DOI: 10.3901/JME.2019.24.066

Mg97Zn1Y2 镁合金的高温磨损行为*

冯昌青¹ 赵伟¹ 孙元² 安健¹

(1. 吉林大学材料科学与工程学院 长春 130022;
2. 吉林大学公共计算机教学与研究中心 长春 130022)

摘要: 对 Mg97Zn1Y2 合金的室温磨损行为已有研究,但是缺乏高温磨损研究,探究该合金高温磨损行为是非常必要的。采用 MG-2000 型销-盘磨损试验机对 Mg97Zn1Y2 合金进行磨损试验,试验温度范围为 20~200 °C,加载范围为 20~320 N,探究不同温度以及载荷对 Mg97Zn1Y2 合金磨损行为的影响。根据试验数据绘制不同温度下的磨损率曲线;应用 SEM 观察磨损表面形貌,应用 EDS 分析磨损表面的化学成分,划分磨损区间。结果表明:随着温度的升高, Mg97Zn1Y2 合金的磨损率随载荷的增加而上升得更加显著,磨损行为可以分为轻微磨损和严重磨损两个阶段:轻微磨损阶段的磨损机制为:磨粒磨损、剥层磨损、氧化磨损;严重磨损阶段为严重的塑性变形和表面熔化。绘制了磨损机制转变图,划分该合金的安全工作区间,为该合金在高温下的摩擦学应用提供有益参考。

关键词: 关键词: 镁合金; 高温磨损; 磨损机制; 磨损转变图

中图分类号: TH117

High Temperature Wear Behavior of Mg97Zn1Y2 Magnesium Alloy

FENG Changqing¹ ZHAO Wei¹ SUN Yuan² AN Jian¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130022;
2. Public Computer Education and Research Center, Jilin University, Changchun 130022)

Abstract: There exists detailed investigation on wear behaviour of Mg97Zn1Y2 alloy at room temperature, while its wear behaviour at elevated temperatures is absent. It is of interest to study the wear behaviour of the alloy at elevated temperatures. The wear tests of Mg97Zn1Y2 alloy are carried out on MG-2000 pin-disk wear tester. The test temperature range is 20-200 °C and the loading range is 20-320N. The effects of different temperatures and loads on the wear behavior of Mg97Zn1Y2 alloy are investigated. The wear rate curves at different temperatures are plotted according to the test data. The wear surface morphologies are observed by SEM, and the chemical compositions of the wear surfaces are analyzed by EDS to identify the wear mechanisms. The results show that the wear rate of Mg97Zn1Y2 alloy increases with the increase of temperature. The wear behavior can be divided into two stages: mild wear and severe wear. The wear mechanisms at mild wear stage are abrasion, oxidative wear, delamination, while the wear mechanisms at severe wear stage are severe plastic deformation and surface melting. A wear mechanism transition map is drawn to indicate the safe operating region of the alloy, which can provides useful reference for tribological applications of the alloy at elevated temperature.

Key words: magnesium alloy; high temperature wear; wear mechanism; wear transition diagram

0 前言

镁合金的比重轻,在室温下具有高的比强度和比刚度、优良的铸造性能、良好的机械加工性能、合理的价格和废料易回收等特点,因此日益广泛的应用于航空航天和汽车、电子工业中^[1-2]。镁合金的使用满足于对材料轻量化的要求,但是镁合金的高温力学性能和耐磨性较差,一定程度上限制了镁合

金材料在工业生产中的应用^[3]。KAWAMURA 等^[4]通过快速凝固粉末冶金法制备出了含有 LPSO(Long-period stacking ordered)增强相的 Mg97Zn1Y2 镁合金, LPSO 结构是一种长周期堆垛有序结构,在合金中 LPSO 相可以阻碍位错运动,并且在高温条件下对合金晶粒的粗化起到抑制作用^[5-6],另一方面还可对合金产生纤维增强效果,故含有 LPSO 增强相的 Mg97Zn1Y2 镁合金具有更好的高温力学性能和耐磨性。

