

7A52 铝合金表面微弧氧化陶瓷层摩擦学特性*

索相波, 邱 骥, 张建辉

(装甲兵工程学院 装备再制造工程系, 北京 100072)

摘要: 利用微弧氧化技术在 7A52 装甲铝合金表面原位生成了陶瓷层, 通过 SEM、XRD 等手段分析了陶瓷层的表面形貌和物相组成, 并在 MS-T3000 往复式摩擦磨损试验机上考察了陶瓷层在干摩擦条件下的摩擦学行为, 分析了陶瓷层的磨损失效机制。结果表明, 微弧氧化陶瓷层由 α - Al_2O_3 和 γ - Al_2O_3 陶瓷相组成, 高硬度的陶瓷层提高了 7A52 铝合金表面接触载荷承载能力和耐磨性, 耐磨性最大提高幅度达到了 100 倍以上。陶瓷层的磨损机制以磨粒磨损失效为主。

关键词: 7A52 铝合金; 微弧氧化; 陶瓷层; 耐磨性

中图分类号: TG174.451

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2009)03-0061-05

Tribological Behavior of Micro-arc Oxidation Ceramic Coatings on 7A52 Aluminum Alloy

SUO Xiang-bo, QIU Ji, ZHANG Jian-hui

(Department of Remanufacturing, Academy of Armored Force Engineering, Beijing 100072)

Abstract: In this paper, in situ ceramic coatings were fabricated on 7A52 aluminum alloy by micro-arc oxidation. The surface morphology, phase composition and tribological behavior in dry air of the ceramic coatings were investigated by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and reciprocating friction and wear tests. The results indicate that the ceramic coatings are made up of a mixture of α -alumina and γ -alumina. The support ability of surface contact load and wear resistance were enhanced by ceramic coatings. The maximum amplitude of wear resistance enhancement is more than 100 times.

Key words: 7A52 aluminum alloy; micro-arc oxidation; ceramic coatings; wear resistance

0 引言

微弧氧化(Micro-arc Oxidation, MAO)又称微等离子体氧化或阳极火花沉积,是由阳极氧化发展而来的一种表面处理新技术,它突破了传统阳极氧化工艺对工作电压的限制,将工作电压引到高压放电区,在工件表面发生等离子微弧放电,形成微区局部高温,从而产生高温烧结作用,可在Al、Mg、Ti、Zr、Nb等金属表面原位生长性能各异的陶瓷层。微弧氧化工艺简单,环境污染少,且微弧氧化陶瓷层具有耐磨损、耐腐蚀、耐高温氧化以及绝缘性好等特点,因此,在航空、航天、机械、军工、电子、纺织等工业领域具有十分广阔的应用前景^[1-5]。

7A52铝合金(老牌号为LC52)属于Al-Zn-Mg系装甲铝合金,具有良好的焊接工艺性能。该合金应用范围较广,特别是在兵器工业中(如轻型装甲和炮架)。铝合金零部件受其性能限制,在应用过程中容易出现磨损、腐蚀等问题,微弧氧化技术的出现为解决这类问题提供了一种途径。目前针对7A52铝合金开展的微弧氧化研究还很少。文中利用微弧氧化技术在7A52铝合金表面制备陶瓷层,并考察陶瓷层在干摩擦条件下的性能。

1 材料及试验方法

1.1 试验材料及设备

试验用7A52装甲铝合金的名义成分(质量分数%)为: 4.0~4.8 Zn, 2.0~2.8 Mg, 0.20~0.50 Mn, 0.30 Fe, 0.25 Si, 余量 Al。样品加工为 6 mm × 15 mm × 10 mm

收稿日期: 2009-04-24 修回日期: 2009-06-25

基金项目: *武器装备预研基金 (No.9140C85040308OC8517)

作者简介: 索相波(1973—),男(汉),山东济南人,博士研究生。

的方块试样。微弧氧化处理前,所有试样经过砂纸打磨,以获得相同的表面粗糙度 $R_a = 1.0 \pm 0.05 \mu\text{m}$,用丙酮去油脂后充分干燥。

1.2 试验方法

使用自行开发研制 100 kW 正负脉冲电源,对 7A52 铝合金试样进行微弧氧化处理,电源频率采用工频 50 Hz,电流密度 $15 \text{ A}/\text{dm}^2$,电压 400~600 V。陶瓷层制备过程中,保持磷酸盐电解液温度在 40°C 以下。

