

镁合金 AZ31 强流脉冲电子束表面处理

李刚, 况军, 崔艳

辽宁工程技术大学材料科学与工程学院, 辽宁阜新 (123000)

E-mail: cui-yan0201@163.com

摘要: 本文研究了强流脉冲电子束对镁合金 AZ31 表面组织形貌, 截面成分及耐腐蚀性能的影响。结果表明: 随脉冲次数变化, 表面出现起伏状形貌, 局部出现火山坑; 截面出现成分的变化, 有铝富集现象; 在 5% 的 NaCl 溶液中, 通过动电位极化曲线观察到脉冲 8 次处理后, 耐蚀性比基体提高了近 1.6 倍。

关键词: 强流脉冲电子束; 表面改性; 镁合金; 耐蚀性能

中文分类号: TG166.4

1. 引言

近年来, 随着对环保等方面要求的提高, 镁合金以其密度小、比强度高、比刚度高、减振性好、耐电磁屏蔽和易回收等特点从众多金属材料中脱颖而出, 广泛应用于航空、航天、电子和汽车等行业, 成为目前材料领域研究及应用的热点^[1]。但由于镁合金的耐蚀和耐磨性能较差, 如何解决镁合金的腐蚀和提高表面抗磨性能是推广镁合金应用的一个必须解决的问题^[2-6]。已有不少文献报道, 借助化学转化、阳极氧化、等离子微弧氧化、离子注入以及激光束、电子束等高能束流^[7-9]等表面改性方法来提高镁合金的表面使用性能。

强脉冲电子束表面处理具有能量利用率高、工艺可控、无污染等优点, 能够有效改变样品表层的成分分布及显微组织结构, 进而提高材料的硬度、摩擦磨损及腐蚀等表面性能^[10]。本文主要研究不同脉冲次数处理后镁合金 AZ31 组织形貌和耐蚀性能的变化。

2. 实验材料及方法

2.1 样品制备

实验选用的材料是轧制态变形镁合金 AZ31 板材。图 1 为镁合金 AZ31 微观组织图为单一的 α -Mg 组织。表 1 为镁合金 AZ31 的化学成分。将原始镁板切割成 $15 \times 15 \times 5 \text{ mm}^3$ 的试样。

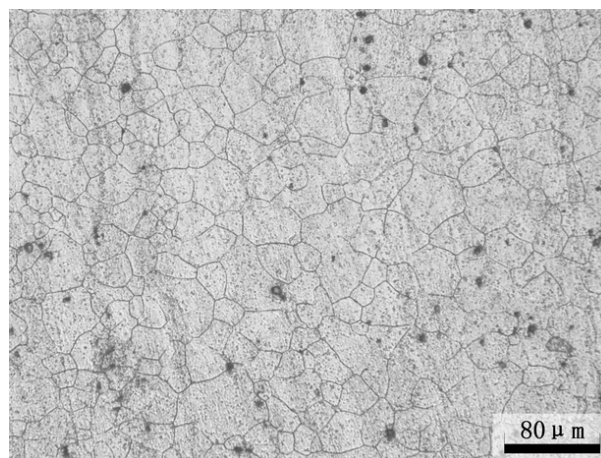


图 1 镁合金 AZ31 微观组织图

表 1 镁合金 AZ31 的化学成分

	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg
AZ31	2.5~3.5	0.6~1.4	0.2~1.0	0.1	0.005	0.05	0.005	balance

2.2 实验设备及参数

实验采用“Nadezhda-2”型强流脉冲电子束装置进行表面合金化,处理参数为:样品室背景真空度为 5×10^{-3} Pa,电子束加速电压 27 KV,靶极距离 100mm。脉冲次数分别为 1、3 和 8 次,脉冲间隔时间为 30s。

处理试样的表面、截面组织在 LEICA QWIN 金相显微镜完成。表面相结构测量在 XRD-6000 型 X 射线衍射仪上完成的,Cu 靶,扫描范围为 20° - 100° 。截面成分分析在 EPMA-1600 型电子探针上完成。

腐蚀性能测试在 EG&G M273 设备上完成。如表 2 所示实验采用三电极系统,参比电极为饱和甘汞电极(SCE),辅助电极为 Pt 电极,样品为工作电极。扫描速度 1mV/s,自腐蚀电位由系统根据极化曲线转折点确定。自腐蚀电流根据 Tafel 方程,由偏离自腐蚀电位 50~100mV 数据点(E-LogI 图)拟合直线方程所得。极化电阻则由偏离自腐蚀电位 0~10mV 数据点(E-I 图)拟合直线方程,斜率即为极化电阻(R_p)。所使用的测试液为 5%NaCl 去离子水溶液。

