

[文章编号] 1004-0609(2002)05-0945-05

# Cu-Ni-V-C 合金对激光熔敷层性能的影响<sup>①</sup>

栾景飞, 严 密

(浙江大学 硅材料国家重点实验室, 杭州 310027)

**[摘 要]** 在不预热情况下, 通过调整熔敷金属 Cu 和 Ni 的含量, 改变铸铁激光熔敷层内奥氏体相与渗碳体相体积分数, 分析了奥氏体相体积分数对熔敷层抗裂性的影响。在最佳激光熔敷工艺参数基础上, 研究了 Cu 和 Ni 对熔敷层奥氏体体积分数、表面裂纹率及表面耐磨性的影响。获得的未裂临界熔敷层面积为 55.1 cm<sup>2</sup>, 其对应熔敷材料为 Cu-Ni-C-Si-Fe。以此熔敷材料为基础, 改变 V 含量, 在熔敷层得到原位自生 V<sub>2</sub>C。研究了 V<sub>2</sub>C 对熔敷层耐磨性的影响, 分析了 V<sub>2</sub>C 对熔敷层硬度及磨损质量损失的影响规律, 最终获得了可显著提高熔敷层抗裂性及耐磨性的 Cu-Ni-V-C-Si-Fe 熔敷材料。

**[关键词]** 激光熔敷层; Ni; Cu; 原位自生 V<sub>2</sub>C; 抗裂性; 耐磨性

**[中图分类号]** TG 40

**[文献标识码]** A

凸轮轴、曲轴等铸铁零部件是工业生产的关键部件, 它们在服役期间都遭受磨损<sup>[1]</sup>。为解决这一问题, 一般采用渗碳、热喷涂和等离子弧喷焊等表面处理方法<sup>[2~4]</sup>。近年来, 激光表面熔敷工艺以良好的冶金结合和低的工件变形等优点受到广泛关注<sup>[5]</sup>。激光快速凝固作用使晶粒细化, 熔敷层易获得更高硬度的耐磨组织, 从而使耐磨性得到改善<sup>[6, 7]</sup>, 但相应带来熔敷层裂纹问题<sup>[8]</sup>。一些学者初步探讨了陶瓷材料<sup>[9]</sup>和熔敷层热膨胀系数<sup>[10]</sup>对熔敷层抗裂性的影响, 得到了一些有价值的参考数据。目前, 解决熔敷层开裂的措施主要是将工件预热至 400~500 °C<sup>[11]</sup>, 该方法虽然可解决熔敷层裂纹问题, 但会使激光加工成本增高, 生产周期变长。基于此, 作者通过铸铁件激光熔敷前免预热控制奥氏体相体积分数, 并在渗碳体组织中获得大量 V<sub>2</sub>C, 旨在获得可明显提高熔敷层抗裂性及耐磨性的 Cu-Ni-V-C-Fe 熔敷材料。

## 1 实验方法

实验基体材料为灰铸铁, 矩形试样尺寸为 200 mm × 200 mm × 10 mm。以 Cu-Ni-C-Si-Fe 和 Cu-Ni-V-C-Si-Fe 合金粉末为熔敷材料, 不同 V 含量熔敷材料化学成分如表 1 所示。

在前期工作中<sup>[12]</sup>, 已得到最佳激光工艺参数: 激光输出功率 1.5 kW, 激光扫描速度 400 mm/min,

表 1 不同 V 含量熔敷材料的化学成分

Table 1 Compositions of clad materials with different V contents (mass fraction, %)

Sample No.	V	Ni	Cu	C	Si	Fe
1	1.83	6.42	5.37	3.92	0.63	Bal.
2	3.57	6.40	5.34	3.97	0.59	Bal.
3	6.12	6.36	5.40	3.94	0.56	Bal.
4	9.84	6.39	5.38	3.98	0.59	Bal.
5	12.84	6.43	5.42	3.95	0.58	Bal.

