

Zr 与 Er 复合添加后的高镁铝合金耐磨性能研究

赵艳君^{1,2,3}, 陆泽鹏¹, 丁俊⁴, 廖丽梅¹, 钟彩明¹, 刘莹莹¹, 曾建民^{1,2,3}

(1. 广西大学 资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004)

(2. 广西有色金属及特色材料加工重点实验室, 广西 南宁 530004)

(3. 广西生态型铝产业协同创新中心, 广西 南宁 530004)

(4. 江西铜业集团铜板带有限公司, 江西 南昌 330096)

摘要: Al-Mg 系 (5 系) 铝合金具有良好的加工性、耐腐蚀性和焊接性等, 但中等硬度限制了其耐磨性的发挥。本研究在 5 系铝合金的主要元素 Al-xMg-0.5Mn 的基础上复合添加质量分数为 0.14%Zr 和 0.35%Er, 研究稀土高镁铝合金中 (Mg 含量最高达 9.28%) Mg 含量对其显微组织及摩擦磨损性能的影响。随着 Mg 含量从 2.96% 增加到 9.28%, Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金中形成的 (Al, Mg, Mn, Er, Zr) 复合白色相不断增多, 尺寸不断增大, 由棒条状变成细小鱼骨状, 最后形成粗大鱼骨状。随着 Mg 含量从 2.96% 增加到 9.28%, Er、Mg 元素经常“相伴偏聚”, 主要以 Al(Er_xMg_{1-x}) 和 Al(Er_x(Mg, Mn)_{1-x}) 相形式存在, 由块状复合相转变成均匀分布的 (Al, Mg, Mn, Er) 复合相, 具有一定强化作用, 可显著改善合金摩擦磨损性能。复合添加 0.14%Zr 和 0.35%Er 后, 合金的磨损方式从粘着磨损及磨粒磨损的混合磨损 (Mg 含量在 2.96%~5.15%) 转变到磨粒磨损为主 (Mg 含量在 5.7%~9.28%)。随着 Mg 含量从 2.96% 增加到 6.8%, 合金的耐磨性逐渐提高; 当 Mg 含量增加到 8.0%~9.28% 时合金耐磨性趋于稳定, 400 s 以后瞬时摩擦磨损系数 μ 达到 1.11~1.15 稳定值。

关键词: Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金; 稀土高 Mg 铝合金; 耐磨性; 第二相

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0609-08

Al-Mg 合金 (5 系合金) 因为具有良好的加工性、耐腐蚀性、焊接性等, 广泛应用于国防、航海、建筑、交通、能源、通讯等领域^[1-5]。Al-Mg 合金属于热处理不可强化铝合金, 主要通过合金化和加工硬化来提高其综合力学性能; 加工硬化工艺较复杂, 对合金综合性能的改善有限; 微合金化能显著改善合金的组织及性能, 操作简单, 因而应用越来越广泛^[6-10]。5 系铝合金主要合金元素为 Mg 元素和少量的 Mn 元素, 其中 Mg 的含量在很大程度上是决定 5 系铝合金硬度的主要元素。

在铝合金中 Mg 元素以固溶态形式存在, 其在铝合金中固溶度大小取决于温度, 不同冷却速度下, 室温下 Mg 在 Al 中的固溶度有显著差异, 在缓慢冷却时, 溶解度低于 1.0% (质量分数), 在固溶体中析出 β (Al₃Mg₅) 相并长大^[11]; 当冷却速度较快时, 溶解度在 3%~6% 之间。由于沉淀相形核困难, 且与基体无共格关系, 所以 Al-Mg 合金时效强化效果差, 这是 5 系铝合金不可通过热处理强化的根本原因。根据文献

[12], 当铝合金中每增加 1% Mg 含量, 铝合金抗拉强度可提高近 34 MPa。郭海洋等^[11]通过研究 Mg 含量对铸造 Al-Mg 合金微观组织及枝晶形貌的影响表明, 随着 Mg 含量的增加, 合金组织中一次枝晶间距持续增加, 且枝晶形貌由胞状晶向柱状树枝晶转变, 当 Mg 含量为 15% 时, 合金中完全为等轴晶。Jang^[13]研究 (5%~13%) Mg 含量对合金性能的影响表明, 通过一定的冷轧工艺可显著去除合金中的 Al₃Mg₂ 相, 13% Mg 合金抗拉强度可达到 733.2 MPa, 延伸率可到 5.1%, 相比 5% Mg 合金其屈服强度提高 277.5 MPa。Wang 等^[14]通过研究 Sc、Zr 及 Ti 复合微合金化对不同高 Mg 含量 Al-Mg 合金性能的影响发现, 复合添加微量合金元素后, 显著细化合金晶粒尺寸, Mg 含量的增加使得固溶于 α -Al 中的 Mg 元素增加可进一步细化晶粒尺寸。崔昌华等^[15]通过研究 Er 分别对 5083 及 5A06 铝合金耐腐蚀性能的影响表明, 微量稀土元素 Er 对合金耐腐蚀性能没有显著影响, Mg 含量及其在合金中存在形式为主要腐蚀影响因素, 同时指出轧制后的热处

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 南宁市科技开发项目 (20201045); 广西自然科学基金 (2018GXNSFAA050048); 广西大学“大学生创新创业训练计划” (202110593350)

作者简介: 赵艳君, 女, 1971 年生, 博士, 副教授, 广西大学资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004, E-mail: zhaoyanjun@gxu.edu.cn