ARCHARD 和 HIRST^[7]首先在铝合金中提出了轻微和严重磨损行为的概念,然后其他研究者将其

* 国家自然科学基金资助项目(51775226)。20190312 收到初稿,20190816 收到修改稿

引入钛合金和 AZ91 镁合金^[8-9]。其后的研究工作均指出镁合金在干滑动磨损试验中表现出轻微和严重磨损行为^[10-11]。在轻微磨损状态下,磨损在稳态下以低磨损率进行,表面发生轻微损伤;在严重磨损状态下,磨损在非稳态下以高磨损率进行,磨损表面被严重损坏并且经受大规模材料转移到对磨偶件。因此,轻度磨损状态被认为是“安全”工作区间^[12-15],为了满足高温工况和摩擦条件下的使用要求,对 Mg97Zn1Y2 镁合金的高温磨损行为进行研究,确定高温条件下磨损机制、绘制载荷-温度磨损机制转变图,明确安全工作区间,为该合金在高温磨损条件下的使用提供参考依据。

1 试验

1.1 材料

用质量分数为 99.9% 的高纯度 Mg、Zn 和 Mg-20.3%Y 中间合金为原材料,以 CO₂-0.05%SF₆ 为保护气体,采用传统重力铸造法制备 Mg97Zn1Y2 合金。对合金进行 X 射线衍射分析,证实合金的组成相为 α -Mg 固溶体和 X-Mg₁₂ZnY (LPSO 结构相) 金属间化合物,见图 1。采用 LEXT-OLS3000 型激光共聚焦显微镜观察合金的基体组织,见图 2,可以看出该合金的组织表现为 X-Mg₁₂ZnY 化合物以网格状结构分布于 α -Mg 固溶体枝晶周围。应用 HVS-1000A 型显微硬度计测定 Mg97Zn1Y2 合金的

图 1 Mg97Zn1Y2 合金的 XRD 图像

图 2 Mg97Zn1Y2 合金的显微组织

硬度为 78 ± 1 HV,采用 MTS-810 型电子拉伸试验机测出 Mg97Zn1Y2 合金的压缩性能如下:抗压强度为 207.2 MPa,压缩屈服强度为 120.6 MPa,应变极限为 17.9%。

1.2 磨损试验

合金的干摩擦试验是在 MG-2000 型磨损试验机上进行的,采用的磨损方式为销-盘式,销试样尺寸为 $\phi 6 \times 13$ mm,对磨件为硬度为 57 HRC 的中碳铬钢圆盘,尺寸为 $\phi 70 \times 10$ mm,试样在磨盘上的磨损轨迹直径为 60 mm,磨损速度为 0.5 m/s,磨损终止条件为磨盘在电动机带动下旋转 3 000 r,磨损行程为 565 m,磨损试验的温度范围为 20~200 °C,试验加载为 20~320 N。每组试验的最大加载载荷以达到试样表面开始熔化为基准,熔化现象可凭借肉眼观察以及配合 SEM 形貌照片进行分析。磨损率由磨损体积损失量除以滑动距离表示。使用精确度为 1 μ m 的数字精密测微仪测量磨损试验前后试样的高度差,可获得磨损体积。

