

## 固溶处理对 AZ91D 镁合金微弧氧化的影响

马颖<sup>1,2</sup>, 王永欣<sup>1</sup>, 张洪峰<sup>1</sup>, 高唯<sup>2</sup>, 郝远<sup>1</sup>

(1. 兰州理工大学 有色金属新材料国家重点实验室培育基地, 兰州 730050;  
2. Faculty of Engineering, The University of Auckland, Auckland 1142, New Zealand)

**摘要:** 研究 AZ91D 镁合金的固溶处理对其微弧氧化成膜的影响。结果表明: 固溶态基体由于成分分布均匀而能够迅速成膜并长大, 且在相同的微弧化处理时间内其膜层厚度始终大于铸态基体上的膜层厚度, 提高幅度约为 40%; 随反应时间的延长, 膜层厚度逐渐增加, 微弧氧化膜表面的喷射空洞和喷射沉积物呈现粗大化趋势, 膜层表面粗糙度也随之增大; 在微弧氧化反应初期, 固溶态基体上膜层粗糙度较小; 反应约 100 s 后, 固溶态基体膜层的粗糙度逐渐超过铸态基体膜层的粗糙度; 当微弧氧化膜厚度相同时, 固溶态基体上膜层的粗糙度始终小于铸态基体膜层的; 微弧氧化膜上存在微裂纹, 铸态基体膜层上的裂纹深而长, 呈连续分布且随处可见; 固溶态基体膜层上裂纹浅而短, 呈单个分布且数量较少; 固溶处理带来的基体成分均匀化能降低微弧氧化生成同厚度膜层的能耗。

**关键词:** AZ91D 镁合金; 热处理; 微弧氧化膜

**中图分类号:** TG 146.2; TG 174.451 **文献标识码:** A

## Effect of solution heat treatment on microarc oxidation coatings of AZ91D magnesium alloy

MA Ying<sup>1,2</sup>, WANG Yong-xin<sup>1</sup>, ZHANG Hong-feng<sup>1</sup>, GAO Wei<sup>2</sup>, HAO Yuan<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;  
2. Faculty of Engineering, The University of Auckland, Auckland 1142, New Zealand)

**Abstract:** The effects of solid solution heat treatment on micro-arc oxidation (MAO) coatings on AZ91D magnesium alloys were investigated. The results show that the homogenous element distribution in AZ91D substrate resulted from the solution heat treatment enhances the growth of MAO coatings, and the coatings on the solution-treated samples are about 40% thicker than that on the as-cast samples. With the oxidation process going and the coatings growing, the discharging hole and the ejecting deposition on the coating surface become bigger and coarser, which in turn results in the increase of surface roughness of coatings. At the beginning of the oxidation process, the roughness of the coatings on the solution-treated samples is lower than that on the as-cast samples, while it goes opposite after about 100 s later. However, the coating surface on the samples treated by solid solution is always rougher than that on the as-cast samples if based on the same coating thickness. A few cracks featured with shallow and short morphology are observed on the coatings of the solution treated samples, but more cracks with deep and long features occur in the as-cast samples. Also the even element distribution in the substrates due to the solution treatment contributes to the energy saving if producing MAO coatings with the same thickness.

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613700); 教育部春晖计划资助项目(Z2006-1-62002); 甘肃省国际科技合作计划资助项目(0708WCGA151)

收稿日期: 2008-04-06; 修订日期: 2009-07-10

通信作者: 马颖, 教授; 电话: 0931-2976648; E-mail: mayingcn2008@163.com

**Key words:** AZ91D magnesium alloy; heat treatment; microarc oxidation; coating

镁合金作为最轻的工程结构材料,具有高比强度和比刚度、良好的散热性和电磁屏蔽性、较高的阻尼性及优良的切削加工性等优点<sup>[1-3]</sup>。AZ91D 镁合金又因其良好的铸造性能,成为目前最广泛应用的铸造镁合金之一,是一种颇具发展和应用潜力的超轻结构材料<sup>[4]</sup>。然而,镁合金也具有表面硬度低、耐磨耐蚀性差等不足,必须对其进行必要的表面防护<sup>[5-6]</sup>。微弧氧化(Microarc oxidation, MAO)表面处理工艺可以在镁合金表面原位生成一层无定形态陶瓷膜,明显提高了镁合金表面硬度、耐蚀性和耐磨性等<sup>[7-11]</sup>。同时,热处理工艺是改善金属材料力学性能的重要途径,常用的镁合金热处理工艺主要有固溶处理(T4)、人工时效(T5)及固溶后人工时效(T6)等<sup>[12-13]</sup>。AZ91D 镁合金热处理组织演变过程与 Mg-Al 系镁合金的相似,具有明显的时效硬化特征<sup>[14]</sup>,经过热处理后,其力学性能明显增强<sup>[15-18]</sup>。但是,目前的研究多将镁合金微弧氧化处理工艺与热处理工艺分开讨论,未曾关注二者相结合时彼此间的相互影响。本文作者则将这两种工艺结合起来,研究金属型铸造镁合金 AZ91D 镁合金在固溶处理(T4)前后分别进行微弧氧化处理所成膜层的生长过程及其表面质量变化情况,初步探讨固溶处理对金属型 AZ91D 镁合金微弧氧化成膜效果的影响。

