

预热温度对 5CrNiMo 钢表面堆焊 Stellite6 涂层组织和性能的影响

张鹏¹, 崔明亮¹, 傅强², 袁武华²

(1. 中国第二重型机械集团 德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618013; 2. 湖南大学 材料科学与工程学院, 湖南长沙 410082)

摘要:通过在 5CrNiMo 模具基材上用等离子弧堆焊 Stellite6 涂层, 研究了预热温度对 Stellite6 涂层组织和硬度的影响。结果表明, 堆焊层组织主要由树枝状晶体的 Co 固溶体和枝晶间的 Co-Cr 与碳化物形成的共晶组织组成, 预热温度的提高延缓了堆焊层冷却过程, 导致堆焊层中部的晶粒大小随预热温度的升高而增大。预热温度的提高改变了碳化物的形貌, 预热温度为 300℃ 时, 碳化物分布最为均匀, 柱状晶晶粒最小, 是较为理想的组织。随预热温度的升高, 热影响区针状马氏体减少且变细。热影响区马氏体的形成是其硬度偏高的原因, 当预热温度为 300℃ 时, 热影响区的硬度最为均匀。

关键词: 预热温度; 堆焊; Stellite6 合金; 组织; 性能

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20201002

中图分类号: TG174

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2020)18-0104-04

Effect of Preheating Temperature on Microstructure and Properties of Stellite6 Coating Surfacing on 5CrNiMo Steel

ZHANG Peng¹, CUI Mingliang¹, FU Qiang², YUAN Wuhua²

(1. Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd., China National Erzhong Group Co., Deyang 618013, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Hu'nan University, Changsha 410082, China)

Abstract: Stellite6 coating was cladded on 5CrNiMo substrate by plasma transfer arc welding, then the effects of preheating temperatures on the microstructure and hardness of Stellite6 coating were studied. The results show that the structure of the surfacing layer is mainly composed of the dendritic Co solid solution and the eutectic structure formed by the Co-Cr and carbide between the dendrites. The increase of the preheating temperature delays the cooling process of the surfacing layer, resulting in the middle of the surfacing layer. The grain size increases with increasing preheating temperature. The increase in preheating temperature changes the morphology of carbides. When the preheating temperature is 300 °C, the distribution of carbides is the most uniform and the columnar crystal grains are smallest, which is an ideal structure. As the preheating temperature increases, the needle-shaped martensite in the heat affected zone decreases and becomes thinner. The formation of martensite in the heat affected zone is the reason for its higher hardness. When the preheating temperature is 300 °C, the hardness of the heat affected zone is the most uniform.

Key words: preheating temperature; surfacing welding; Stellite6 alloy; microstructure; property

5CrNiMo 钢作为一种热作模具钢, 具有淬透性高、高温强度好等特点, 常用于制作大型航空模锻件锻模。热作模具在使用过程中承受高温、高压和反复的冷热交替作用, 易产生磨损、疲劳裂纹等, 严重时甚至发生开裂, 降低了模具的使用寿命, 提高了生产成本。常用的模具表面强化工艺包括渗碳渗氮、喷

丸强化、表面热处理、热喷涂、激光熔覆、等离子堆焊等^[1-5]。等离子堆焊具有稀释率低、投入小、效率高、工艺可控性好、易于实现自动化等特点, 被广泛应用于工件的增材修复和堆焊强化。

Stellite6 合金属于 Co-Cr-W-C 系列, 碳含量较高, 具有高的硬度、优异的耐磨性能、耐高温腐蚀、抗气蚀能力, 被广泛应用在高温耐磨的场合。Luo 等^[6]采用数值模拟的方法, 研究了 Stellite6 在超音速等离子弧焊接沉积 (SLD) 过程中在钢基体上的颗粒冲击行为。结果表明, 在衬底与衬底之间的界面结合方

收稿日期: 2020-04-30

作者简介: 张鹏(1977-), 男, 陕西宝鸡人, 高级工程师, 博士研究生, 主要

研究方向: 难变形材料塑性成形; 电话: 15183809583;

E-mail: ezwhzp@163.com

面,衬底的1000℃等离子弧焊接沉积温度是最佳的。Singh等^[7]在不锈钢13Cr-4Ni上通过等离子弧焊接熔覆Stellite6合金,研究了不同能量密度下包层对固体颗粒侵蚀(SPE)和空化侵蚀的性能,发现Stellite6包层显著增强了不锈钢的固体颗粒抗侵蚀性能。Ferozhkhan等^[8]在不锈钢上堆焊Stellite6合金时,发现堆焊层主要为Co的固溶体(FCC)形成的树枝晶以及Co和Cr的碳化物共晶组织,碳化物类型为 M_7C_3 。

