

双层预涂覆对激光熔覆金属 陶瓷涂层的影响*

许伯藩 史华忠 张细菊

(武汉冶金科技大学材料学院 武汉 430081)

提要 采用双层预涂覆方法在低碳钢表面激光熔覆金属陶瓷涂层。借助 EPMA, XRD 和显微硬度计测定了熔覆涂层的化学成份、显微组织和显微硬度。结果表明, 金属陶瓷涂层具有更均匀的显微组织和高的硬度, 没有孔洞及裂纹产生。

关键词 双层预涂覆, 激光熔覆, 金属陶瓷涂层

1 引 言

激光熔覆金属陶瓷涂层是材料表面强化技术中最有发展前途的技术之一。但是, 在激光熔覆过程中极快的加热与冷却速率, 使涂层中陶瓷相与金属粉末, 以及整个熔覆层材料与基体材料之间, 因热膨胀系数、弹性模量和导热系数等性能上的差异, 导致熔覆层产生孔洞或变形开裂^[1-3]。尽管国内外已从原料配比、工艺参数及设备条件等方面提出了防止裂纹产生的一些措施^[4-6], 但均未能很好地解决问题。本文采用双层预涂覆方法, 减少陶瓷相的氧化和烧损, 降低熔覆层的热应力, 获得较满意的金属陶瓷涂层。同时, 研究了熔覆涂层开裂行为及其影响因素。

2 实验方法与材料

基底材料为 20[#] 钢, 加工成 15 mm × 15 mm × 60 mm 试样, 选用陶瓷相为 TiC 粉, 粒度为 - 200~ + 325 目。金属粘结剂为 G112Ni 基自熔合金粉, 其化学成份为 15~ 18% Cr, 3.0~ 4.5% B, 3.0~ 4.0% Si, 14~ 17% Fe, 1.0% C, 余量为 Ni。粒度为 - 150~ + 300 目。将粉未经湿混后干燥, 再加入有机粘接剂调成糊状, 手工涂覆在基材表面。如表 1 所示, 首先按粉末配比制成单层预涂覆 A 组试样, 厚 0.5 mm; 其次在部分 A 试样的预涂覆层表面再预涂覆 0.3 mm 厚的 G112 粉, 获得双层预涂覆 B 组试样。

激光熔覆工艺参数为功率: 1.8~ 2.0 kW, 光斑直径: 4 mm, 扫描速度: 2~ 3 mm/s, 氮气保护。采用 JXA-8800R 型电子探针和 D/max- γ C 型 X 射线衍射仪测试分析了熔覆层横截面的成份、组织与相组成, 用 71 型显微硬度计测定熔覆层横截面的硬度值。

* 冶金部教育司科研基金资助项目。

表 1 预涂覆方案

Table 1 Precoating scheme

sample	Powder constitution/wt-%	Thickness/mm
A (single-layer)	25TiC+ 75(95G112+ 5Mo)	0.5
B (double-layer)	A + G112	0.5+ 0.3

3 实验结果

3.1 熔覆层的显微组织与宏观特征

如图 1 和图 2 所示,单层预涂覆 A 组试样的熔覆层内存在一些孔洞,熔覆层发生变形,且在与基体结合处存在少许裂纹。双层预涂覆 B 组试样熔覆层内碳化物分布均匀,未见孔洞。而且由于熔覆层内 Ni 含量明显增加(表 2),提高了熔覆层对基材的润湿能力,使熔覆层平铺在基材表面,润湿角很小(图 2 (b)),明显地表现出双层预涂覆处理能有效地防止孔洞及裂纹的产生。

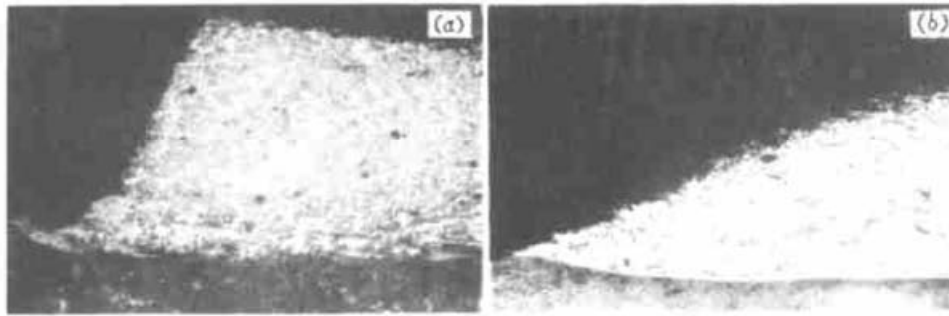


图 1 熔覆层显微组织形貌(250×)