## 1 实验

实验选用商用 AZ91D 镁合金,其名义化学成分如表 1 所列。将合金在 GDJX-0405 型电阻炉中重熔精炼,变质剂选用  $C_2Cl_6$ ,精炼温度控制在 740~760 之间<sup>[19]</sup>。经重熔精炼后,将熔体在金属型模具中浇铸成  $d45\text{ mm} \times 250\text{ mm}$  的圆棒料,再经机加工、线切割制成规格为  $d32\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  的圆片试样,然后用 1600 号水砂纸打磨去除氧化皮。将打磨好的圆片试样分为两组进行实验:一组直接微弧氧化处理;另一组经固

表 1 AZ91D 镁合金名义化学成分

Table 1 Nominal composition of AZ91D magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si
8.3-9.7	0.35-1.00	0.15-0.50	0.10
Cu	Ni	Fe	Mg
0.03	0.002	0.005	Bal.

溶处理后进行微弧氧化处理。热处理设备选用 SRJ×45 型箱式电阻炉和 DWK-702 型温控仪。微弧氧化设备选用 MAO-10C 微弧氧化电源和 85-2 型数显恒温磁力搅拌器。微弧氧化处理溶液采用硅酸盐体系,电流密度控制在  $5\text{ A/dm}^2$  左右,处理时间分别为 10、30、60、120 和 300 s。

分别取金属型铸态试样及固溶态试样,在 MeF-3 型光学金相显微镜下观察其不同的金相显微组织,用 EPMA-1600 型电子探针分析仪对不同基体进行成分分析。用 TT260 型数字式覆层测厚仪检测微弧氧化膜的厚度;用 2206 型表面粗糙度测量仪测量微弧氧化膜的表面粗糙度;用 JSM-6700F 型扫描电镜分别在其 LEI 和 SEI 模式下观察微弧氧化膜的表面形貌。

## 2 结果与讨论

### 2.1 AZ91D 镁合金在不同热处理状态下的显微组织及成分分布

金属型 AZ91D 的铸态显微组织和其固溶处理后的固溶态显微组织如图 1 所示。从图 1(a) 可以看

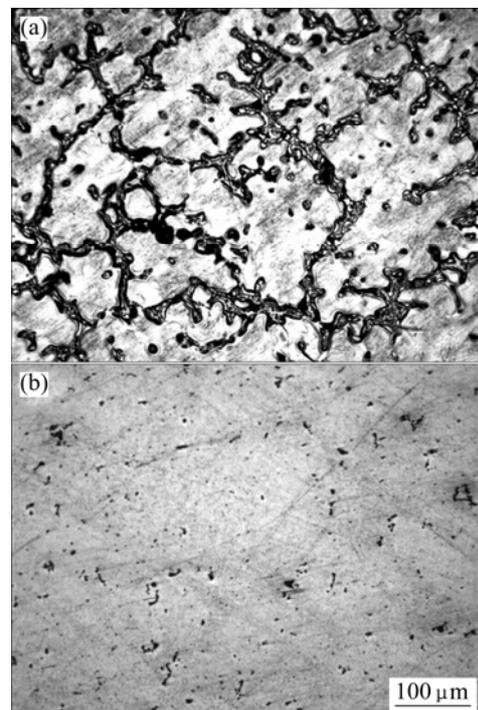


图 1 AZ91D 镁合金不同热处理状态的显微组织

Fig.1 Microstructures of AZ91D magnesium alloy in different heat-treatment states: (a) As-cast; (b) Solid-solution treatment