本文采用等离子弧焊工艺,研究了预热温度对5CrNiMo钢表面堆焊Stellite6耐磨涂层的组织和硬度的影响,以为模具表面强化工艺的制定提供指导。

1 试验材料与方法

试验选用基体材料为5CrNiMo钢,尺寸为120mm×25mm×25mm。堆焊粉末为钴基耐磨合金Stellite6,其化学成分如表1所示。试验前将合金粉末存放在60℃的干燥箱中干燥2h,防止空气中的水汽进入堆焊层。命示。基材的预热温度为不预热、200、300、400℃,对应的预热时间为1h。

表1 Stellite6合金粉末的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of Stellite 6 alloy powders (wt%)

Ni	Si	Cr	C	W	Fe	B	Co
2.5	1	28	1.2	4.2	2.5	-	余量

焊接设备为BX-ZD-400A粉末等离子堆焊机。焊接工艺参数如表2所示。基材的预热温度为不预热、200、300、400℃,对应的预热时间为1h。

表2 堆焊焊接工艺参数
Tab.2 Process parameters for surfacing welding

焊接电流 /A	焊接电压 /V	离子气流 /($L \cdot \min^{-1}$)	保护气流 /($L \cdot \min^{-1}$)	送粉气流 /($L \cdot \min^{-1}$)	焊接距离 /mm	焊道长度 /mm
130	13	2.5	3	3	5	100

焊接完成后,在垂直于焊接方向进行取样,进行显微组织观察。金相试样首先在150#、600#、1000#、1500#的砂纸上进行预磨,然后进行抛光、腐蚀。基材腐蚀剂为4%硝酸酒精溶液,腐蚀时间为10~15s;堆焊层腐蚀剂为王水($HCl:HNO_3=1:3$),腐蚀时间1~2s。扫描在FEIQuanta200电镜上进行。

硬度在维氏显微硬度计上进行,从顶部向基材方向每隔0.25mm打1个点,加载力为0.5kg、加载时间15s。

2 结果与分析

2.1 堆焊层的宏观形貌

图1为不同预热温度堆焊时堆焊层的宏观形貌。可看出,不同预热温度下堆焊时,堆焊层均未发生开裂。基材不预热时,堆焊层窄、高、直且比较均匀,随预热温度的提高,堆焊层宽度增大。这是由于预热后,焊接过程中堆焊层和基材的温度梯度降低了,凝固速度减慢,金属流动性增强,因此堆焊层宽度变宽。

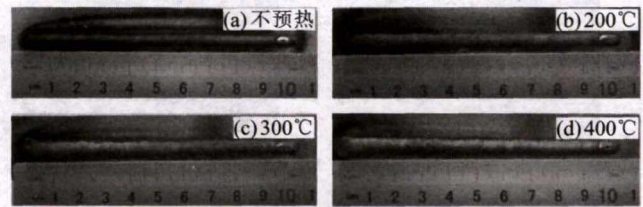


图1 不同预热温度下堆焊层的宏观形貌
Fig.1 Macroscopic morphologies of the surfacing layer at different preheating temperatures

2.2 预热温度对堆焊层显微组织的影响

2.2.1 预热温度对Stellite6堆焊层显微组织的影响

图2为不同预热温度时堆焊层底部、中部和顶部的显微组织。可看出,堆焊层的显微组织可分为平面晶区、胞状晶区、树枝状晶区和等轴晶区。基材热影响区和堆焊层结合处为无组织特征的平行带,即平面晶区,这说明堆焊层与基体之间是冶金结合,界面结合强度高。这种白亮平行带实质上就是熔合线区域在正温度梯度下通过平面状生长的方式获得的平整界面。随着凝固的进行,界面前沿的过冷度难以保持一致,平面状生长的状态很快就会被破坏,界面开始出现胞状凸起。因此,熔合区宽度较窄。当胞状晶继续生长时,由于前方具有更大的过冷度,胞状凸起快速向前延伸,形成具有方向性的柱状晶。柱状晶体生长方向与散热方向相反,生长速度取决于散热速度。通过凝固结晶理论可知,快速凝固形成的晶粒形态由温度梯度(G)和冷却速率(R)决定。