表 2 腐蚀性能测试条件和参数

参比电极	辅助电极	实验介质	实验温度	实验方法
SCE	Pt	5%氯化钠	室温	阳极极化

3. 实验结果与讨论

3.1 表面组织形貌及相结构分析

图 2 给出了基体和脉冲次数是 1, 3 和 8 时,镁合金 AZ31 强流脉冲电子束处理后形貌。可以看出,经电子束处理后表面出现起伏状组织。1 次(图 2-b)不明显,3 次(图 2-c)起伏较大,8 次(图 2-d)时明显看到起伏连续起来。出现高低不平条纹状变形的波动形貌,初步分析为在电子束快速熔凝过程中残留的巨大应力所造成的孪晶。强流脉冲电子束工艺的一个重要特点就是熔化和冷凝速度非常快,在这过程中所造成的应力对材料的切变速率也非常之快^[11],而镁合金塑性变形的重要形式就是孪晶,这在文献^[12]也已经得到证明。

图 2(b)能明显观察到经强流电子束处理后的典型形貌--火山坑。这是因为电子束表面处理过程中,表面完全熔化,并且局部沸腾。而且因为液体内气体的存在,而且由于电子束冷却速度极快,所以液体内的气体不断上升,多次脉冲处理后,就有气体冲开液体表面,喷溅出大量小液滴,而且由于冷速极快,所以保留了喷溅时的形貌^[13]。这种形貌在实验中对材料的腐蚀性能有一定影响。

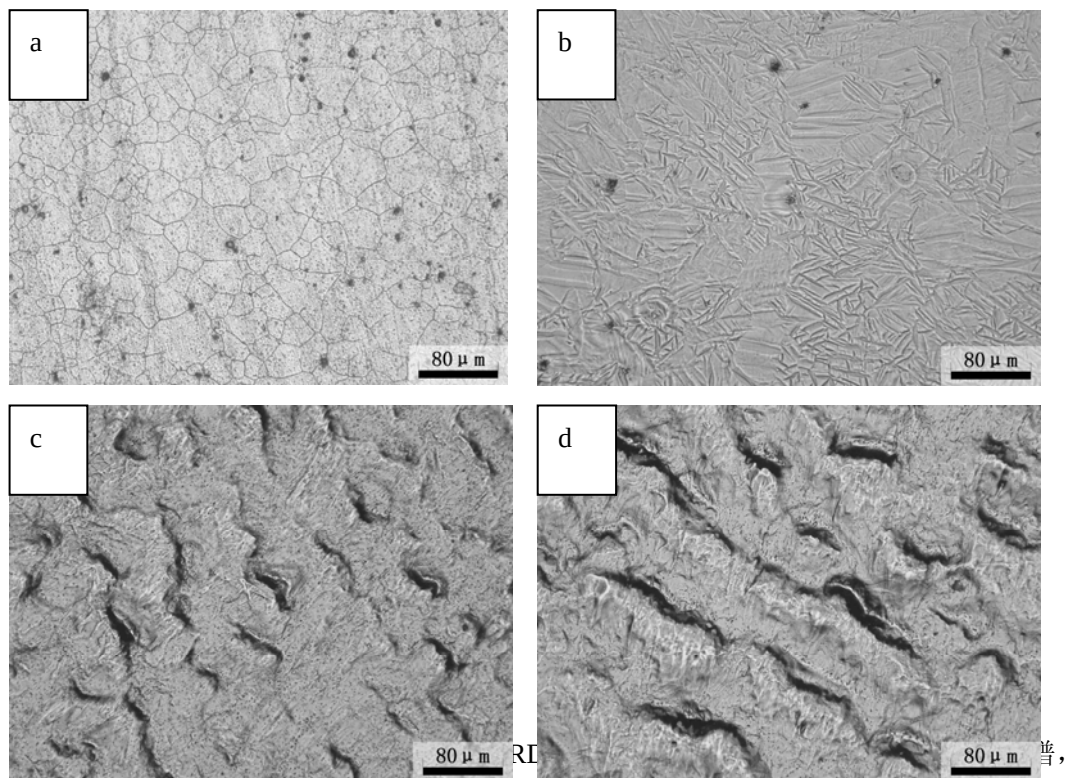


图2 镁合金 AZ31 不同脉冲次数下表面形貌 (a-基体,b-1 次,c-3 次,d-8 次)

