

# 镁合金微弧氧化持续电弧对膜层的破坏机制

王 晟<sup>1,2</sup>, 马 颖<sup>1,2</sup>, 宋承娣<sup>1</sup>, 李 彬<sup>1,2</sup>, 郝 远<sup>1,2</sup>

(1. 兰州理工大学, 甘肃 兰州 730050)

(2. 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)

**摘 要:** 为了避免微弧氧化(MAO)过程中的持续电弧放电对膜层的破坏, 使用高速摄像机拍摄放电现象, 结合负载的电流、电压波形探究持续电弧放电的实质, 并研究了膜层被破坏区域的表面、截面形貌及相组成相对于正常膜层的变化, 最后搭配不同的占空比和频率, 探索出电参数对持续电弧放电现象的影响规律。结果表明: 在微弧氧化过程中, 试样表面呈现出燃弧-熄弧-冷却的往复过程, 而膜层局部破坏区域则表现为连续的电弧放电现象。局部持续电弧放电区域的组分结构、表面形貌、截面形貌及元素分布均与正常微弧氧化膜层有很大差异, 该膜层的均匀性、致密性和完整性均被破坏, 导致膜层整体的均一性丧失, 甚至造成试样的外形尺寸发生严重的损伤。负载的电容特性导致电弧持续时间过长而熔融金属氧化物的冷却时间不足, 局部热交换不充分和热量集中是造成持续电弧破坏根本原因。该破坏发生后无法修复, 然而可以通过对频率和占空比的合理搭配, 在不同的处理电压下避免持续电弧破坏现象的发生。

**关键词:** 镁合金; 微弧氧化; 持续电弧; 破坏机制; 电参数

中图分类号: TG174.451

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)06-1970-07

镁及镁合金具有质轻、比强度高、耐冲击、减震性良好、尺寸稳定等优点, 在汽车、3C 电子产品制造业具有广阔的应用前景, 但它较差的耐蚀性制约了其应用<sup>[1]</sup>。为了提高镁及其合金的耐蚀性能, 普遍应用微弧氧化技术对其进行表面改性<sup>[2]</sup>。该技术作为一种轻金属表面防护工艺, 可在基体表面原位制备陶瓷膜层, 使金属及其合金的表面耐蚀性得到显著的提高<sup>[3,4]</sup>, 还能提高其硬度、耐磨性等<sup>[5-7]</sup>。

微弧氧化(MAO)膜层的性能主要受电参数的影响, 诸如占空比、频率、处理电压和电流等。处理电压主要影响膜层厚度及耐蚀性, 通常电压越高, 膜层越厚, 耐蚀性越好<sup>[8]</sup>, 而频率和占空比主要影响膜层孔隙率与耐蚀性能<sup>[9-11]</sup>。随着电压的升高, 微弧氧化过程会经历 3 个阶段: 阳极氧化、微弧氧化、大弧放电<sup>[12]</sup>, 其中, 微弧氧化阶段是电弧不断起弧、稳弧、熄弧的过程<sup>[13]</sup>。但在大弧阶段, 破坏了膜层的连续性和均匀性, 降低了膜层耐蚀性<sup>[12]</sup>。实验发现: 大弧放电现象有自强化的作用, 但随着处理时间的增加, 膜层破坏区域会逐渐变大。因此, 为了得到厚度和耐蚀性更好的膜层, 在提高处理电压的同时应尽量避免大弧放电阶段的产生。

近年来, 各国学者对微弧氧化电参数进行了大量的研究, 但都局限于电参数对膜层厚度、微观结构和性能的影响规律等方面<sup>[14-17]</sup>, 而关于局部大弧对膜层破坏的真实作用机制没有得到揭示, 因此系统研究局部大弧区的形成机制, 从中找到避免局部大弧形成的措施至关重要。

为了研究局部大弧对膜层破坏现象产生的原因和机制, 本实验利用高速摄像机和示波器同步记录电弧形态、电压和电流波形, 之后分别对正常膜层与破坏膜层进行微观表征和检测, 结合实验现象对实验结果进行分析, 并通过搭配不同占空比、频率, 分析电参数对局部大弧发生时电压值的影响, 据此研究局部大弧产生的真实作用机制。

## 1 实 验

实验使用 AZ31B 镁合金, 主要化学成分如表 1 所示。

试样尺寸为 40 mm×40 mm×6 mm。实验采用自主研发的 MAO-300 型微弧氧化脉冲电源, 电解液配方为 Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>·9H<sub>2</sub>O (15 g/L)、KF (13 g/L)、NaOH (2 g/L)。使用循环冷却系统将电解液温度控制在 20~25