使用 TESCANVEGA3 扫描电子显微镜进行磨损表面形貌的观察,应用扫描电镜上配备的能谱仪 (EDS)测定磨损表面的化学成分。

2 结果与讨论

2.1 载荷和温度对磨损率的影响

根据试验结果绘制了 Mg97Zn1Y2 合金在 20~200 °C 条件下磨损率与不同加载载荷之间的关系曲线,如图 3 所示。从图中可以看出,在不同试验温度下,磨损率随载荷的增加总体上呈上升趋势。在磨损率曲线到达峰值前,磨损率随载荷的增加而增加。可见在不同温度下载荷对磨损率具有显著的影响。图 3a 为 20 °C、50 °C 和 100 °C 下的磨损率曲线。20 °C 下的磨损率整体上略低于 50 °C、100 °C,而在 20~120 N 的载荷范围内 100 °C 下的磨损率略低于 50 °C 的磨损率。同时还可以发现在各个温度下磨损率曲线可以分为两个阶段,在第一阶段内磨损率随着载荷的增加缓慢上升,在第二阶段内磨损率随着载荷的增加迅速上升,并且在升高至最高点后稍有下降。各温度下对应的两个阶段之间的转变载荷分别为 20 °C 的 220 N、50 °C 的 200 N、100 °C 的 160 N。图 3b 所示为 150 °C 和 200 °C 下的磨损率曲线,载荷在 20~170 N 区间内 200 °C 下的磨损率高于 150 °C。两条曲线的变化规律与 20~100 °C 下相似,150 °C 下第一阶段对应的载荷为 20~120 N,第二阶段对应 120~240 N;200 °C 下第一阶段

对应 20~80 N, 第二阶段对应 80~240 N。当然, 以往的研究结果揭示磨损表面发生严重塑性变形是轻微-严重磨损转变的主要判断依据。根据 CHEN 和 ALPAS^[9]提出的轻度-严重磨损转变理论, 可以初步判断磨损率曲线上的转折点对应严重磨损转变点, 进一步确定轻微-严重磨损转变需结合磨损表面的 SEM 形貌分析。

图 3 不同温度下的磨损率曲线

2.2 磨损机制

应用 SEM、EDS 等设备分析磨损形貌和表面的化学成分, 并结合对磨屑的分析结果来确定各温度下所对应的磨损机制, 表 1 为不同温度与载荷下的磨损表面主要元素含量。试验发现 Mg97Zn1Y2 合金的磨损过程中包括以下磨损机制: 磨粒磨损、氧化磨损、表面氧化、剥层磨损、轻微塑性变形、严重塑性变形和表面熔化。在 20 °C 条件下, 20~100 N 时为氧化磨损+磨粒磨损机制, 100~220 N 时为表面氧化+剥层磨损机制, 220~380 N 时为表面氧化+严重的塑性变形, 载荷超过 380 N 时发生表面熔化。以上内容与文献报道的该合金室温条件下的磨损机制相吻合^[10], 此处不作具体分析。

在 50 °C 条件下, 磨损形貌变化过程可以分为 20~40 N、40~200 N、200~260 N 三个阶段, 图 4a 为 40 N 的 SEM 形貌, 磨损表面有平行于滑动方向的犁沟, 磨损表面不平整, 磨损过程中脱落的磨

表 1 不同温度与载荷下的磨损表面主要元素含量

试验温度/°C	载荷/N	O/(%)	Y/(%)	Zn/(%)
50	20	13.09	5.76	2.13
	40	13.25	5.78	2.22
	80	12.65	5.59	2.04
	120	17.11	5.55	1.87
	160	10.11	5.78	2.39
	200	8.89	4.74	1.89
	240	18.86	4.91	1.73
	280	7.72	6.03	2.17
100	320	15.37	4.94	1.86
	20	21.42	4.99	1.95
	40	13.34	5.70	2.22
	80	15.60	5.49	2.06
	100	11.17	5.94	2.12
	140	7.84	6.29	2.20
	180	10.78	5.85	2.02
	200	14.29	5.72	2.05
150	240	10.27	5.76	2.18
	280	2.75	7.1	2.63
	320	16.54	5.12	1.93
	20	17.78	5.32	1.98
	40	12.34	5.84	2.27
	80	17.07	5.14	2.04
	100	6.17	6.23	2.62
	140	5.65	6.1	2.42
200	180	12.38	5.79	1.88
	200	1.87	7.1	2.47
	220	7.83	6.12	2.27
	20	16.54	5.31	1.99
	40	7.25	6.43	2.29
	80	8.99	6.15	2.14
	120	3.3	6.93	2.59
	160	2.6	7.15	2.79
	220	2.95	6.76	2.49