改性后的镁合金 AZ31 择优取向发生了变化, 由原来的(101)晶面择优到了(002)晶面。发生改变的原因主要与其原始的制备过程有关如轧制态, 加热温度等。在(100)晶面上, 3 次脉冲和 8 次脉冲的峰强高于 1 次脉冲和原始样。随着脉冲次数的增加, (002)晶面有向高角度移动的趋势, 这是由于电子束表面重熔后, 在随后的快速凝固过程中残存了大量应力。

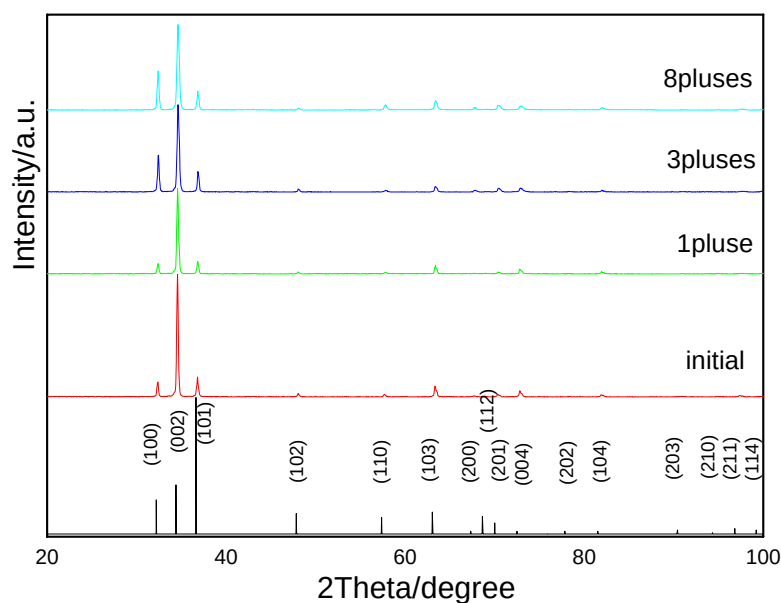


图3 强流脉冲电子束不同脉冲次数处理前后 XRD 结果对比

3.2 截面组织成分分析

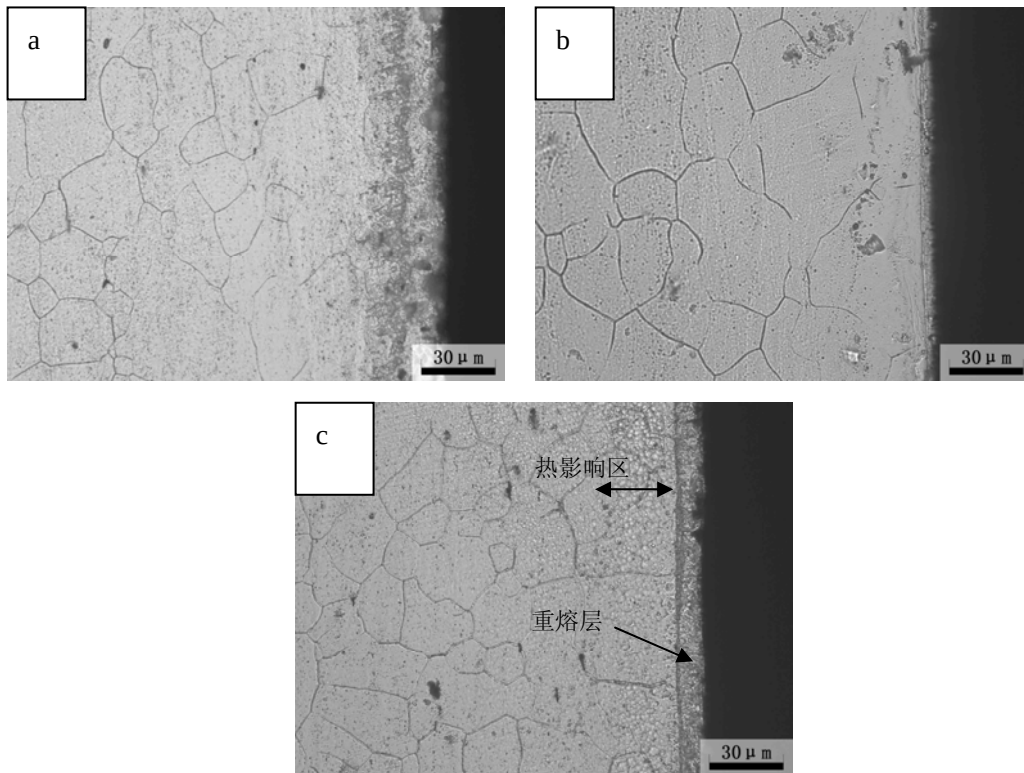


图4 强流脉冲电子束处理后截面的金相形貌(1次(a), 3次(b), 8次(c))