理工艺也是影响合金耐腐蚀性的因素之一。黄鑫等^[16]研究表明 0.4% Sc 可显著改善 Al-10Mg 合金组织及力学性能, 其抗拉强度可达到 249 MPa。吴键等^[17]研究稀土元素 La 对 Al-10Mg 铝合金性能影响表明, La 元素可细化合金晶粒组织, 析出 $Al_{11}La_3$ 化合物, 0.35% La 合金热处理后可显著提高合金力学性能。宋妮妮等^[18]通过研究 6068 铝合金磨损性能表明, 合金在低转速下容易产生粘着磨损, 在较高转速时容易出现磨粒磨损和粘着磨损混合形式。

Mn 元素在 5 系铝合金中的主要作用是改善合金的抗断裂性能, Mn 元素在合金中少量以固溶状态存在, 大部分以 Mn_6Al 相存在; 在共晶温度 658 °C 时, 其在 α -Al 中的固溶度为 1.82%。 Mn_6Al 弥散质点对可再结晶晶粒长大起到阻碍作用, 可细化再结晶晶粒; 此外, Mn_6Al 相可通过溶解合金中的杂质 Fe 形成 $(Fe, Mn)Al_6$, 减少 Fe 对合金的负面作用^[19-20]。单独添加等量的 Mn、Mg 元素, Mn 的强化效果及稳定性均强于 Mg, 但当 Mn 含量过高, 合金的成型性会下降, 因此 Al-Mg 合金中 Mn 质量分数一般低于 1.0%。

零件之间由于接触运动都会产生一定的磨损, 造成材料的消耗, 甚至改变零件的尺寸, 影响了零件的使用效率。机器零部件失效约 80% 是由磨损引起的, 故磨损是材料损伤和零件失效的主要方式^[21]。而提高零部件材料的耐磨性是减少磨损的重要途径。研究表明, 材料的硬度越高, 其耐磨性越好^[22-25]。Jafari 等^[23]对 2024 铝合金进行处理, 经机械研磨和热烧结制备的块状纳米态、退火态以及人工时效态的平均硬度(HV)分别为 2034.5、588 和 1372 MPa, 纳米态材料由于其硬度高导致耐磨性优于退火态和人工时效态。Abdullahi 等^[24]利用粉末冶金的方法把 CNT 逐步加入铝基获得的纳米复合材料, 其硬度增加到 1009.4 MPa, 耐磨性也随硬度的增加而提高。苏峰华等人^[25]通过双脉冲法得到的纳米钴-镍合金薄膜, 其硬度比直流电制备的合金薄膜硬度高, 导致磨损率比直流电法减小了 1 个数量级。

常见的 5 系铝合金 Mg 质量分数一般低于 5.0%, 虽然成型性和耐腐蚀性能优良, 但其中等的硬度一直无法服役于耐磨性高的环境。本实验通过高 Mg (Mg 含量最高达 9.28%)、Mn 与微量稀土元素 Er 及 Zr 的复合添加, 可以极大地改善合金的硬度和耐磨性。高 Mg 含量及微合金化对 Al-Mg 系铝合金综合性能影响巨大, 研究复合微合金化元素后 Mg 含量对合金摩擦磨损性能的影响及机理, 可大大的拓宽高 Mg 铝合金在工业生产中的应用, 如汽车车身铆接、飞机机翼及航海船舶等。

1 实验

实验合金的制备采用 SG2-7.5-10 型井式电阻炉, 采用 99.99% 工业纯铝和纯镁、Al-10%Mn 中间合金、Al-10%Zr 中间合金及 Al-6%Er 中间合金为原料进行熔炼和浇注, 熔炼温度为 730~750 °C, 铸棒尺寸为 $\Phi 27$ mm \times 175 mm。用瑞士 ARL 公司生产的 ARL-iSpark-8860 型直读光谱仪测试铸棒的成分, 如表 1 所示。

采用 MM-2000 型万能摩擦磨损试验机进行摩擦磨损性能测试, 摩擦磨损样品为 30 mm \times 7 mm \times 8 mm 的长方体, 副摩擦件为外径 40 mm、内径 20 mm、高为 15 mm 的圆环, TG20 硬质合金材料。摩擦磨损试验参数为: 转速 200 r/min, 载荷 200 N, 测试时间 20 min。样品在机械抛光后采用 Keller 试剂(2 mL HF:3 mL HCL:5 mL HNO₃ 混合酸溶液)腐蚀, 在飞纳 (Phenom ProX) 扫描电镜上观察合金的微观组织; 在 25 mL HNO₃+75 mL CH₃OH 溶液中使用 MTP-1A 型双喷电解减薄仪制备 $\Phi 3$ mm 薄片, 使用日本 JEOL 公司生产的 JEM-2010 透射电镜在 200 kV 加速电压下进行观察。

2 结果与分析

2.1 Mg 含量对合金显微组织的影响

图 1 为 Mg 含量从 2.96% 增加到 9.28% 时, Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金的组织演变。图 1 中 Mg 含量从 2.96% 增加到 3.91% 时, 合金中亮白色第二相分布较为均匀, 第二相含量显著增加, 大部分呈现棒条状, 少部分为小块斑点状。Mg 含量继续增加到 5.54% 时, 亮白色第二相含量增加, 逐渐发生聚集, 由棒条状向细小鱼骨状转变, 还有少部分的分散斑点状; 当 Mg 含量增加到 5.7% 时, 图中亮白色相含量进

表 1 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloy ($\omega/\%$)

Mg	Mn	Zr	Er	Fe	Si	Al
2.96	0.56	0.16	0.36	0.07	0.03	Bal.
3.91	0.49	0.12	0.36	0.08	0.03	Bal.
4.52	0.56	0.15	0.32	0.08	0.03	Bal.
5.15	0.56	0.14	0.35	0.08	0.03	Bal.
5.54	0.56	0.15	0.36	0.08	0.03	Bal.
5.7	0.56	0.14	0.3	0.08	0.03	Bal.
6.8	0.57	0.16	0.31	0.08	0.03	Bal.
8.0	0.55	0.12	0.36	0.08	0.03	Bal.
9.28	0.6	0.14	0.3	0.08	0.03	Bal.