(a) 试样 A; (b) 试样 B

Fig. 1 Microstructure of laser cladding layers (250×)

(a) sample A; (b) sample B

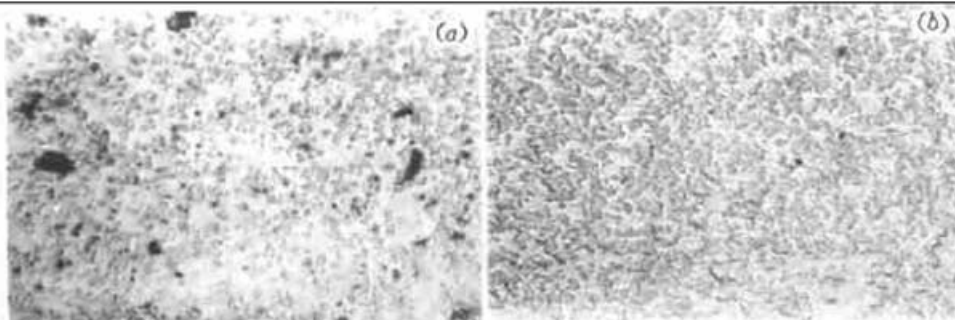


图 2 熔覆层宏观形貌特征(接触角)

(a) 试样 A; (b) 试样 B

Fig. 2 Macrophotograph of laser cladding layers (contact angle)

(a) sample A; (b) sample B

3.2 熔覆层元素组成及分布特征

图 3 与图 4 所示为熔覆层二次电子像(SE)及各主要元素的面分布图。由图可见,在试样 A 样中出现大块 TiC 的集聚,而试样 B 中 TiC 粒子尺寸均匀。在试样 A 中 Ni 与 Si, Cr 元素分布

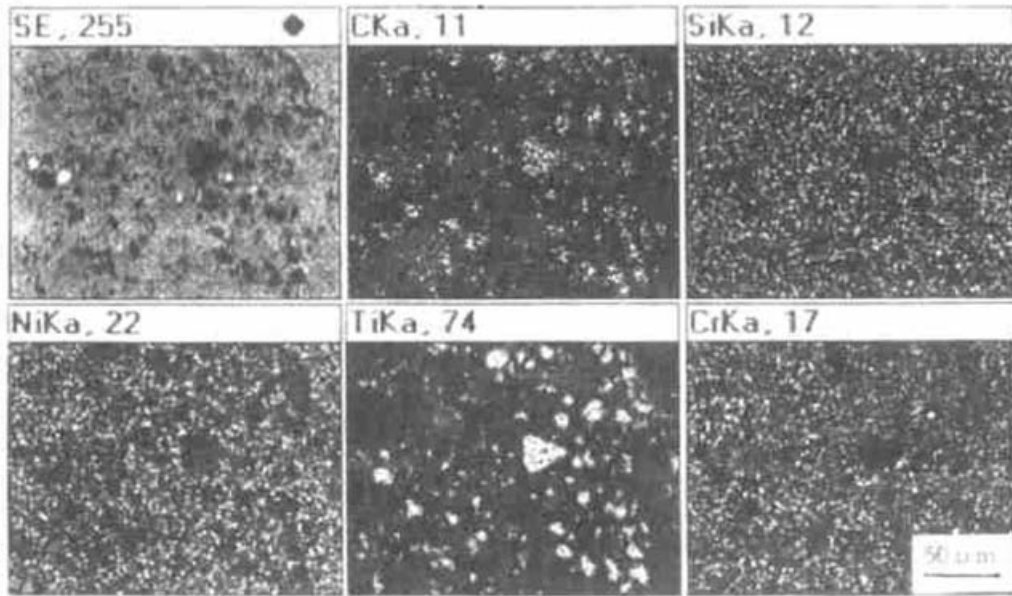


图 3 试样 A 熔覆层内元素面扫描像

Fig. 3 Elements maps taken from the same field in the laser cladding layer of sample A

