

强流脉冲电子束 2Cr13 钢的表面改性^{*}

谭 畅^{1,2}, 郝胜智¹, 王慧慧¹, 韩 丹¹

(1. 大连理工大学 三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024; 2. 西安航天动力研究所, 西安 710100)

摘 要: 利用 HOPE-I 型强流脉冲电子束(HCPEB)装置处理 2Cr13 马氏体不锈钢。通过金相显微镜、X 射线衍射仪、显微硬度检测和摩擦磨损测试方法对表面显微组织和力学性能进行分析。结果表明:处理样品表面产生熔坑,主要由样品表层的(FeCr)₂₃C₆ 型碳化物选择喷发造成。原始样品主要为马氏体 Fe-Cr(α)相,处理后样品表层中碳化物经喷发和液相溶解后减少,相反奥氏体相含量增加。由于表面碳化物的去除和高奥氏体含量的形成,处理样品表面显微硬度降低,截面显微硬度呈波动分布。使用加速电压 27 kV 和 15 次脉冲处理后,磨痕深度由原始样品的 7.3 μm 降低到 5.1 μm ,耐磨性能提高了约 30%。

关键词: 强流脉冲电子束; 2Cr13 钢; 表面改性; 显微组织; 耐磨性

中图分类号: TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-9289(2013)03-0064-05

Surface Modification of 2Cr13 Steel by High Current Pulsed Electron Beam

TAN Chang^{1,2}, HAO Sheng-zhi¹, WANG Hui-hui¹, HAN Dan¹

(1. Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion, and Electron Beams, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning; 2. Xi'an Aerospace Propulsion Institute, Xi'an 710100)

Abstract: The surface modification of 2Cr13 steel was carried out by HOPE-I type high current pulsed electron beam (HCPEB) system. The surface microstructure and mechanical properties were detected by optical metalloscopy, X-ray diffraction (XRD), microhardness and wear testers. The results show that the craters formed on the HCPEB modified surface due to the selective eruption around the (FeCr)₂₃C₆ carbide. The initial 2Cr13 steel was mainly composed of Fe-Cr(α) phase. After HCPEB treatment, the content of carbides is reduced by eruptions and liquid dissolution during surface melting, and a rather more austenite phase content appears in the modified surface layer. As a result, the surface microhardness decreases and the distribution of microhardness measured on the cross-section is fluctuant. After the HCPEB treatment with accelerating voltage of 27 kV and 15 pulses, the depth of wear trace is reduced from 7.3 μm of the initial state to 5.1 μm , and the wear resistance is improved by 30%.

Key words: high current pulsed electron beam(HCPEB); 2Cr13 steel; surface modification; microstructure; wear resistance

0 引 言

马氏体不锈钢力学性能优异,适用于承受冲击载荷要求较高的零件,如压缩机叶片、阀体、轴套及轴承等^[1-2]。对于 2Cr13 钢来说,其含碳量较

低,在制造航空发动机用件时,必须综合考虑强度和磨损等工作指标要求,进行适当的表面改性处理。目前,常用的表面改性技术中,渗碳、渗氮等表面化学热处理工艺周期长,质量不易控制,并且

收稿日期: 2013-01-07; **修回日期:** 2013-04-07; **基金项目:** * 国家自然科学基金(10905044, 11075028); 三束材料改性教育部重点实验室开放课题(DP1051003)

作者简介: 谭畅(1978-),男(汉),陕西西安人,高级工程师,博士; **研究方向:** 等离子体物理及其应用技术研究

网络出版日期: 2013-05-07 11:12; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20130507.1112.001.html>

引文格式: 谭畅,郝胜智,王慧慧,等. 强流脉冲电子束 2Cr13 钢的表面改性 [J]. 中国表面工程, 2013, 26(3): 64-68.