用 Quant 200 型扫描电子显微镜(SEM)对磨痕形貌进行表征。用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪对陶瓷层表面物相进行分析。用 NanoTest 600 型多功能纳米性能测试仪测试陶瓷层表面的纳米硬度。用 MS-T 3000 往复式球盘摩擦磨损试验机考察陶瓷层及 7A52 铝合金试样的干摩擦特性,采用 GCr15 钢球(淬火处理, $\phi 6 \text{ mm}$, HRC>62)作对磨球,往复距离 10 mm,往复频率分别为 2 Hz、5 Hz,法向载荷分别为 5 N、10 N、15 N。摩擦试验时间为 30 min,仪器自动记录摩擦因数曲线。用精度为 0.01 mg 的电子天平测量样品的磨损失重。

2 结果与讨论

2.1 陶瓷层表面形貌

微弧氧化后生成的陶瓷层表面形貌如图 1 所示,可以观察到其表面较粗糙,整个陶瓷层表面为凹凸不平的熔融状固体,分布着直径为几微米的孔洞及大量熔化后凝固的小颗粒。这是由于微等离子弧放电时,在放电微区产生了瞬时高温,使形成的氧化膜在微区内熔化,然后随微等离子弧游走,在电解液的冷却作用下,熔化微区迅速冷却并凝固所致。陶瓷层在形成过程中,表面残留了大量放电微小气孔,微孔周围明显呈现熔化后凝固的痕迹,使微弧氧化陶瓷层表面呈现出一种多孔状态。而在陶瓷层表面还可以观察到明显的扩展裂纹,即微弧氧化处理时其表面与溶液接触,熔融物快速凝固时热应力过大而引起裂纹出现。试验表明:陶瓷层表面分布不均匀的沟壑及孔隙,导致表面层疏松,并随着氧化过程的进行,孔径变大,孔隙数量减少,表面粗糙度增加。

2.2 陶瓷层物相组成

图 2 为陶瓷层表面的 X 射线衍射图谱。图中铝的强衍射峰主要是由于 X 射线穿透陶瓷层(厚度约

$30 \mu\text{m}$),由基体铝合金衍射生成的。陶瓷层的陶瓷相包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 两种晶型, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为稳定相, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 等变体则为亚稳定相,在 $800\sim 1200^\circ\text{C}$ 加热, γ 相可转变为 α 相。 α 相的形成可认为是由氧化铝的水合物先在高温下脱水,然后在微电弧的烧结作用下由 γ 相向 α 相转变得到^[6]。由于陶瓷相的存在,陶瓷层具有较高的硬度,表面纳米硬度为 21 GPa,远高于 7A52 铝合金基体硬度(约 2 GPa)。

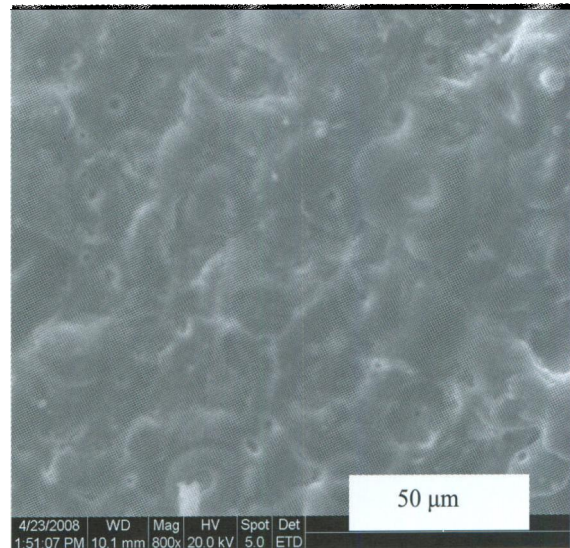


图 1 微弧氧化陶瓷层表面形貌

Fig.1 SEM photograph of ceramic coating

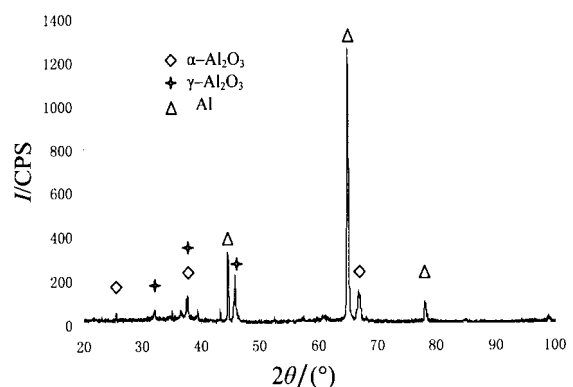


图 2 微弧氧化陶瓷层表面 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of MAO ceramic coating