出,离异共晶中的 $\beta$ 相 $Mg_{17}Al_{12}$ 呈网状分布在初生 $\alpha$ -Mg晶粒周围(见图1(a));经过T4固溶淬火处理后, $\beta$ 相溶入基体,使基体形成单相过饱和 $\alpha$ 固溶体,如图1(b)所示。

图2所示为合金中Mg元素与Al元素在不同热处理状态下的分布情况。由图2可看出,铸态基体上晶界处存在 $Mg_{17}Al_{12}$ ,使该处Al元素的含量增大(见图2(a));固溶处理后, $\beta$ 相溶入基体 $\alpha$ 相形成单相过饱和固溶体,Al元素得以分散,从而使整个基体内的元素分布均匀化(见图2(b))。

## 2.2 微弧氧化陶瓷膜的表面形貌和裂纹

图3所示为铸态AZ91D镁合金微弧氧化不同时间后膜层的表面形貌。由于本实验基体试样的最终表面打磨工序是在1600号砂纸上进行的,因此基体试样表面会有很多磨痕。在短时间处理生成的厚度较薄的膜层还不足以覆盖原有的表面磨痕如图3(a)所示。随

着膜层厚度的不断增加,电弧击穿变得逐渐困难,只有在越来越少的剧烈放电区膜层才能进一步生长。反应剧烈程度的逐渐增加又进而导致了放电通道和喷射沉积物颗粒的逐步粗大化,如图3(d)所示。经固溶处理后的基体上微弧氧化膜表面形貌的变化与上述并无显著区别。

在扫描电镜SEI模式下观察膜层表面,可以清晰地看到微弧氧化膜的空洞特征,以及膜层表面裂纹的特征(见图4)。微弧氧化膜上大空洞内还有小空洞,也就是论表面沉积物间空洞的内部形态仍然是空洞和喷射沉积物,这种分层的特征也可以证明微弧氧化的膜层生长过程是不断地被电弧击穿及喷射沉积、由基体逐步向外生长的过程。

微弧氧化是由一系列复杂的物理化学过程组成的<sup>[20-21]</sup>,微弧放电必然产生局部高温。高温氧化物不断向外喷射并在反应溶液内骤冷沉积。在这瞬间局部高温又骤冷的过程中,沉积物冷却收缩不均匀,必然