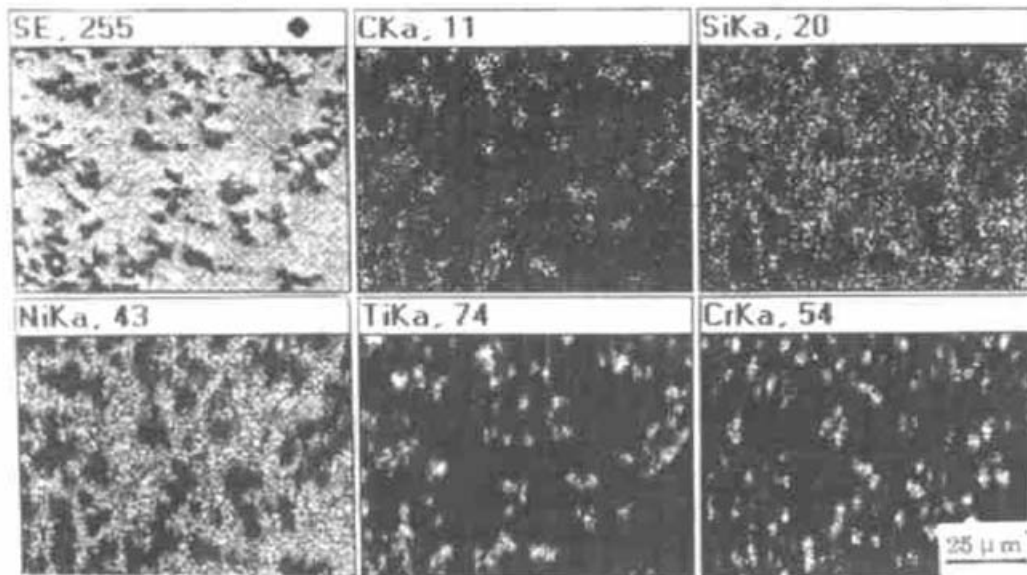


图 4 试样 B 熔覆层内元素面扫描像

Fig. 4 Elements maps taken from the same field in the laser cladding layer of Sample B

表 2 熔覆层中不同区域的化学成份(wt-%)

Table 2 Chemical composition of three areas in laser cladding layers(wt-%)

Sample	Areas	C	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo
A	1	6.20	1.86	18.39	6.08	45.58	18.63	3.26
	2	3.46	2.46	10.68	6.88	50.94	23.33	2.25
	3	2.62	1.90	5.97	5.23	65.98	16.37	1.93
B	1	5.09	3.54	2.36	23.52	18.26	39.50	2.74
	2	4.20	3.96	9.17	16.38	19.47	44.33	2.47
	3	3.09	2.88	7.47	8.10	49.18	27.86	1.44

基本重合,表明 Si 元素已固溶进 γ -Ni 中,经 X 射线衍射分析(XRD)证实(图 5)试样 A 的熔覆层内主要由 γ -Ni 和 TiC 相组成,而试样 B 的 XRD 表明,由于熔池热运动充分,除有分布均匀

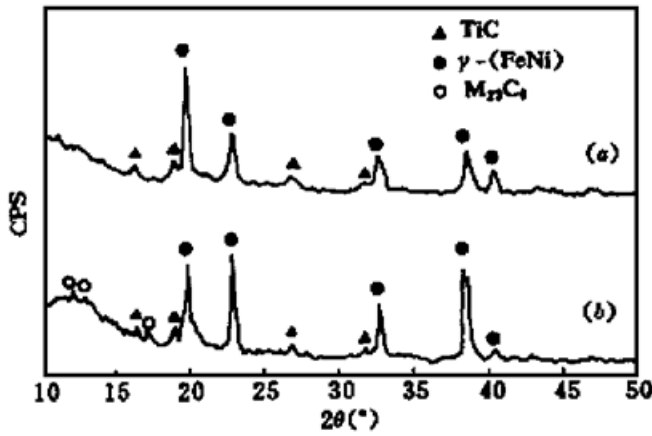


图5 激光熔覆层的X射线衍射分析谱图

(a) 试样A; (b) 试样B

Fig. 5 XRD spectra of laser cladding layers

(a) sample A; (b) sample B

3.3 熔覆层硬度

如表3所示, 双层试样B较单层试样A的熔覆层硬度提高近一倍。一方面是因为稀释度的降低, 另一方面是因为含Cr的碳化物($M_{23}C_6$)的存在所致。

表3 激光熔覆层的硬度值(Hv)

Table 3 Hardness of laser cladding layers

Sample	Hardness [*] /Hv					Mean/Hv
A	401	441	392	452	343	405.8
B	852	797	748	724	780	780.2

* Five values were randomly measured.