收稿日期: 2019-06-26

基金项目: 甘肃省创新基地和人才计划——省青年科技基金计划 (17JR5RA112); 有色金属先进加工与再利用国家重点实验室开放基金 (SKLAB02015006)

作者简介: 王 晟, 男, 1982 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: 0931-2973563, E-mail: shengwang@lut.cn

表 1 AZ31B 镁合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of AZ31B magnesium alloy (wt%)

| Al      | Si   | Ca   | Zn      | Mn      | Cu   | Mg   |
|---------|------|------|---------|---------|------|------|
| 2.5~3.5 | 0.08 | 0.04 | 0.6~1.4 | 0.2~1.0 | 0.01 | Bal. |

℃。具体实验方案如下：电源设置为单极性脉冲模式，频率为 100~1000 Hz，每 100 Hz 为一个水平，占空比为 10%~90%，每 10% 为一个水平，进行双因素搭配全面实验。电源为恒流加载模式，即在 30 s 内将电流加到 1 A 并保持不变，随着反应的进行，电流会不断下跌，为保持电流在 1 A 不变，电压则不断攀升，直至试样表面出现局部大弧现象，记录发生该现象时的电压值，即破坏电压。

为了分析微弧氧化局部大弧对膜层破坏现象的电学机制，使用 Tektronix TPS2024B 型示波器采集实验时的电压波形和电流波形，利用 HD 1000 型高速摄像机对实验现象进行拍摄，摄像机的帧数设置为每秒 2000 帧，ISO 值为 600。使用 JEOL JSM-5600LV 型电子显微镜 (SEM) 表征微弧氧化膜层的表面形貌和截面形貌；使用能谱分析仪 (EDS) 分析膜层元素分布的规律；使用 Bruker D8 Discover25 型 X 射线衍射仪分析膜层的表面物相成分。

## 2 结果与分析

### 2.1 局部持续电弧破坏电压、电流波形及电弧特点

图 1 为微弧氧化阶段和局部大弧破坏阶段的电压、电流波形及电弧形态的变化规律。将频率选定为 200 Hz，占空比 40%。由于高速摄像机帧数为每秒 2000 帧，故对应于电压波形中每一个脉冲周期  $T$ ，都有 10 幅火花放电的照片与之对应。

由图 1a 可知：脉冲电压关断以后，负载电压并没有立刻下降为 0 V，而是呈现出一种电容通过电阻放电的效应而逐步降低，这是受负载的电容特性影响而造成的<sup>[18]</sup>。结合图 1b 所示的负载电流波形可知：当负载电流降为 0 A 后，电容性负载上的电压不再下降，稳定在 200 V 附近，说明当负载电压低于起弧电压时，由于膜层不再发生电弧击穿现象，膜层呈现更高的电阻态，因此电容性负载上的电压保持恒定。结合图 1a、1b、1c 可知，在微弧氧化阶段的每一个脉冲周期  $T$  中，脉冲电压开通阶段 ( $T_{on}$ ) 对应的 1#~4# 照片试样表面均有离散的电弧。脉冲电压关断阶段 ( $T_{off}$ ) 中，电压下降时对应的 5# 照片中仍有少量的弧斑，是电弧自然熄弧现象；负载电压值恒定时对应的 6#~10# 照片中，试样表面电弧完全熄灭，熔融物冷却。据此可知微弧氧化过程是火花放电、自然熄弧、熔融物冷却 3 个过程的循环往复。

