆的金属间化合物在接触面上导致^[17]。

根据磨屑的形貌(图 10)和 EDS 分析结果表 5, 载荷为 5 N 时, Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金脱落的片状磨屑氧含量较低, 而颗粒状的磨屑含量较高, 与磨痕的颗粒状磨屑成分近似。由此可知, Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金在低载荷条件下的磨损机制以磨粒磨损为主, 并伴有氧化磨损。镁容易氧化, 往复滑动过程中的摩擦生热会导致其表面氧化。氧化物碎片会附着在摩擦样品表面, 并

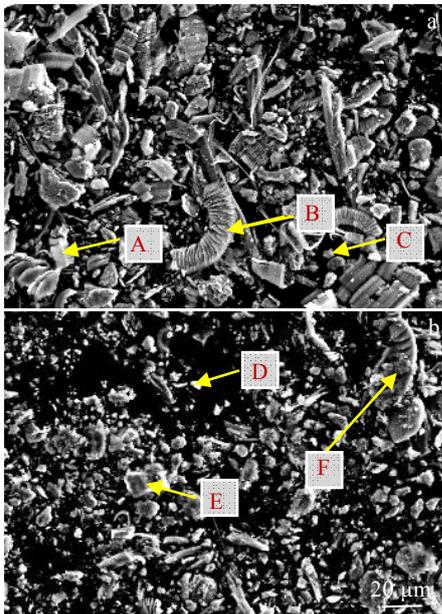


图 10 载荷 5 N 时挤压态合金磨屑表面 SEM 照片

Fig.10 SEM images of worn debris for as-extruded alloys under the load of 5 N: (a) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (b) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

表 5 图 10 中载荷 5 N 时挤压态合金磨屑表面不同位置 EDS 分析结果

Table 5 EDS analysis results of different positions of worn debris for as-extruded alloys under the load of 5 N in Fig.10 (ω/%)

Position	O	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	6.64	3.62	0.37	-	-	Bal.
B	6.67	4.62	0.59	-	-	Bal.
C	26.87	3.78	0.30	-	-	Bal.
D	7.82	2.74	0.41	-	-	Bal.
E	8.08	1.88	0.24	-	-	Bal.
F	24.95	2.73	0.40	-	-	Bal.

压实形成保护层, 减少摩擦副与试验合金的接触^[18]。在较小的载荷下, 样品表面的氧化层降低了磨损率。Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金中片状磨屑较少, 磨屑尺寸明显减小。由此说明, 添加 Nd 和 Er 元素后, 虽然 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金中第二相的种类和数量增多, 但磨屑中并不含有 Nd 和 Er 元素。因此, 第二相在磨损过程中并没有脱落, 而是以颗粒状或片状粘附在基体上。因此, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金在低载荷下的磨损机制也是以磨粒磨损为主, 伴有氧化磨损和黏附磨损。添加 Nd 和 Er 元素后生成的 $Mg_{12}ErZn$ 相和 $Mg_3Nd_2Zn_3$ 等金属间化合物与基体有一定的结合力, 更大密度的动态析出 β' 相均增大了 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的耐磨性, 磨屑尺寸较小。

随着载荷的增大, Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金磨痕上附着的磨屑逐渐减少, 凹槽和划痕也明显减小, 如图 11 所示, 表 6 列出了图 11 不同位置的 EDS 分析结果。图 12 为载荷 20 N 时挤压态合金磨屑表面 SEM 照片。由图 12a 和 12b 可以看出, 载荷增大至 20 N, 片状和块状的磨屑数量增多。由 EDS 结果(表 7)可知, 片状和块状的磨屑主要是 MgO。Yan 等^[11]人报道, 经过 T6 处理的 AZ91+Y 合金在 15~25 N (0.188 m/s) 载荷下已经发生不同程度的剥层磨损。Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金经过挤压变形后, 基体中弥散分布着动态析出相, 强化了基体, 延迟了剥层磨损机制的出现。Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金在 20 N 载荷条件下的磨粒磨损明显减弱, 而氧化磨损程度增大。添加稀土元素 Nd 和 Er 后, 粘附在基体上的磨屑数量也有所减少, 主要以 $Mg_{12}ErZn$ 相和 $Mg_3Nd_2Zn_3$ 等块状磨屑以及片状 $Mg_{12}ErZn$ 相磨屑为主。从图 12c 和 12d 可见, 片状和大块的磨屑较 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金数量要少, 磨屑中依然未含 Nd 和 Er 元素。这些金属间化合物具有更高的化学稳定性和较高的熔点, 随着摩擦过程的不断进行, 既可以阻碍位错的运动, 在温度升高时稀土元素扩散速度慢, 又可以有效阻碍晶界滑移和裂纹扩展, 改善合金的耐磨性。因此, 随着载荷增大至 20 N 时, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的磨损程度增大幅度较 Mg-6.0Zn-0.5Mn 合金要小(图 8), 磨损机制仍以磨粒磨损为主, 黏附磨损程度有所减弱, 并伴有氧化磨损。