光斑直径 5 mm。熔敷层表面裂纹率为各道熔敷层及热影响区内裂纹总长度与熔敷层总面积的比值。利用体视显微镜观测裂纹总长度。利用超声波探伤检测并判断熔敷层是否开裂及开裂位置。利用光镜及 JXA-840 扫描电镜拍摄熔敷层横断面组织。在 VIDAS2.0 图像分析仪上测定熔敷层组织体积分数, 用显微硬度计测试熔敷层表面硬度, 硬度测试载荷为 0.3 N。无润滑条件下, 磨损试验在 MM-200 磨损试验机上进行。试样与偶件以滑动摩擦形式, 矩形试样尺寸为 14 mm × 10 mm × 10 mm。偶件材料为铬钼稀土冷硬铸铁, 直径为 50 mm, 偶件旋转速度 400 r/min, 垂直载荷 200 N, 磨损时间 2 h。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Cu 对熔敷层性能的影响

熔敷材料成分 (质量分数) 为: 3.95% C,

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(50171065); 教育部博士点基金资助项目(2000033507); 留学归国人员基金资助项目([2000] 367) [收稿日期] 2002-04-08; [修订日期] 2002-06-25 [作者简介] 栾景飞(1971<sup>3</sup>), 男, 讲师, 博士。

0.57% Si, (0~ 7.24%) Cu, 余为 Fe。经鉴定熔敷层内物相主要由渗碳体和奥氏体组成。当  $w(\text{Cu})$  为 1.82%, 5.38% 和 7.24% 时, 其对应熔敷层内奥氏体体积分数分别为 28%, 35% 和 39%, 对应奥氏体内 Cu 的固溶度分别为 0.91%, 1.25% 和 1.32%。可以看出, 随 Cu 含量增加, 奥氏体内 Cu 的固溶度增大, 奥氏体量相应增多。由于高温熔敷金属处于 Fe-C 平衡相图亚共晶成分区间, 由 Fe-C-Si 三元合金相图可知, 随 Si 含量减少, 共晶点 C 含量增加, 奥氏体相区最大 C 含量 E 点右移, 先共晶奥氏体在室温容易稳定存在。在高温熔池凝固过程中首先析出先共晶奥氏体, 因 Cu 是扩大奥氏体相区元素, 也是非碳化物形成元素, 与  $\gamma\text{-Fe}$  能形成有限固溶体, 激光加热及冷却速率极快, 使得熔池为非平衡凝固, 初晶奥氏体内来不及析出 Cu 和 C, 因此随 Cu 含量增多, 奥氏体内 Cu 的固溶度增大, 从而使室温奥氏体稳定性增强。

不同 Cu 含量熔敷层对应未开裂的临界搭接面积  $S_c$  如图 1 所示。可以看出, 随 Cu 含量增加, 对应熔敷层未裂的临界搭接面积增大, 这是熔敷层内韧性相奥氏体体积分数增加所致。

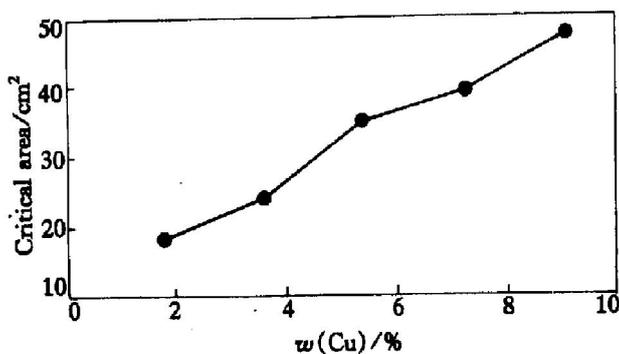


图 1 Cu 含量对未开裂熔敷层临界搭接面积的影响

Fig. 1 Effect of Cu content on critical area of clad layer

当 Cu 含量为 0 时, 熔敷层表面裂纹率为  $69.8 \text{ m/m}^2$ , 其对应熔敷层组织内裂纹形貌如图 2 所示。一部分裂纹开裂方向与激光扫描方向垂直, 一部分裂纹开裂方向与激光扫描方向成  $45^\circ$ 。当熔敷至最后一道时, 熔敷层从该道开裂。