由图 1d、1e、1f 中可知：对应局部大弧破坏阶段

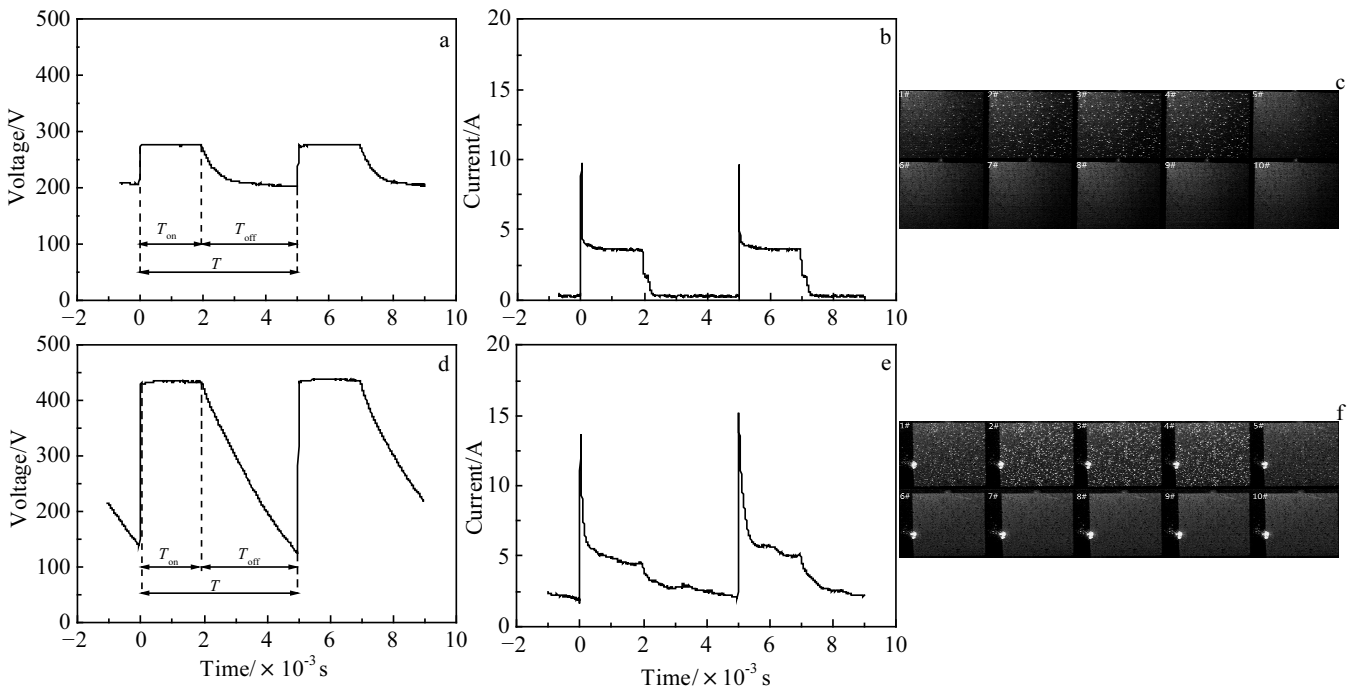


图 1 微弧阶段与局部大弧破坏阶段的电压、电流波形和实验现象

Fig.1 Voltage (a, d) and current (b, e) waveforms and experimental phenomena (c, f) in micro-arc stage (a~c) and local large-arc destruction stage (d~f)

每一个脉冲周期  $T$ ，正常膜层的实验现象与微弧阶段的规律相同，具有起弧-熄弧-冷却循环的特征。图 1d 中在脉冲电压关断以后，负载电压呈现出一种电容通过电阻持续放电的效应而逐步降低，且图 1e 中负载电流持续时间明显大于正常的微弧氧化阶段。图 1f 中当试样进入破坏阶段时，每一个脉冲周期  $T$  中试样的未破坏区和破坏区的电弧放电现象具有明显的差异，局部大弧破坏现象出现在 1#~10# 所有照片中，即脉冲电压开通阶段 ( $T_{on}$ ) 和脉冲电压关断阶段 ( $T_{off}$ ) 中均持续发生，且弧斑尺寸远大于正常的微弧弧斑。脉冲电压关断阶段 ( $T_{off}$ ) 中，虽然电源已经被切断，但负载的电容性使得负载存储了电能，为电弧放电提供了条件，局部大弧使得负载的电压持续下降，说明该区域电阻性下降，即膜层原有的绝缘性被破坏，因此电流持续时间更长。由此可知，电容性负载放电会造成电弧的持续放电，局部大弧区域只有火花放电过程，没有熄弧和冷却的过程。

图 2 为局部大弧破坏阶段产生后的试样宏观表面形貌。观察 A 区域可知，破坏区域表面出现大量的熔融物堆积现象，这些熔融物与基体结合力差，受力易脱落且脱落后可见明显的凹坑，因此会破坏试样的外形尺寸，这在工业生产中 对 工 件 的 破 坏 是 致 命 的 ， 必 须 避 免 。

根据上述实验数据及现象，作者认为局部大弧破坏阶段是一个电弧弧斑较大、电弧持续放电、无熄弧和冷却过程、具备自我强化效应的破坏阶段，据此特点，应将此阶段命名为局部持续电弧破坏阶段。