2.3 干摩擦条件下 7A52 铝合金和微弧氧化陶瓷层摩擦学行为

7A52 铝合金采用了 2 种法向载荷(5 N, 10 N),微弧氧化陶瓷层采用了 3 种法向载荷(5 N, 10 N, 15 N),分别在 2 Hz 和 5 Hz 往复频率下,用 GCr15 钢球为对磨件,进行了 30 min 摩擦磨损试验,摩擦因数曲线分别如图 3 和图 4。

如图 5(a)所示, 在低载荷 5 N 条件下, 7A52 铝合金/GCr15 钢球摩擦副以钢球对铝合金的犁削和铝合金的轻微粘着为主。随着摩擦试验时间的延长,

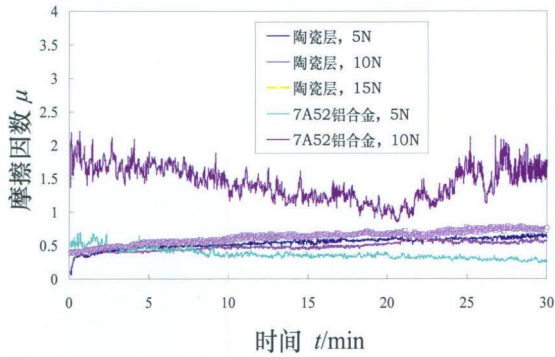


图 3 往复频率 2 Hz 条件下载荷对陶瓷层/GCr15 钢球和 7A52/GCr15 钢球摩擦行为影响

Fig.3 Influence of normal load on frictional behaviors under reciprocating frequency 2 Hz

由于摩擦化学反应生成的氧化膜润滑作用^[7], 摩擦因数有一定程度的降低。当法向载荷加大到 10 N 后, 7A52 铝合金/GCr15 钢球摩擦副发生 7A52 铝合金

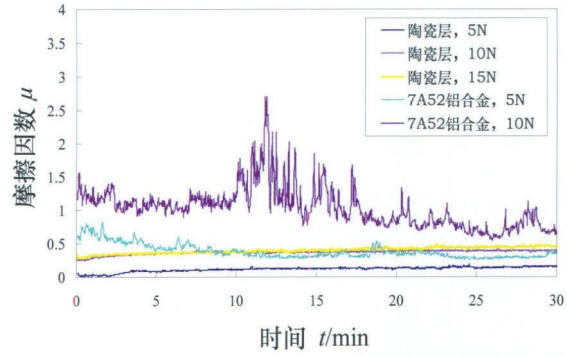


图 4 往复频率 5 Hz 条件下载荷对陶瓷层/GCr15 钢球和 7A52/GCr15 钢球摩擦行为影响

Fig.4 Influence of normal load on frictional behaviors under reciprocating frequency 5 Hz

