

文章编号: 0258-7025(2001)03-0275-04

钛合金表面激光熔覆 NiCrBSi-TiC 复合涂层的组织研究

孙荣禄 郭立新 董尚利 杨德庄

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 哈尔滨 150001)

提要 采用 CO₂ 激光在 TC4 合金表面进行了 NiCrBSi-TiC 混合粉末的激光熔覆试验,利用扫描电镜和 X 射线衍射仪等对熔覆层的组织进行了分析,测试了熔覆层的显微硬度。结果表明,在优化工艺参数下可获得连续、均匀、无裂纹和气孔的熔覆层,熔覆层由 TiC, γ -Ni, M₂₃(CB)₆, CrB, Ni₃B 等相组成。在激光熔覆过程中 TiC 颗粒边缘发生了溶解,冷却时以细小的枝晶形式析出,熔覆层显微硬度的平均值为 Hv980。

关键词 钛合金,激光熔覆,金属-陶瓷涂层,显微组织

中图分类号 TG 665, TG 668 **文献标识码** A

Study on Microstructure of Laser-clad NiCrBSi-TiC Coating on the Surface of Titanium Alloy

SUN Rong-lu GUO Li-xin DONG Shang-li YANG De-zhuang

(School of Material Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Abstract The clad coating of NiCrBSi-TiC metal-ceramic powders on the surface of TC4 alloy was performed by CO₂ laser. By means of SEM and XRD, microstructure of the coating was investigated, and microhardness was measured. The experimental results show that the clad coating is continuous, homogeneous, poreless and crackless by optimizing the technical parameters. The phases of coating are composed of TiC, γ -Ni, M₂₃(CB)₆, CrB, Ni₃B *et al.*. The edges of TiC particles were dissolved during laser heating, and the tiny dendrites of TiC precipitated during cooling. The average hardness of coating is Hv980.

Key words titanium alloy, laser cladding, metal-ceramic coating, microstructure

1 引言

钛及钛合金具有比强度高、耐腐蚀性好等优点,是航天、航空和石油化工等工业领域广泛使用的材料。但是,其缺点是耐磨性能差,限制了它在摩擦机构中的应用。这一问题可以通过表面强化技术来解决。近年来,激光熔覆技术得到了发展和应用,熔覆材料已由传统的铁基、镍基和钴基合金发展到在这些合金的基础上加入 WC^[1~3], TiC^[4,5], SiC^[6,7], TiN^[8]等陶瓷粉末,形成金属-陶瓷复合涂层。基材已由钢铁材料逐渐转向铝合金^[9]、钛合金^[10]。如 P. A. Molian 等在 Ti-6Al-4V 合金表面激光熔覆 NiCrCoAlY-BN 金属-陶瓷复合涂层,使其耐磨性能大幅度提高。但是,由于钛合金的化学活性极高,难以

获得连续、均匀、结合良好的涂层。深入研究这一问题,弄清激光工艺参数对涂层质量的影响,以及激光加热和冷却过程中组织转变规律,对钛合金表面激光熔覆技术的发展是很有意义的。

2 试验方法

基体材料采用 TC4(Ti-6Al-4V)合金,试样尺寸为 ϕ 30 mm \times 10 mm,待熔覆的表面用 02# 砂纸打磨,并用丙酮清洗。

熔覆材料采用 NiCrBSi:TiC = 1:1(体积比)的机械混合粉末,其中 NiCrBSi 粉末的化学成分为(wt-%):17.0Cr, 3.5B, 4.0Si, 1.0C, < 12Fe, 余为 Ni; 粒度为 -140 ~ +320。TiC 颗粒的化学成分为(wt-%):总含碳量 19.85, 游离碳小于 0.2, 颗粒直径为 1 ~ 10 μ m。采用化学粘结法将混合粉末预涂在基体材料的表面,预涂厚度 $\delta \approx 1.0$ mm,并在 373 K

条件下烘干。

激光熔覆试验采用 ML-108 型 CW-CO₂ 激光器。试验时激光工艺参数为:输出功率 $P = 5 \text{ kW}$,扫描速度 $V = 5.5, 8.0, 10.8, 15 \text{ mm/s}$;光斑直径 $D \approx 6.0 \text{ mm}$;多道搭接试样的搭接率为 30%;熔覆时用氩气保护。

将激光熔覆试样沿垂直焊道的方向切开,制取金相试样,在读数显微镜下测量激光熔覆层堆积高度 H 和基体的熔化深度 h ,并计算熔覆层的稀释率 $A(\%)$ 。稀释率的计算公式为 $A(\%) = h/(h + H)$ 。

