

A356 铝合金微弧氧化膜微动磨损行为的研究

孙璐^{1,2}, 李元东^{1,2}, 马颖^{1,2}, 曹驰^{1,3}, 罗晓梅^{1,2}, 邱谨^{1,2}

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(3. 兰州理工大学 温州泵阀工程研究院, 浙江 温州 325000)

摘要: 采用微弧氧化 (MAO) 在 A356 铝合金表面制备 MAO 膜, 利用球-平面接触在 SRV-V 微动摩擦磨损机上探究变载荷和位移下微弧氧化对 A356 铝合金微动磨损机制的影响。结果表明: MAO 膜由疏松层和致密层构成, 其均匀性、致密性和结合力良好。MAO 膜的摩擦系数、磨损率均低于 A356 铝合金, MAO 膜减摩耐磨性较好。随位移增加 MAO 膜的摩擦耗散系数低于 A356 铝合金, MAO 膜能提升 A356 铝合金微动磨损过程的稳定性。载荷增加时 A356 铝合金磨损机制为磨粒磨损-粘着磨损, 伴随犁削和疲劳剥层; MAO 膜磨损机制为磨粒磨损-粘着磨损和疲劳剥落。位移增加时 A356 铝合金磨损机制为粘着磨损和疲劳剥落, 伴随微犁削; MAO 膜磨损机制为粘着磨损和疲劳剥层-粘着磨损和磨粒磨损。A356 铝合金的磨痕内聚集 Fe、O 元素, 存在材料转移和氧化磨损; MAO 膜磨痕内聚集 Fe 元素, 存在材料转移。

关键词: A356 铝合金; 微弧氧化; 微动磨损; 磨损机制; 耐磨性

中图分类号: TG174.451; TH117.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)03-0796-11

微动磨损指紧固配合件在振动、交变载荷和热循环等工况下使接触界面发生微米级相对运动造成磨损损伤并产生微裂纹, 长期累积降低紧固件安全性、可靠性, 因其灾难性强且隐蔽性高, 被成为“工业癌症”^[1-2]。铝合金具有密度低、塑性强、比强度高优点被用于航空航天、交通、轻工等领域^[3-5], 但在硬度和耐磨性等方面仍有较大缺陷难以适应日益严苛、复杂的服役环境, 如铝制零部件 (螺栓连接件、发动机组、飞机蒙皮、轮毂等)^[6-8]因长期处于振动、冲击、热循环等工况极易在配合面产生微动损伤而过早失效, 故需对其进行表面处理, 提高机械部件和传动系统运行可靠性和耐久性。其中微弧氧化 (microarc oxidation, MAO) 技术是利用弧光放电产生高温高压在金属表面原位生成基体金属氧化物为主的硬质陶瓷膜的新兴表面强化技术^[9-12]。

Xie^[13]在 2A12-T4 铝合金表面制备 MAO 膜并用 PTFE 封孔, 研究微弧氧化前后 2A12-T4 摩擦磨损行为。认为 MAO 膜的摩擦系数较 2A12-T4 的低, 磨痕未见犁沟或材料脱落, MAO 膜磨损轻微, 可改善 2A12-T4 耐磨性。Xi^[14]在 2024 铝合金表面制备含绢云

母微板 MAO 膜并研究其摩擦学行为。认为 MAO 膜磨损率和摩擦系数较 2024 的低。2024 磨损机制为严重犁沟和疲劳剥落, MAO 膜为粘着磨损, MAO 膜可提高 2024 耐磨性。Chen^[15]在 LY12 铝合金表面制备 MAO+CePO₄ 膜并探究其摩擦磨损行为。结果表明该膜层摩擦系数较低, 磨损机制由磨粒磨损转变为粘着磨损, 提高 LY12 的耐磨性。张晏云^[16]采用微弧氧化在 6063 铝合金表面制备 MoS₂+Al₂O₃ 膜, 试验发现当硫酸浓度为 15 g/L 时复合膜摩擦系数稳定且最低为 0.15 较常规 MAO 膜降低 76%; 磨损量为 1.9 mg 较常规 MAO 膜降低 48%; 磨痕较常规 MAO 膜更平滑轻微, 具有更好减摩耐磨性。刘婉颖^[17]在 D16T 铝合金表面制备含纳米石墨烯片 MAO 膜并研究其摩擦磨损行为。结果认为添加 2 g/L 纳米石墨烯片可降低 D16T 摩擦系数和磨损量, D16T 磨损机制为粘着磨损, MAO 膜则为磨粒磨损, MAO 膜可提升 D16T 抗磨损性。李振伟^[18]在 D16T 铝合金表面制备 MAO+TiO₂ 膜层并探究其摩擦磨损行为。认为添加 1.5 g/L 纳米 TiO₂ 颗粒可显著降低 MAO 膜摩擦系数和磨损率, 磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损, 提升 D16T 耐磨性。

收稿日期: 2023-03-05

基金项目: 甘肃省重点研发计划(20YF8GA058); 温州市工业科技项目 (ZG20211003)

作者简介: 孙璐, 女, 1993 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2976688, E-mail: sunhsyh12@163.com

目前研究多集中于微弧氧化前后铝合金干滑动磨损行为, 鲜少关注其微动摩擦磨损行为及机制。本研究选取球-平面接触利用 SRV-V 微动摩擦磨损试验机研究微弧氧化前后 A356 铝合金微动磨损行为, 分析载荷和位移对磨痕形貌、磨损轮廓、摩擦系数和磨损率的影响; 计算切削塑性比和摩擦耗散能系数, 从机械和能量角度探讨微弧氧化前后 A356 铝合金铝合金微动磨损行为, 为提高铝合金应用安全性、可靠性和适用性提供理论基础。

1 实验

试样选取 A356 铝合金 ($\Phi 24 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 圆柱体), 经打磨-抛光-清洗-烘干后备用。采用自制 MAO-220 型双极性脉冲电源, A356 铝合金为阳极、304 不锈钢片为阴极, 采用硅酸盐碱性系电解液, 工艺参数见表 1。

利用 SRV-V 微动摩擦磨损试验机进行微动磨损试验, 其工作原理如图 1。上试样选取 $\Phi 10 \text{ mm}$ GCr15 球, 接触方式选取球/平面点接触, 试验参数见表 2。试验前对上下试样表面清洁, 保证接触面洁净。

表 1 微弧氧化工艺参数

Table 1 Process parameters of MAO technology

Voltage/V	Frequency/Hz	Duty-cycle	Time/min
470	700	20%	25

表 2 微动摩擦磨损实验参数

Table 2 Parameters of fretting wear experiments

Load/N	Displacement/ μm	Frequency/Hz	Time/min	$T/^\circ\text{C}$	Cycles
30/50/70	70	25	20	25	3×10^4
50	50/75/100				

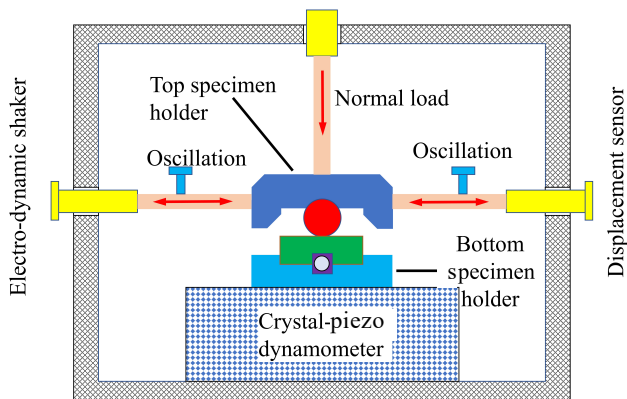


图 1 微动磨损试验示意图

Fig.1 Illustration of SRV-V fretting friction and wear testing machine

采用 QUNTA FEG 450 场发射扫描电子显微镜及附带能谱 (EDS) 仪对材料的形貌及成分进行分析。采用日本理光 D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪进行膜层相结构检测。扫描角度: $20^\circ \sim 90^\circ$, 步长: $0.02 (^\circ)/\text{s}$, 采用铜靶。采用 NEXSA 型 X 射线光电子能谱仪表征膜层元素价态。采用 OLYMPUS OLS5000 3D 测量激光显微镜测量、采集材料磨损体积和磨损轮廓。采用 SRV-V 微动摩擦磨损试验机自动记录摩擦系数并用 Origin 绘制。分别采用 MH-5-VM 显微硬度计和 Anton Paar RST³ 划痕仪测量膜层的硬度和结合力。