图 13 为挤压态合金摩擦系数-时间关系曲线。从图 13 可以看出, 添加稀土元素后, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金在不同载荷下的摩擦系数都有所降低, 随着载荷的增大, 降低的幅度也逐渐增大。第一, 热挤压变形过程中动态析出的 β' 相密度的增大, 增大了位错运动的阻力, 提高了基体的硬度; 添加 Nd 和

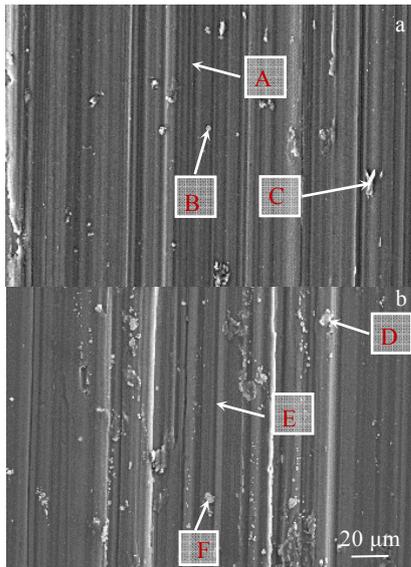


图 11 载荷 20 N 时挤压态合金磨痕表面 SEM 照片

Fig.11 SEM images of worn surface for as-extruded alloys under the load of 20 N: (a) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (b) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

表 6 图 11 中载荷 20 N 时挤压态合金磨痕表面 EDS 分析结果
Table 6 EDS analysis results of different positions of worn surface for as-extruded alloys under the load of 20 N in Fig.11 (ω/%)

Position	O	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	1.50	4.18	0.62	-	-	Bal.
B	18.91	4.23	0.57	-	-	Bal.
C	24.10	4.03	0.38	-	-	Bal.
D	14.32	28.41	0.59	-	12.80	Bal.
E	4.40	5.25	1.07	-	-	Bal.
F	6.27	48.39	-	11.24	9.14	Bal.

Er 元素后, 生成的 $Mg_{12}ErZn$ 等金属间化合物进一步提高了合金的耐磨性。粗糙物体之间卡住磨损碎屑的可能性很小, 这可以促进滑动并减小摩擦力^[11]; 晶粒细化也会使合金表现出更好的耐磨性^[19]; 根据 Ramezani 和 Ripin 模型^[20]: 摩擦系数 $\mu = F_f / F_n$, 其中 F_f 为摩擦力, F_n 为法向力, 在相同的载荷条件下, 摩