## 2.2 正常微弧氧化膜与持续电弧破坏膜的结构与成分

图 3 为正常微弧氧化膜层（简称正常膜层）A

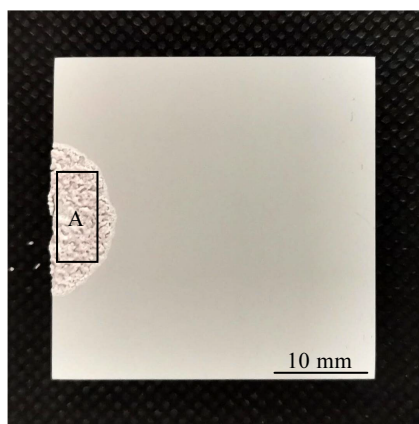


图 2 局部大弧破坏膜层的宏观照片

Fig.2 Macroscopical photograph of local large arc destroyed coating

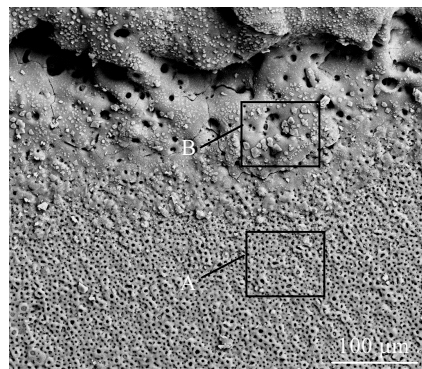


图 3 正常膜层与破坏膜层表面的 SEM 图

Fig.3 SEM image of surface of normal coating (A) and destroyed coating (B)

区域与局部持续电弧破坏膜层（简称破坏膜层）B 区域的表面形貌。由图 3 可知，正常膜层表面微孔细小且分布均匀、完整度高、致密性强。破坏膜层表面遭到严重损伤，仅有少部分微孔结构得以保留，部分孔洞发生明显扩张，大部分微孔结构被直接破坏，熔融氧化物呈堆积状态，表面粗糙度高，出现微裂纹。由它们的化学成分（表 2）可以看出，正常膜层由 Mg、O、Si 和 F 元素组成，其中以 Mg、O、Si 元素所占含量较高，而破坏膜层中 Mg 元素的含量较低，O 和 F 元素含量较高，此外还检测到了含量较高的 Na 和 K 元素。

图 4 为正常膜层与破坏膜层的截面形貌。由图 4a 可以看出，正常膜层较薄，分布较为均匀，且膜层与基体呈现出良好的冶金结合，同时膜/基界面的平整度较高。由图 4b 可以看出，破坏膜层的厚度不均匀，某些区域呈现出不连续特征，如一些部位露出了基体。此外，膜/基界面处也出现了较宽的裂纹，这大幅度降低了膜层与基体的结合力。

由它们的化学成分（表 3）可以看出，正常膜层中 A 区域的 O、F 元素含量明显高于 B 区域，但前者的 Mg、Al 元素含量低于 B 区域，而 Na、K、Si 元素

表 2 图 3 中正常膜层与破坏膜层的化学成分  
Table 2 Chemical composition of normal and destroyed coating in Fig.3 ( $\omega/\%$ )

| Element | Normal coating A | Destroyed coating B |
|---------|------------------|---------------------|
| Mg      | 43.31            | 17.01               |
| O       | 27.25            | 31.62               |
| Si      | 21.1             | 20.79               |
| F       | 8.34             | 10.79               |
| K       | -                | 11.73               |
| Na      | -                | 8.06                |

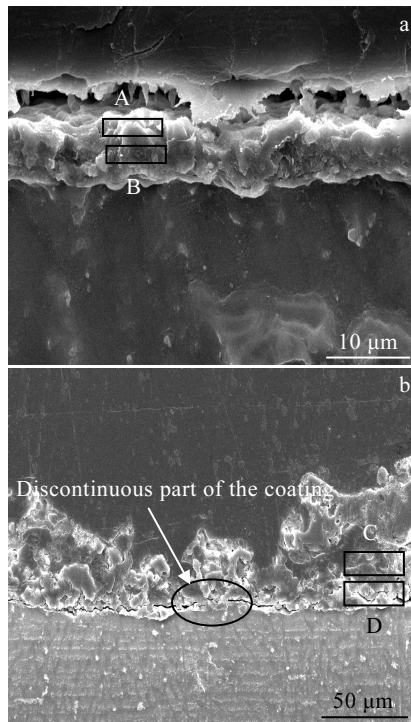


图 4 正常膜层与破坏膜层截面的 SEM 形貌

Fig.4 SEM images of cross-section of normal coating (a) and destroyed coating (b)