2 结果与分析

2.1 MAO 膜层形貌分析及性能表征

图 2 为 MAO 膜表面、截面和 3D 形貌。由图 2a 可知 MAO 膜表面为大小不一的“圆环形火山孔”形貌, 附着熔融氧化物喷射到表面冷凝成的“瘤状颗粒”和穿孔而过的裂纹。孔洞是微弧氧化弧光放电和气体逸散形成的放电通道。裂纹产生的原因: (1) 微弧氧化中的高温高压、与电解液的冷热温差导致 A356 铝合金表面发生相变产生热应力; (2) A356 铝合金和 MAO 膜热膨胀系数不同导致膜内存在残余应力^[19-20]。MAO 膜局部存在极微小孔洞, 这是已冷凝熔融物二次放电造成的。由图 2b 可知 MAO 膜为双层结构。外层疏松多孔, 厚度为 $7 \mu\text{m}$, 占膜厚的 33%; 内层为与基体冶金结合的致密层, 厚度为 $14 \mu\text{m}$, 占膜厚 67%。结合处无明显界限, 未见孔洞、裂纹等缺陷, 膜层致密性较好, 与基体结合良好。微弧氧化后期放电通道减少, 熔融物未能及时排出, MAO 膜向内生长, 在基体和膜层交界处形成约 $1 \mu\text{m}$ MAO 膜过生长区^[20]。由图 2c 可知膜层均匀性较好。

经 3 次测量平均化后可得 A356 铝合金表面粗糙度 R_a 为 $0.2 \mu\text{m}$, 硬度为 0.69 GPa ; MAO 膜疏松层粗糙度 R_a 为 $2.4 \mu\text{m}$, 硬度为 2.94 GPa 。微弧氧化后 A356 铝合金表面硬度提升约 4 倍, 粗糙度增大 12 倍, 微弧氧化可显著提升 A356 铝合金表面硬度和粗糙度。图 3 为结合力测试加载速度 29 N/min 、终止载荷为 30 N 时的 MAO 膜结合力图, 结合划痕形貌、声信号和划痕深度可得 MAO 膜的结合力为 11.54 N 。

2.2 MAO 膜相结构和元素分析

图 4 为微弧氧化前后 A356 铝合金的 XRD 图谱和 MAO 膜中 Al 元素的 XPS 图谱。由图 4a 可知 MAO 膜由 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相、Mullite 相 ($2\text{SiO}_2 \cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3$) 和非晶 Al_2O_3 相组成。Al、Si 衍射峰因 MAO 膜较薄 X 射线穿透直达基体获得。由图 4b 可知在 MAO 膜的 Al 2p 谱分峰拟合图中结合能为 73.9 和 74.5 eV

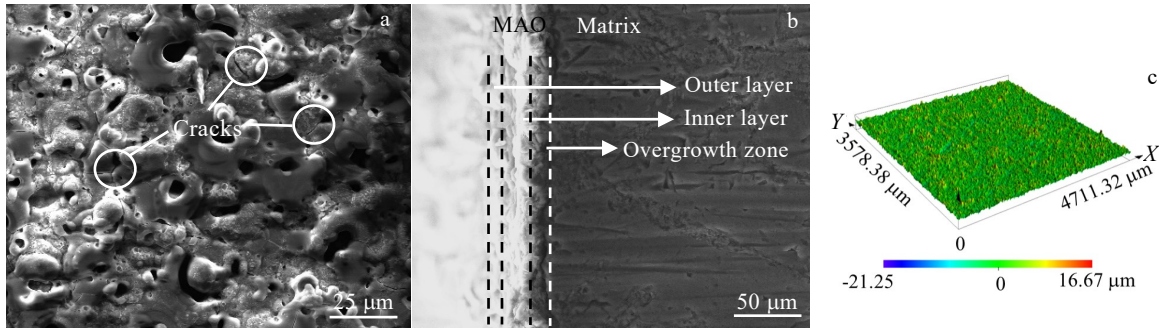


图 2 MAO 膜表面形貌、截面形貌和 3D 形貌

Fig.2 Surface morphology (a), cross-sectional morphology (b), and 3D profiles (c) of MAO film

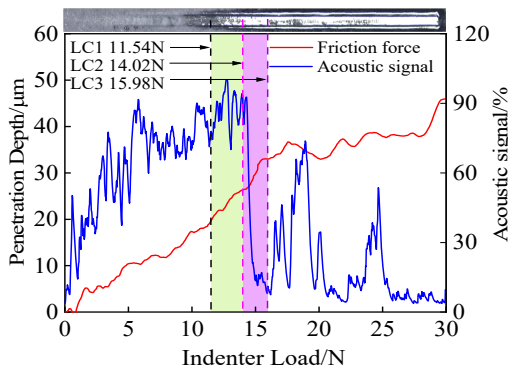


图 3 MAO 膜的结合力分析

Fig.3 Analysis of the bonding force of MAO film

分别对应 γ - Al_2O_3 和 α - Al_2O_3 。弧光放电产生高温高压使 A356 铝合金表面熔融经电离形成 Al^{3+} 与电解液和环境中的 O^{2-} 反应生成熔融非晶相 Al_2O_3 。熔融 Al_2O_3 与电解液接触时因存在冷热温差，冷却速率较快，发生 Al_2O_3 向 γ - Al_2O_3 相转变并在基体表面附着累积；当膜层累积到一定程度时温差减少、冷却速率变慢，发生 Al_2O_3 向 α - Al_2O_3 相转变；当膜层继续变厚时内部热量无法及时散出而积累再加之弧光放电产生的瞬时温度范围为 $10^3 \sim 10^4 \text{ K}^{[9]}$ ，必然会发生部分 γ - Al_2O_3 相向 α - Al_2O_3 相转变^[21-22]。Mullite 相由弧光放电下熔融 Al_2O_3 和电解液中的 SiO_3^{2-} 通过高温烧结而成^[23]，在高温下又会部分转变成 α - Al_2O_3 。A356 铝合金表面制备 MAO 膜时可能发生的化学反应为^[24-25]：

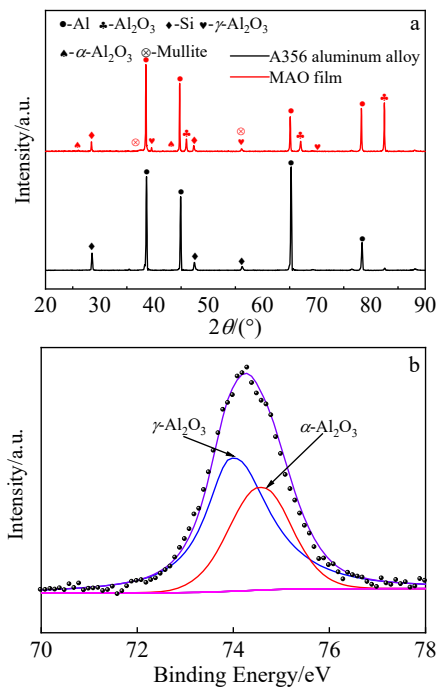
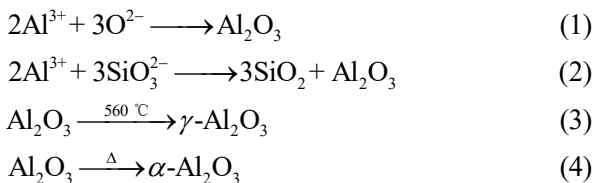
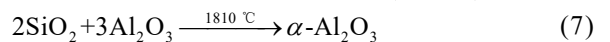
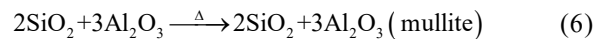