图 2 的取样位置为熔敷层横截面, 渗碳体条纵向与激光扫描方向垂直。可以看出, 裂纹主要沿平行于渗碳体条的纵向开裂, 即激光扫描方向既与渗碳体条纵向垂直, 也与裂纹开裂方向垂直, 说明熔敷层承受的最大残余拉伸应力为垂直于裂纹的纵向拉伸应力。

当  $w(\text{Cu})$  为 5.38% 时, 熔敷层  $S_c$  值为 35.0

$\text{cm}^2$ , 熔敷层硬度  $\text{HV}_{30}$  为 792, 磨损质量损失为 248 mg。图 3 给出了裂纹在  $45 \text{ cm}^2$  熔敷层 (5.38% Cu) 组织中的贯穿形态, 过渡区裂纹穿越渗碳体并止裂于基体; 熔敷层内裂纹沿渗碳体聚集区开裂, 并绕开奥氏体沿渗碳体条纵向扩展, 说明奥氏体对裂纹的萌生和扩展有很强的抑制作用。随 Cu 含量增多, 熔敷层容易止裂的原因是由于奥氏体稳定性增强, 在渗碳体条长度方向收缩应力减小; 奥氏体体积分数的增多, 增强了熔敷层的塑性; 渗碳体条的长宽比  $l/d$  值随 Cu 含量增加有减小趋势, 当  $w(\text{Cu})$  为 1.82% 和 5.38% 时, 其对应未裂熔敷层内渗碳体条的长宽比  $l/d$  值分别为 4.67 和 3.21,  $\sigma_c/\sigma_a$  值为  $5.71^{[12]}$  ( $\sigma_c$  为渗碳体断裂强度,  $\sigma_a$  为奥氏体屈服强度),  $l/d < \sigma_c/\sigma_a^{[13]}$ , 符合渗碳体条不开裂的条件。

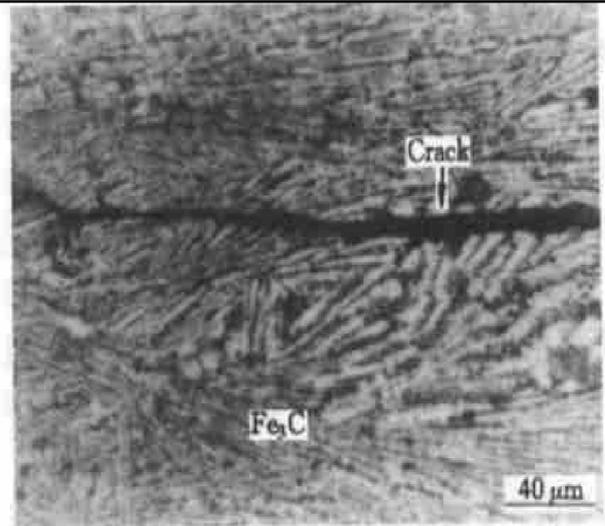


图 2 无 Cu 熔敷层组织内的裂纹形貌(OPT)

Fig. 2 Crack in microstructure of clad layer without Cu

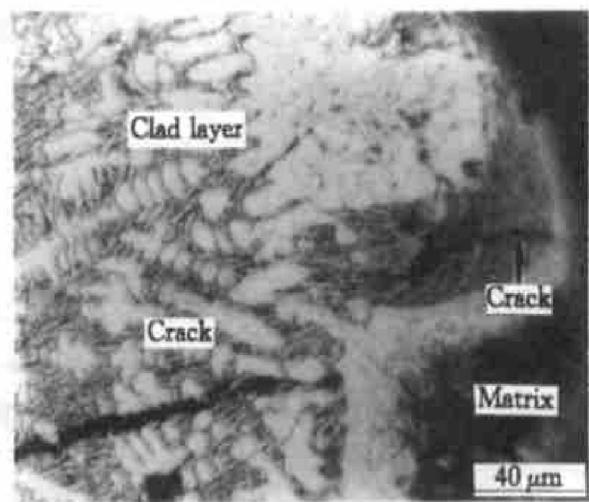


图 3  $45 \text{ cm}^2$  熔敷层组织中的裂纹形态(OPT)