用光学显微镜和 S-570 型扫描电镜观察熔覆层的组织形貌,用 D/max-rB 型 X 射线衍射仪对熔覆层进行物相分析。用 HXD-1000 型电子显微硬度计测量熔覆层的显微硬度。

3 试验结果及分析

3.1 激光工艺参数对熔覆层质量的影响

激光工艺参数对熔覆层质量的影响通常采用激光比能(P/VD)来综合表征。表 1 列出了激光比能对熔覆层质量的影响。

表 1 激光比能对熔覆层质量的影响

Table 1 Effect of laser specific energy on quality of coating

Laser specific energy/ $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-2}$	Bead height/mm	Substrate melt depth/mm	Dilution/%	Process defects
15.2	0.83	0.51	38	None
10.4	0.75	0.25	25	None
7.7	0.58	0.17	22	Few pores
5.6	0.46	0.10	17	Some pores, porosity



图 1 激光熔覆道的宏观形貌

Fig.1 Macromorphology of the laser cladding track

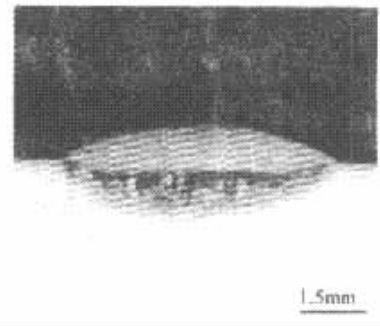


图 2 激光熔覆道横截面形貌

Fig.2 Section-morphology of the laser cladding track

从表 1 可见,当激光比能较大时,基体材料熔化较多,对熔覆材料的稀释作用较大。随着激光比能的降低,基体材料的熔化量减少,对熔覆材料的稀释作用降低。但当激光比能过低时,涂层内部产生气孔和未熔合等缺陷。图 1 和图 2 是激光比能为 10.4 kJ/cm^2 时激光熔覆道的宏观形貌和横截面形貌,可见激光熔覆道表面均匀、连续,涂层内组织均匀致密,无气孔和裂纹等缺陷。

3.2 激光熔覆层的显微组织

将三道搭接的激光熔覆试样表面磨平进行 X 射线物相分析。图 3 是激光比能为 10.4 kJ/cm^2 时熔覆层 X 射线衍射图谱。可见,激光熔覆层由 TiC , $\gamma\text{-Ni}$, $\text{M}_{23}(\text{CB})_6$, CrB 及 Ni_3B 等相组成。与试验用原始 Ni 基合金粉末(物相组成为 $\gamma\text{-Ni}$, Ni_3B , M_{23}

$(\text{CB})_6$, M_7C_3 , Cr_2B , CrB)相比,激光熔覆处理使 Ni 合金中析出相的种类减少。这是由于激光加热和冷却速度极快,使 $\gamma\text{-Ni}$ 中溶质原子的固溶度增加,碳、硼

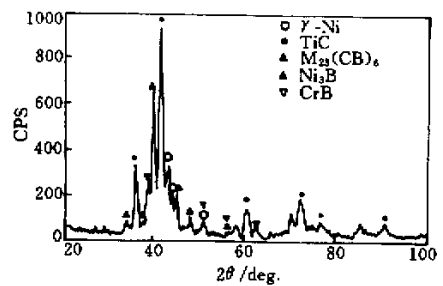


图 3 激光熔覆层 X 射线衍射图谱

Fig.3 X-ray diffraction spectrum of laser clad coating

化合物来不及充分析出。

图 4 是激光比能不同时熔覆层抛光态的金相组织。从图中可见 ,TiC 颗粒均匀地分布在 Ni 基合金的基底上。当激光比能较小时 ,TiC 颗粒仍保持原始颗粒的尺寸和不规则形貌(见图4(a)) ,当激光