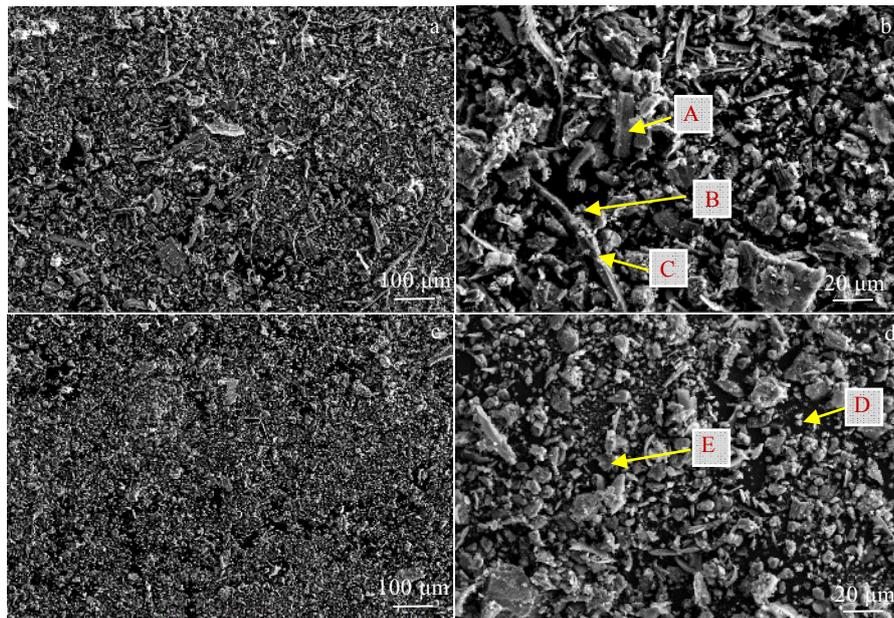


图 12 载荷 20 N 时挤压态合金磨屑表面 SEM 照片

Fig.12 SEM images of worn debris for as-extruded alloys under the load of 20 N: (a, b) Mg-6.0Zn-0.5Mn and (c, d) Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er

擦系数与摩擦力成正比, 而合金耐磨性的提高会降低其摩擦系数。其次, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金在摩擦磨损过程中有氧化物黏着在基体上, 起到了润滑的作用, 也会降低摩擦系数。此外, 微合

金化后 Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金的延伸率从 11.8% 提高到 16.3%, 塑性也得到了提高, 从而抑制了裂纹的扩展以及应力集中处的脱层, 降低磨损率^[21]。

表 7 图 12b、12d 中载荷 20 N 时挤压态合金磨屑表面不同位置 EDS 分析结果

Table 7 EDS analysis results of different positions of worn debris for extruded alloys under the load of 20 N in Fig.12b, 12d

Position	O	Zn	Mn	Nd	Er	Mg
A	3.49	5.03	0.41	-	-	Bal.
B	7.58	3.76	0.44	-	-	Bal.
C	3.85	4.02	-	-	-	Bal.
D	26.53	2.90	0.19	-	-	Bal.
E	22.07	2.83	0.54	-	-	Bal.

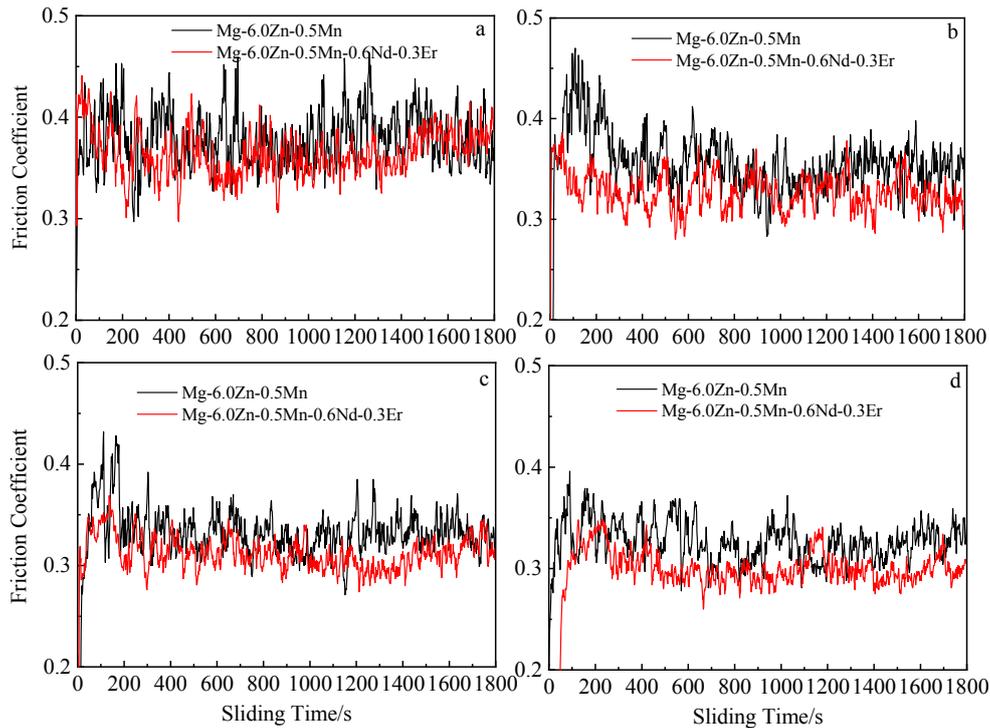


图 13 挤压态合金摩擦系数与时间的关系

Fig.13 Friction coefficient vs. sliding time of as-extruded alloys under different loads: (a) 5 N, (b) 10 N, (c) 15 N, and (d) 20 N