图 4 改性前后 A356 铝合金的 XRD 图谱和 MAO 膜的 XPS 图谱

Fig.4 XRD patterns of A356 aluminum alloy before and after modification (a); XPS spectra of MAO film (b)



2.3 磨损形貌分析

2.3.1 载荷对磨损形貌的影响

图 5 为不同载荷下 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕形貌。由图 5 可知，A356 铝合金磨痕大致呈椭圆形，边缘存在隆起和堆积。载荷为 70 N 时磨痕为双圆环形貌，中心为粘着磨损区，边缘为严重磨损区，微动

磨损进入部分滑移阶段。边缘隆起的原因有：(1) 微动磨损中上下试样配合紧密，磨屑不易排出，经上试样推动到边缘后又被压实累积；(2) 边缘在磨损中因受挤压产生塑性变形，塑性变形不断累积导致边缘隆起^[26]。MAO膜疏松且粗糙，磨痕形貌不规则，边缘不清晰。

由图 5a1、5a2 局部磨痕图可知载荷 30 N 时 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕散落黑白相间的大磨屑颗粒、错落堆叠的磨屑床和较深的犁沟、黏附有烧结的疏松颗粒磨屑层。GCr15 球在接触面横向反复运动时接触面材料因交变应力作用出现疲劳损伤并累积，在缺陷处形成微裂纹源经历萌生-长大-汇合-扩展，导致材料部分脱落形成磨屑。由图 5b2、5c2 局部磨痕图可知载荷增加时 MAO 膜磨痕表面逐渐光滑平整、未见犁削

形貌，存在薄片剥落、摩擦起皮和磨损坑。由图 5b1 局部磨痕图可知载荷 50 N 时 A356 铝合金磨痕内大尺寸磨屑颗粒被碾压细化，部分平铺磨屑床经累积、堆叠逐渐变为“台阶状”，第三体层表面存在波浪型犁沟、微裂纹和塑性流变，上试样碾压和反复推动使薄片状第三体层发生疲劳损伤导致部分区域材料断裂脱落形成磨损剥落坑。由图 5c1 局部磨痕图可知载荷为 70 N 时第三体层整体撕裂上下错位，表面有较深沟槽；细小磨屑颗粒经过碾压、烧结形成薄磨屑床黏附、填充于沟槽之中。形成犁沟和沟槽形貌的原因有：(1) GCr15 球表面硬度 (≈ 8.91 GPa) 较 A356 铝合金和 MAO 膜硬度高，磨损时表面微小粗糙峰对二者表面产生犁(切)削，磨痕表面出现与运动方向一致的犁沟；(2) 微动磨损时接触面微凸体持续承受摩擦力，

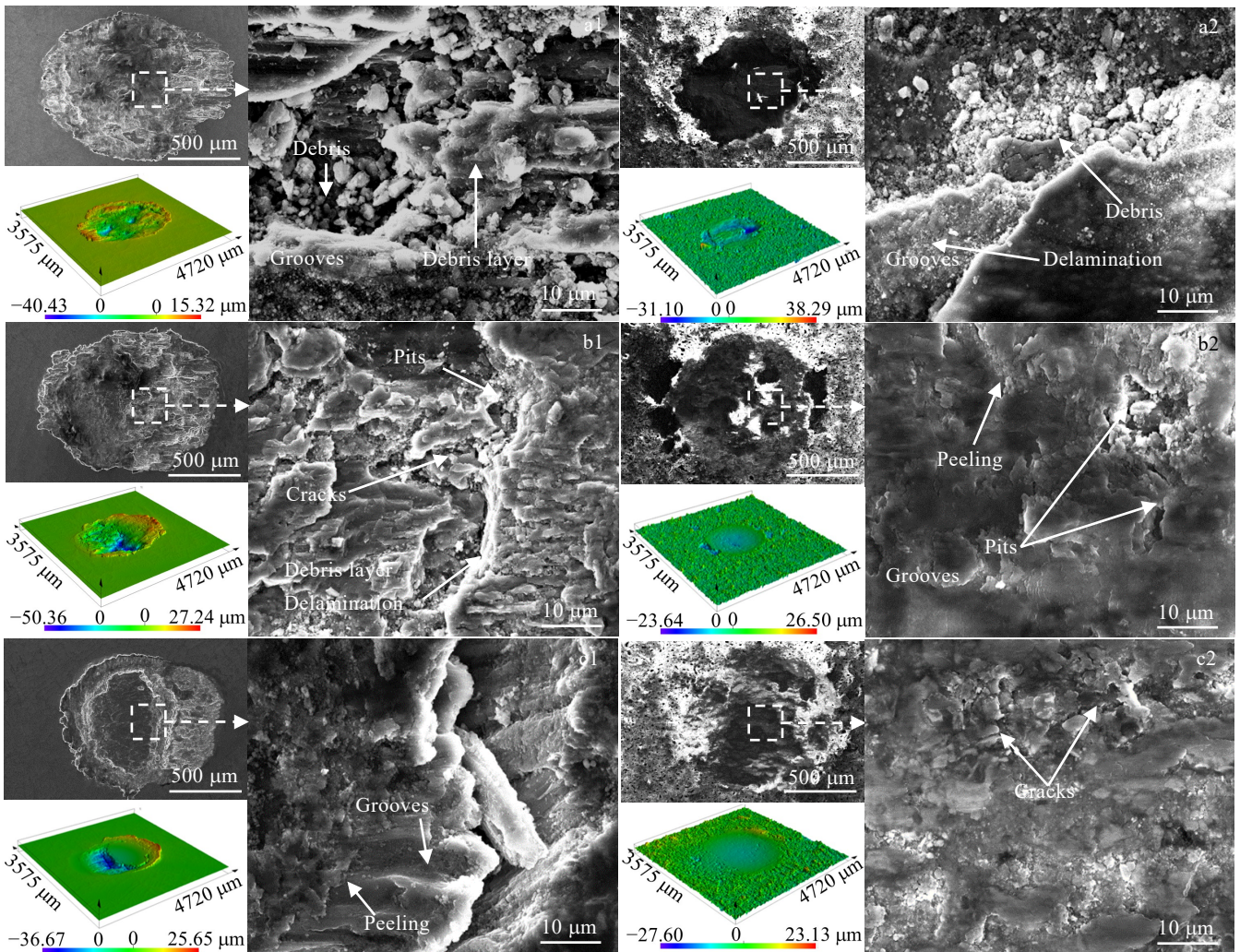


图 5 不同载荷下 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕形貌

Fig.5 Wear scars morphologies of A356 aluminum alloys (a1-c1) and MAO films (a2-c2) under the load of 30 N (a1, a2), 50 N (b1, b2) and 70 N (c1, c2)

GCr15 球表面硬质粗糙峰极易嵌入软质 A356 铝合金表面，在相对运动中被剧烈犁削、挤压产生犁皱形成与上试样运动方向一致的沟槽。载荷增加时 A356 铝合金的磨损机制由磨粒磨损转变为粘着磨损，伴随犁削和疲劳剥层；MAO 膜的磨损机制由磨粒磨损转变为粘着磨损和疲劳剥落。