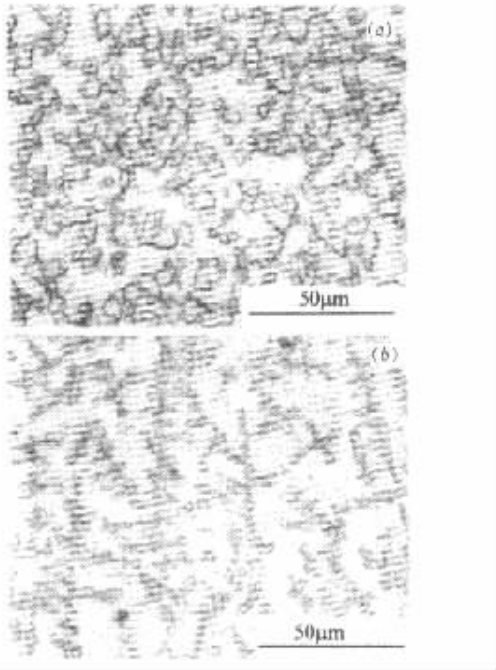


图 4 激光熔覆层的金相组织

Fig.4 Optical morphology of the laser cladding coating (a) $P/VD = 7.7 \text{ kJ/cm}^2$; (b) $P/VD = 10.4 \text{ kJ/cm}^2$

比能较大时 ,TiC 颗粒的形态和尺寸发生了明显的变化 ,一部分以细小的枝晶形式存在 ,一部分以颗粒形式存在 ,但颗粒尺寸明显减小 ,边缘趋于圆滑(见图 4(b))。这表明在激光熔覆过程中 TiC 颗粒发生了溶解和重新析出。在激光加热时 ,高温熔池内细小的、能量较高的(存在畸变的颗粒)以及 TiC 颗粒的尖角或突出部位首先发生溶解。这是因为颗粒在液相中的溶解度与其本身的曲率半径有关 ,尺寸较小的颗粒或大颗粒的尖角处 ,曲率半径较小 ,具有较高的 C 浓度 ,会引起液相中 C 原子由尖角处向曲率半径较大的区域扩散 ,为维持颗粒尖角附近 C 浓度的平衡 ,尖角处必须不断溶解 ,最终消失。这个过程的驱动力在于 TiC 颗粒的能量和尺寸的不均匀性降低 ,是一个自发过程。由于激光加热速度快 ,熔池内 TiC 颗粒的溶解远未达到平衡条件下的程度 ,激光比能越高 ,相互作用时间越长 ,TiC 颗粒的溶解程度就越大。在冷却过程中 ,随着温度的降低 TiC 在 Ni 基合金中的溶解度迅速下降 ,一部分过饱和的 C 和 Ti 原子将从液相中以 TiC 的形式重新析出。TiC 从液相中析出时有两种形核方式 ,一种是以熔池中未完全溶解的 TiC 颗粒为核心非自发行核 ,另一种是自发行核 ,其中前者占主导地位。由于熔池的冷却速度极快 ,熔液的过冷度很大 ,故以枝晶形式生长。

3.3 激光熔覆层与基体的结合界面

图 5(a)是激光熔覆试样横截面的低倍扫描电镜照片。从图中可见 ,激光熔覆试样由表及里可以分为三个区域 ,表层为含 TiC 颗粒的熔覆区 ,底层为基体的热影响区 ,在熔覆区与基体热影响区之间 ,

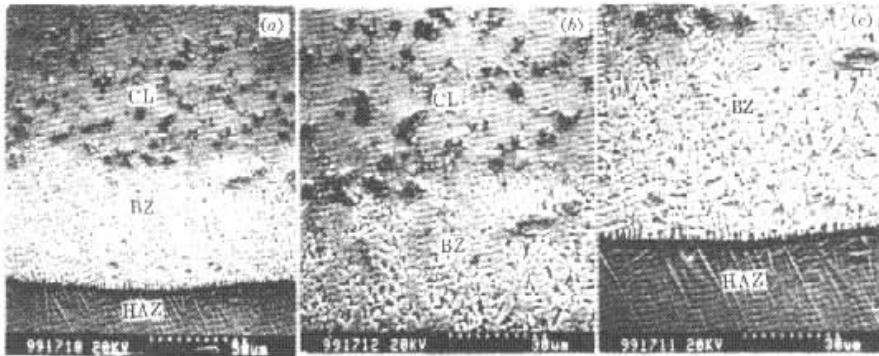


图 5 激光熔覆试样横截面 SEM 组织

图中 ,Cl 为熔覆区 ,BZ 为结合区 ,HAZ 为热影响区

Fig.5 SEM of the section-morphology of laser cladding coating($P/VD = 7.7 \text{ kJ/cm}^2$)

Cl : clad zone ; BZ : bonding zone ; HAZ : heat affected zone

存在一厚度约为 $50 \sim 60 \mu\text{m}$ 的白亮区,称之为结合区。SEM 能谱成分分析表明,该区成分为(wt-%):Ti 74.55%, Al 3.75%, V 3.24%, Ni 11.19%, Cr 3.17%, Si 1.01%, Fe 3.09%。图 5(b)(c)分别是熔覆区与结合区及结合区与基体热影响区交界处的高倍扫描电镜照片。从图中可以看出,结合区的组织为细小的树枝晶,枝晶的主轴大致垂直于熔池的底部,呈联生结晶特征,表明熔覆层与基体之间为冶金结合。