4 讨 论

当激光熔覆单层预涂覆试样时, 由于表层中陶瓷吸收激光能量大大高于金属粉, 易使TiC氧化和烧损。同时热量通过熔融金属很快传至界面, 使基体部分熔化, 导致熔覆层稀释度增大, 反映出熔覆层内含Fe量大为增加。另外, 因为熔覆层的热膨胀系数与基体相差较大, 使熔覆层发生变形, 在界面处出现开裂。

采用双层预涂覆之后, 在激光辐照下表层的Ni基自熔合金首先熔化, 所产生的含Si, B熔渣上浮, 明显地阻止了TiC的氧化和烧损。同时, 因为表层金属粉末吸收激光能量大大低于陶瓷粉, 从而使表层之下的混合粉升温速度减慢, 导致熔池内温度梯度及冷却速率下降, 使熔池内热运动充分。结果使TiC分布较单层预涂覆时均匀, 稀释度也降低。熔池冷却时, 析出大量弥散分布的含Cr碳化物, 使熔覆层硬度大为提高。熔覆层中Ni含量显著上升(表2), 这一方面将改善金属粉与TiC的润湿性^[7]; 另一方面, 根据公式^[8] $\sigma = E \cdot (\alpha - \alpha_s) \cdot \Delta T / (1 - r)$, 式中 σ 为熔覆层内热应力, E 为熔覆层弹性模量, $(\alpha - \alpha_s)$ 为熔覆层与基体热膨胀系数之差, ΔT 为熔化温度与室温之差, r 为泊松比, 由于熔覆层内Ni量的增加, 使熔覆层与基体间的热膨胀系数差值降低, 使其热应力下降, 从而克服了单层预涂覆时产生的开裂翘曲现象, 使熔覆层平缓铺在基体表面, 且与基体构成冶金结合。

的 γ -Ni相及TiC外, 还存在有因溶解后的陶瓷相与金属粘接剂交互作用产生的 $M_{23}C_6$ 相[(Fe, Cr) $_{23}C_6$], 这与图4所示Cr元素部分地与C元素重合相吻合, 且它们弥散分布, 致使熔覆层硬度值明显提高。

表2给出在两个试样的熔覆层横截面上, 沿纵向由表向里选定3个区域(测量面积为 $115 \mu\text{m} \times 85 \mu\text{m}$)所测定的主要元素百分比含量。由表2可见, 单层试样A中TiC明显上浮, 由于稀释度的提高导致Fe含量显著增加。在双层试样B中, TiC均匀分布, Ni含量大为增加, 有利于与TiC相的相容^[7], 也减少了熔覆层与基材间的热膨胀系数之差。

参 考 文 献

- 1 Ayers J. D., Tucker T. R.. Particulate TiC hardened steel surface by laser melt injection. *Thin Solid Films*, 1980, **73** : 201~ 207
- 2 Feng Zhigang, Han Zhifan, Zhou Zhirong. Study on crack in laser cladding layer of nodulated cast iron. *Transactions of Metal Heat Treatment* (金属热处理学报), 1995, **16**(1) : 31~ 35 (in Chinese)
- 3 Barker T. N., Xin H., Hu C.. Design of surface in situ metal-ceramic composite formation via laser treatment. *Mater. Sci. Tech.*, 1994, **10**(6) : 536~ 544
- 4 Zhou Xianglin, Ye Yifu, Yu Jinhong *et al.*. Defect and preventive in ceramic-layer by laser cladding. *Hot Working Technology* (热加工工艺), 1995, **6** : 48~ 50 (in Chinese)
- 5 Cooper K. P., Agers J. D.. The influence of processing parameters on the cracking tendency of laser processed composite surfaces. Proc. Cont. ICALEO '87
- 6 Shang Lijuan, Zhu Jingpu. Problems and resolving methods in the laser-deposition process. *Metal Science and Technology* (金属科学与工艺), 1992, **11**(2) : 65~ 69 (in Chinese)
- 7 Xu Chun, Luo Yuanying, Zou Ziyong. Effect of moist ability on the laser cladding process. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1991, **18**(3) : 179~ 182 (in Chinese)
- 8 Jiang Yongqiu, Lin Ruiyang. Fracture analysis of protective coatings on polymers metals and ceramics. *Materials Science Progress* (材料科学进展), 1993, **7**(6) : 513~ 516 (in Chinese)

Effect of Double-layer Precoating on the Laser Cladding Ceramal Layer

Xu Bofan Shi Huazhong Zhang Xiju

(Wuhan Yejin University of Science & Technology, Wuhan 430081)

Abstract The ceramal layer on the surface of mild steel was cladded by using a double-layer precoating method. The composition, microstructure, and hardness of the ceramal layer were analysed with the help of EPMA, XRD and a microhardness measuring instrument. The results show that a more uniform microstructure and higher hardness were obtained in the ceramal layer, and there are no porosities and cracks in it.

Key words double-layer precoating, laser cladding, ceramal layer