劳动条件差;而化学气相沉积(CVD)、物理气相沉积(PVD)表面涂镀的方法又存在膜基体结合力的问题。因此,需要寻找一种更适合的表面改性处理技术。而强流脉冲电子束材料表面改性是近年来迅速发展的一种新型表面处理技术,具有高效清洁,处理灵活等优点,而且不存在结合力问题^[3-4];同时,改性材料表面的光洁度、硬度、耐磨损和抗腐蚀性能等均可同时获得显著提高。

试验采用强流脉冲电子束处理2Cr13马氏体不锈钢,研究改性样品的表面组织性能演化规律及影响因素,探讨该技术在提高马氏体不锈钢表面性能方面的应用前景。

1 试验方法

试验所用2Cr13钢的化学成分见表1。切割样品尺寸为10 mm×10 mm×10 mm,用丙酮溶液清洗去污。然后对样品表面进行抛光,并于无水乙醇中清洗。之后使用HOPE-I型强流脉冲电子束系统进行表面改性处理,工艺参数如表2所示,其中电子束斑大小为 Φ 60 mm。

表1 2Cr13钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of 2Cr13 steel (ω /%)

Elements	C	Cr	Mn	Si
Content	0.16-0.24	12.0-14.0	≤ 0.80	≤ 0.60
Elements	Ni	P	S	Fe
Content	≤ 0.60	≤ 0.30	≤ 0.30	Bal.

表2 强流脉冲电子束处理参数

Table 2 HCPEB treatment parameters

Accelerating voltage U_a /(kV)	Pulse number
23.4	1,3,8,15,25
27.0	1,3,8,15,25

利用OLYMPUS-BX51金相显微镜观察样品表层组织。利用D8 X射线衍射仪(XRD)进行表面相结构分析,扫描角度为 $20 \sim 100^\circ$ 。利用DMH-2LS努氏硬度计测量试样表面硬度和截面硬度。摩擦磨损试验在UMT-2摩擦磨损测试系统上进行,工作条件为无润滑,载荷20 N,单位行程5 mm,滑动速度1 mm/s,时间为20 min,摩擦副为 Φ 5.56 mm的 Al_2O_3 陶瓷球。

2 试验结果与讨论

2.1 表层形貌分析

2Cr13钢原始样品金相组织如图1所示,原始组织主要由板条状马氏体组成,白亮衬度的 $(FeCr)_{23}C_6$ 碳化物弥散分布于基体之上。

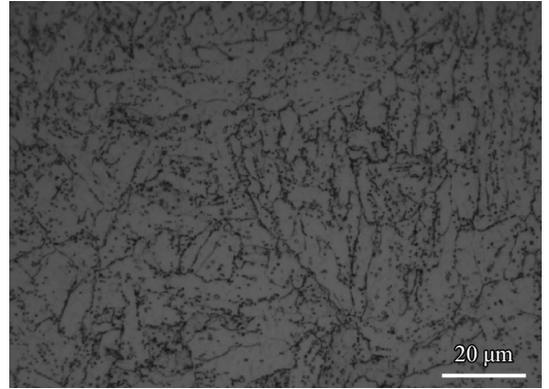


图1 2Cr13原始样品表面金相照片

Fig. 1 Metallographic image of initial 2Cr13 steel

图2给出了加速电压为23.4 kV,15次脉冲条件下强流脉冲电子束处理2Cr13样品的表面形貌。可以看出,样品表面出现大量圆形坑状凹陷—熔坑(火山坑)形貌^[5]。分析表明,经强流脉冲电子束处理后,与基体有热物性差异的亚表层碳化物首先熔化形成小液滴,小液滴四周仍保持固态或熔融态,熔化使得该区域体积迅速膨胀,最终导致亚表层碳化物从2Cr13表面喷发,随后的急冷过程($10^8 \sim 10^9$ K/s)“冻结”熔体喷发形态,最终形成辐照表面火山坑的典型形貌^[4,6]。