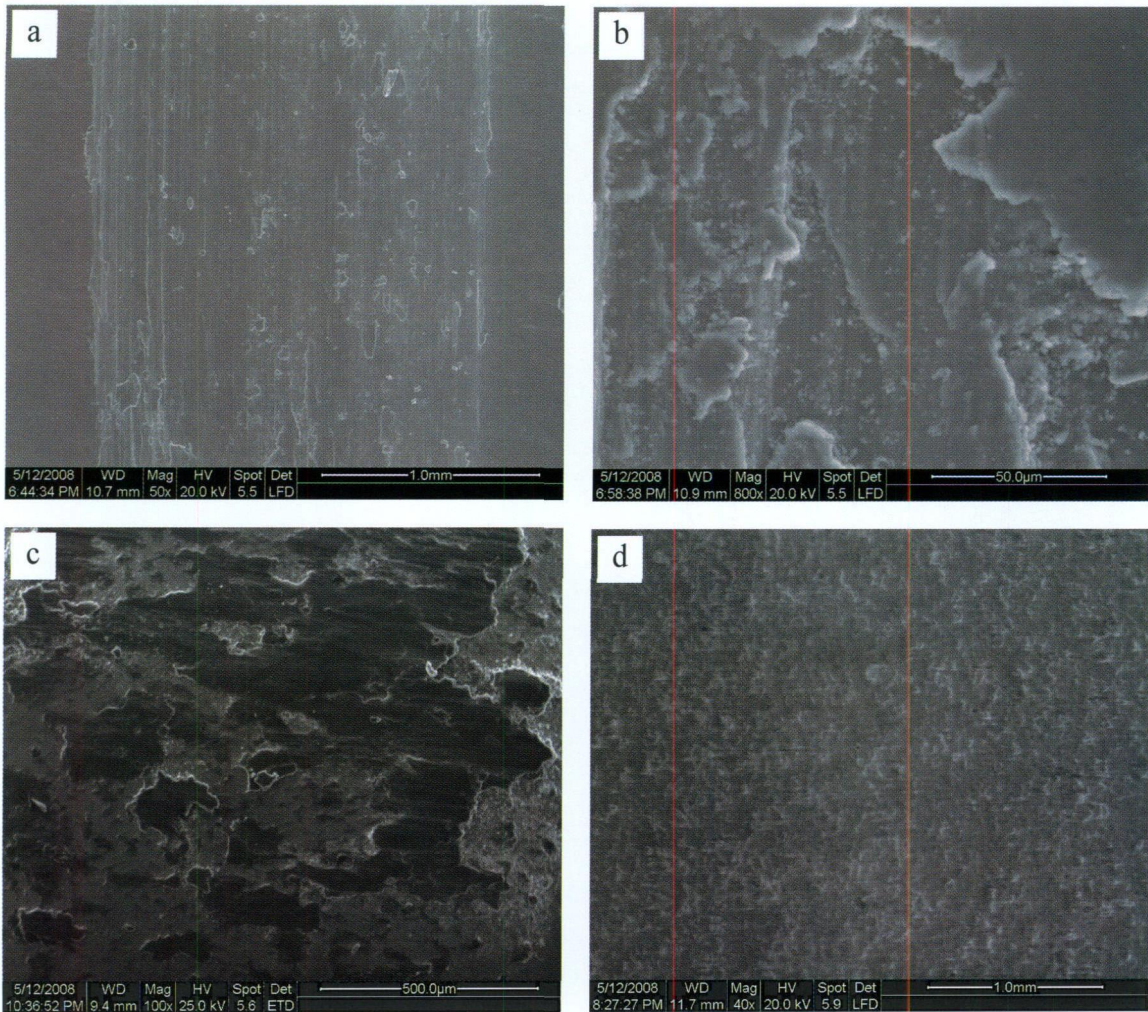


图 5 磨痕 SEM (a)5 N 2 Hz 7A52 铝合金 (b)10 N 2 Hz 7A52 铝合金 (c)10 N 2 Hz GCr15 钢球 (d)15 N 2 Hz 陶瓷层
Fig.5 SEM photograph of wear tracks (a)7A52 under 5 N 2 Hz (b)7A52 under 10 N 2 Hz (c)GCr15 ball under 10 N 2 Hz (d)MAO coating under 15 N 2 Hz

的犁削和严重粘着,铝合金上出现较深磨痕,铝合金大量粘着在钢球上,铝合金由于严重粘着,发生剥层破坏,如图 5(b)和图 5(c)。相应的摩擦因数发生大幅波动,最高数值 2 以上,摩擦过程出现很大噪声。由于 10 N 载荷下铝合金发生严重失效,进一步加大法向载荷进行试验失去意义。

微弧氧化陶瓷层在 5 N 和 10 N 法向载荷条件下,摩擦试验过程非常平稳,摩擦因数波动不大,陶瓷层表面只有轻微擦痕。将法向载荷提高到 15 N 后,陶瓷层摩擦过程仍然比较平稳,磨痕较浅,如图 5(d)。铝合金表面制备微弧氧化层后,显著提高了表面接触承载能力。

比较图 3 和图 4 可以看出,5 Hz 往复频率条件下,陶瓷层/GCr15 钢球摩擦副 3 种载荷下的摩擦因数均比 2 Hz 往复频率条件下的摩擦因数低。陶瓷层与钢球的滑动摩擦是粘着与滑动交替发生的跳跃过程,即粘滑^[7,8],在陶瓷层与钢球的接触点处,由于摩擦产生瞬时高温,因而在接触点发生粘着,随后在摩擦力的作用下,粘着结点被剪断而产生滑动。当滑动速度(往复频率)增加时,粘着时间和摩擦因数的变化幅度都将减小,因而摩擦因数值和滑动过程趋于平稳。