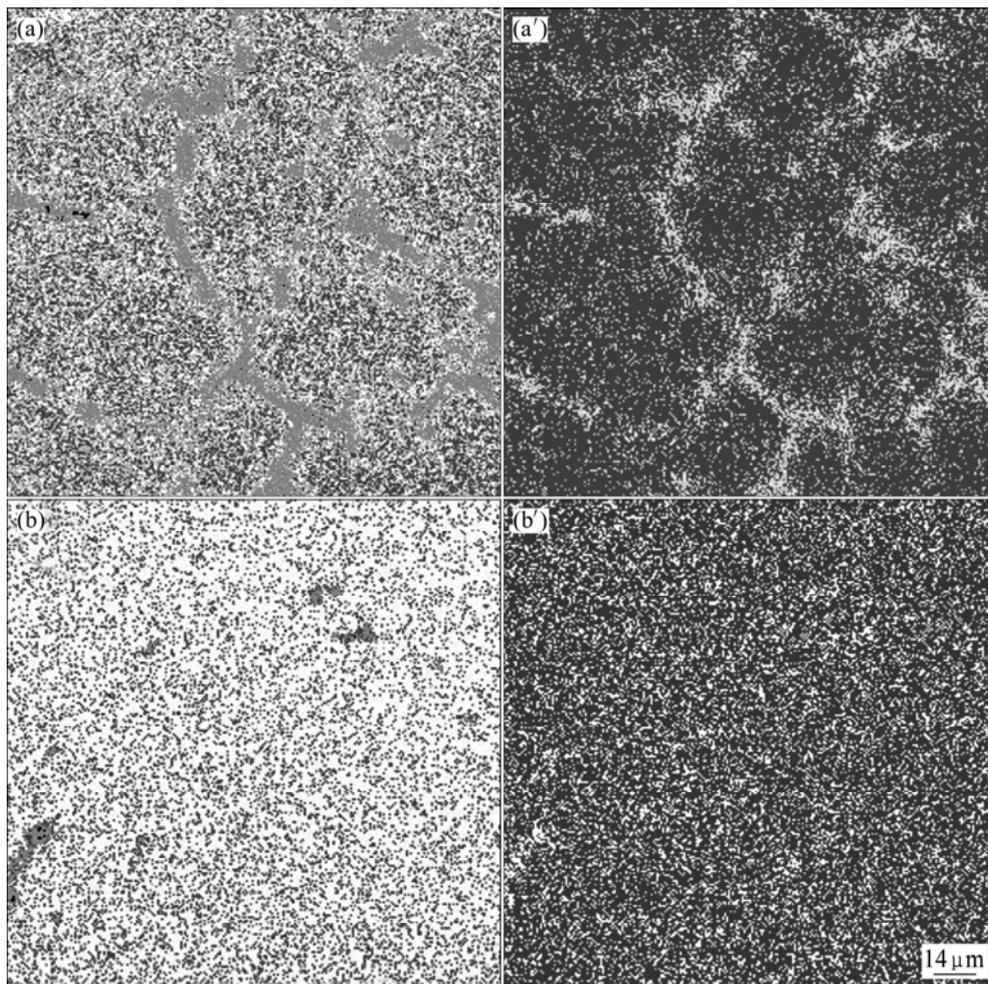


图2 不同热处理状态AZ91D镁合金元素面扫描分布

**Fig.2** Surface scanning of elements distribution of AZ91D magnesium alloy at different heat-treatment states: (a) As-cast, Mg; (a') As-cast, Al; (b) Solid-solution, Mg; (b') Solid-solution, Al

会产生热应力。同时,由于 Mg 与 Al 电极电位的不同,引起 Mg 与 Al 在相同微弧氧化处理工艺条件下起弧电压的不同,进而导致微弧氧化反应在合金基体不同元素富集区的起弧选择性。由此可以推断,在富 Al 的  $\beta$  相和富 Mg 的  $\alpha$  相上成膜及长大的先后次序是不同的,先成膜长大的膜层和后成膜长大的膜层之间会产生相互的牵制,这也必将会在膜层内产生内应力。在反应初期膜层比较薄的情况下,各种应力对膜层质量的影响不大,但随着反应的继续和膜层的不断生长,应力

的集中就会逐渐使膜层中萌生裂纹。对于不同热处理状态的基体,微弧氧化处理 300 s 所得膜层的表面裂纹形态及分布是不同的。从形态上看,铸态基体微弧氧化膜上的裂纹深而长(见图 4(a)),固溶态基体微弧氧化膜上的裂纹浅而短(见图 4(b))。从分布情况来看,铸态基体微弧氧化膜上的裂纹多成片连续分布,且随处可见,固溶态基体微弧氧化膜上的裂纹多单个分布,且数量较少。由此可见,两种状态基体上成膜并长大过程中的应力集中程度不同。固溶处理后基体成分分