在堆焊层底部,处于凝固过程的最初阶段,此时散热速度最快的方向为垂直基体表面方向,冷却过程中的热量通过基体散出,由于基体导热率高,因此温度梯度 G 很大。此时结合面上的凝固因子非常大,晶体呈平面状生长,即平行带的产生。当凝固界面不断向表面发展时,由于温度的降低和热量的积累,此时凝固速度 R 增大、 G 减小,从而凝固因子减

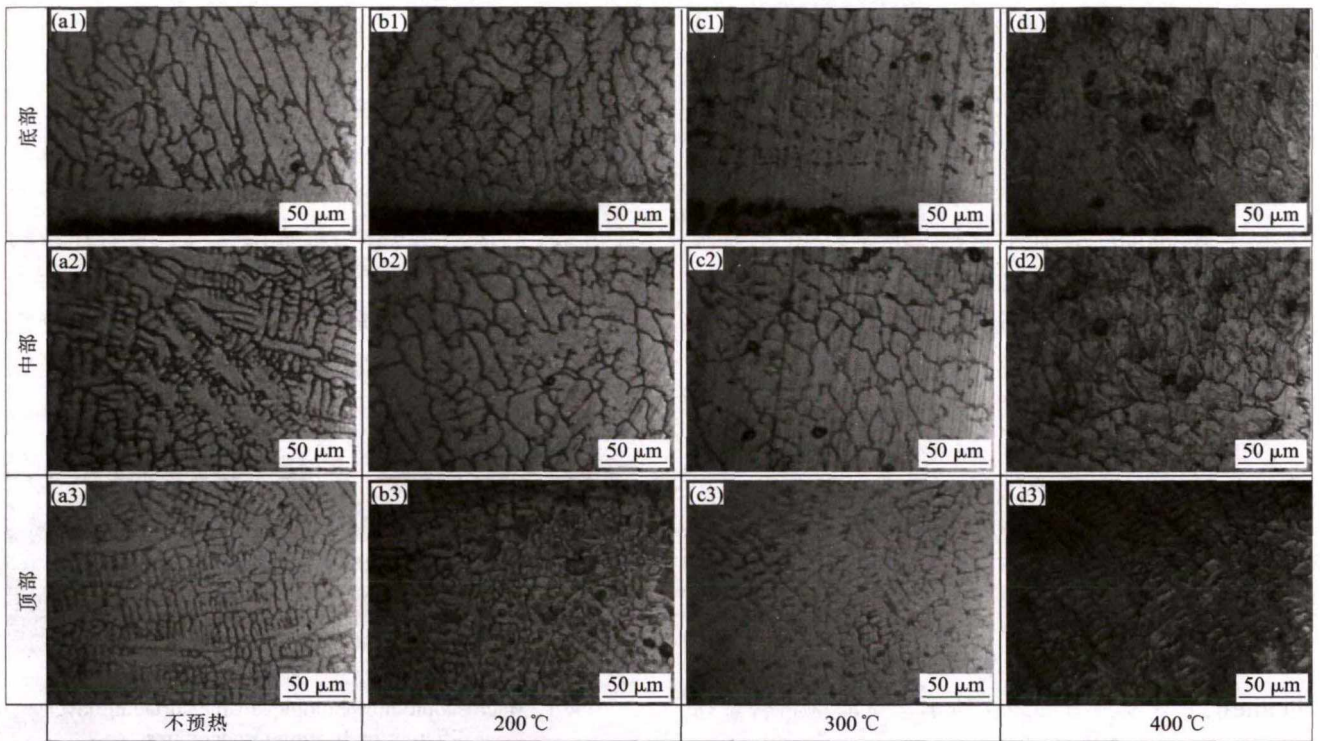


图 2 不同预热温度下堆焊层的金相组织

Fig.2 Microstructure of surfacing layer at different preheating temperatures

小。界面前沿由于溶质浓度升高引起熔点降低,开始产生成分过冷,界面凸起一经出现便会向前发展,破坏了平面状生长的状态,但由于过冷度小,因此出现胞晶状区。当出现更大的成分过冷后,界面上某些部分一经突出,由于界面前沿溶质的富集以及凝固因子的进一步减小,前面具有更大的过冷度,柱晶继续向前延伸;同时柱晶周围二次枝晶臂也向周围扩展,形成树枝晶。