一步增加, 分布较为均匀, 细小鱼骨状开始分散, 大部分呈现棒条状, 少部分为小块斑点状。当 Mg 含量增加到 8.0% 时, 亮白色第二相含量继续增加, 棒条状聚集且变粗大, 当 Mg 含量为 9.28% 时, 亮白色第二相大部分呈现粗大鱼骨状及更少量斑点状。

对图 1 中基体及亮白色析出相进行 EDS 分析, 亮白色第二相为 (Al, Mg, Mn, Er) 复合相, 成分比表明该白色相没有固定的化学式, Mg 含量增加, 合金中 Mg 元素决定了合金中第二相的形态。能谱点 3 处暗灰色相 Mg 元素含量为 4.31%, Mn 元素含量为 0.14%, Zr 元素含量为 0.53%, 呈现小块状, 说明合金中 Zr 元素除少量固溶于基体, 较多形成了 (Al, Mg, Mn, Zr) 复合相。

2.2 Mg 含量对合金磨损性能的影响

图 2 为 Mg 含量为 2.98%~9.28% 时, Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金瞬时摩擦磨损系数曲线。2.96%Mg~5.54%Mg 含量的合金试样瞬时摩擦系数曲

线中, 随着 Mg 含量增加, 整个磨损过程中摩擦系数波动较大, 前 400 s 为摩擦磨损完成过程, 400 s 以后瞬时摩擦系数显著下降。5.7%Mg 含量的合金试样瞬时摩擦系数稳定阶段显著延长, 在稳定阶段变化幅度不大, 在 1.3 左右。6.8%Mg~9.28%Mg 含量的合金试样瞬时摩擦系数曲线中, 随着 Mg 含量增加, 400 s 以后摩擦系数稳定在 1.11~1.15 之间, 逐渐趋于平缓。9.28%Mg 含量时, 摩擦系数短时间存在起伏, 但整个磨损过程中稳定时间持续最长。

图 3 为 Mg 含量在 2.98%~9.28% 时, Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金磨损量变化规律。随着 Mg 含量增加, 合金磨损量先显著下降然后缓慢下降直到基本持平。5.7%Mg 和 6.8%Mg 含量合金磨损量最低为 0.03 g, 相比 2.96%Mg 含量合金试样磨损量降低近 80%; 当合金中 Mg 含量继续增加时, 合金试样磨损量开始缓慢增加, 在 8%Mg~9.28%Mg 含量合金中, 磨损量趋于不变约为 0.048 g。