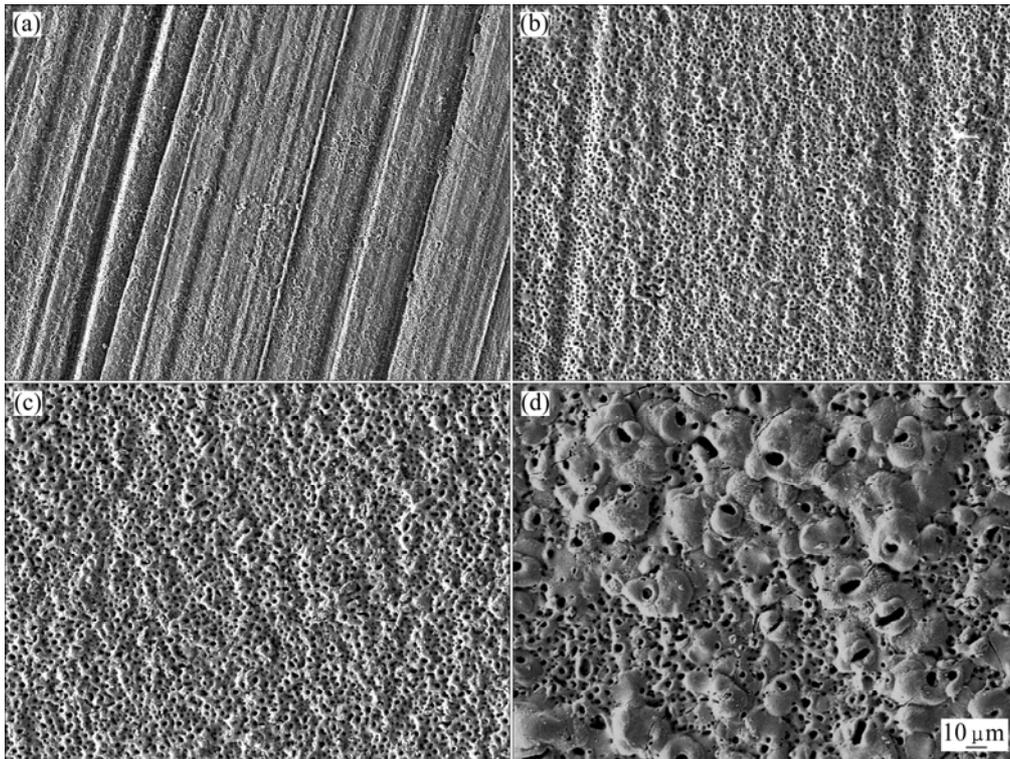


图 3 铸态 AZ91D 镁合金微弧氧化不同时间后膜层的表面形貌

**Fig.3** Surface morphologies of coating on as-cast AZ91D magnesium alloy after MAO treated for different times: (a) 10 s; (b) 60 s; (c) 120 s; (d) 300 s

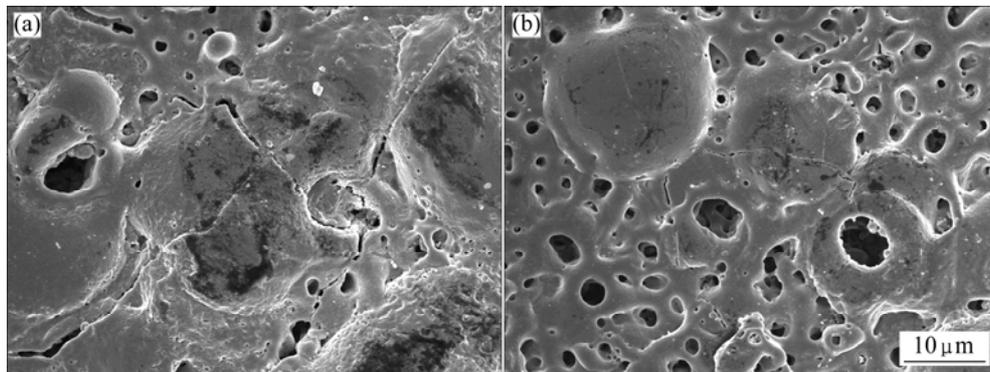


图 4 AZ91D 镁合金不同热处理状态下经 300 s 微弧氧化处理后膜层表面的裂纹形貌

**Fig.4** Crack morphologies of coatings on AZ91D magnesium alloy at different states after MAO treated for 300 s: (a) As-cast; (b) Solid-solution

布的均匀化使得微弧氧化反应比较均匀且稳定, 从而使反应过程中产生的热应力分布比较均匀, 特别是单相过饱和固溶体的形成使得由两相上起弧反应选择性而产生的应力大为减小。而未经热处理的铸态基体则相反, 元素分布的不均匀性使得微弧氧化反应不均匀, 从而在反应过程中产生的热应力也不均匀, 而微弧氧化反应中的两相起弧反应选择性所产生的应力同时存在, 此时, 应力集中现象相对固溶态基体来说就显得较为严重。

### 2.3 微弧氧化陶瓷膜的厚度

图 5 所示为铸态基体微弧氧化和固溶态(T4)基体微弧氧化处理不同时间后所得膜层厚度和表面粗糙度的变化情况。观察两种基体微弧氧化反应过程中厚度的变化, 由图 5 可看出, 处理 300 s 后, 其厚度均逐渐增加。由图 5 可看出, 在反应初期, 大约在起弧后 30 s 内, 基体表面迅速成膜并增厚; 反应时间从 30 s 延长至 240 s 左右时, 膜层的厚度增加有所减缓; 大而 240 s 后, 膜层的厚度又将快速增加。两种基体上的成膜情况明显的不同之处在于: 反应过程中固溶态基体上膜层的厚度始终要大于铸态基体上膜层的厚度。特别是反应初期, 在大约 30 s 时间内, 固溶态基体上膜层的生长速度要明显大于铸态基体的。这主要是由于固溶处理后, 合金元素均匀化分布减小了微弧氧化反应选择性造成的成膜的不均匀性, 从而使固溶态基体微弧氧化产生了更好的成膜效果, 特别是在反应一开始就能够迅速成膜并增厚。实验同时发现, 固溶态基体微弧氧化反应的起弧电压相对铸态基体微弧氧化反应约低 10 V, 由此说明固溶处理后, 元素的均