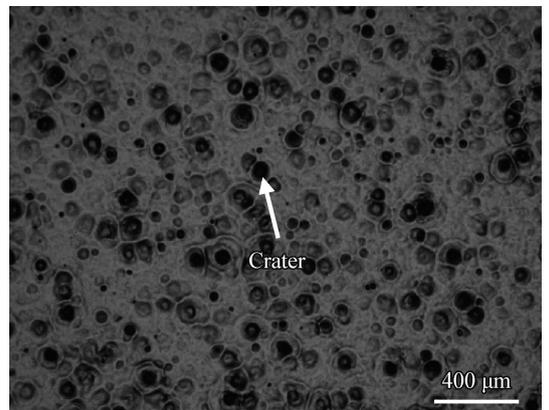


图2 强流脉冲电子束处理样品表面的火山坑形貌

Fig. 2 Crater morphology of 2Cr13 steel after HCPEB treatment

经 27 kV 加速电压, 25 次脉冲处理后 2Cr13 样品截面形貌如图 3 所示。样品表层显微组织有分层现象, 重熔层厚度约 $2.5 \mu\text{m}$ 。这种显微组织的变化可以由电子束脉冲加热过程予以解释: 强流脉冲电子束轰击时, 表层的碳化物发生液相溶解, 迅速地向基体扩散后尺寸急剧变小, 重熔层下方的加热温度和高温持续时间不足以实现材料的完全熔化, 导致截面沿电子束入射方向分为 3 个区域: 重熔层 (Melted layer)、热影响区 (Heat affected zone, 简称 HAZ) 以及基体 (Matrix)。

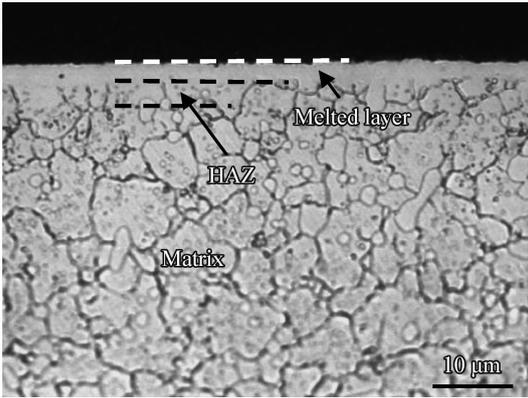


图 3 强流脉冲电子束处理样品的截面形貌

Fig. 3 Cross-sectional morphology of 2Cr13 steel after HCPEB treatment

2.2 XRD 分析

对强流脉冲电子束处理样品进行 XRD 分析, 如图 4 所示。

原始样品主要含有马氏体 Fe-Cr(α)相。经强流脉冲电子束处理后, Fe-Cr 相含量明显减少, 同时有奥氏体 Fe(γ)相衍射峰出现。当脉冲处理次数继续增加时, 奥氏体相衍射峰消失, Fe-Cr 相的含量相对增加。

这是因为强流脉冲电子束处理时, 碳化物通过熔坑喷发和液相溶解扩散减少, 铁素体被瞬时加热到奥氏体温度以上, 在极快速冷却时, 高温态的奥氏体被保留到常温状态, 并且冷却时碳化物固溶于奥氏体中, 导致 XRD 衍射结果中出现高合金含量奥氏体。15 次脉冲处理时, 奥氏体含量达到最大, 更多脉冲次数轰击会导致表层冷却速度减慢, 铁素体得以再次析出, 含量逐步增加。较高加速电压处理时, 上述转变过程更为迅速。如图 4(b) 所示, 当加速电压为 27 kV 时, 经 3 次脉冲电子束辐照处理后, 马氏体 Fe-Cr 相的含量相对明显减少, 同时有奥氏体 Fe 相衍射峰出现, 当脉冲处理次数增加到 8 次、15 次时, 奥氏体 Fe 相衍射峰消失, 马氏体 Fe-Cr 相的含量相对增加。