图4是镁合金AZ31强流脉冲电子束处理后(依次为基体, 1, 3, 8次)截面微观组织图。可以看出热影响区(HAZ)及表面重熔层。重熔层内晶界基本消失, 这是由于表面经历快速熔凝过程, 晶粒来不及长大造成的。

从图5线扫图上也看出, 铝元素在近表层相对含量提高, 镁元素的相对含量降低。

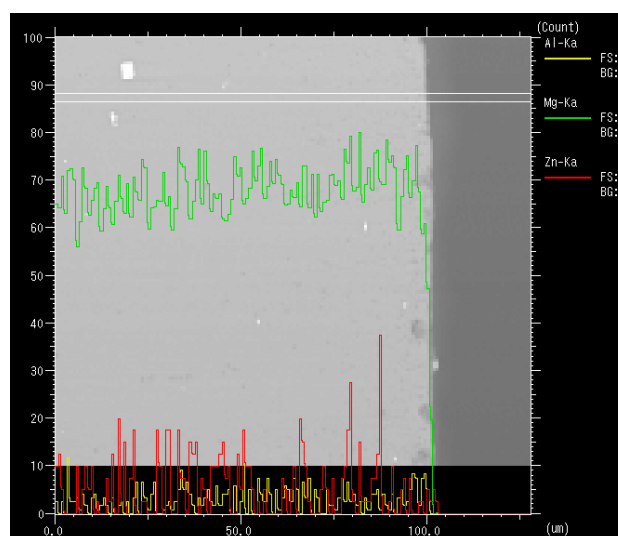


图5 镁合金AZ31 EPMA 图像分析

Figure 5 EPMA image analysis of Magnesium alloy AZ31

这是由于电子束强大的能量作用在试样表面，表面的铝元素和镁元素都发生了不同程度的蒸发，Mg 的活性使得其蒸发量较 Al 元素大。镁合金截面出现成分的变化，有铝富集现象。