堆焊层中部主要是等轴晶组织,随着预热温度的升高,等轴晶晶粒不断增大。预热温度的提高降低了温度梯度,延长了焊后的冷却时间,使得晶粒有足够的时间长大。在堆焊层顶部,组织主要为细小的柱状晶,预热温度越低,组织越细小。这主要是因为顶部与空气接触,散热快,金属最先凝固,温度梯度大,冷却速率高,组织来不及长大,所以较底部和中

部都要细小。

图 3 为不同预热温度下 Stellite 6 堆焊层的 SEM 组织。它主要是由树枝状晶体的 Co 固溶体 (fcc 结构) 和枝晶间的 Co-Cr 与碳化物形成的共晶组织 (hcp 结构) 组成。腐蚀较浅的区域是 Co 固溶体,晶界或枝晶间区域之间的白亮色的带状或鱼骨状的组织为 Co、Cr、W 和 Fe 等元素与 C 形成的碳化物^[9-10]。这些碳化物具有很高的硬度,保证了高温下的硬度、耐磨性和耐腐蚀性^[11-12]。碳化物的主要类型有正交晶结构的 Cr_7C_3 和 fcc 结构的 $Cr_{23}C_6$ ^[13]。从图 3 可看出,随着预热温度的升高,碳化物形貌由带状逐步转变为块状或鱼骨状。同时,晶界处连续的碳化物也在不断减少,碳化物更多的是聚集在多个晶粒的交界处。预热温度为 300 °C 时,碳化物分布最为均匀,柱状晶晶粒最小,是较为理想的组织。

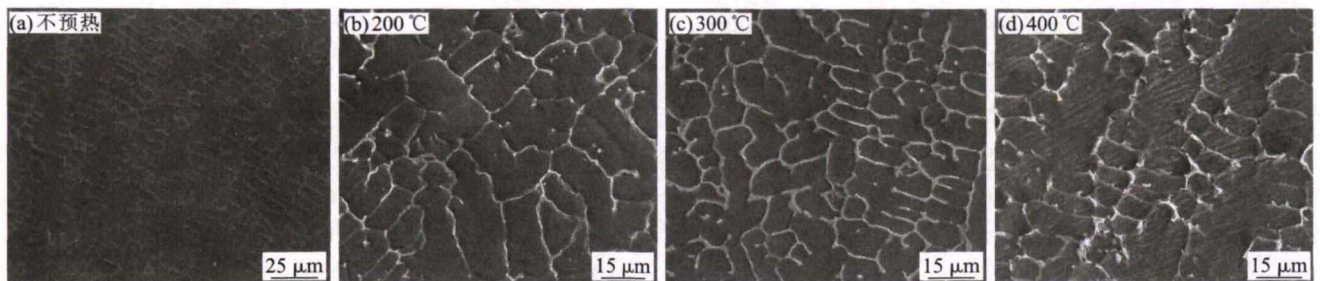


图 3 不同预热温度下的堆焊层的 SEM 组织

Fig.3 SEM microstructure of surfacing layer at different preheating temperature

2.2.2 预热温度对 5CrNiMo 热影响区显微组织的影响

图 4 为不同预热温度时 5CrNiMo 基材热影响区的显微组织。可看出,常温(不预热)时,基体组织为针状马氏体+残余奥氏体+碳化物;经预热后,基

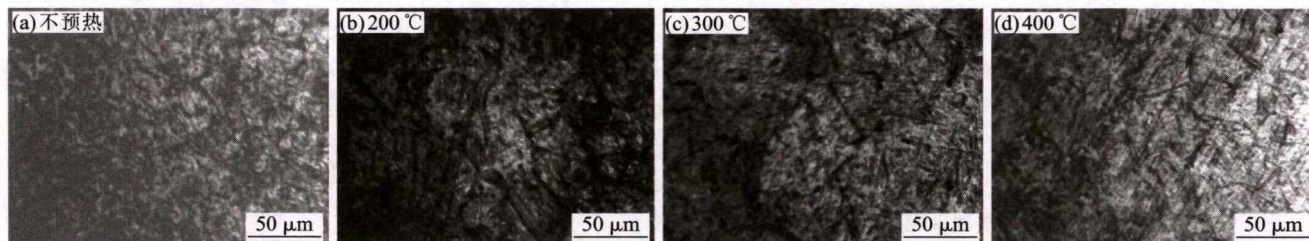


图 4 不同预热温度下热影响区的组织

Fig.4 Microstructure of heat affected zone at different preheating temperatures

2.3 预热温度对堆焊层截面硬度的影响

图 5 为不同预热温度下焊接时从堆焊层顶部到基材的硬度分布图。可看出,从堆焊层到基材,硬度是先升高后降低的。随预热温度的升高,堆焊层硬度呈上升趋势,基材的硬度不断下降。当预热温度从 200 °C 到 400 °C 时,热影响区的硬度随预热温度升高而升高。预热温度为 300 °C 时,热影响区的硬度最为均匀。