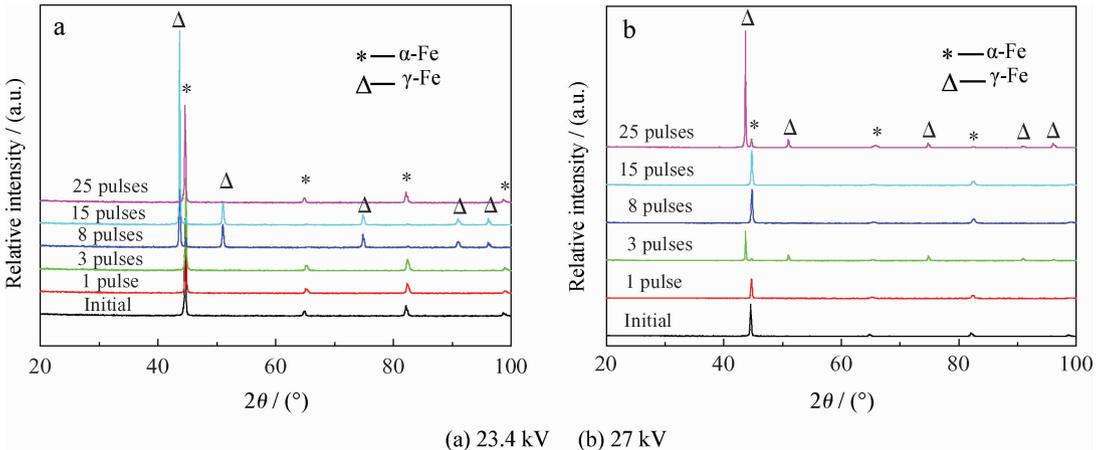


图 4 强流脉冲电子束处理前后 2Cr13 钢的 X 射线衍射图

Fig. 4 XRD patterns of 2Cr13 steel before and after HCPEB treatment

2.3 显微硬度测试

图 5 给出 2Cr13 样品表面显微硬度测试结果。由图可见, 样品表面显微硬度随着脉冲处理次数的增加首先降低然后缓慢增加, 处理样品表面出现了软化。加速电压为 23.4 kV 时, 样品的表面显微硬度值在脉冲轰击 8 次时达到最小值,

而加速电压为 27 kV 时, 轰击后样品的表面显微硬度值在脉冲轰击 3 次时出现最小值。

图 6 为加速电压 27 kV, 25 次脉冲处理样品截面显微硬度的分布, 其总体呈波动分布。其中, 重熔层 ($0 \sim 2.5 \mu\text{m}$) 形成大量奥氏体组织; 热影响区内 ($2.5 \sim 4 \mu\text{m}$) 大量碳化物强化相发生固溶

消失,使得外表层的显微硬度降低,这与 XRD 结果相对应。而超过热影响区范围的显微硬度变化,是由热冲击热应力引起的。这种高幅值的热应力波可以在处理材料深度范围内长距离传播,并导致材料发生塑性变形^[6]。多次脉冲处理引起的热冲击应力作用相互叠加,使得截面显微硬度分布出现起伏。

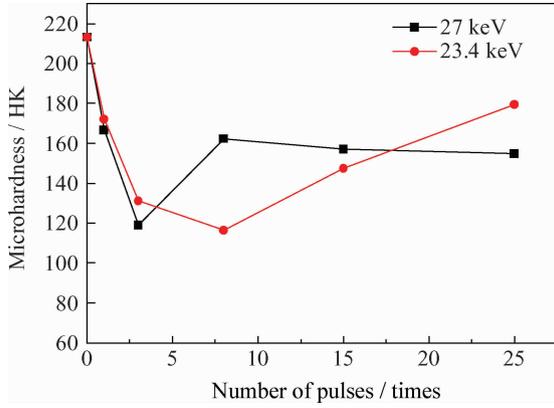


图 5 强流脉冲电子束处理 2Cr13 钢的表面显微硬度
Fig. 5 Surface microhardness of 2Cr13 steel after HCPEB treatment