3.3 腐蚀测试

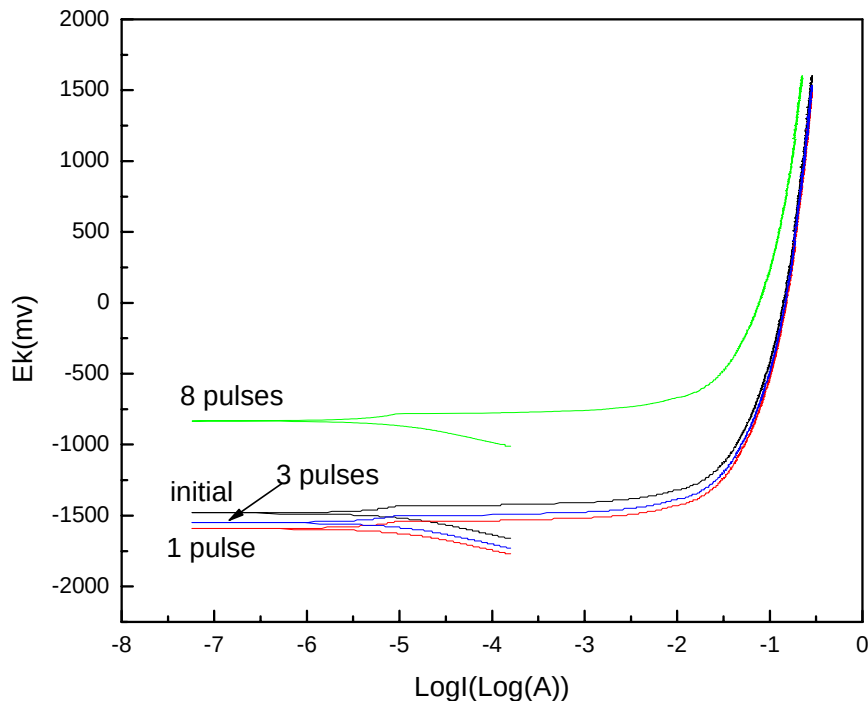


图6 镁合金 AZ31 腐蚀自电位变化曲线（基体，1，3，8 次）

图6 为强流脉冲处理前后试样动电位极化曲线对比。由下到上的四条曲线依次为 A-脉冲 1 次，B-脉冲 3 次，C-原始样，D-脉冲 8 次。从图 6 中可以看出，脉冲 1 次和脉冲 3 次后的自腐蚀电位比原始样的要低。因为表面有熔坑的缺陷，加速了点腐蚀，所以自腐蚀电位降低。而脉冲 8 次的试样表面缺陷少，点腐蚀减弱；自腐蚀电位由原始的-1483mv 升高到了-934.4mv，自腐蚀电流减小，极化电阻增大，这些都说明了耐蚀性提高。腐蚀性能改善的主要原因是因为电子束处理后将导致表面铝元素的含量升高，有利于形成了致密的氧化膜，耐蚀性增强。

4. 结论

镁合金表面强流脉冲电子束处理后呈波动起伏形貌，主要是由于应力作用结果。截面出现明显重熔层，且厚度随着脉冲次数而增加，其内部晶界消失或减少。在 5%的 NaCl 溶液中，通过动电位极化曲线观察到脉冲 8 次处理后，耐蚀性比基体提高了近 1.6 倍。

参考文献

- [1] Kataoka I. Super Smooth Polishing Technology for Aspheric Mirrors[J]. Journal of the Japan Society for Precision Engineering, 1998, 64 (7) : 983-986.
- [2] Song G, sodium chloride Atrons A, Wu X et al. Corrosion behaviour of AZ21, AZSO1 and AZ91 in Corrosion Science[J]. 1998, 40(10): 1769-1791.
- [3] Bonora P L, Andrei M, Eliezer A et al. Corrosion behaviour of stressed magnesium alloys. Corrosion Science[J]. 2002, 44(4): 729-749.
- [4] Song G, Atrons A, Stjohn D et al. Electrochemical corrosion of pure magnesium in NaCl[J]. Corrosion Science, 1997, 39(5): 855-875.
- [5] Udhayan Devendra, Prakash B. On the corrosion behaviour of magnesium and its alloys using electrochemical techniques[J]. Journal of Power Sources, 1996, 63(1): 103-107.
- [6] Guo X W, Ding W J and Lu C. Influence of ultrasonic power on the structure and composition of anodizing coatings formed on Mg alloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 183(2-3): 359-368.
- [7] Hashimoto K, Kumagai N, Yoshioka H et al. Laser and electron beam process of amorphous surface alloys on conventional crystalline metals[J]. Materials and Manufacturing Processes, 1990, 5(4): 567-590.
- [8] Nobuto Y, Hiroshi N and Ari I. Characteristics of ion beam modified magnesium oxide films[J]. Thin Solid Film, 2004, 447-448: 377-382.
- [9] Shengzhi HAO, Bo GAO, Aimin WU et al. Surface modification of steels and magnesium alloy by high current pulsed electron beam[J]. Nuclear instruments&methods in physics research section B. 2005, 240: 646-652.
- [10] 邹建新. 强流脉冲电子束表面改性过程数值模拟[D]. 大连理工大学硕士学位论文. 2003.
- [11] 吴爱民, 刘捍卫, 邹建新等. D2钢电子束表面改性抗微动磨损性能研究[J]. 核技2002, 25(9): 758-765.
- [12] 高波. 纯镁及镁合金强流脉冲电子束表面改性[D]. 大连理工大学博士学位论文. 2005.
- [13] 郝胜智. 纯Al材强流脉冲电子束表面改性的研究[D]. 大连理工大学博士学位论文. 2000.

Surface modification of Mg alloys AZ31 by high current pulsed electron beam

Li Gang, Kuang Jun, Cui Yan

School of Material Science and Engineering, Liaoning technical university, Fuxin,
Liaoning (123000)

Abstract

This paper has studied the influence of high current pulse electron beam to the magnesium alloy AZ31 surface morphology, cross-section composition and corrosion resistance. The result showed that with the pulses changing, the surface presented the fluctuation shape of appearance and had volcano pits in local place. The components of the cross-section had hanged with Al element increasing. In 5% NaCl solution, the corrosion resistance after 8 pulses enhanced nearly 1.6 times compared to the initial.

Keywords: high current pulse electron beam; surface modification; Mg alloys; corrosion resistance