表 3 图 4 中正常膜层与破坏膜层的化学成分

Table 3 Chemical composition of normal coating and destroyed coating in Fig.4 (ω/%)

| Element | Normal coating |       | Destroyed coating |       |
|---------|----------------|-------|-------------------|-------|
|         | A              | B     | C                 | D     |
| Mg      | 33.06          | 41.16 | 19.47             | 34.24 |
| O       | 39.15          | 31.59 | 36.25             | 25.66 |
| Si      | 12.11          | 13.89 | 16.78             | 13.27 |
| F       | 11.43          | 8.16  | 10.8              | 18.59 |
| K       | 0.51           | 0.89  | 9.44              | 4.7   |
| Na      | 1.57           | 1.59  | 5.99              | 1.98  |
| Al      | 2.17           | 2.72  | 1.27              | 1.56  |

含量没有明显的变化。而破坏膜层中 C 区域的 O、Na、K 元素的含量明显高于 D 区域，而 F、Mg 元素含量低于 D 区域。相比于正常膜层 A、B 区域，破坏膜层 C、D 两区域中 F、Na、K、Si 元素含量均有很大提高。这说明持续电弧的破坏不仅发生在膜层表面，也深入到了膜层的内部，且可作如下推论：试样发生持续电弧破坏的区域，不断地电解电解液中的水，进而使大量电解质（ $\text{Na}_2\text{SiO}_4$ 、KF）析出，沉积在破坏膜层中。

图 5 为正常膜层与破坏膜层的 XRD 图谱。可知正常膜层的主要成分为 MgO，而 Mg 的衍射峰来自基

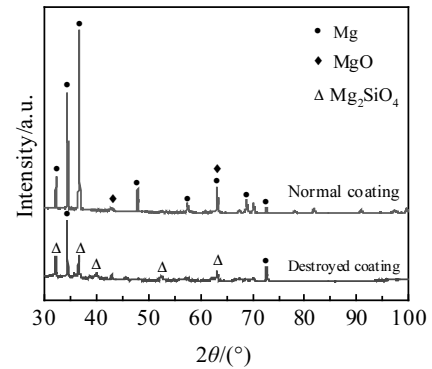
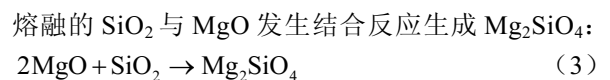
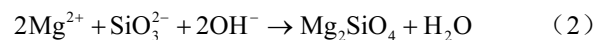
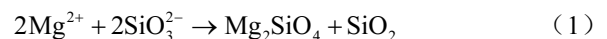


图 5 正常膜层与破坏膜层的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of normal coating and destroyed coating

体。破坏膜层中 Mg 的衍射峰相对于正常膜层较低，可见局部持续电弧所形成的膜比较厚，这与图 4b 截面 SEM 形貌也相互印证。破坏膜层的主要成分为  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ ，其电化学反应原理如下<sup>[19,20]</sup>：



由方程式 (1)、(2) 可以看出，溶液中的  $\text{SiO}_3^{2-}$  被消耗，即局部持续电弧加剧了对电解液中  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  成分的消耗，会加快电解液的失效，实验结果也与此推论相符。根据上述的表面、截面、成分、物相组成分析可得出，破坏膜层与基体结合强度差，易剥落，膜层厚度不均匀，其表面粗糙度急剧增大且膜层中出现破坏区域。因破坏膜层的内、外层均遭受了这种破坏，如图 2 所示的破坏区域比处理过程中改性的面积更大，膜层的整体性便会受到更严重的破坏，故该区域无法通过调节电参数或其他实验条件进行修复，且会愈演愈烈。因此，作者拟通过调节电参数，避免该现象的发生。

### 2.3 局部持续电弧对膜层的破坏机制及避免其破坏的电参数设计

局部持续电弧对微弧氧化膜层的破坏是不可修复的，实验发现：受频率、占空比参数的影响，持续电弧发生时的电压有所不同，为了提高微弧氧化处理电压以得到更好性能的膜层，同时避免局部持续电弧的破坏，本实验通过对不同脉冲频率和占空比的搭配实验，研究了持续电弧发生时电压的变化规律。