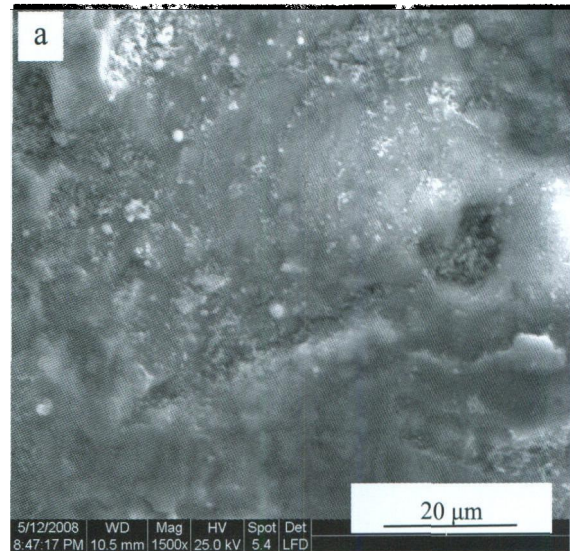
摩擦副之间氧化膜的形成对摩擦过程产生重要影响。摩擦过程中的载荷与滑动速度的乘积(即 $p \times v$ 值)与摩擦副传递的功率成正比^[8],也就是与摩擦损耗的功率成正比。控制适当的 $p \times v$ 值,使摩擦副之间形成连续的氧化膜,就可以降低摩擦因数。但是 $p \times v$ 值过高的情况下,氧化膜就会被破坏,导致磨损加剧。图 3 中摩擦因数随载荷增大先降后升就反映了氧化膜的形成和破坏的过程。

2.4 磨损机制分析及磨损量比较

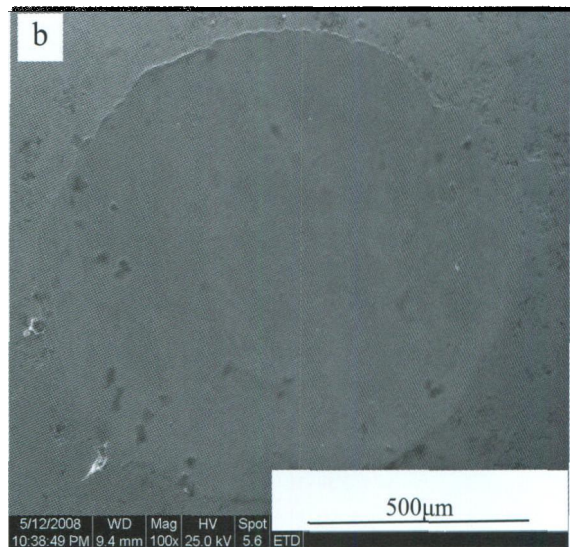
2.4.1 磨损机制

7A52 铝合金/GCr15 钢球摩擦副中,由于 7A52 铝合金较软,其磨损机制主要是犁削和粘着(图 5(a)(b)(c));而微弧氧化陶瓷层/GCr15 钢球摩擦副,陶瓷层硬度相对高,因此陶瓷层上磨痕非常轻微(图 5(d)),与摩擦试验前相比,磨痕表面微观形貌基本保持不变,只是棱角变得更圆滑。试验条件为:10 N 5 Hz 干摩擦 30 min。陶瓷层生成过程中表面会粘附许多熔化后凝固的小颗粒,这些颗粒在摩擦过程中受剪切作用脱落而形成磨粒,磨痕表面局部

放大可以看到明显的细小颗粒(图 6(a)),钢球磨痕表面也有细小颗粒粘附(图 6(b))。从材料去除机制分析,硬质的陶瓷层磨损主要以轻微的磨粒磨损为主。



(a) 微弧氧化陶瓷层磨痕



(b) GCr15 钢球磨痕

图 6 微弧氧化陶瓷层/GCr15 钢球的磨痕 SEM

Fig.6 SEM photograph of wear tracks of ceramic coatings/GCr15 ball system (a) ceramic coating surface (b) GCr15 ball surface

2.4.2 质量磨损量比较

对几种试验条件下 7A52 铝合金和微弧氧化陶瓷层经过 30 min 往复摩擦磨损试验后的质量磨损率进行了计算和比较,结果见图 7。由结果可以看出,同种试样,摩擦因数低的试验条件下其质量磨损率也较低。相同试验条件下,微弧氧化陶瓷层的