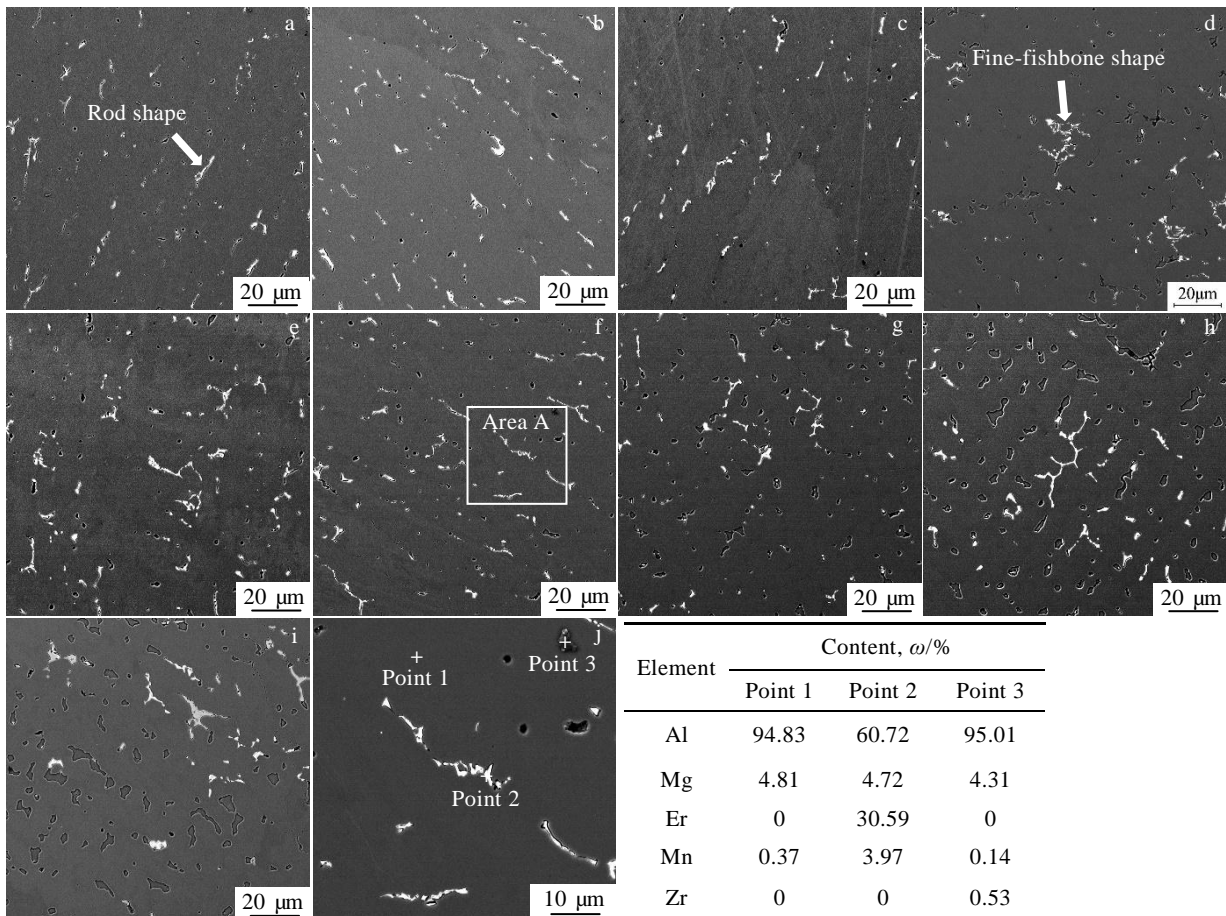


图 1 不同 Mg 含量的 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金显微组织及 EDS 分析

Fig.1 Microstructures and EDS results of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloys: (a) 2.96%Mg, (b) 3.91%Mg, (c) 4.52%Mg, (d) 5.15%Mg, (e) 5.54%Mg, (f) 5.7%Mg, (g) 6.8%Mg, (h) 8.0%Mg, (i) 9.28%Mg; (j) magnification of area A in Fig.1f

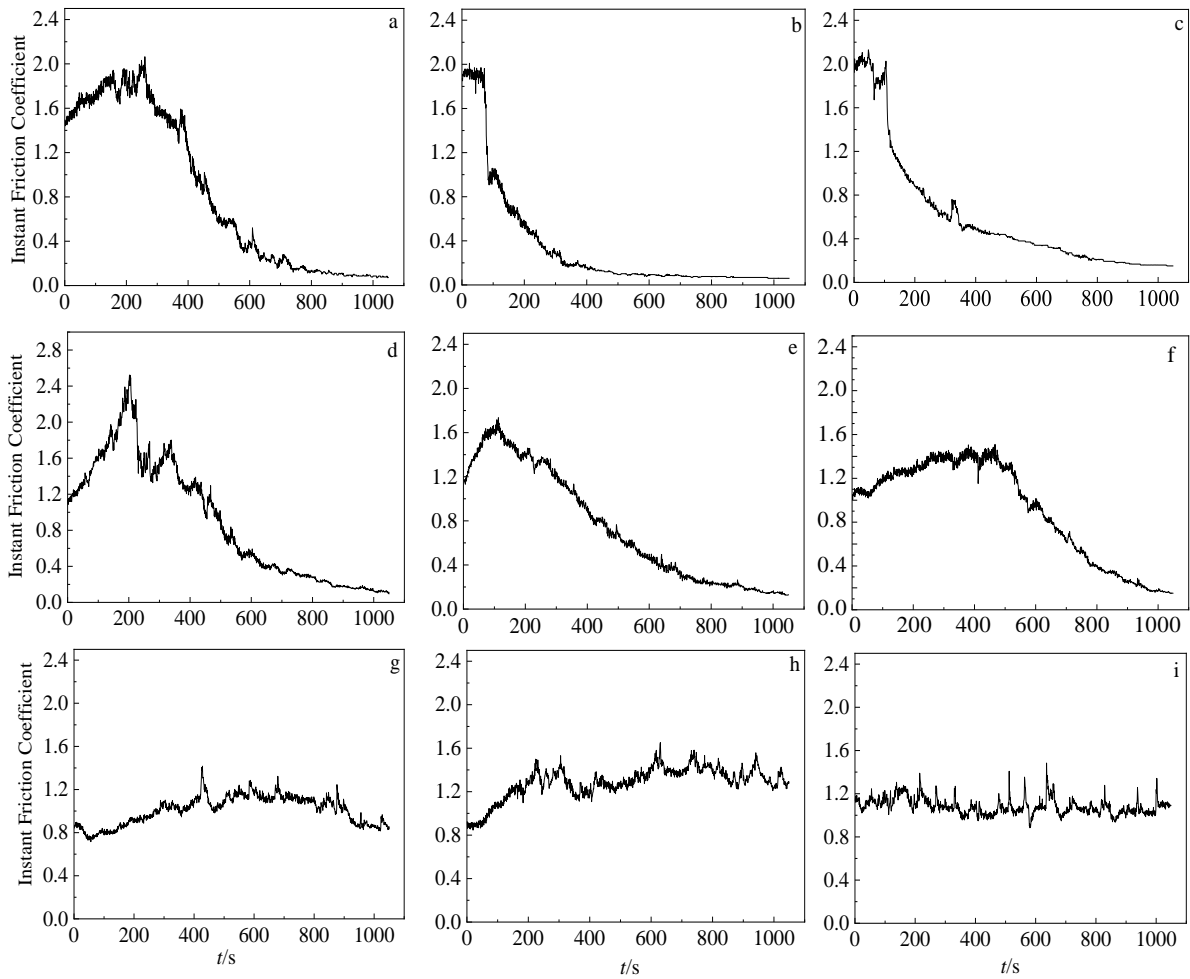


图 2 不同 Mg 含量的 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金瞬时摩擦系数

Fig.2 Instant friction coefficient of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloys: (a) 2.96%Mg, (b) 3.91%Mg, (c) 4.52%Mg, (d) 5.15%Mg, (e) 5.54%Mg, (f) 5.7%Mg, (g) 6.8%Mg, (h) 8.0%Mg, and (i) 9.28%Mg