Fig. 3 Crack in microstructure of clad layer with  $45 \text{ cm}^2$

### 2.2 Ni 对熔敷层性能的影响

熔敷材料成分 (质量分数) 为: 3.95% C, 0.57% Si, 5.38% Cu, (1.65% ~ 9.96%) Ni, 余为 Fe。含 6.44% Ni 熔敷层的组织形貌如图 4 所示。可知熔敷层内物相主要由渗碳体和奥氏体组成。当  $w(\text{Ni})$  为 3.18%, 6.44% 和 8.23% 时, 对应熔敷层内奥氏体体积分数分别为 38%, 43% 和 44%。试验结果表明, 随 Ni 含量升高, 奥氏体体积分数增多。Ni 与  $\gamma\text{-Fe}$  可形成无限固溶体, Ni 含量增加将使 C 曲线右移, 从而提高了奥氏体的稳定性。

不同 Ni 含量熔敷层的  $S_C$  值如图 5 所示。可以看出, 随 Ni 含量增加, 对应熔敷层未裂的临界搭接面积增大, 这同样是熔敷层内韧性相奥氏体体积分数增加所致。随 Ni 含量升高, 熔敷层抗裂性增强的原因如前所述, 此外, Ni 提高了熔敷合金对基体的润湿能力, 从而降低了熔敷合金与基体之间的热膨胀系数, 削弱了熔敷层的残余拉应力。经测定, 含 6.44% Ni 熔敷层的硬度 HV 为 765, 磨损质量

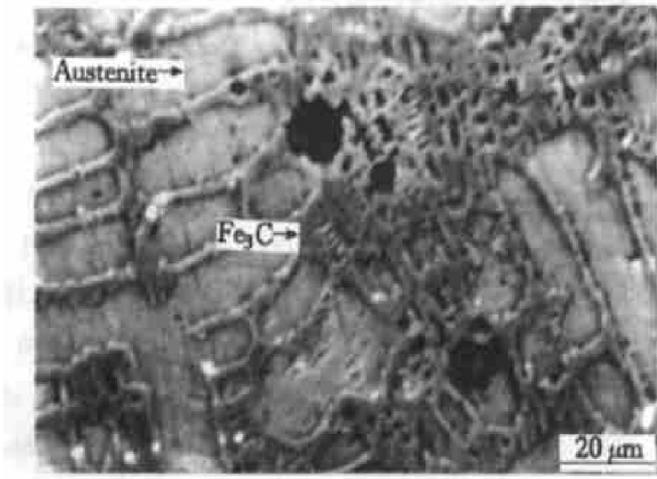


图 4 含 6.44% Ni 熔敷层的组织形貌 (SEM)

Fig. 4 Microstructure of clad layer with 6.44% Ni

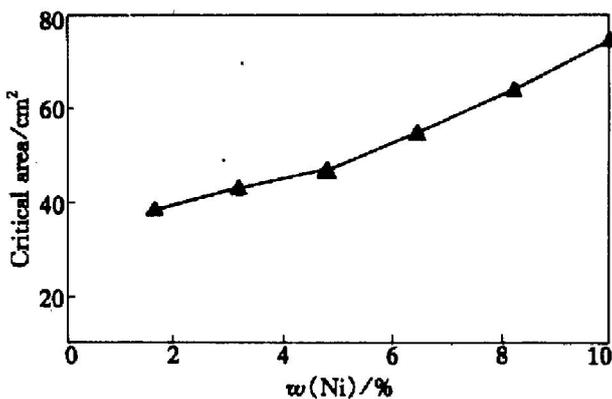


图 5 Ni 含量对未开裂熔敷层临界搭接面积的影响

Fig. 5 Effect of Ni content on critical area of clad layer

损失为 286 mg。熔敷层  $S_C$  值为  $55.1 \text{ cm}^2$ , 其抗裂性是纯莱氏体熔敷层抗裂性的 16 倍。其抗裂性与耐磨性综合性能良好。