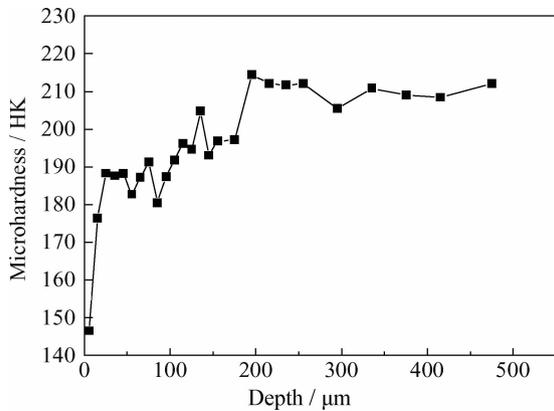
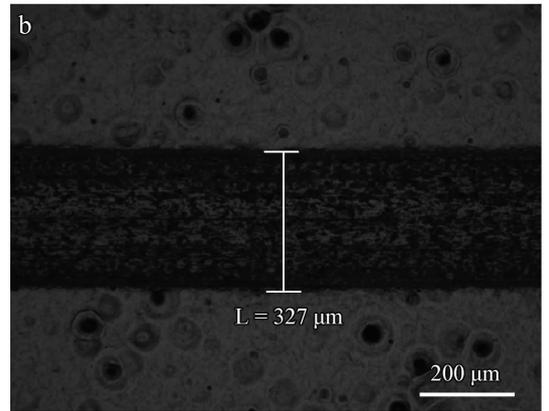
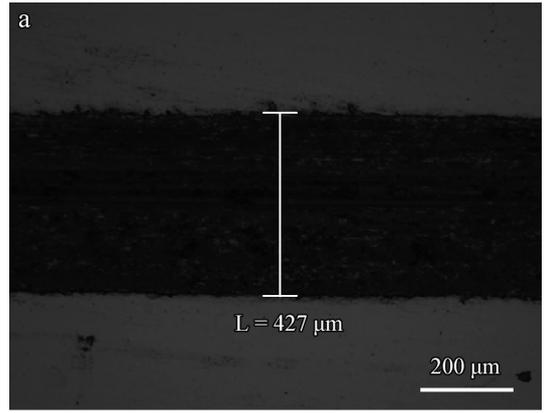


图 6 强流脉冲电子束处理 2Cr13 钢的截面显微硬度分布
Fig. 6 Distribution of microhardness of 2Cr13 steel after HCPEB treatment

2.4 摩擦磨损性能

图 7 为 2Cr13 钢样品表面磨痕组织。原始样品的磨痕宽度约为 $427\ \mu\text{m}$,摩擦表面粗化,存在大量的颗粒物,沿滑动方向的犁沟痕迹清晰可见,具有粘着磨损和磨粒磨损特征。经强流脉冲电子束处理后,样品磨痕宽度为 $327\ \mu\text{m}$,磨损过程中粘着现象大大减轻,磨损机制由剧烈的粘着磨损逐渐转变为磨粒磨损。



(a) Initial 2Cr13 steel (b) After HCPEB treatment with 23.4 kV and 25 pulses

图 7 强流脉冲电子束处理前后 2Cr13 钢的表面磨痕
Fig. 7 Micrographs of wear scar of 2Cr13 steel before and after HCPEB treatment

图 8 为强流脉冲电子束处理前后 2Cr13 钢表面磨痕宽度比较。可以看出,随着脉冲次数的增加磨痕宽度先增加后减小。加速电压 23.4 kV, 1 次脉冲处理时,表层碳化物颗粒含量减少不多,且变得细小圆润、分布均匀,耐磨性有所提高。3 次处理时样品表面软化,硬度下降,对耐磨性的下降有较大影响。更多次轰击处理后表层组织完全奥氏体化,使得磨损裂纹不容易形成扩展,耐磨性反而提高,使用 25 次脉冲处理时,马氏体组织重新形成且过饱和固溶了大量碳元素,耐磨性也得到了提高。加速电压 27 kV 处理样品时,耐磨性能的转变过程更为迅速。如图 9 所示,使用 27 kV 和 15 次脉冲处理时,磨痕深度由轰击前的 $7.3\ \mu\text{m}$ 降到 $5.1\ \mu\text{m}$,耐磨性提高了约 30%。