匀分布将更有利于微弧氧化成膜并长大。分析推断, 两种基体上微弧氧化处理生成等厚度膜层时, 固溶态基体上微弧氧化反应时间要小于铸态基体上微弧氧化反应时间。由焦耳定律可知, 此时固溶态基体上所需的能量也就要低于铸态基体, 即基体成分的均匀化降低了生成同厚度膜层微弧氧化处理的能耗。

### 2.4 微弧氧化陶瓷膜的表面粗糙度

随着时间的延长微弧氧化反应逐步加剧, 喷射空洞和喷射沉积物呈现出粗大化(见图 3), 从而使膜层的表面越来越粗糙(见图 5)。

然而, 两种基体膜层粗糙度的变化过程是不同的。在成膜初期, 固溶态基体上微弧氧化膜层的表面粗糙度优于铸态基体微弧氧化膜层的。而随着反应时间的延长, 在大约 110 s 以后, 固溶态基体上的微弧氧化膜表面粗糙度反而会变得比铸态基体上微弧氧化膜表面的粗糙度大。在反应进行到 110 s 以前, 当膜层厚度均为 5  $\mu\text{m}$  时, 固溶态基体膜层表面粗糙度( $R_a=0.25 \mu\text{m}$ )小于铸态基体膜层表面粗糙度( $R_a=0.50 \mu\text{m}$ ); 同样, 在反应进行到 110 s 以后, 当膜层厚度均为 15  $\mu\text{m}$  时, 固溶态基体膜层的表面粗糙度( $R_a=0.80 \mu\text{m}$ )仍然小于铸态基体膜层的表面粗糙度( $R_a=1.19 \mu\text{m}$ )。由于两种基体微弧氧化处理前的最终打磨工艺相同, 在比较相同微弧氧化反应条件下不同基体上生成同厚度膜层的粗糙度时, 可忽略基体表面粗糙度的影响。从而可以推知, 固溶态基体由于元素分布的均匀性, 使得微弧氧化处理过程中生成相同厚度膜层时的反应也更加均匀, 进而也改善相同厚度条件下膜层的表面粗糙度。由此可见, 微弧氧化膜层粗糙度同时受反应的剧烈程度和反应的均匀性两个因素的影响。

在整个反应过程中, 起主导作用的因素却是变化的。在微弧氧化膜表面微观观察过程中, 铸态基体处理短时间内所成膜层表面上很容易发现如图 6(a)所示的一些由于反应不均匀造成的局部粗大的表面特征; 而固溶态基体微弧氧化处理相同时间后, 膜层表面比较均匀(见图 6(b))。这说明在反应初期, 大约在 110 s 内成膜过程中, 膜层表面粗糙度主要受反应均匀性的影响。由此可知, 在微弧氧化膜层粗糙度变化过程中, 反应均匀性因素在该阶段起主导作用; 随着反应时间的延长, 在大约 110 s 以后, 固溶态基体上微弧氧化膜的表面粗糙度逐渐变得比铸态基体上微弧氧化膜的表面粗糙度大。这是由于随着反应时间的延长, 膜层不断增厚, 且固溶态基体上的膜层始终要比铸态基体上的膜层厚, 在反应持续 110 s 后, 膜层厚度对粗糙度的影响, 也就是反应剧烈程度对粗糙度的影响开始

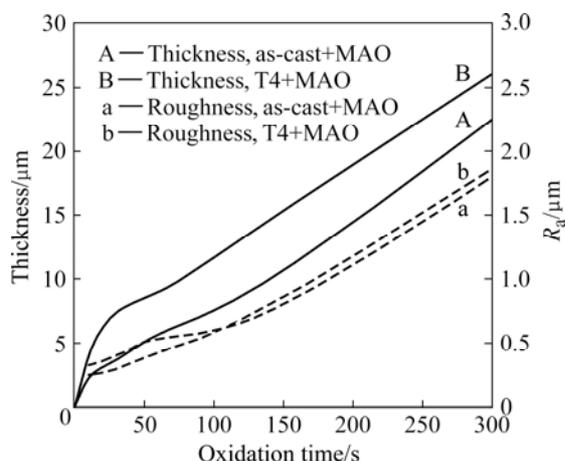


图 5 不同基体微弧氧化膜厚度和粗糙度随反应时间的变化

Fig.5 Change of thickness and roughness with oxidation time for MAO coating on different heat-treated samples