2.3.2 位移对磨损形貌的影响

图 6 为不同位移下 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕形貌。由图 6 磨痕 SEM 形貌可知，位移为 75 μm 时磨痕形貌为双圆环形貌。MAO 膜磨痕形貌由不规则逐渐转变为规则椭圆形貌，中心压实、存在材料剥落。由图 6a1、6b1 局部磨痕图可知在小位移下 A356 铝合金磨痕表面有浅“人字状”擦伤、薄片状剥落和细小磨损坑，位移增加时第三体层部分粘着平整光滑，表面

有数条微裂纹交汇；部分为颗粒釉化烧结，硬质磨屑颗粒起到机械抛光^[27]。由图 6c1 局部磨痕图可知位移为 100 μm 时第三体层错落堆叠形成“台阶状”磨屑床，散落白色细碎磨屑颗粒。部分第三体层边缘呈亮白色，这是由于第三体层反复被 GCr15 球碾压、在边缘处产生严重塑性变形且不断累积形成塑性延展边界^[28]。微动磨损中接触界面材料不断脱落形成磨屑，磨屑经过迁移-碾压-平铺-烧结形成第三体层，第三体层不断累积又被磨平、局部剥落，这一过程循环反复形成微裂纹和磨损坑。磨损中接触界面摩擦热引起接触面软化、摩擦配副黏附力增加、降低表面硬度和剪切强度，表现出粘着磨损特征^[29]，并夹杂塑性变形、刮擦和犁削形貌。A356 铝合金的磨损机制为粘着磨损和疲劳剥落，伴随微犁削。

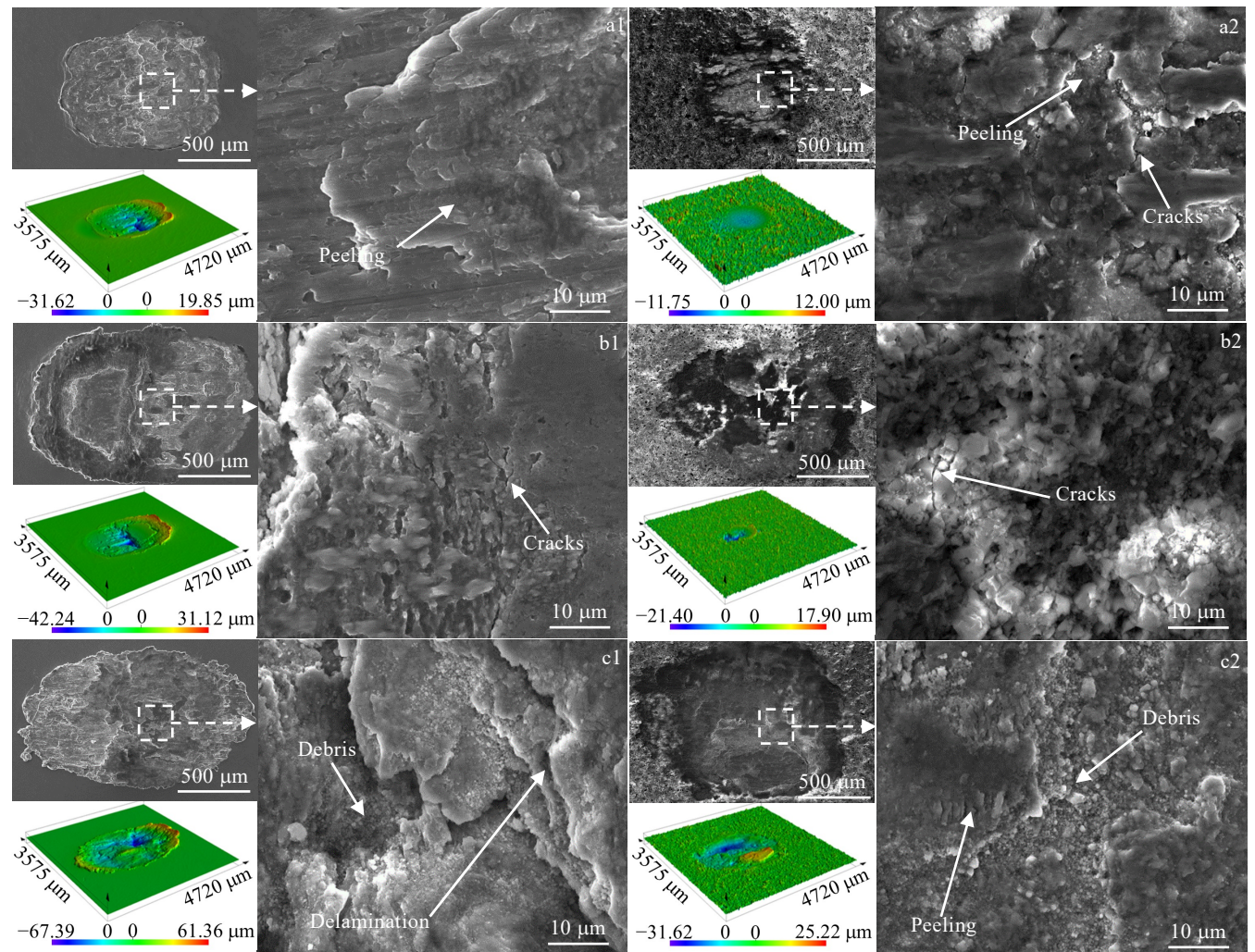


图 6 不同位移下 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕形貌

Fig.6 Wear scars morphologies of A356 aluminum alloys (a1-c1) and MAO films (a2-c2) under the displacement of 50 μm (a1, a2), 75 μm (b1, b2), and 100 μm (c1, c2)

由图 6a2 局部磨痕图可知小位移下 MAO 膜磨痕存在剥落坑和纵横交错的微裂纹。由图 6b2 局部磨痕图可知位移增加时 MAO 膜磨痕表面出现黑白颗粒釉化烧结现象, 釉化烧结层表面仅有细小微裂纹或犁沟, 未见剥落坑和第三体层堆叠累积。由图 6c2 局部磨痕图可知, 位移为 100 μm 时散落有细碎磨屑颗粒, 局部有粘着平铺的薄磨屑层。MAO 膜表层有大量孔洞、裂纹、凸起瘤状物等缺陷(应力集中区)与 GCr15 球对磨时损伤首先发生在缺陷处, 引起裂纹萌生-扩展-交汇, 发生材料剥落形成硬质氧化物磨屑颗粒。由于 MAO 膜的双层结构能缓释部分能量和压力, 磨损中膜层处于低应力状态, 磨损面塑性变形较小, 磨屑不会聚集或堆积而是被上试样反复碾压和研磨以层片状脱落或局部粘着, 表现粘着磨损和疲劳剥落特征。散落的磨屑颗粒在接触面充当磨粒, 作为第三体参与磨损过程加速磨损进展, 表现为磨粒磨损特征。MAO 膜的磨损机制由粘着磨损和疲劳剥层转变为粘着磨损和磨粒磨损。

2.4 磨痕 EDS 元素面分布分析

为进一步探究微动磨损中摩擦配副的接触界面是否发生氧化磨损及材料转移, 对磨痕进行 EDS 元素面分布分析, 其结果如图 7。随载荷和位移的增加, A356 铝合金和 MAO 膜磨痕内 Al 元素未有大量聚集, 仅载荷 70 N 或位移 75 μm 时, Al 元素聚集在双圆环内, 局部存在粘着特征。变载荷和位移工况下, A356 铝合金和 MAO 膜磨痕内出现不同程度 Fe 元素聚集, 大载荷或小位移时 A356 铝合金磨痕内 Fe 元素含量降低, 由于上试样 GCr15 球中主要含有 Fe 元素, 说明 A356 铝合金和 MAO 膜磨损过程中存在材料转移。MAO 膜虽有较好减摩性, 但同时会对磨件造成磨损损伤, 故实际应用中仍需针对对磨件和制备 MAO 膜的工艺参数做出优化调整。