### 2.3 V 对熔敷层性能的影响

为了提高熔敷层耐磨性, 以抗裂性良好的熔敷材料 Cu-Ni-C-Si-Fe 为基础, 改变 V 含量, 熔敷金属化学成分如表 1 所示。图 6 示出了 6.12% V 熔敷层组织形貌。经成分鉴定, 呈规则多边形的黑色粒子区域成分主要是 V 和 C。本实验熔敷金属内在热力学上可能形成的化合物相有  $\text{V}_2\text{C}$ , VC,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{VC}_{0.8}$  等。通过文献[14]给出的热力学数据, 各化合物相的标准生成自由能随温度的变化经计算如表 2 所示。

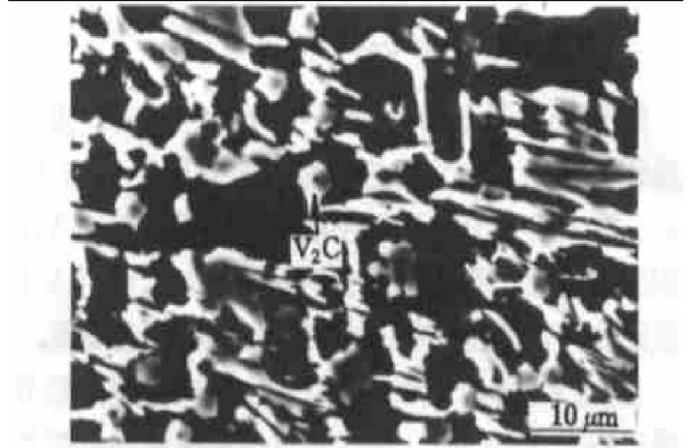


图 6 含 6.12% V 熔敷层的显微组织 (SEM)

Fig. 6 Microstructure of clad layer with 6.12% V

表 2 各相形成自由能随温度变化的数据

Table 2 Variations of free energy of formation with temperature for different phases (kJ/mol)

Phase	T/K				
	1 200	1 400	1 600	1 800	2 000
$\text{V}_2\text{C}$	-143.3	-142.7	-142.1	-141.2	-140.3
$\text{Fe}_3\text{C}$	0.1	-0.9	-5.1	-12.1	-13.9
$\text{VC}_{0.8}$	-95.6	-94.2			
VC	-91.3	-89.3	-87.2	-85.0	-82.7

可以看出,  $\text{V}_2\text{C}$  的标准生成自由能最低, 亦即在该激光熔池内  $\text{V}_2\text{C}$  自发形成趋势最强。故可以确定图 6 中灰黑色多边形粒子为原位自生  $\text{V}_2\text{C}$ 。此外经成分鉴定图 6 中白色长条状组织应为  $\text{Fe}_3\text{C}$ , 附着在  $\text{Fe}_3\text{C}$  骨架上的灰黑色块状组织为奥氏体。当 V 含量增多时, 熔敷层内  $\text{V}_2\text{C}$  数量增多,  $\text{V}_2\text{C}$  体积分数也相应增大。分析认为: 在激光熔池高温状态下, 在化学亲和力作用下,  $\text{V}_2\text{C}$  标准生成自由能最低, 且 V 与 C 极易结合, 因此也最容易自发形核。

图 7 所示为不同 V 含量对熔敷层磨损质量损失的影响。可见随 V 含量增加, 熔敷层磨损质量损失明显减少。与纯莱氏体熔敷层耐磨性相比, 含 6.12% V 熔敷层的耐磨性提高了 1.33 倍。