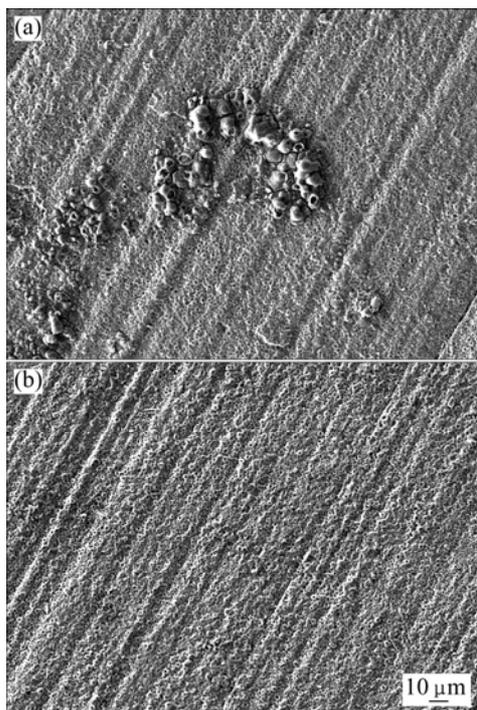


图6 铸态和固溶态基体处理30 s后微弧氧化膜层的表面形貌

Fig.6 Surface morphologies of coatings treated by MAO for 30 s on different samples: (a) As-cast; (b) Solid-solution

起主导作用,使得较厚的固溶态基体上膜层表面喷射空洞和喷射沉积物颗粒变得更加粗大,从而使其表面粗糙度大于铸态基体上较薄的膜层。

### 3 结论

1) AZ91D 镁合金微弧氧化是不断向外喷射沉积逐渐生长的过程,随处理时间的延长,反应越来越剧烈,膜层表面喷射空洞和沉积物颗粒逐渐粗大化。在不断的火花放电及喷射沉积过程中会产生内应力。固溶处理使 AZ91D 镁合金元素得以均匀分布,进而使微弧氧化反应均匀,从而降低膜层中内应力的积聚。

2) 铸态基体微弧氧化膜上的裂纹深而长,固溶态基体微弧氧化膜上的裂纹浅而短;铸态基体微弧氧化膜上的裂纹多成片连续分布且随处可见,固溶态基体微弧氧化膜上的裂纹多单个分布且数量较少。

3) AZ91D 镁合金不同热处理状态基体微弧氧化膜厚度随反应时间的延长逐渐向外生长增厚,在大约300 s 反应时间内,固溶态基体微弧氧化膜层厚度始终大于金属型铸态基体的。成分均匀化使基体更容易成

膜并长大,降低微弧氧化生成等厚度膜层的能耗。

4) 随反应时间延长及膜层生长,膜层表面粗糙度逐渐变大。膜层粗糙度受双重因素影响:反应均匀性在反应初期起主导作用,使固溶态基体膜层的粗糙度要小于铸态基体膜层;反应剧烈性随后逐渐成为主要影响因素,固溶态基体上膜层的粗糙度逐渐超过铸态基体的。但在相同膜厚的前提下,固溶态基体膜层的粗糙度始终小于铸态基体膜层的。

### REFERENCES

- [1] KOJIMA Y. Project of platform science and technology for advanced for advanced magnesium alloys[J]. Materials Transactions, JIM, 2001, 42(7): 1154-1159.
- [2] LIANG Jun, GUO Bao-gang, TIAN Jun, LIU Hui-wei, ZHOU Jin-fang, XU Tao. Effect of potassium fluoride in electrolytic solution on the structure and properties of microarc oxidation coatings on magnesium alloy[J]. Applied Surface Science, 2005, 252: 345-351.
- [3] 李元东. AZ91D 镁合金触变成型工艺与热处理研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2005: 2-8.  
LI Yuan-dong. The research on thixoforming and heat treatment of AZ91D magnesium alloy[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2005: 2-8.
- [4] 张津, 章宗和. 镁合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 41-44.  
ZHANG Jin, ZHANG Zong-he. Magnesium and its application [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 41-44.
- [5] LIU Zhen-min, GAO Wei. A novel process of electroless Ni-P plating with plasma electrolytic oxidation pretreatment[J]. Applied Surface Science, 2006, 253: 2988-2991.
- [6] 余刚, 刘跃龙, 李瑛, 叶立元, 郭小华, 赵亮. Mg 合金的腐蚀与防护[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(6): 1087-1098.  
YU Gang, LIU Yue-long, LI Ying, YE Li-yuan, GUO Xiao-hua, ZHAO Liang. Corrosion and protection of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2002, 12(6): 1087-1098.
- [7] BARCHICHE C E, ROCCA E, JUERS C, HAZAN J, STEINMETZ J. Corrosion resistance of plasma-anodized AZ91D magnesium alloy by electrochemical methods[J]. Electrochimica Acta, 2007, 53: 417-425.
- [8] CHEN Fei, ZHOU Hai, YAO Bin, QIN Zhen, ZHANG Qing-feng. Corrosion resistance property of the ceramic coating obtained through microarc oxidation on the AZ31 magnesium alloy surfaces[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201: 4905-4908.
- [9] 郝建民, 陈宏, 张荣军, 蒋百灵. 镁合金微弧氧化陶瓷层的耐蚀性[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 988-991.  
HAO Jian-min, CHEN Hong, ZHANG Rong-jun, JIANG