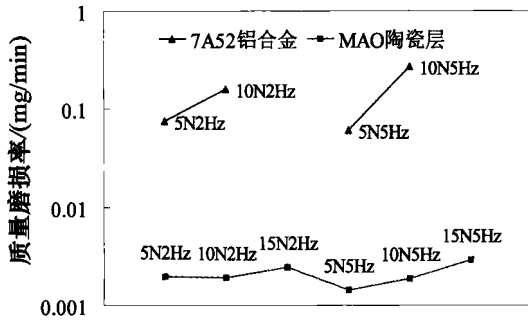


图 7 7A52 铝合金和微弧氧化陶瓷层质量磨损率
Fig.7 Wear rates of 7A52 and MAO ceramic coating under different conditions

质量磨损率远低于 7A52 铝合金的质量磨损率。10 N 5 Hz 条件下, 陶瓷层耐磨性相对于 7A52 铝合金耐磨性提高幅度最大, 该条件下陶瓷层耐磨性 (520 min/mg) 是 7A52 铝合金的耐磨性 (4.76 min/mg) 的 109 倍。由试验结果可以看出, 微弧氧化陶瓷层能够大幅度提高 7A52 铝合金耐磨性, 高速重载下提高效果更为明显。

3 结 论

利用微弧氧化技术在 7A52 铝合金表面制备了陶瓷层, 陶瓷层主要由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 两种陶瓷相组成。在干摩擦条件下, 陶瓷层/GCr15 钢球摩擦副摩擦过程表现为粘着、氧化及磨粒磨损特征, 陶瓷层的磨损失效以轻微磨粒磨损为主。微弧氧化陶瓷层能够大幅提高 7A52 铝合金表面摩擦承载能力和耐磨性, 耐磨性最大提高幅度达到 100 倍以上。

参考文献:

[1] Sundararajan G, RamaKrishna L. Mechanisms underlying the formation of thick alumina coatings through the MAO coating technology [J]. Surface & Coatings Technology, 2003, 167: 269-277.

[2] Barika R C, Whartona J A. Corrosion, erosion and erosion-corrosion performance of plasma electrolytic oxidation (PEO) deposited Al_2O_3 coatings [J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 199: 158-167.

[3] Gu Wei chao, Lv Guo-hua. Characterization of ceramic coatings produced by plasma electrolytic oxidation of aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 447: 158-162.

[4] Parfenov E V, Yerokhin A L, Matthews A. Frequency

response studies for the plasma electrolytic oxidation process [J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201: 8661-8670.

[5] Snizhko L O, Yerokhin A L. Excessive oxygen evolution during plasma electrolytic oxidation of luminum [J]. Thin Solid Films, 2007, 516: 460-464.

[6] 贺子凯, 蒋玉思. 铝合金微弧氧化生成陶瓷膜的研究 [J]. 昆明理工大学学报, 2001, 26(1): 17-20.

[7] Gadow R, Scherer D. Composite coatings with dry lubrication ability on light metal substrates [J]. Surface & Coatings Technology, 2002, 151: 471-477.

[8] 黄平等. 摩擦学教程[M]. 北京: 高等教育出版社, 2008.

作者地址: 北京丰台杜家坎 21 号 100072
Tel: (010) 66718873, 132 4187 2430
E-mail: sx2020s@sina.com



(上接第 60 页)

余应力的剩余量, 并能有效地反映残余应力的松弛规律, 精度较高。说明在高温条件下, 激光冲击强化后试件产生的残余应力将会部分释放, 但仍在材料表面留有高数值的残余压应力, 对材料疲劳强度的提高, 疲劳寿命的延长具有重要意义。

参考文献:

[1] 龙晓旋. 某型发动机二级涡轮叶片材料激光冲击强化研究 [D]. 西安, 空军工程大学. 2007, 5: 57-66.

[2] 李启鹏. 航空发动机叶片的激光冲击强化研究 [J]. 航空精密制造技术, 2007, 3: 74-77.

[3] 潘秉智, 朱瑞东, 杜秀菊, 黄小平. 在役自增强反应管残余应力松弛规律实验研究 [J]. 压力容器, 1994, 11(5): 403-409.

[4] 邓聚龙. 灰色预测与决策 [M]. 武汉, 华中理工大学出版社, 1986, 7: 329-481.

[5] 林玉霞, 林为江, 刘康林. 稳态温度场下自增强残余应力松弛的灰色预测 [J]. 石油化工设备, 2006, 34(6): 872-875.

[6] 马晓婷. 用灰色模型预测碳钢表面合金化处理后的耐腐蚀性能 [J]. 上海理工大学学报, 1999, 21(4): 420-422.

作者地址: 西安市空军工程大学 工程学院研 11 队 710038
Tel: 15929927302
E-mail: happyzlc@163.com