(a) 40 N

(b) 140 N

(c) 240 N

(d) 240 N

图 4 50 °C 下的磨损形貌

粒在表面切削形成犁沟, 表面氧含量 13.25%, 处于很高的水平, 此阶段是磨粒磨损+氧化磨损的混合机制; 在 40~200 N 范围内, 以 140 N 为例, 如图 4b 磨损表面产生一定程度的塑性变形, 表面变得相对平整, 磨损表面上有明显的剥层开裂现象, 以及剥落的氧化层被碾碎在磨损表面上, 该范围内的氧含量在 10.11%~14.97%, 表面严重氧化, 此阶段的磨损机制为剥层磨损+表面氧化。在 200~260 N 载荷范围内, 以 240 N 为例, 试样表面平整光滑, 无明显裂纹, 发生严重的塑性变形, 表面材料被沿着滑动方向挤压到试样边缘(图 4c、4d), 说明进入了严重磨损阶段, 并且氧含量在 8.89%~9.96%, 仍然处于比较高的水平, 此阶段的主要磨损机制为严重的塑性变形+表面氧化。当载荷进一步增大到 260 N 以上时, 表面变得十分平整, 由于磨损过程积累了大量的摩擦热, 使表面材料熔化, 熔化的材料沿着滑动方向被挤出并堆积在试样边缘, 当载荷超过 260 N 发生表面熔化。

在 100 °C 条件下, 20~220 N 载荷范围内, 磨损表面氧含量处于 7.46%~21.42% 的高水平, 因此在该载荷范围内的磨损过程中均伴有表面氧化磨损机制, 当载荷在 20~160 N 时, 磨损表面呈现出明显的剥层磨损特征, 当载荷为 20 N 时, 如图 5a 所示, 磨损表面出现大量不规则的裂纹, 并有明显的剥层

痕迹, 同时在磨损表面的局部区域形成一些氧化物斑块, 表面虽然发生一定范围的损伤, 但是并未发生明显的塑性变形, 磨粒磨损特征基本消失, 此时表面氧含量为 21.22% 的超高水平。当载荷为 100 N 时, 如

(a) 100 °C, 20 N

(b) 100 °C, 100 N

(c) 150 °C, 120 N

(d) 200 °C, 70 N

图 5 在 100 °C、150 °C、200 °C 下的磨损形貌

图 5b, 磨损表面变得相对平整、规则, 表面仍有大量的裂纹, 但裂纹均大致与滑动方向垂直, 表面剥层特征明显, 观察试样边缘的磨损形貌, 并未出现严重塑性变形所对应的挤压边缘, 因此磨损表面并未发生严重的塑性变形, 此时表面氧含量为 11.7%, 此阶段磨损机制为表面氧化+剥层磨损, 对应磨损过程中的第一阶段。在 160~220 N 范围内, 磨损表面发生严重塑性变形, 此阶段磨损机制为严重塑性变形+表面氧化; 载荷超过 220 N 表面发生熔化, 280 N 表面氧含量为 2.75%, 处于很低水平, 此时表面熔化为主要机制。对于图 3a 中载荷在 20~120 N 范围内, 100 °C 条件下的磨损率曲线略低于 50 °C 下的情况, 通过表面的 EDS 分析发现, 在此阶段 50 °C 条件下的磨损表面氧含量略低于 100 °C, 以 80 N 为例, 50 °C 下表面氧含量为 12.65%, 100 °C 下为 15.60%, 并结合表面氧元素能谱图发现 100 °C 下的氧元素的分布更加均匀, 说明此时 100 °C 条件下表面氧化程度要高于 50 °C, 由于条件温度的升高使磨损表面更容易发生表面氧化, 表面氧化物的增加会直接提高表面材料的硬度和耐磨性, 使得磨损率稍有下降。同时还发现磨损率曲线两个阶段的斜率没有文献[10]中其他条件下的大, 也是由于在低转速下表面氧化严重, 从而使磨损率随载荷的变化变得相对缓和。此外, 在 100 °C 时可以观察到另外一个现象, 磨损率在 100~160 N 范围内变化幅度很小, 形成明显台阶。结合磨损表面成分分析发现, 这一范围内 Y 元素含量高达 5.94%~6.29%, 表明表面出现 Y 元素偏聚。Y 是形成 LPSO 结构相 X-Mg₁₂ZnY 的主要元素。因此, 可以推断 100 °C 时表面发生轻微变形, α -Mg 磨出表面, 而 LPSO 结构相在表面富集起到纤维增强的作用, 使得磨损率基本保持不变。