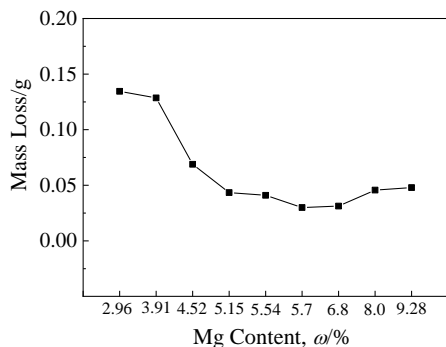


图 3 不同 Mg 含量的 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金摩擦磨损量

Fig.3 Abrasion loss of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloys

图 4 为 2.96%~9.28%Mg 含量合金的显微硬度。从图 4 可知，当 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金中 Mg 含量在 2.96%~9.28% 间变化时，合金硬度均随着 Mg 含量的增加逐渐提高，在 Mg 含量为 8.0%~9.28% 阶段趋于平稳。当 Mg 含量为 9.28% 时，合金硬度(HV) 达到最大值 970.8 MPa。随着 Mg 含量的增加，相比 2.96%Mg 含量合金硬度提高近 70%，说明在添加一定量稀土元素 Er 后，通过提高 Mg 含量，合金中形成的 (Al, Mg, Mn, Zr, Er) 复合硬脆相可显著改善合金硬度。

3 讨论

3.1 合金磨损性能与组织的关系

Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金中 Mg 元素大部分以固溶形式存在于基体中，EDS 分析表明，Mg 元

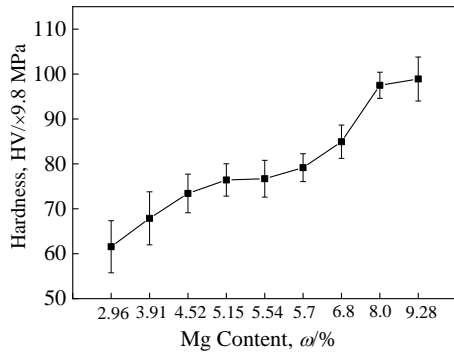


图 4 不同 Mg 含量的 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金显微硬度

Fig.4 Microhardness of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloys

素同时以亮白色第二相(Al, Mg, Mn, Er)存在。图 5 为 Mg 含量 2.96%~9.28%时, 磨损后合金表面 SEM 及 EDS 分析。2.96%Mg 含量的合金, 其表面出现较多剥落片块状, 说明基体较软, 在硬质合金摩擦副的压力作用下磨损面受损严重, 磨损时被大量刮擦, 磨损面

粘性增加进而形成撕脱; 在磨损面存在大量亮白色小颗粒碎屑, EDS 分析结果表明其中 Er 元素含量较高, 是图 1 中的亮白色 (Al, Mg, Mn, Zr, Er) 复合脆性相在磨损过程中受压力而破碎后掉落, 这些粒子在磨损过程中进一步参与并形成一定程度的磨粒磨损, 形成图中典型的犁沟状形貌, 说明 2.96%Mg 含量合金磨损方式为典型的粘着磨损及磨粒磨损的混合磨损。从 3.91%Mg~5.15%Mg 含量合金磨损面形貌可以看出, 合金试样磨损方式仍然以粘着磨损及部分的磨粒磨损为主, 5.15%Mg 含量合金磨损面犁沟显著变浅。当 Mg 含量为 5.7%~9.28%时, 磨损方式主要为磨粒磨损。Mg 含量为 5.7%和 6.8%时, 磨损面犁沟深度较浅, Mg 含量为 5.7%和 6.8%时, 犁沟深度略有增加, 但变化不大, 说明 Mg 含量增加可显著改善合金耐磨损性能。9.28%Mg 合金还存在一定程度的机械擦伤。