3 结 论

1) 添加微量 Nd 和 Er 元素后, 除 Mg-Zn 二元相和 α -Mn 外, 还生成了 $Mg_3Nd_2Zn_3$ 和 $Mg_{12}ErZn_2$ 2 种金属间化合物, 阻碍了晶界的迁移和滑移, 基体中动态析出的杆状 β' 相密度增大, 平均长度减小。

2) 微合金化后, 合金的硬度得到提高, 在不同载荷下的磨损量明显降低, 摩擦系数也得到不同程度减小。

3) 微合金化后, Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er 合金在低载荷下 (5 N) 的磨损机制以磨粒磨损为主, 伴有氧化磨损和黏附磨损; 由于微合金化后耐磨性提高, 当载荷增大至 20 N, 磨损机制仍以磨粒磨损为主, 并伴有氧化磨损, 而黏附磨损程度有所减弱。

参考文献 References

[1] Saengsai A, Miyashita Y, Mutoh Y. *Tribology International*[J],

2009, 42(9): 1346

[2] Song J, She J, Chen D *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 1

[3] Jin J, Li H, Li X H. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(5): 1202

[4] Zhang D F, Shi G L, Zhao X B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(1): 15

[5] Shi G L, Zhang D F, Zhao X B *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(12): 2447

[6] Zhang D F, Qi F G, Lan W *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(4): 703

[7] Zhao Y, Zhang D F, Feng J K *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(4): 8834

[8] Lv B J, Peng J, Peng Y *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2013, 1(1): 94

[9] Zhang J, Ma Q, Pan F S. *Materials & Design*[J], 2010, 31(9):

- 4043
- [10] Lv B J, Wang S, Xu T W *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 9(3): 840
- [11] Yan H, Wang Z W. *Journal of Rare Earths*[J], 2016, 34(3): 308
- [12] Boby A, Srinivasan A, Pillai U T S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46: 4234
- [13] Cong M Q, Li Z Q, Liu J S *et al.* *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*[J], 2016, 57: 445
- [14] Gao X, Nie J F. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(8): 645
- [15] Kabir A S H, Sanjari M, Su J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 616: 252
- [16] Asl K M, Masoudi A, Khomamizadeh F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(7): 2027
- [17] Lim C Y H, Leo D K, Ang J J S *et al.* *Wear*[J], 2005, 259(1): 620
- [18] Selvan S A, Ramanathan S. *Materials & Design*[J], 2010, 31(4): 1930
- [19] Habibnejad-Korayem M, Mahmudi R, Ghasemi H M *et al.* *Wear*[J], 2010, 268(3): 405
- [20] Ramezani M, Ripin Z M. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2010, 51(1-4): 93
- [21] Bi G L, Li Y D, Huang X F *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2015, 3(1): 63

Effects of Minor Addition of Nd and Er Elements on Dry Sliding Friction and Wear Characteristics of Extruded Mg-6.0Zn-0.5Mn Alloy

Lv Binjiang^{1,2}, Wang Sen¹, Guo Feng^{1,2}, Peng Jian³

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Qingdao University of Technology, Qingdao 266520, China)

(2. Key Lab of industrial Fluid Energy Conservation and Pollution Control, Qingdao University of Technology, Qingdao 266520, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The effects of Nd and Er elements on the friction and wear behavior of Mg-6.0Zn-0.5Mn alloy were studied by SEM, EDS, TEM, hardness tester, 3D profiler and friction and wear tester. The results show that more types and quantities of intermetallic compounds can hinder the migration and slip of the grain boundary, and the volume fraction of dynamic precipitates β_1' with a smaller average length increases, which increase the hardness of the matrix and reduce the wear rate of Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er alloy. The wear mechanism of Mg-6.0Zn-0.5Mn alloy under a lower load of 5 N is mainly abrasive wear, accompanied by oxidative wear; when the load increases to 20 N, abrasive wear is weakened obviously and oxidative wear increases in Mg-6.0Zn-0.5Mn alloy. The wear mechanism of Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er alloy under the load of 5 N is mainly abrasive wear, accompanied by oxidative wear and adhesion wear; due to the improved wear resistance, when the load increases to 20 N, the wear mechanism of Mg-6.0Zn-0.5Mn-0.6Nd-0.3Er alloy is still mainly abrasive wear, accompanied by oxidative wear and weakened adhesion wear.

Key words: rare earth element; precipitation; wear and friction

Corresponding author: Lv Binjiang, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Automotive Engineering, Qingdao University of Technology, Qingdao 266520, P. R. China, E-mail: lbj@qut.edu.cn