在 150 °C、200 °C 下, 在没有发生表面熔化之前, 表面氧含量介于 7.15%~17.78% 的较高水平, 表面氧化机制依然伴随着表面熔化之前的各个阶段, 当载荷超过 120 N(150 °C)、70 N(200 °C) 时表面即发生严重塑性变形(图 5c, 5d), 轻微磨损阶段磨损机制为表面氧化+剥层磨损+轻微塑性变形, 严重磨损阶段以表面氧化+严重的塑性变形、表面熔化为主要的磨损机制, 发生表面熔化所对的载荷分别为 150 °C 下 200 N 和 200 °C 下 180 N。通过上述 SEM 观察结果说明磨损率曲线上的两个阶段性特征分别对应轻微磨损阶段和严重磨损阶段。

2.3 磨损机制转变图

通过对 Mg97Zn1Y2 合金的磨损表面形貌进行 SEM 观察和 EDS 成分分析, 发现磨损过程可以分

为轻微磨损和严重磨损两个阶段。轻微磨损阶段的机制依次为: 磨粒磨损+氧化磨损、剥层磨损+表面氧化, 剥层+轻微塑性变形+表面氧化; 严重磨损阶段如下: 严重塑性变形+表面氧化, 表面熔化。如图 6 建立了温度-载荷体系下的磨损机制转变图, AA'线为轻微-严重磨损分界线, BB'为严重塑性变形和表面熔化区间的分界线, CC'线为磨粒磨损+氧化磨损和剥层磨损+表面氧化的分界线, DD'为剥层磨损+表面氧化与轻微塑性变形+表面氧化的分界线, DD'为区分磨损表面发生严重塑性变形时是否有表面氧化机制, 根据磨损表面氧含量分析 DD'右侧区间不发生表面氧化。AA'线近似于直线, 其下方区域为轻微磨损区, 该区域的磨损行为对合金的表面损伤比较轻微, 因此 AA'线下方为 Mg97Zn1Y2 合金磨损的安全工作区间, 在 AA'以上区域合金发生严重磨损, 该区间合金磨损率较高, 磨损表面损伤严重。AA'线通过磨损率曲线以及磨损表面 SEM 形貌分析确定。BB'线、CC'线均由磨损表面的 SEM 来确定, 观察表面熔化、剥层磨损和严重塑性变形特征来区分, DD'线划分表面氧化区间, 以表面氧含量高于 7% 来定义^[16], DD'的确定是根据 SEM 形貌观察是否发生了轻微塑性变形确定。

图 6 磨损机制转变图

3 结论

(1) 环境温度对 Mg97Zn1Y2 合金的磨损率有显著的影响, 磨损率随着载荷的增加而增大, 磨损率曲线可以分为斜率较小阶段和斜率较大阶段, 当表面发生熔化后磨损率急剧增大至峰值。

(2) 20~200 °C 条件下, 磨损行为分为轻微磨损和严重磨损, 轻微磨损阶段包括的磨损机制: 磨粒磨损、氧化磨损、剥层磨损、表面氧化、轻微塑性变形; 严重磨损阶段包括的磨损机制: 表面氧化、严重的塑性变形和表面熔化。