- Bai-ling. Corrosion resistance of magnesium alloy micro-arc oxidation ceramic coating[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(4): 988-991.
- [10] LIANG Jun, WANG Peng, HU Li-tian, HAO Jing-cheng. Tribological properties of duplex MAO/DLC coatings on magnesium alloy using combined microarc oxidation and filtered cathodic arc deposition[J]. *Mater Sci Eng A*, 2007, 454/455: 164-169.
- [11] JIN Fan-ya, CHU P K, XUA Gui-dong, ZHAO Jun, TANG De-li, TONG Hong-hui. Structure and mechanical properties of magnesium alloy treated by micro-arc discharge oxidation using direct current and high-frequency bipolar pulsing modes[J]. *Mater Sci Eng A*, 2006, 435/436: 123-126.
- [12] 司乃潮, 傅明喜. 有色金属材料及制备[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 200-203.
- SI Nai-chao, FU Ming-xi. Non-ferrous materials and their preparation[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 200-203.
- [13] 王慧敏, 陈振华, 严红革, 刘应科. 镁合金的热处理[J]. *金属热处理*, 2005, 30(11): 49-54.
- WANG Hui-min, CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, LIU Ying-ke. Heat-treatment of magnesium alloys[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2005, 30(11): 49-54.
- [14] DULY D, SIMON J P, BRECHET Y. On the competition between continuous and discontinuous precipitation in binary Mg-Al alloys[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, 43(1): 101-106.
- [15] WANG Y, LIU G, FAN Z. Microstructural evolution of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy during heat treatment[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54: 689-699.
- [16] 于海朋, 王 峰, 于宝义, 马永涛. 工艺参数和热处理对压铸AZ91D力学性能的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2002, 2: 27-29.
- YU Hai-peng, WANG Feng, YU Bao-yi, MA Yong-tao. Influence of processing parameters and heat treatment on mechanical properties of die-cast AZ91D alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2002, 2: 27-29.
- [17] 于宝义, 包春玲, 宋鸿武, 于海朋, 刘 正. 固溶处理对AZ91D镁合金挤压管件组织和性能影响[J]. *金属热处理*, 2006, 31(4): 56-58.
- YU Bao-yi, BAO Chun-ling, SONG Hong-wu, YU Hai-peng, LIU Zheng. Effects of solution treatment on microstructure and properties of extruded AZ91D magnesium alloy tube[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2006, 31(4): 56-58.
- [18] 杨明波, 潘复生, 白 亮, 唐丽文. Sb 变质对 Mg-6Al-1Zn-0.7Si 镁合金热处理组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(12): 2011-2016.
- YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng, BAI Liang, TAN Wen-li. Effects of Sb modification on heat-treated microstructure and mechanical properties of Mg-6Al-1Zn-0.7Si magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(12): 2011-2016.
- [19] 许并社, 李明照. 镁冶炼与镁合金熔炼工艺[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 176-182.
- XU Bing-she, LI Ming-zhao. Smelting process of magnesium and magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 176-182.
- [20] YEROKHIN A L, NIE X, LELAND A, MATTHEWS A, DOWEY S J. Plasma electrolysis for surface engineering[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, 122: 73-93.
- [21] RAKOCH A G, KHOKHLOV V V, BAUTIN V A, LEBEDEVA N A, MAGUROVA YU V, BARDIN I V. Model concepts on the mechanism of microarc oxidation of metal materials and the control over this process[J]. *Protection of Metals*, 2006, 42(2): 158-169.

(编辑 龙怀中)