图 6a 是频率为 100 Hz 时，占空比对破坏电压的影响折线图。由图可知，破坏电压随着占空比的增大呈明显的线性下降趋势，占空比每增加 10%，破坏电

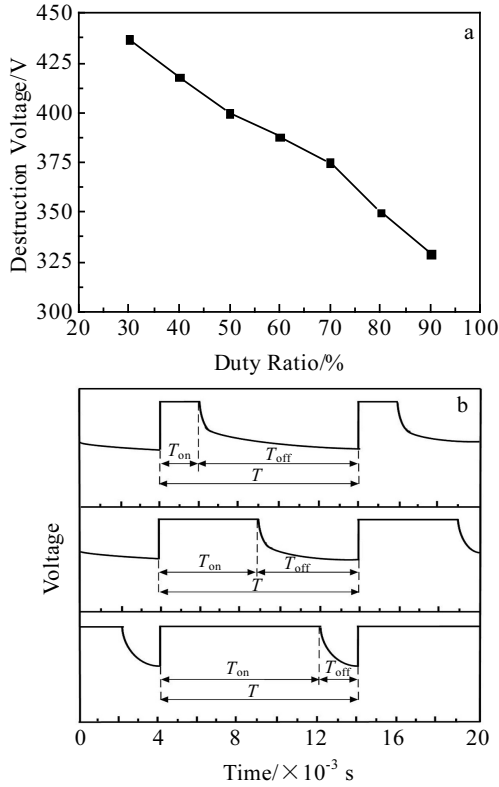


图 6 占空比对破坏电压的影响及对应的电压波形示意图  
 Fig.6 Effect of duty ratio on the destruction voltage (a) and the corresponding voltage waveform (b)

压平均下降 18 V，即持续电弧破坏越易发生。图 6b 为对应的电压波形示意图。占空比  $D$  是脉冲电压开通时间  $T_{on}$  与周期  $T$  的比值，其表达式如下：

$$D = \frac{T_{on}}{T} \times 100\% \tag{4}$$

由图 6 及式 (4) 均可知：单位周期内，占空比越大，脉冲电压持续时间越长，关断时间越短；对应电流和热输入量越大，火花放电时间越长，冷却时间越短。微弧氧化过程中，随着膜层的厚度不断增加，电弧熔化金属氧化物越多，熔融金属氧化物进行热交换需要的冷却时间越长。但随着冷却时间变短，熔融金属氧化物不能与电解液进行充分的热交换，不能实现冷却的过程，因此容易在某些局部位置出现大的电弧斑点，并在这些区域不断强化。同时，在恒电流条件下，占空比的提高会导致峰值电流的降低，同时电源电压升高较慢，放电持续的时间也随之增大，因此更容易发生持续电弧破坏现象，破坏电压也会随之降低。基于以上原因，占空比越高，破坏电压越低，越易发生局部持续电弧破坏。

图 7a 是占空比为 60% 时，不同频率对破坏电压的

影响折线图。由图可知，随着频率增加，破坏电压呈现为在 20 V 区间范围内窄幅波动的趋势，波动范围较小。图 7b 为对应的电压波形示意图。频率对脉冲电压开通时间  $T_{on}$  和脉冲电压关断时间  $T_{off}$  的影响如下：

$$T_{on} = D \cdot \frac{1}{f} \tag{5}$$

$$T_{off} = (1 - D) \cdot \frac{1}{f} \tag{6}$$

式中， $D$  为占空比， $T_{on}$  为脉冲电压开通时间， $T_{off}$  为脉冲电压关断时间， $f$  为频率。由波形示意图和式 (5)、(6) 可知，不同的频率决定了不同的周期  $T$ ，因此固定占空比时，随着频率增大， $T_{on}$  和  $T_{off}$  均减小，脉冲电压持续时间和关断时间的同时变小，相应的每一次火花放电时间缩短，电弧作用下的热输入量和熔融物就减少，需要的冷却时间也就越少。因此固定占空比调节频率，火花放电和冷却的时间有相同的变化规律，出现局部持续电弧破坏的电压就不会产生急剧的变化，故频率对局部持续电弧问题的影响较小，在一定范围内窄幅波动。