(3) 0.5 m/s 滑动速度下, 轻微-严重磨损转变载荷随着温度的升高而呈现出线性降低趋势。

参 考 文 献

- [1] ALIZADEH R, MAHMUDI R, NGAN A H W, et al. Microstructural stability and grain growth kinetics in an extruded fine-grained Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2015, 50(14): 4940-4951.
- [2] 陈振华. 耐热镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006. CHEN Zhenhua. Heat-resistant magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [3] REGEV M, AGHION E, ROSEN A. Creep studies of AZ91D pressure die casting[J]. *Materials Science & Engineering A*, 1997, 234(97): 123-126.
- [4] KOJIMA Y. Platform science and technology for advanced magnesium alloys[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42(7): 1154-1159.
- [5] LI R G, ZHANG H J, FU G Y. Microstructure and mechanical properties of extruded Mg96Zn1Y3 alloy[J]. *Materials Characterization*, 2014, 98: 107-112.
- [6] MINE Y, YOSHIMURA H, MATSUDA M, et al. Microfracture behaviour of extruded Mg-Zn-Y alloys containing long-period stacking ordered structure at room and elevated temperatures[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 570(19): 63-69.
- [7] ARCHARD J F, HIRST W. The wear of metals under unlubricated conditions[J]. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, 1956, 236(1206): 397-410.
- [8] FAROKHZADEH K, EDRISY A. Transition between mild and severe wear in titanium alloys[J]. *Tribology International*, 2016, 94: 98-111.
- [9] CHEN H, ALPAS A T. Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9Al-0.9Zn (AZ91)[J]. *Wear*, 2000, 246: 106-116.
- [10] AN J, XUAN X H, ZHAO J, et al. Dry sliding wear behavior and subsurface microstructure evolution of Mg97Zn1Y2 alloy in a wide sliding speed range[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(12): 5363-5373.
- [11] LIANG C, LI C, AN J, et al. Correlation between friction-induced microstructural evolution, strain hardening in subsurface and tribological properties of AZ31 magnesium alloy[J]. *Wear*, 2014, 312: 29-39.
- [12] EL-MORSY A W. Dry sliding wear behavior of hot deformed magnesium AZ61 alloy as influenced by the sliding conditions[J]. *Material Science and Engineering: A*, 2008, 473: 330-335.
- [13] TALTAVULL C, RODRIGO P, TORRES B, et al. Dry sliding wear behavior of AM50B magnesium alloy[J], *Materials and Design*, 2014, 56: 549-556.
- [14] SELVAN S A, RAMANATHAN S. Dry sliding wear behavior of hot extruded ZE41A magnesium alloy[J]. *Material Science and Engineering: A*, 2010, 527(7-8): 1815-1820.
- [15] 安冬琪, 肖宏伟, 李东成, 等. AZ 系镁合金的轻微-严重磨损转变研究[J]. *机械工程学报*, 2016, 52(6): 79-85. AN Dongqi, XIAO Hongwei, LI Dongcheng, et al. Investigation on the mild to severe wear transition for AZ system magnesium alloys[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2016, 52(6): 79-85.
- [16] 张翼祥, 闫晓晗, 王渊博. Mg-3Al-0.4Si 镁合金的高温磨损行为研究[J]. *摩擦学学报*, 2017, 37(6): 831-837. ZHANG Yixiang, YAN Xiaohan, WANG Yuanbo. Study on high temperature wear behavior of Mg-3Al-0.4Si magnesium alloy[J]. *Tribology*, 2017, 37(6): 831-837.

作者简介: 冯昌青, 男, 1992 年出生, 硕士研究生。主要研究方向为镁合金摩擦磨损。

E-mail: fengcq17@163.com

赵伟, 男, 1994 年出生, 硕士研究生。主要研究方向为镁合金摩擦磨损。

E-mail: 15764338771@163.com

安健(通信作者), 男, 1965 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为金属及复合材料的摩擦磨损。

E-mail: anjian@jlu.edu.cn