此外,从图 5 还可以看出,基体热影响区为针状马氏体组织,说明在激光加热时该区的温度已超过 TC4 合金的相变点,由 $\alpha + \beta$ 双相组织转变为粗大的单相 β 组织,并由于冷却速度较快,发生非扩散型转变,形成过饱和的 α 固溶体,得到针状马氏体组织。

3.4 激光熔覆层的显微硬度

图 6 是激光熔覆试样沿层深方向的显微硬度分布曲线。从图中可见,熔覆区的硬度最高,但存在较大的不均匀性,平均值约为 Hv980。结合区的尺寸较小,只测得一个点,硬度值为 Hv659。热影响区的硬度(Hv320~350)较低,与基体硬度(Hv300)接近,表明 TC4 合金淬火组织的硬化效应极弱。

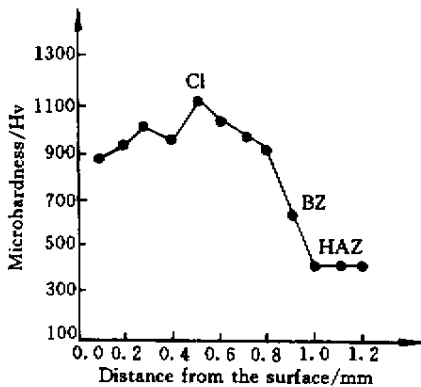


图 6 激光熔覆试样沿层深方向的显微硬度分布曲线

Fig.6 Microhardness distribution of the laser clad coating as a function of distance from surface ($P/VD = 10.4 \text{ kJ}/\text{cm}^2$)

4 结 论

1) 当激光比能为 $10.4 \text{ kJ}/\text{cm}^2$ 时,可获得表面连续、均匀,内部无气孔和裂纹的熔覆层。

2) 激光熔覆层由 TiC, $\gamma\text{-Ni}$, $M_{23}(\text{CB})_6$, CrB, Ni_3B 等相组成。在激光加热过程中 TiC 颗粒边缘发生了溶解,在随后的冷却过程中又以细小的枝晶形式重新析出。熔覆层与基体之间为冶金结合。

3) 熔覆层显微硬度的平均值约为 Hv980。

参 考 文 献

- 1 Zhang Song, Zhu Jinpu, Tan Chaoxin. Laser coating of Ni based-WC alloy on 15MnV Steel. *Materials Science Progress* (材料科学进展), 1990, **4**(2):168~173 (in Chinese)
- 2 Wu Ping, Zhou Changzhi, Tang Xinan. Preparation of wear-resistant graded metal-ceramic coating by laser-alloying. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1994, **30**(11):B508~B512 (in Chinese)
- 3 Yang Yongqiang, Tian Nailiang. Laser cladding of high temperature alloys and their application. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1995, **A22**(8):632~636 (in Chinese)
- 4 Pei Yutao, Meng Qingchang, Ouyang Jiahu *et al.*. Dissolution and precipitation of TiC particles and their distribution in a laser clad 30vol-% TiCp/Ni-alloy composite coating. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1995, **A22**(12):935~938 (in Chinese)
- 5 J. H. Ouyang, Y. T. Pei, T. C. Lei *et al.*. Tribological behaviour of laser-clad TiC composite coating. *Wear*, 1995, **185**:167~172
- 6 Y. T. Pei, J. H. Ouyang, T. C. Lei *et al.*. Microstructure of laser-clad SiC(Ni alloy) composite coating. *Mater. Sci. Eng.*, 1995, **A194**:219~224
- 7 G. Abbas, D. R. F. West. Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear. *Wear*, 1991, **143**:353~363
- 8 Ouyang Jiahu, Pei Yutao, Lei Tingquan *et al.*. Laser cladding of a wear-resistant TiNp/Ni-base alloy composite coating. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1995, **A22**(2):144~150 (in Chinese)
- 9 Liang Gongying, He Belin, Su Junyi *et al.*. Microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-WC coating on aluminum alloy. *Chinese J. Lasers* (中国激光), 1998, **A25**(10):950~954 (in Chinese)
- 10 P. A. Molian, L. Hualun. Laser cladding of Ti-6Al-4V with BN for improved wear performance. *Wear*, 1989, **130**:337~352