由上所述可知，镁合金微弧氧化过程中局部持续电弧对膜层破坏的主要原因为： $T_{on}$  过长，导致热输入

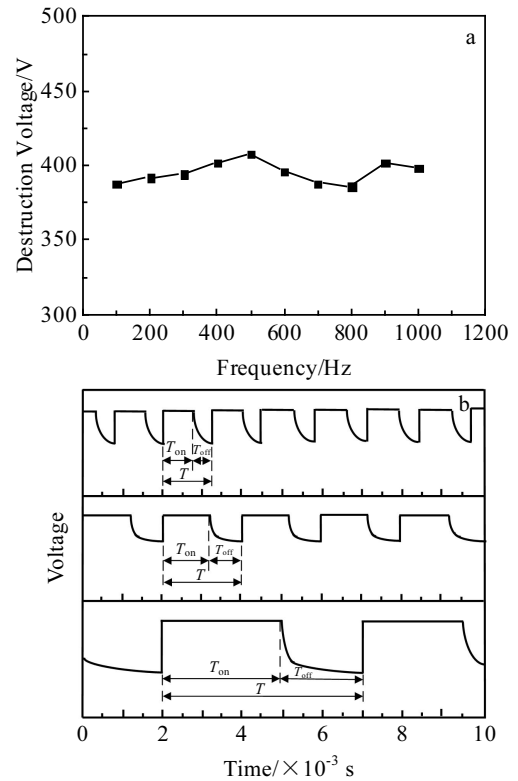


图 7 频率对破坏电压的影响及对应的电压波形示意图  
 Fig.7 Effect of frequency on the destruction voltage (a) and the corresponding voltage waveform (b)

量过大,且  $T_{\text{off}}$  不足,使得熔融物无法充分冷却,导致了局部热交换不能充分完成,造成局部区域热量堆积,持续击穿放电,产生局部持续电弧破坏现象。对应于每一个脉冲周期,  $T_{\text{on}}$  和  $T_{\text{off}}$  的绝对值受频率和占空比的共同作用,频率决定了单个脉冲的周期长短,占空比决定了这个周期内,火花放电时间和熔融物冷却时间的长短。

图8为根据全面实验结果,将占空比和频率组合搭配时的破坏电压拟合得到的曲面。由图可知:在同一频率下,占空比对破坏电压的影响较大,呈线性规律。若微弧氧化需提高处理电压,则需减小占空比。占空比相同时,频率对破坏电压的影响较小,破坏电压在一个相对稳定的范围内波动。因此,若需提高微弧氧化的处理电压,得到更高性能的膜层,可优先用降低占空比的方法实现。在此曲面之下,占空比和频率的任意搭配时,均不会发生局部持续电弧破坏现象。

由此可知,根据不同的处理电压,选取适当的工艺参数,既能通过提高占空比而提高加工效率,同时也避免持续电弧现象的发生,保证工艺的稳定性及膜层性能的可靠性。

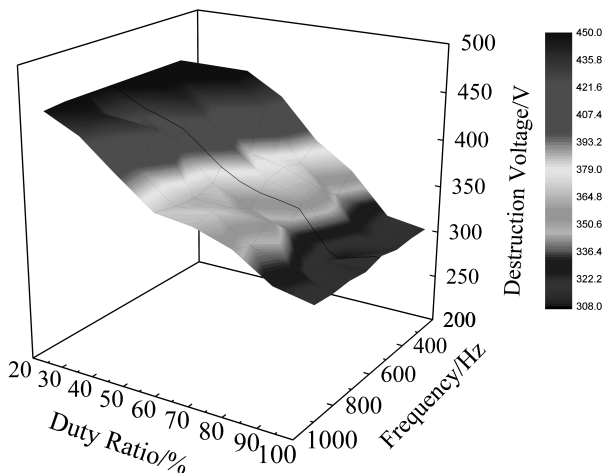


图8 电参数对破坏电压的影响的曲面图

Fig.8 Surface plot of influence of electrical parameters on destruction voltage

### 3 结 论

1) 随着处理电压的升高,镁合金微弧氧化过程中微小的、游离的、间断性的电弧斑点会演变为大的电弧斑点,且在某一位置发生持续放电,这种现象会破坏膜层的均匀性,进而导致试样外形尺寸破坏,即为局部持续电弧破坏现象。

2) 持续电弧破坏了膜层表面的微孔结构,呈现出表面粗糙度急剧增大,膜层厚度、成分不均匀的特点,使得微弧氧化成膜性变差,降低膜层的整体性能。该破坏会不断加剧,是一个不可修复的过程。

3) 脉冲电压持续时间太长致使热输入量过大,同时冷却时间不足,导致局部热交换不能充分完成,这是微弧氧化工艺中持续电弧破坏现象的根本原因。通过频率和占空比的合理搭配,可在不同的处理电压下避免持续电弧破坏现象的发生。