3.2 Er+Zr 复合添加后第二相对摩擦磨损性能的影响

图 6 为复合添加微量稀土元素 Er+Zr 后, Mg 含量为 4.52%、5.54%、5.7%、6.8%及 8.0%时, Al-xMg-

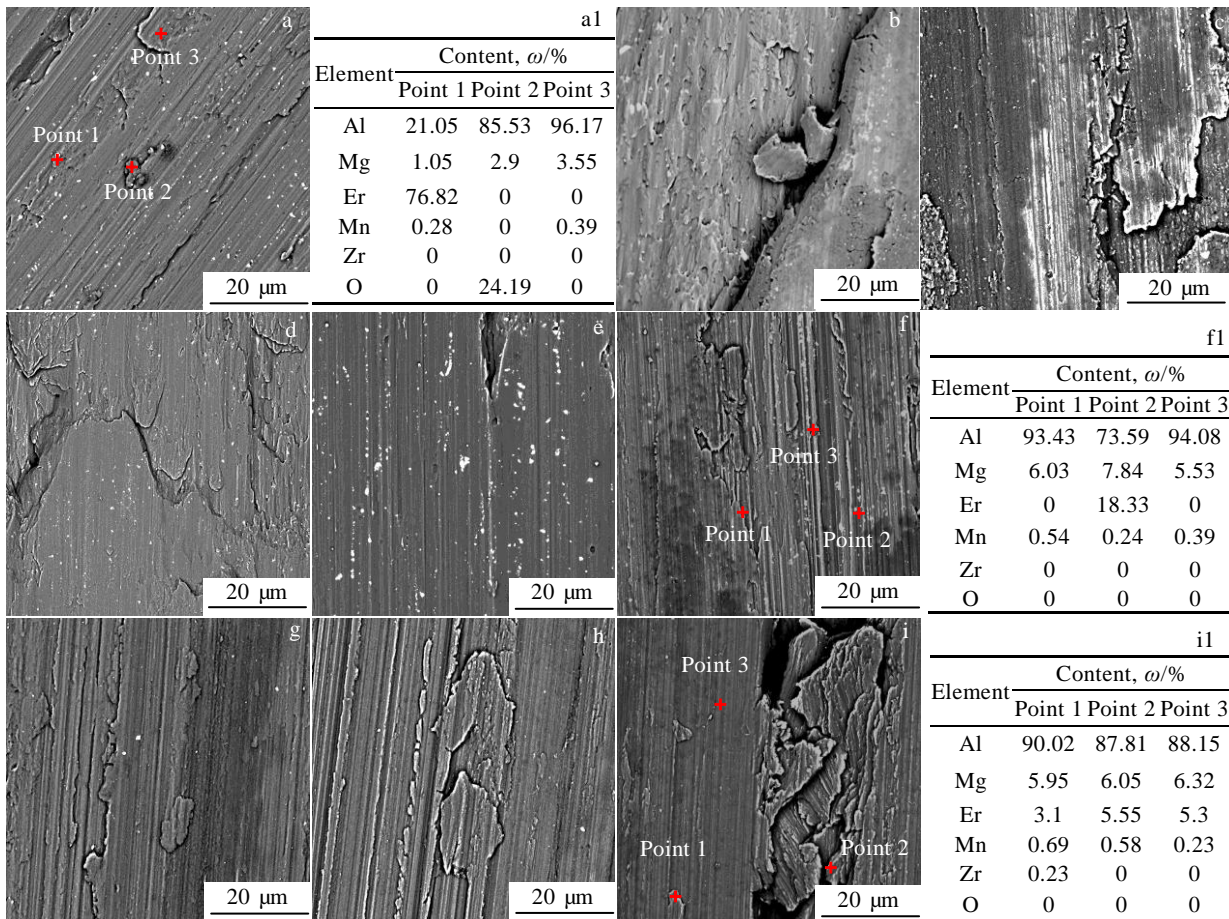


图 5 不同 Mg 含量的 Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金摩擦磨损后形貌及 EDS 分析

Fig.5 Morphologies and EDS results of Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloys after friction and wear: (a) 2.96%Mg, (b) 3.91%Mg, (c) 4.52%Mg, (d) 5.15%Mg, (e) 5.54%Mg, (f) 5.7%Mg, (g) 6.8%Mg, (h) 8.0%Mg, and (i) 9.28%Mg

0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金的 TEM 像及 EDS 元素的面分布。图 6a 中 Mg 含量为 4.52% 时，图中短条块状相主要由 $Al(Mn_xEr_{1-x})$ 构成的复合相，这与 5 系铝合金中 Al_6Mn 相结构相近，当 Mg 含量较低时，合金大部分 Mg 元素固溶于基体中，少量 Mn 元素将与微量稀土元素 Er 形成 $Al(Mn, Er)$ 复合相。图 6b 中 Mg 含量为 5.54% 时，第二相主要由 Al、Mg 及 Er 元素构成，分布较为集中且存在小颗粒状粒子，说明合金在 5.54% Mg 含量时，Mg 元素大部分固溶于基体，少量 Mg 元素开始与 Er 元素“相伴相聚”，形成 $Al(Er_xMg_{1-x})$ 复合相。图 6c 中 Mg 含量为 5.7% 时，图中长条状第二相主要由 Al、Mg 及 Er 元素构成，相比 5.54% Mg 含量合金，5.7% Mg 合金中 Mg 同 Er 元素的“相伴相聚”形成

$Al(Mg, Er)$ 复合相开始长大形成短条状，说明随着 Mg 含量的增加，Mg 同 Er 元素的“相伴相聚”现象继续发生，由圆状向短条状转变。图 6d 中 6.8% Mg 含量时，合金中 Mg 同 Er 元素的“相伴相聚”现象持续，第二相由短条状向大块状转变。图 6e 中 Mg 含量为 8% 时，合金中“相伴相聚”基本消失，大量 Mg 元素形成了块状 $Al_xMg_{(1-x)}$ 相，微量稀土元素形成长条状偏聚于晶界处。

$Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er$ 合金中，存在一定量稀土元素 Er，随着 Mg 含量的增加，逐渐从形成 (Al, Mg, Mn, Zr, Er) 复合硬脆性第二相向“相伴相聚”的 $Al(Mg_xEr_{1-x})$ 和 $Al(Er_x(Mg, Mn)_{1-x})$ 弥散相转变，最后形成均匀的鱼骨状 (Al, Mg, Mn, Er) 复合相，起到一