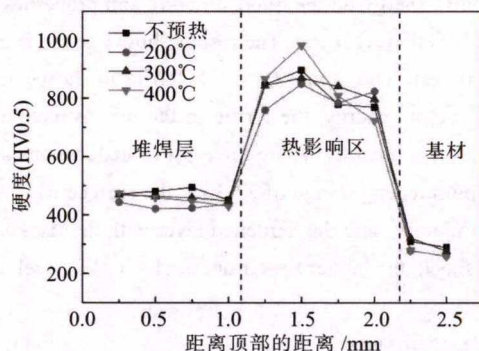


图 5 不同预热温度时堆焊层的硬度分布

Fig.5 Hardness distribution of surfacing layer at different preheating temperatures

堆焊层的硬度在 400~500 HV0.5, 这比 Sawant 等^[4]研究中的数值低了 100 HV0.5 左右, 可能是因为等离子弧焊输入的能量大, 导致焊接稀释率过高, 降低了 Stellite6 合金的性能。基材的硬度值在 250~300 HV0.5 之间。硬度值最大的区域发生在热影响区, 其数值在 700~1000 HV0.5, 远高于堆焊层和基材的硬度。当预热温度为 400 °C 时, 硬度最高值达到 983.8 HV0.5。热影响区硬度高主要是因为产生了硬而脆的马氏体组织, 如图 4 所示。

3 结论

(1) 堆焊层组织主要由树枝状晶体的 Co 固溶

体组织为板条状马氏体、针状马氏体+残余奥氏体+碳化物。随预热温度升高, 针状马氏体减少且变细。因为经预热后, 基体冷却速度下降, 更易形成板条马氏体。马氏体的形成会导致热影响区的强度提高, 塑性降低, 在焊接过程中要尽量避免。

体 (fcc 结构) 和枝晶间的 Co-Cr 与碳化物形成的共晶组织 (hcp 结构) 组成。预热温度的提高延缓了堆焊层冷却过程, 导致堆焊层中部的晶粒大小随预热温度的升高而增大。

(2) 预热温度的提高改变了碳化物的形貌, 预热温度为 300 °C 时, 碳化物分布最为均匀, 柱状晶晶粒最小, 是较为理想的组织。

(3) 随预热温度的升高, 热影响区针状马氏体减少且变细。热影响区马氏体的形成是其硬度偏高的原因, 当预热温度为 300 °C 时, 热影响区的硬度最为均匀。

参考文献:

- [1] 王平, 魏晓伟, 杨军. 表面处理技术在模具中的应用和发展[J]. 模具技术, 2007(5): 58-62.
- [2] 刘登发, 雷根成. 模具材料及热处理工艺对模具寿命影响分析与研究[J]. 模具技术, 2008(5): 2-10.
- [3] 刘晓飞, 关连峰. 锻模寿命及其影响因素[J]. 锻模, 2010(2): 50-52.
- [4] 曹伟, 孙福勋, 张红梅. 提高热锻模具寿命的有效途径[J]. 现代制造技术与装备, 2012(4): 72-73.
- [5] Navinsek B, Panjan P, Gorenjak F. Improvement of hot forging manufacturing with PVD and duplex coatings [J]. Surface & Coating Technology, 2001, 137(2/3): 255-264.
- [6] Luo F, Cockburn A, Sparkes M, et al. Performance characterization of Ni60-WC coating on steel processed with supersonic laser deposition [J]. Defence Technology, 2015, 11(1): 35-47.
- [7] Singh R, Kumar D, Mishra S K, et al. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance [J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 251: 87-97.
- [8] Ferozhkhan M M, Duraiselvam M, Ravibharath R. Plasma transferred arc welding of Stellite6 alloy on stainless steel for wear resistance [J]. Procedia Technology, 2016, 25: 1305-1311.