不同变载荷和位移工况下 A356 铝合金磨痕内有不同程度 O 元素聚集, A356 铝合金因磨损产生的摩擦热存在氧化磨损。载荷为 70 N 或位移为 75 μm 时, O 元素主要聚集在双圆环环内。MAO 膜磨痕内外 O 元素并未随载荷或位移有明显变化, MAO 膜磨损中氧化磨损不明显。

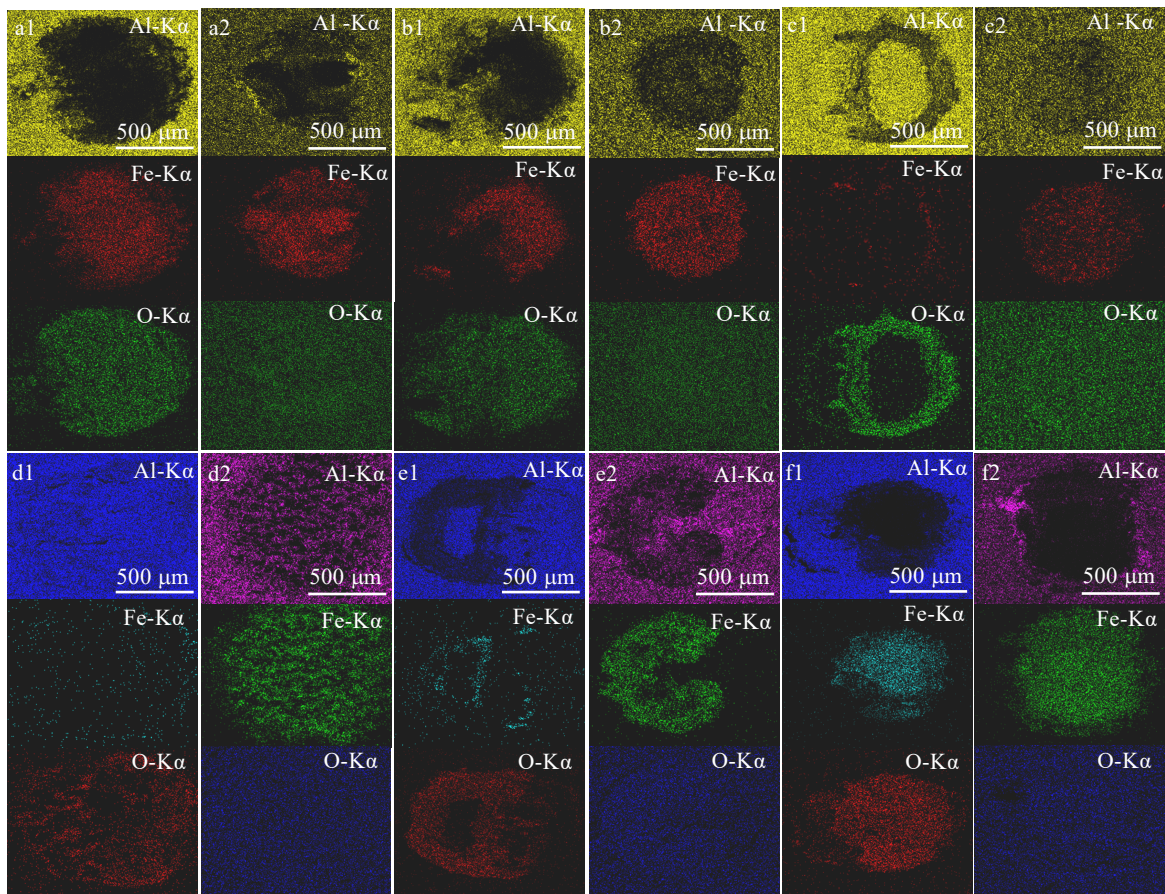


图 7 不同载荷和位移时 A356 铝合金和 MAO 膜磨痕的 EDS 元素面分布

Fig.7 EDS element mappings of wear scars of A356 aluminum alloys (a1-f1) and MAO films (a2-f2) under at different loads and displacements: (a1, a2) 30 N, 70 μm ; (b1, b2) 50 N, 70 μm ; (c1, c2) 70 N, 70 μm ; (d1, d2) 50 μm , 50 N; (e1, e2) 75 μm , 50 N; (f1, f2) 100 μm , 50 N

2.5 摩擦系数分析

图 8 为不同载荷和位移下 A356 铝合金和 MAO 膜的摩擦系数。由图 8 可知在变载荷和位移工况下 A356 铝合金和 MAO 膜摩擦系数曲线大致分为跑合阶段 I、磨损阶段 II 和稳定阶段 III。变载荷工况下 A356 铝合金和 MAO 膜进入稳定阶段时间变长。随载荷和位移增加摩擦系数表现为 $\mu_{A356 \text{ aluminum alloy}} > \mu_{MAO \text{ film}}$ 且曲线变得平稳。

GCr15 球与 A356 铝合金对磨(GCr15/A356 铝合金)处于跑合阶段时,摩擦配副表面近似为微凸体接触,摩擦系数较小;磨损进行时 GCr15/A356 铝合金真实接触面积和粗糙度均增加,磨损面摩擦升温且 A356 铝合金质软极易发生粘着、刮擦,导致摩擦阻力增加,摩擦系数急剧上升;磨损继续进行接触面间温度持续上升、热量持续累积导致局部区域发生“摩擦闪温”,磨损面间生成薄的氧化膜,界面因存在材料转移磨损近似为 GCr15/GCr15 对磨,摩擦系数略有下降;但氧化膜迅速被上试样压溃、剥落导致摩擦系数波动,二者交替发生最终达到动态平衡,磨损由二体磨损转变为三体磨损,摩擦系数逐渐稳定进入稳定阶段。

GCr15 球与 MAO 膜对磨(GCr15/MAO)时因 MAO 膜疏松粗糙且存在凸起瘤状物先与对磨球接触局部应力集中导致跑合阶段接触面积较小,摩擦阻力较小,摩擦系数较小;磨损进行时 MAO 膜表面凸起被磨平、疏松层被磨粒填充,实际接触面积变大,摩擦阻力增加,摩擦系数急剧攀升;磨损持续进行时磨屑大量产生,部分继续填充孔洞,接触界面粗糙度下降,部分堆积平铺形成一定厚度的第三体层在摩擦配副间充当“缓冲垫”形成三体磨损,磨损进入稳定阶段。磨损中后期主要由 GCr15 球和致密层承担,致密层因紧密、高硬度可一定程度减弱 MAO 膜磨损、剥落和犁(切)削,增强膜层抵抗弹塑性变形能力,MAO 膜表现出较好减摩性。

载荷和位移对摩擦系数的影响主要有:(1)增加载荷使磨屑数量增多,疲劳剥落明显,接触界面累积磨屑越多,界面粗糙度增加,磨屑充当“滚珠”参与磨损使摩擦系数升高;增加位移有利于磨损横向扩展,实际接触面积增加,界面微凸体数量增多,产生磨屑数量增多,造成挤压、犁削和研磨等摩擦学行为增多,摩擦系数升高。(2)载荷和位移增加时一方面使得接触界面的热量增加使得界面软化,降低材料剪切强度;另一方面将堆积松散的磨屑经过碾压变成紧实、具有一定厚度的第三体层,充当“缓冲垫”,界面粗糙度下降,摩擦系数降低。