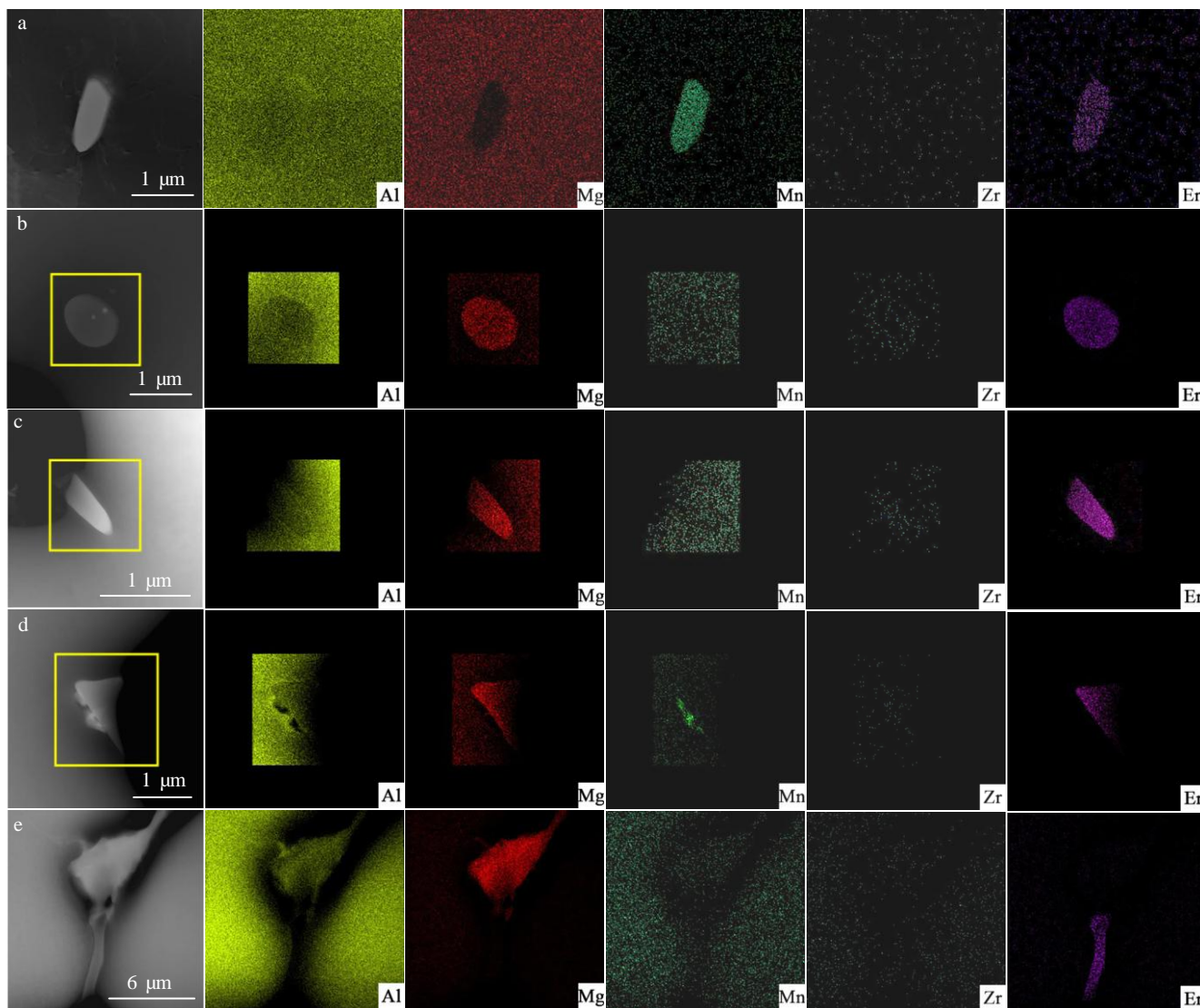


图 6 不同 Mg 含量 $Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er$ 合金 TEM 像及元素的面分布

Fig.6 TEM images and elements mappings of $Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er$ alloys: (a) 4.52% Mg, (b) 5.54% Mg, (c) 5.7% Mg; (d) 6.8% Mg, and (e) 8.0% Mg

定强化作用, 进而保证合金耐磨性逐渐增加, 与图 2、3 及 5 中摩擦磨损性能及硬度变化趋势相吻合。影响材料耐磨性能的因素主要有高硬度的基体和优异的耐磨相。其中高硬度基体不仅对耐磨相有保护作用, 其自身也可以抵抗摩擦带来的损伤。当不同 Mg 含量的合金受到正压力下的切向外力作用时, 分布较为均匀的粗大硬脆相更能够制约并阻碍周围金属的流动, 造成位错堆积, 可显著提高合金硬度, 进而提高合金的耐磨性。

4 结 论

1) 随着 Mg 含量从 2.96% 增加到 6.8%, 合金的耐磨性逐渐提高; 当 Mg 含量增加到 8.0%~9.28% 时合金耐磨性趋于稳定, 400 s 以后瞬时摩擦磨损系数 μ 达到 1.11~1.15 稳定值。5.7%Mg 与 6.8%Mg 含量合金的磨损量最小, 约为 0.03 g, 8.0%Mg 含量合金磨损量为 0.040 g, 9.28%Mg 含量合金磨损量为 0.048 g, 与 8.0%Mg 含量的基本持平。

2) Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金随着 Mg 含量提高, 合金中亮白色(Al, Mg, Mn, Er)复合相逐渐由棒条状向细小鱼骨状及粗大鱼骨状转变, 合金硬度明显提高, 合金中形成的 (Al, Mg, Mn, Zr, Er) 复合硬脆相可显著改善合金硬度。9.28%Mg 含量合金硬度最大达到 970.8 MPa。

3) Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er 合金随着 Mg 含量从 2.96% 增加到 9.28%, Er、Mg 元素经常“相伴偏聚”, 主要以 Al(Er_xMg_{1-x}) 相和 Al(Er_x(Mg, Mn)_{1-x}) 形式存在, 由粗大块状复合相转变成均匀分布的 (Al, Mg, Mn, Er) 复合相, 具有一定强化作用, 可显著改善合金摩擦磨损性能。