(下转第 110 页)

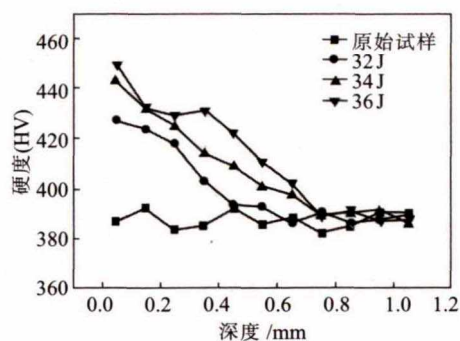


图4 不同脉冲能量激光冲击强化后试样截面梯度显微硬度
Fig.4 Hardness of samples after laser shocking peening under different pulse energy

0.75 mm。同时也可看出,在 32~36J 的脉冲能量范围内,激光冲击能量越高,试样的硬度越高。

2.3 激光冲击强化对 42CrMo 钢耐磨性的影响

在 120N 载荷下,进行 2min 的滑动摩擦磨损实验,测量各试样的磨损量结果如图 5 所示。可见,未经激光冲击强化的 42CrMo 钢试样磨损量最大,为

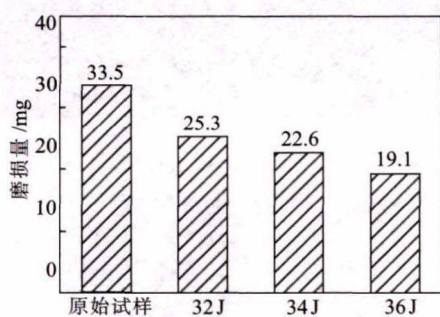


图5 不同脉冲能量激光冲击强化后试样磨损量
Fig.5 Wear mass loss of samples after laser shocking peening under different pulse energies


33.5 mg,耐磨性能最差。在 32~36J 的脉冲能量范围内,随着冲击能量的升高,试样的磨损量逐渐降低^[4]。在 32~36J 的脉冲能量范围内,激光冲击强化冲击能量越高,磨损量越小。在 36J 脉冲能量下,42CrMo 钢磨损量最小,为 19.1 mg,耐磨性最好。

3 结论

(1) 未经激光冲击强化的 42CrMo 钢组织中铁素体分布均匀连续,珠光体片层间铁素体较为明显。随着激光输出能量的增加,42CrMo 钢组织中铁素体越来越分散,珠光体片层组织越来越不明显。激光冲击强化后 42CrMo 钢试样中有大量位错、亚晶出现。

(2) 在 32~36J 的脉冲能量范围内,激光冲击强化可在 42CrMo 钢表面形成厚度约 0.75 mm 的硬化层,使 42CrMo 钢的表面硬度和耐磨性显著提高。激光冲击强化冲击能量越高,试样硬度越高,耐磨性越好。

参考文献:

- [1] 吴健,周建忠,孟宪凯. 激光冲击强化对 W6Mo5Cr4V2 高速钢材表面性能的影响[J]. 表面技术,2017,46(6):232-237.
- [2] 乔红超,赵亦翔,赵吉宾,等. 激光冲击强化对 TiAl 合金组织和性能的影响[J]. 光学精密工程,2014,22(7):1766-1773.
- [3] 王学德,李启鹏,王路成,等. 激光冲击强化对 LY2 铝合金残余应力、显微组织及疲劳性能的影响 [J]. 机械工程材料,2012,36(11):82-96.
- [4] 陆莹,赵吉宾,乔红超,等. 激光冲击强化对 TiAl 合金的显微硬度的影响[J]. 光学学报,2014,34(13):269-274. 

(上接第 107 页)

- [9] Singh R, Kumar D, Mishra S K, et al. Laser cladding of Stellite6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance [J]. Surface and Coatings Technology, 2014,251:87-97.
- [10] Jeshvaghani R A, Shamanian M, Jaberzadeh M. Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by Stellite6 [J]. Materials & Design,2011,32(4):2028-2033.
- [11] Deng D W, Zhang C P, Chen R, et al. Microstructure and microhardness of 17-4PH deposited with Co-based alloy hard-

facing coating[J]. Physics Procedia,2013,50:177-184.

- [12] Chakraborty G, Kumar N, Das C R, et al. Study on microstructure and wear properties of different nickel base hardfacing alloys deposited on austenitic stainless steel [J]. Surface and Coatings Technology,2014,244:180-188.
- [13] Apay S, Gulenc B. Wear properties of AISI 1015 steel coated with Stellite6 by microlaser welding [J]. Materials & Design, 2014,55:1-8.
- [14] Sawant M S, Jain N K. Investigations on wear characteristics of Stellite coating by micro-plasma transferred arc powder deposition process[J]. Wear,2017,378:155-164. 