### 参考文献 References

- [1] Song Guangling, Atrens Andrej. *Advanced Engineering Materials*[J], 1999, 1(1): 11
- [2] Darband G B, Aliofkhaezrai M, Hamghalam P *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(1): 74
- [3] Cheng Yingliang, Peng Zhaomei, Wu Xiangquan *et al. Electrochimica Acta* [J], 2015, 165: 301
- [4] Jiang Bailing(蒋百灵), Zhang Shufen(张淑芬), Wu Guojian(吴国建) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(3): 454
- [5] Xue Wenbin, Wang Chao, Tian Hua *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2007, 201(21): 8695
- [6] Zou Bin, Lu Guohua, Zhang Guling *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1500
- [7] Zhu Qingzhen(朱庆振), Xue Wenbin(薛文斌), Wu Xiaoling(吴晓玲) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(5): 911
- [8] Cui Wei(崔 隹), Hu Dan(呼 丹), Gao Guangrui(高广睿) *et al. Electroplating & Finishing*(电镀与涂饰)[J], 2019, 38(1): 23
- [9] Wang Rongli(王蓉莉), Li Wei(李 卫), Luo Jianye(罗健业) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(6): 1110
- [10] Liang Jun, Hu Litian, Hao Jingcheng *et al. Applied Surface Science*[J], 2007, 253(16): 6939
- [11] Xiong Wenming(熊文名), Ning Chengyun(宁成云), Gu Yanhong(顾艳红) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(12): 2236
- [12] Chen Ming(陈 明), Ma Yuezhou(马跃洲), Ma Ying(马 颖) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(11): 1943
- [13] Che Guangdong(车广东), Liu Xiangdong(刘向东), Liu Jingshun(刘景顺) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 897
- [14] Zhang Rongfa(张荣发), Shan Dayong(单大勇), Chen Rongshi(陈荣石) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous*

- Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(10): 1574
- [15] Ma Ying(马颖), Zhan Hua(詹华), Ma Yuezhou(马跃洲) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(8): 1467
- [16] Lv Weiling(吕维玲), Ma Ying(马颖), Chen Tijun(陈体军) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(8): 1385
- [17] Luo Ruixue(骆瑞雪), Mu Weiyi(慕伟意), Lei Jiajun(雷嘉骏) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 319
- [18] Fatkullin A R, Parfenov E V, Yerokhin A *et al. International Journal of Information and Electronics Engineering*[J], 2015, 5(1): 63
- [19] Pan Y K, Chen C Z, Wang D G *et al. Ceramics International*[J], 2012, 38(7): 5527
- [20] Ssankara Narayanan T S N, Lee Min-Ho. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 687: 720

## Destruction Mechanism of Sustained Arc on Magnesium Alloy Coated by MAO

Wang Sheng<sup>1,2</sup>, Ma Ying<sup>1,2</sup>, Song Chengdi<sup>1</sup>, Li Bin<sup>1,2</sup>, Hao Yuan<sup>1,2</sup>

(1. Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

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

**Abstract:** In order to avoid the destruction of the film by sustained arc discharge during micro-arc oxidation (MAO), the essence of sustained arc discharge was explored through capturing the discharge phenomenon by a high-speed camera combined with the current and voltage wave form of the load. And then the change of surface and cross-section morphology and the phase composition of the destroyed area were investigated compared with those of the normal coating. Finally, different matches between duty ratio and frequency were used to explore the influence of the electrical parameters on the sustained arc discharge phenomenon. The results show that the surface of the sample exhibits a reciprocating process of arc burning, arc quenching and cooling during micro-arc oxidation. The localized destroyed area of the coating shows a sustained arc discharge phenomenon. The composition, surface, cross-section morphology and element distribution of the local sustained arc discharge region are very different from those of the normal micro-arc oxidation film layer. And the uniformity, compactness and integrity of the film layer is destroyed, which lead to the destruction of the overall uniformity of the film layer, and even cause serious damage to the external size of the sample. The capacitance characteristic of the load causes the arc duration time to be too long while the cooling time of the molten metal oxide is insufficient; the local thermal transmission is insufficient and the heat is concentrated, which is the basic reason of the sustained arc destruction. This destruction cannot be repaired after it occurs; however, it is possible to avoid the occurrence of sustained arc destruction under different treatment voltages by reasonable matching between frequency and the duty ratio.

**Key words:** magnesium alloy; micro-arc oxidation; sustained arc; destruction mechanism; electrical parameters

---

Corresponding author: Ma Ying, Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2973563, E-mail: maying@lut.cn