参考文献 References

- [1] Zhang Jianbin(张建斌), Liu Junjun(刘军军), Li Qinglin(李庆林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4039
- [2] Wen S P, Xing Z B, Huang H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 516(1): 42
- [3] Xu Guofu(徐国富), Duan Yulu(段雨露), Qian Jian(钱健) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(2): 225
- [4] Guo Hongjian(国洪建), Zhang Zhenyu(张振宇), Li Bo(李博) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(3): 30
- [5] Bathula S, Anandani R C, Dhar A *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 545(30): 97
- [6] Filatov Y A, Yelagin V I, Zakharov V V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 97
- [7] Roder O, Wirtz T, Gysler A *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 1997, 234: 181
- [8] Peng Yongyi, Yin Zhimin, Nie Bo *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(4): 744
- [9] Ding Yusheng, Gao Kunyuan, Guo Shanshan *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 147: 262
- [10] Sun F, Nash G L, Li Q *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(9): 1015
- [11] Guo Haiyang(郭海洋), Chen Tijun(陈体军), Duan Tianquan(段天全) *et al. China Foundry*(铸造)[J], 2013, 62(4): 319
- [12] Mochugovskiy A G, Mikhaylovskaya A V, Tabachkova N Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 744(28): 195
- [13] Jang D H, Park Y B, Kim W J *et al. Materials Science & Engineering*[J], 2019, 744(28): 36
- [14] Wang Xu, Chen Guoqin, Li Bing *et al. Rare Metals*[J], 2010, 29(1): 66
- [15] Cui Changhua(崔昌华), Gao Kunyuan(高坤元), Nie Zuoren(聂祚仁) *et al. Corrosion & Protection*(腐蚀与防护)[J], 2011, 32(2): 94
- [16] Huang Xin(黄鑫), Zhang Xiaoyan(张晓燕), Gao Hongxuan(高红选) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2016, 47(7): 7149
- [17] Wu Jian(吴健), Gu Wenquan(古文全), Xue Tao(薛涛) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2014, 35(7): 1487
- [18] Song Weiwei(宋娓娓), Pu Jiafei(蒲家飞), Liu Shengrong(刘胜荣) *et al. Journal of Shaoyang University, Natural Science Edition*(邵阳学院学报, 自然科学版)[J], 2019, 16(4): 52
- [19] Luo Xier, Fang Hongjie, Liu Hui *et al. Materials Transactions*[J], 2019, 60(5): 737
- [20] Kumari S, Pillai R M, Rajan T *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 460: 561
- [21] Chen Guanghui(陈光辉). *Casting Technology*(铸造技术)[J], 2007(5): 645
- [22] Mecklenburg K R. *ASLE Transactions*[J], 1974, 17(2): 149
- [23] Jafari M, Enayati M H, Abbasi M H *et al. Materials & Design*[J], 2010, 31(2): 663
- [24] Abdullahi U, Maleque M A, Nirmal U *et al. Procedia Engineering*[J], 2013, 68(12): 736
- [25] Su Fenghua(苏峰华), Liu Cansen(刘灿森). *Lubrication Engineering*(润滑与密封)[J], 2014, 39(3): 18

Wear Resistance of High Mg-Al Alloy with Combining Additions of Zr and Er

Zhao Yanjun^{1,2,3}, Lu Zepeng¹, Ding Jun⁴, Liao Limei¹, Zhong Caiming¹, Liu Yingying¹, Zeng Jianmin^{1,2,3}

(1. College of Resources, Environment and Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

(2. Guangxi Key Laboratory of Processing for Non-ferrous Metal and Featured Materials, Nanning 530004, China)

(3. Center of Ecological Collaborative Innovation for Aluminum Industry in Guangxi, Nanning 530004, China)

(4. JCC Copper Strip Company Limited, Jiangxi, Nanchang 330096, China)

Abstract: Al-Mg alloys (5xxx aluminum alloys) have good processability, corrosion resistance and weldability, but their medium-hardness limits their wear resistance. Based on the main alloy elements of 5xxx aluminum alloys, 0.14wt% Zr and 0.35wt% Er were added into Al-xMg-0.5Mn. The effects of different contents of Mg (Mg content up to 9.28wt%) on the microstructure and friction and wear properties of high Mg aluminum alloy were studied. With the increase of Mg content from 2.96wt% to 9.28wt%, the content of (Al, Mg, Mn, Er, Zr) composite phases formed in Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloy increases gradually, and the size also increases gradually. Their morphology changes from rod shape to fine fishbone shape, and finally forms uniformly coarse fishbone shape. When Mg content increases from 2.96wt% to 9.28wt%, Er and Mg are often “concomitant segregation”, mainly in the form of $\text{Al}(\text{Er}_x\text{Mg}_{1-x})$ and $\text{Al}(\text{Er}_x(\text{Mg}, \text{Mn})_{1-x})$. These composite phases change from massive to uniformly distributed (Al, Mg, Mn, Er) phases, which have a certain strengthening effect and can significantly improve the friction and wear performance of the alloy. After compound addition of 0.14wt%Zr and 0.35wt%Er, the wear mode of the alloy changes from the mixed wear (adhesive wear and abrasive wear: Mg content is 2.96wt%-5.15wt%) to abrasive wear (Mg content is 5.7wt%-9.28wt%). With the increase of Mg content from 2.96wt% to 6.8wt%, the wear resistance of the alloy increases gradually. When the Mg content increases to 8.0wt%-9.28wt%, the wear resistance of the alloy tends to be stable, and the instantaneous friction and wear coefficient μ reaches the stable value of 1.11-1.15.

Key words: Al-xMg-0.5Mn-0.14Zr-0.35Er alloy; rare earth high magnesium-aluminum alloy; wear property; second phase

Corresponding author: Zeng Jianmin, Ph. D., Professor, Guangxi University, Nanning 530004, P. R. China, E-mail: zjmg@gxu.edu.cn