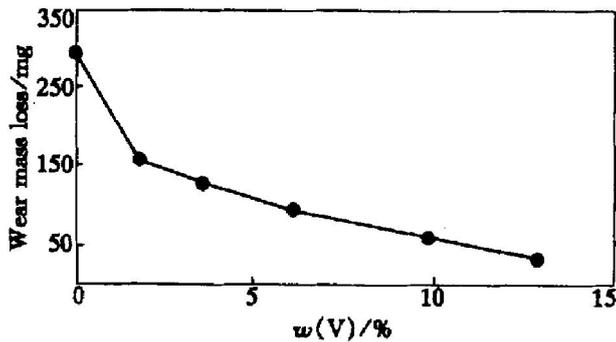


图 7 V 含量对熔敷层磨损质量损失的影响

Fig. 7 Effect of V content on wear mass loss of clad layer

图 8 给出了不同 V 含量熔敷层对应的硬度变化曲线。可见, 随 V 含量增加, 熔敷层硬度增大。因而, 随 V 含量升高熔敷层耐磨性增强是因为 V<sub>2</sub>C 体积分数增大, 导致熔敷层的硬度增加; 同时 V<sub>2</sub>C 弥散强化作用增强; V<sub>2</sub>C 的细晶强化作用也增强。

当 ω(V) 为 6.12% 时, 对应熔敷层未裂的临界搭接面积为 53.0 cm<sup>2</sup>, 经比较分析该熔敷层抗裂性及耐磨性综合性能最佳。

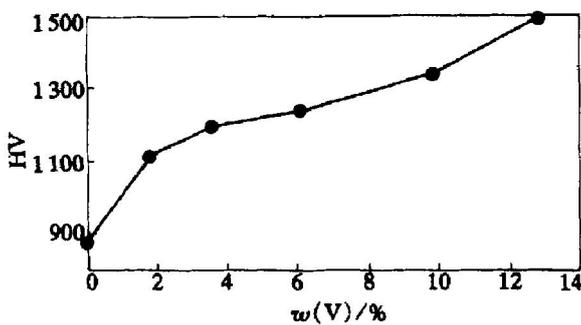


图 8 V 含量对熔敷层硬度的影响

Fig. 8 Effect of V content on surface hardness of clad layer

### 3 结论

在不预热情况下及在最佳激光熔敷工艺参数基础上, 研究了 Cu 和 Ni 对铸铁激光熔敷层奥氏体体积分数、表面裂纹率、未开裂的临界熔敷层搭接面积及表面耐磨性的影响。获得了抗裂性及耐磨性良

好的激光熔敷材料 Cu-Ni-C-Si-Fe, 其对应未裂临界熔敷层面积为 55.1 cm<sup>2</sup>。在熔敷层内, 获得了高硬度原位自生 V<sub>2</sub>C 组织。随 V 含量增加, V<sub>2</sub>C 数量增多, 体积分数增大, 熔敷层硬度增大, 其磨损质量损失减小, 熔敷层耐磨性明显增强。获得了可明显提高熔敷层耐磨性及抗裂性的 Cu-Ni-V-C-Si-Fe 熔敷材料。

### [ REFERENCES ]

[ 1 ] YAN Mi. Effect of Cu, Mo, Si on the content of retained austenite of austempered ductile iron [ J ]. *Scrip Metall Mater*, 1995, 32(9): 1313- 1317.

[ 2 ] 黄伯云, 曲选辉, 贺跃辉, 等. TiAl 基合金的渗碳处理 [ J ]. *中国有色金属学报*, 1994, 4(4): 53- 55.  
HUANG Baiyun, QU Xuanhui, HE Yuehui, et al. Carbonization treatment of TiAl-based alloy [ J ]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1994, 4(4): 53- 55.

[ 3 ] 温金海, 黄伯云. 高性能抗磨损涂层的进展 [ J ]. *材料导报*, 1994, 8(4): 19- 23.  
WEN Jinhai, HUANG Baiyun. The advance in high-performance wear-resistant coatings [ J ]. *Materials Review*, 1994(4): 19- 23.

[ 4 ] YAN Mi. Surface treatment of 45 steel by plasma-arc melting [ J ]. *Surf Coat Tech*, 1997, 91(3): 183- 191.

[ 5 ] 马乃恒, 方小汉. 激光熔敷原位合成 TiC<sub>p</sub>/Al 复合材料 [ J ]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(6): 843- 846.  
MA Naiheng, FANG Xiaohan. In-situ synthesis of TiC<sub>p</sub>/Al composite by using laser cladding [ J ]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(6): 843- 846.