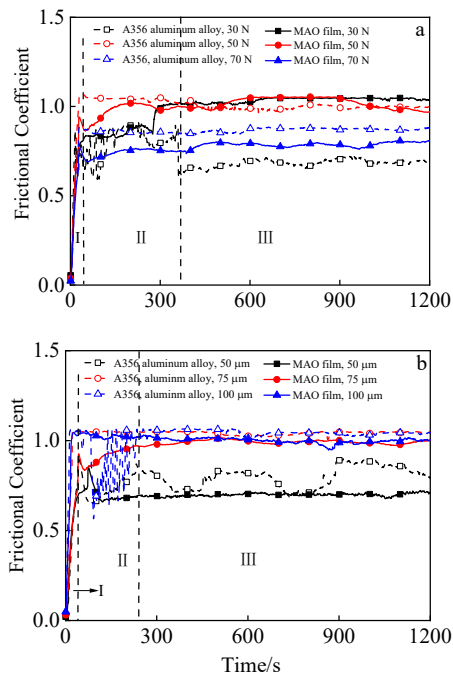


图 8 变载荷和位移下 A356 铝合金和 MAO 膜摩擦系数
Fig.8 Friction coefficient of A356 aluminum alloy and MAO film under different loads (a) and displacements (b)

2.6 磨损轮廓分析

磨损轮廓选取与运动方向一致的 X 轴向的磨损轮廓分析可得图 9 变载荷和位移工况下的 A356 铝合金和 MAO 膜的磨损轮廓图。由图 9 可知磨损轮廓呈现剧烈波动,结合图 5 和图 6 的 3D 形貌可知,磨痕边缘存在磨屑粘着堆积的凸起,磨痕深度为正值。

随载荷增加 A356 铝合金的磨损轮廓由 W 型-M 型-V 型转变,材料堆积由前端向后端转移; MAO 膜的磨损轮廓由 W 型-圆弧形转变,磨痕后端材料堆积。位移增加时 A356 铝合金的磨损轮廓从 V 型-W 型转变,材料堆积由后端扩展到前后两端; MAO 膜的磨损轮廓为圆弧形-U 型转变。增加载荷或降低位移使 MAO 膜磨痕深度变小,即大载荷或小位移时 MAO 膜在纵深方向的磨损损伤减弱。当磨痕中心粘着磨损严重且边缘发生材料撕裂、剥落时磨损轮廓为 W 型, MAO 膜边缘出现局部磨穿失效。当磨损更多在磨痕深度方向快速扩展时形成磨痕宽度显著小于磨痕深度的 V 型。在摩擦热和上试样迁移下磨屑在边缘堆积较严重时会将 W 型轮廓演变为 M 型。位移增加时 GCr15 球不断向横向犁耕扩展,材料层层脱落,纵向磨损加深,基底宽度不断增加形成 U 型,上下试样由点接触转变为近似面接触, MAO 膜处于临界失效状态。当 GCr15/MAO 膜对磨时磨损发生在致密层,由于致密层紧密且

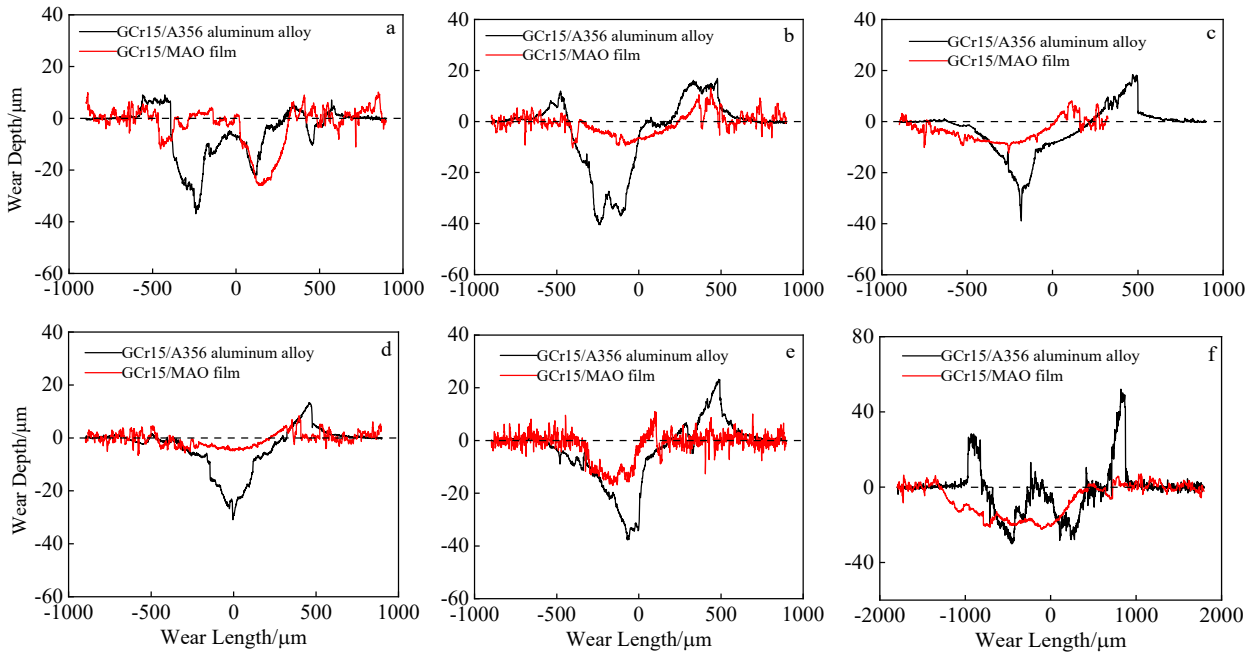


图 9 不同载荷和位移下 A356 铝合金和 MAO 膜的磨损轮廓

Fig.9 Wear profiles of A356 aluminum alloys and MAO films under different loads and displacements: (a) 30 N, 70 μm; (b) 50 N, 70 μm; (c) 70 N, 70 μm; (d) 50 μm, 50 N; (e) 75 μm, 50 N; (f) 100 μm, 50 N

硬度高引起的磨损轻微且稳定时磨损轮廓为圆弧形。

切削与塑性比 f_{cp} 用于定量分析微切削和微犁削在材料形变中的占比。为计算 f_{cp} 可先根据文献[30]将磨损轮廓简化成如图 10a 所示, f_{cp} 计算公式为:

$$f_{cp} = \frac{A_2 - A_1}{A_2} \tag{8}$$

式中, A_1 为材料堆积到磨痕两端的横截面积, mm^2 ; A_2 为磨痕的横截面积, mm^2 。

图 10 为 A356 铝合金和 MAO 膜的简化示意图和塑性比 (f_{cp})。由图 10b 可知, A356 铝合金和 MAO 膜的 f_{cp} 均为 0~1, 说明微犁削和微切削同时存在。对于 A356 铝合金而言, 载荷为 30 N 或位移为 50 μm 时 $f_{cp} > 0.5$, 此时磨损中被直接切削掉的材料更多, 微切削作用更显著; 载荷为 50 N 和 70 N、位移为 75 μm 和 100 μm 时 $f_{cp} < 0.5$, 此时磨损中边缘堆积的材料更多, 说明微犁削作用更显著, 即随载荷和位移增加 A356 铝合金磨损过程从微切削向微犁削转变。

对于 MAO 膜来说, 变载荷和位移工况下有 $f_{cp} > 0.5$, 说明磨损过程微切削更明显。结合图 5 和图 6 磨痕局部 SEM 形貌可知, 微切削可将材料切削掉形成磨屑, 经过上试样球迁移、平铺、压实及高温烧结共同作用, 磨痕形貌表现为粘着、磨粒和疲劳剥层中的一