3 结 论

(1) 强流脉冲电子束处理后,2Cr13 钢表面

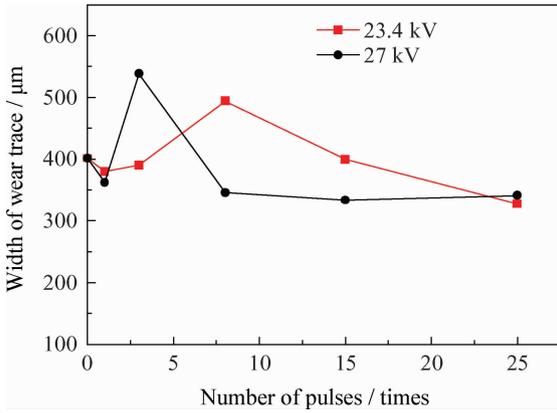


图8 不同条件下2Cr13钢的表面磨痕宽度

Fig. 8 Wear width of 2Cr13 steel after HCPEB treatment with different parameters

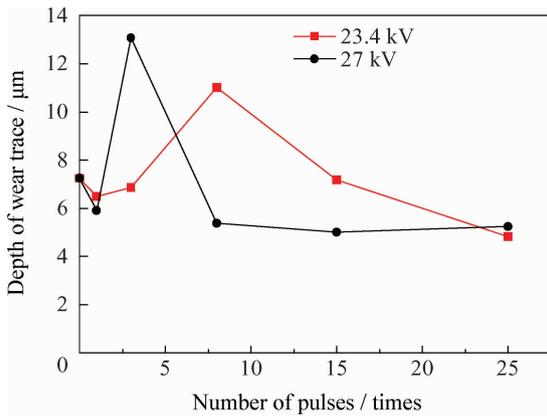


图9 不同条件下2Cr13钢的表面磨痕深度

Fig. 9 Depth of wear trace of 2Cr13 steel after HCPEB treatment with different parameters

形成了熔坑,这与 $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$ 碳化物的熔体喷发有关。处理样品截面分为3个区域:重熔层、热影响区以及基体。

(2) 强流脉冲电子束处理后,2Cr13 钢表面形成高奥氏体含量的重熔层。

(3) 表层碳化物的去除和奥氏体相对含量的增加,导致处理样品的表面显微硬度降低,截面显微硬度呈现波动分布。

(4) 表面改性层中碳化物颗粒的含量和存在形式以及奥氏体相对含量直接影响2Cr13 马氏体不锈钢表面的耐磨性能。

参考文献

- [1] Hao S Z, Yao S, Guan J, et al. Surface treatment of Al by high current pulsed electron beam [J]. *Current Applied Physics*, 2001, 1(2/3): 203-210.
- [2] 刘振民, 郝胜智, 史维东, 等. 钛离子注入9Cr18钢的强流脉冲电子束后处理 [J]. *核技术*, 2000, 23(7): 447-451.
- [3] Robert S, Christiansen J, Frank K, et al. Pseudo-spark produced pulsed electron beam for material proceeding [J]. *IEEE Transaction on Plasma Science*, 1995, 23(3): 258-264.
- [4] 郝胜智. 强流脉冲电子束纯铝材表面改性研究 [D]. 辽宁: 大连理工大学, 2000.
- [5] Hao S Z, Wu P S, Zou J X, et al. Microstructure evolution occurring in the modified surface of 316L stainless steel under high current pulsed electron beam treatment [J]. *Applied Surface Science*, 2007, 253(12): 5349-54.
- [6] Proskurovsky D I, Rotshtein V P, Ozur G E, et al. Pulsed electron beam technology for surface modification of metallic materials [J]. *Journal of Vacuum Science and Technology A*, 1998, 16(4): 2480-8.

作者地址: 辽宁省大连市甘井子区凌工路2号 116024
大连理工大学三束材料改性教育部重点实验室新楼302
Tel: (0411) 8470 7240
E-mail: ebeam@dlut.edu.cn