[ 6 ] LUAN Jing-fei. Microstructure and wear resistance of ductile cast iron laser clad with Ni-Ti-Co-C [ J ]. *J Mater Sci Technol*, 1999, 15(3): 222- 224.

[ 7 ] 李 强, 王富耻. 激光熔敷 Ni-Cr-B-Si-C 合金的组织及其摩擦磨损性能 [ J ]. *中国有色金属学报*, 1998, 8(2): 201- 205.  
LI Qiang, WANG Furchi. Microstructures and friction and wear properties of laser-clad Ni-Cr-B-Si-C alloy [ J ]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1998, 8(2): 201- 205.

[ 8 ] 冯志刚, 韩志范. 球墨铸铁激光涂层裂纹研究 [ J ]. *金属热处理学报*, 1995, 16(1): 31- 34.  
FENG Zhigang, HAN Zhifan. Study on crack in laser cladding layer of nodulated cast iron [ J ]. *Transactions of Metal Heat Treatment*, 1995, 16(1): 31- 34.

[ 9 ] 吴新伟, 曾晓雁, 朱蓓蒂, 等. 镍基碳化钨金属陶瓷

- 激光熔敷层开裂性的研究[J]. 中国激光, 1997, A24(6): 570-576.
- WU Xin-wei, ZENG Xiao-yan, ZHU Bei-di, et al. Cracking tendency of laser cladding Ni-based WC composite coatings[J]. Chinese J Lasers, 1997, A24(6): 570-576.
- [10] 宋武林, 朱蓓蒂. 激光熔敷层热膨胀系数对其开裂敏感性的影响[J]. 激光技术, 1998, 22(1): 34-36.
- SONG Wu-lin, ZHU Bei-di. Effects of expansion coefficient of laser cladding layer on cracking sensitivity[J]. Laser Technology, 1998, 22(1): 34-36.
- [11] Trafford D N H, Bell T. Laser treatment of grey iron [J]. Metals Technology, 1983, 10(2): 69-77.
- [12] 栾景飞. 激光熔敷参数对灰铸铁激光熔敷层裂纹的影响[J]. 应用激光, 2000, 20(2): 53-56.
- LUAN Jing-fei. The influence of laser cladding technological parameter on cracking of cladding layer of cast iron [J]. Applied Laser, 2000, 20(2): 53-56.
- [13] Qian M. Initiation and propagation of microcracks in white cast irons under static indentation test [J]. AFS Transactions, 1996, 35(6): 729-733.
- [14] 梁英教. 无机化合物热力学数据手册 [M]. 沈阳: 东北大学出版社, 1993. 83-382.
- LIANG Ying-jiao. Handbook of Thermodynamics of Inorganic Substances [M]. Shenyang: Northeastern University Press, 1993. 83-382.

## Effect of Cu-Ni-V-C alloy on properties of laser clad layer

LUAN Jing-fei, YAN Mi

(State Key Laboratory of Silicon Materials, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

**[Abstract]** In the condition of no preheating, the contents of Cu and Ni in Cu-Ni-V-C laser cladding layers were changed to adjust the volume fractions of austenite and cementite, and the effect of volume fraction of austenite on the cracking resistance was analyzed. Based on optimized parameters of laser processing, effects of Cu and Ni on the volume fractions of austenite, cracking ratio of clad layers, and wear resistance were systematically investigated. It is found that the critical no-cracking overlapping area of clad layers is  $55.1 \text{ cm}^2$ , and the corresponding cladding material is the Cu-Ni-C-Si-Fe alloy. Using this cladding material, the effect of V on the wear resistance of cladding layer was investigated. The influence of endogenous  $\text{V}_2\text{C}$  on the surface hardness and wear resistance of clad layers was analyzed. As a result, a Cu-Ni-V-C-Si-Fe cladding material with high cracking and wear resistance was obtained.

**[Key words]** laser cladding layer; Ni; Cu; endogenous  $\text{V}_2\text{C}$ ; cracking resistance; wear resistance

(编辑 陈爱华)