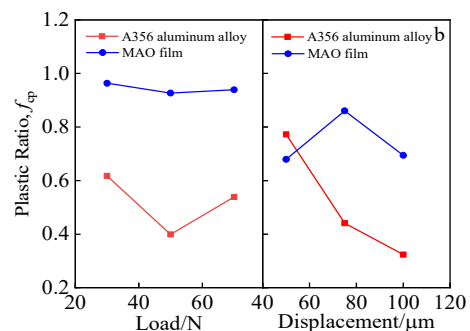
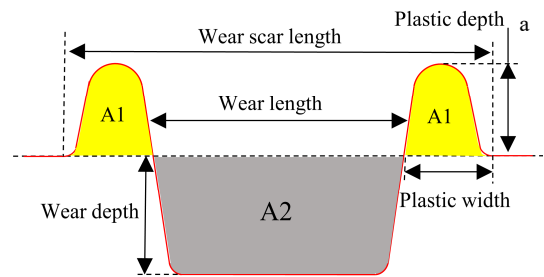


图 10 A356 铝合金和 MAO 膜的简化模型及塑性比
Fig.10 Simplified model (a) and plastic ratio (b) of A356 aluminum alloys and MAO films

种或几种; 微犁削既可以形成犁沟或沟槽形貌, 也可以与上试样一起将磨屑堆积到磨痕边缘形成隆起。

2.7 磨损体积及摩擦耗散能分析

采用磨损体积、磨损率评价膜层耐磨性；采用摩擦耗散能系数评价磨损过程的稳定性。

磨损率由公式 (9) 计算可得^[31]：

$$K = \frac{V}{4NDF} \tag{9}$$

摩擦耗散能及系数由公式 (10) ~ (11) 计算可得^[32]：

$$E_d = \sum_{i=1}^{i=N} 4\mu F_i D_i \tag{10}$$

基于摩擦耗散能 E_d 与磨损体积 V 的线性关系可得摩擦耗散能系数为：

$$\alpha_e = \frac{V}{E_d} \tag{11}$$

式中, K 为磨损率, $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$; V 为磨损体积, mm^3 , 由激光共聚焦显微镜测量得; N 为循环周次; D 为位移幅值, μm ; F 为法向载荷, N ; E_d 为摩擦耗散能, J ; α_e 为摩擦耗散能系数, $\text{mm}^2\cdot\text{N}^{-1}$; μ 为摩擦系数。

图 11 为变载荷和位移下微弧氧化前后 A356 铝合金的磨损体积和磨损率趋势图。结合图 8 可知, 变载荷和位移下微动磨损中 MAO 膜虽有局部磨穿, 但 MAO 膜的磨损体积和磨损率仍低于 A356 铝合金的, 说明 MAO 膜耐磨性能较好, 可提高 A356 铝合金的抗微动磨损性。

变载荷和位移使 MAO 膜疏松层迅速被破坏、磨平, 破碎的疏松层演变成磨屑, 磨屑累积、氧化、平铺形成一定厚度的第三体层压在磨损表面, 对 MAO 膜起到缓冲作用, 减弱磨损损伤; 微动磨损中产生的高应力和摩擦热使磨损界面产生微结构硬化, 机械强度进一步提升, 结合图 7 可知 MAO 膜表面发生材料转移, 接触界面近似为 GCr15/GCr15 对磨, 磨损损伤减弱导致 MAO 膜磨损体积和磨损率低于 A356 铝合金的。

MAO 膜对 A356 铝合金耐磨性影响主要有：

(1) MAO 膜表面存在大量凸起瘤状熔融氧化物, 磨损初期作为粗糙峰直接与 GCr15 球对磨, 承受载荷和剪切力; 多孔疏松形貌可捕捉磨屑颗粒填充其中, 后期又作为磨屑主要来源使得 GCr15/MAO 膜磨损体积和磨损率较低, 耐磨性增强; (2) MAO 膜含有的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相俗称刚玉, 具有较高硬度和较好稳定性, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相韧性较好, Mullite 相热稳定性较好^[33], 提高了膜层内聚力、均匀致密性和硬度, 能够一定程度减缓微动磨损中的粘着、犁削和剥落, 提高 MAO 膜对磨中的抗挤压能力, 降低 MAO 膜磨损损伤, 提高 A356 铝合金的耐微动磨损性。

图 12 为变载荷和位移工况下 A356 铝合金和

MAO 膜摩擦耗散能系数。可知随载荷增加 A356 铝合金的摩擦耗散能增加, MAO 膜的摩擦耗散能先增加后降低; 随位移增加 A356 铝合金和 MAO 膜的摩擦耗散能增加。随位移增加 MAO 膜摩擦耗散能系数小于 A356 铝合金的。说明变位移工况下 MAO 膜可提升 A356 铝合金磨损过程稳定性, 变载荷工况时 MAO 膜磨损不稳定。

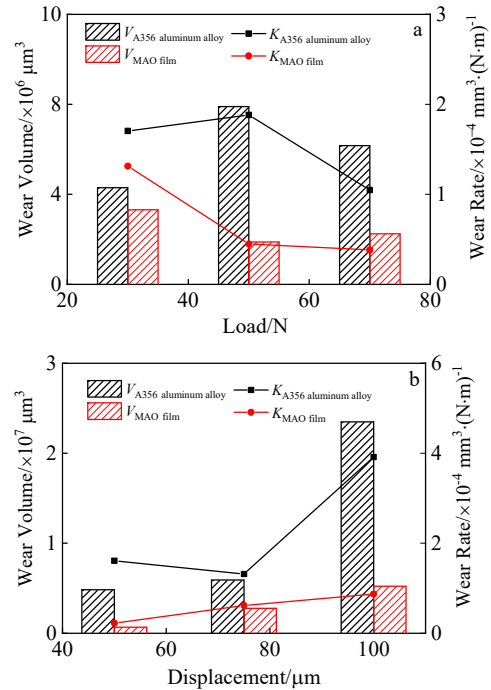


图 11 变载荷和位移时 A356 铝合金和 MAO 膜磨损体积和磨损率

Fig.11 Wear volume and wear rate of A356 aluminum alloys and MAO alloy under different loads (a) and displacements (b)

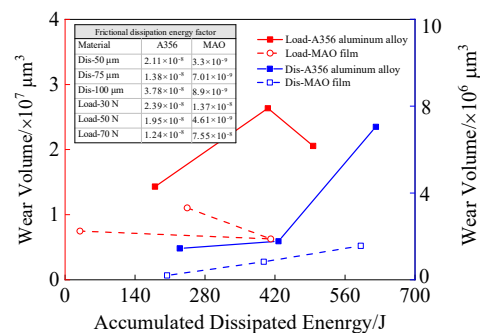


图 12 不同载荷和位移下 A356 铝合金和 MAO 膜摩擦耗散能

Fig.12 Frictional dissipation energies of A356 aluminum alloys and MAO films under different loads and displacement amplitudes

变位移工况下, 位移振幅增加导致上下试样接触面积增大, 横向磨损加剧, 材料损伤随之严重, 故摩擦配副的摩擦耗散能随位移增加而增大, 但 MAO 膜可抑制横向磨损的进展提升磨损稳定性, 即随位移增加 MAO 膜摩擦耗能系数小于 A356 铝合金。变载荷工况下磨损前期由于 MAO 膜硬度较高且大量存在凸出瘤状熔融物导致微动磨损过程频繁出现“弹跳”, 磨损中后期接触面存在大量磨屑, 导致 MAO 膜磨损过程不稳定。A356 铝合金硬度低且质软极易因磨损和摩擦热出现刮擦、粘着和剥落, 载荷增加时粘着阻力增加、接触不稳定导致磨损过程不稳定。

3 结 论

1) MAO 膜由多孔疏松层和与基体冶金结合的致密层组成, 其均匀性、致密性和结合力良好, 含有 γ - Al_2O_3 相、 α - Al_2O_3 相、Mullite 相和非晶 Al_2O_3 相。微弧氧化后 A356 铝合金表面硬度和粗糙度分别提升约 4 倍和 12 倍。

2) 载荷增加时 A356 铝合金的磨损机制由磨粒磨损向粘着磨损转变, 伴随犁削和疲劳剥层; MAO 膜的磨损机制由磨粒磨损向粘着磨损和疲劳剥落转变。变位移工况下 A356 铝合金的磨损机制为粘着磨损和疲劳剥落, 伴随微犁削; MAO 膜的磨损机制由粘着磨损和疲劳剥落转变为粘着磨损和磨粒磨损。

3) 摩擦系数曲线分为跑合阶段、磨损阶段和稳定阶段。载荷和位移增加时 MAO 膜摩擦系数、磨损率均低于 A356 铝合金的, MAO 膜减摩耐磨性较好。随位移增加 MAO 膜摩擦耗能系数低于 A356 铝合金的, 变位移工况下 MAO 膜可提升 A356 铝合金微动磨损过程的稳定性。

4) A356 铝合金和 MAO 膜磨痕内均存在 Fe 元素聚集, 磨损中存在材料转移。A356 铝合金磨痕内存在 O 元素聚集, 磨损中存在氧化磨损。

5) 随载荷增加 A356 铝合金磨损轮廓由 W 型-M 型-V 型转变; MAO 膜磨损轮廓为 W 型-圆弧形。位移增加时 A356 铝合金磨损轮廓由 V 型-W 型转变; MAO 膜磨损轮廓为圆弧形-U 型。大载荷或小位移时 MAO 膜在纵深方向的磨损损伤减弱。

参考文献 References

[1] Zhou Zhongrong(周仲荣), Léo Vincent. *Fretting Wear*(微动磨损)[M]. Beijing: Science Press, 2002

[2] Zhou Zhongrong(周仲荣), Zhu Minhao(朱旻昊). *Composite Fretting Wear*(复合微动磨损)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2004

[3] Li Q, Wen L Y, Tan Y N *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(11): 4093

[4] Ma G F, Li H, Liu Z Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(9): 3166

[5] Madhavi Y, Rama K L, Narasaiah N. *International Journal of Fatigue* [J], 2021, 142: 105965

[6] Liu Shanguang(刘闪光), Yu Xiuyong(虞秀勇), Mao Guoling(毛郭灵) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(15): 101

[7] Shi Zhoukun(史周琨), Xu Liping(徐丽萍), Zhang Jifu(张吉阜) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(11): 226

[8] Liu Guanglei(刘光磊), Zhang Lingyu(张令喻), Li Maojun(李茂军) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2017, 37(5): 618

[9] Song Renguo(宋仁国). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(3): 50

[10] Wang P, Hu J, Li R Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(1): 56

[11] Rao K A, Manikandan M, Shukla A K *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 413: 127072

[12] Guo W, Liu J N, Ding Z S *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(5): 1537

[13] Xie H H, Zhang L, Zhang X Y *et al. Corrosion Science*[J], 2022, 207: 110598

[14] Xi K, Wu H, Zhou C L *et al. Applied Surface Science*[J], 2022, 585: 152693

[15] Chen P H, Wu Z Z, Huang Q *et al. Tribology International*[J], 2019, 138: 157

[16] Zhang Yanyun(张晏云), Yang Zehui(杨泽慧), Chen Yongnan(陈永楠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1356

[17] Liu Wanying(刘婉颖), Liu Ying(刘颖), Chen Long(陈龙) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(5): 237

[18] Li Zhenwei(李振伟), Di Shichun(狄士春). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2018, 32(8): 1294

[19] Li Xiaojing(李小晶), Wen Shuai(文帅), Fu Boyang(符博洋) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(7): 135

[20] Su Kaixin(苏凯新), Zhang Jiwang(张继旺), Zhang Yanbin(张艳斌) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(3): 334

[21] Wang Yuan(王远), Wang Meiling(王美玲), Zhou Fei(周飞) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(8): 1266

[22] Zhang Guangsheng(张广生), Wei Li(韦利), Li Jun(李军) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(12): 356

[23] Zhao Qing(赵晴), Zhou Yongfeng(周永峰), Zhou Haifei(周

- 海飞) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2016, 45(3): 120
- [24] Gao Cheng(高成). *Formation Mechanism and Tribological Properties of Ceramic Film on Aluminum Alloy Micro Arc Oxidation* (铝合金微弧氧化陶瓷膜的形成机制及摩擦学特性)[D]. Guilin: Guilin University of Electronic Technology, 2010
- [25] Dong Haiqing(董海青). *Research on Key Technologies of Micro Arc Oxidation of Aluminum Alloy* (铝合金微弧氧化关键技术研究)[D]. Qingdao: Shandong University of Technology, 2014
- [26] Wu Can(伍灿), Shen Huoming(沈火明), Deng Shasha(邓莎莎) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(4): 71
- [27] Louis R, Aurélien V, Marion B *et al. Wear*[J], 2023, 516-517: 204591
- [28] Zhao Wei(赵威), He Ning(何宁), Li Liang(李亮). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2006, 26(5): 439
- [29] Bhushan B. Translated by Ge Shirong(葛世荣). *Introduction to Tribology*(摩擦学导论)[M]. Beijing: China Machine Press, 2007
- [30] Liu Ming(刘明), Li Guoxiang(李国翔), Zhou Chao(周超) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2021, 41(4): 467
- [31] Pearson S R, Shipway P H. *Wear*[J], 2015, 330-331: 93
- [32] Fouvry S, Kapsa P, Vincent L. *Wear*[J], 1996, 200(1): 186
- [33] Zhou Yongxiang(周湧翔). *Structure Control and Properties of Micro Arc Oxidation Film on Aluminum Alloy* (铝合金微弧氧化膜的组织控制与性能)[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2016

Fretting Wear Behavior of Microarc Oxidation Film on A356 Aluminum Alloy

Sun Lu^{1,2}, Li Yuandong^{1,2}, Ma Ying^{1,2}, Cao Chi^{1,3}, Luo Xiaomei^{1,2}, Qiu Jin^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. Wenzhou Pump and Valve Engineering Research Institute, Lanzhou University of Technology, Wenzhou 325000, China)

Abstract: The micro-arc oxidation (MAO) ceramic film with wear resistance was prepared on the surface of A356 aluminum alloy by MAO technology. The investigation of MAO effect on the fretting wear mechanism of A356 aluminum alloy was explored on an SRV-V fretting friction and wear testing machine by sphere-plane point contact under different normal loads and displacements. The results show that the MAO film consists of a porous outer layer and a dense inner layer with good homogeneity, denseness and bonding strength. The friction coefficient and wear rate of MAO film are lower than those of A356 aluminum alloy when the normal load and displacement increase. It indicates that the MAO film has good friction reduction and wear resistance. The frictional dissipation energy coefficient of MAO film is lower than that of A356 aluminum alloy when the displacement increases, which can enhance the wear stability of fretting wear process of A356 aluminum alloy. The wear mechanism of A356 aluminum alloy changes from abrasive wear to adhesive wear when the normal load increases, accompanied by ploughing and fatigue peeling. The wear mechanism of MAO film changes from abrasive wear to adhesive wear and fatigue peeling when the normal load increases. The wear mechanism of A356 aluminum alloy changes from adhesive wear and fatigue peeling to adhesive wear and abrasive wear when displacement increases. The wear mechanism of MAO film changes from adhesive wear and fatigue peeling to adhesive wear and abrasive wear when displacement increases. The accumulated Fe and O elements are gathered within the A356 aluminum alloy wear scars, which indicates that there is material transfer and oxidation wear during the fretting wear process of GCr15/A356 aluminum frictional counterparts. The Fe atoms are gathered within the MAO film wear scars, which indicates that there is material transfer of GCr15/MAO film frictional counterparts.

Key words: A356 aluminum alloy; micro-arc oxidation; fretting wear; wear mechanism; wear resistance

Corresponding author: Li Yuandong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2976688, E-mail: liyd@lut.edu.cn