

GH710 表面激光熔覆 NiCrMoNb 组织及耐磨性

胡 滨, 胡芳友, 黄旭仁, 崔爱永, 卢长亮, 黄军磊

(海军航空工程学院青岛分院, 山东 青岛 266041)

摘 要: 为修复某航空叶片损伤, 应用 CO₂ 激光器进行了 GH710 表面熔覆 NiCrMoNb。分析了熔覆层金相组织, 测试了熔覆层显微硬度及其在大气环境室温下的干滑动摩擦磨损性能。结果表明: 熔覆层和基体呈现良好的冶金结合, 白亮结合带宽度为 10 ~ 20 μm; 熔覆层组织由粗大疏松的柱状晶过渡为细小、致密的枝晶, 在熔覆区最外层基本为网状晶格。柱状晶晶轴与熔合线接近垂直, 其宽度能够达到 8 ~ 12 μm, 轴向长度达到 50 ~ 60 μm。网状晶面积大约在 2 μm × 5 μm ~ 4 μm × 8 μm 之间; 熔覆层、结合带、基体硬度成明显的阶梯状分布。熔覆层显微硬度最高达到 450 HV, 比基体高出 40% ~ 50%; 熔覆层的磨损量大约为基体磨损量的 50% ~ 55%, 以磨粒磨损为主, 黏着磨损为辅。

关键词: 激光熔覆; GH710; NiCrMoNb; 摩擦磨损

中图分类号: O532.25; TG115.58 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-9289(2011)03-0089-04

Microstructure and Wear-resisting Property of NiCrMoNb Laser Cladding on GH710

HU Bin, HU Fang-you, HUANG Xu-ren, CUI Ai-yong, LU Chang-liang, HUANG Jun-lei

(Qingdao Branch of Naval Aeronautical Engineering Institute, Qingdao Shandong 266041)

Abstract: Laser cladding on GH710 substrates using NiCrMoNb powders by CO₂ laser was carried out for the repair of aero blades. The microstructure and microhardness of cladding layers were investigated. The properties of dry sliding friction and wear in the air were tested. It was found that the clad layer was well combined with the substrate. The white narrow metallurgical bonding zone was about 10 ~ 20 μm; the microstructure transforms from coarse columnar grains to fine tree-like grains from bottom to top and the net-like grains were fabricated on the surface. The axis of columnar grains is perpendicular to the direction of the melting line. Columnar grains has the scale of 8 ~ 12 μm on the width and 50 ~ 60 μm in the axis direction. The area of the crystal lattice varies from 2 μm × 5 μm to 4 μm × 8 μm. The microhardness of cladding, metallurgical bonding and substrate changes in a gradient. the microhardness is 450 HV, 40% ~ 50% higher than that of the substrate, and the wearing capacity is 50% ~ 55% of that of the substrate. The main form of abrasion is grain-abrasion and adhesion-abrasion.

Key words: laser cladding; GH710; NiCrMoNb; friction; wear

0 引 言

转子叶片是航空发动机结构件中的关键零部件之一, 由于其为高速旋转的动部件, 数量多、形体单薄、载荷状况严酷、工作环境复杂, 所以其故障率很高(据统计, 在航空发动机中, 叶片故障可占到总故障的 40% 以上); 能够导致严重的飞行事故。各型号航空发动机均发生过转子叶片故障, 其原因也基本覆盖了设计、制造、使用、维修等发动机全寿命过程的各环节, 造成巨大的经济损失^[1]。

导致转子叶片失效的主要原因腐蚀、磨损和疲劳破坏几乎都是从转子表面开始, 逐渐发展而

致损伤、破坏, 而许多重要的表面性能如硬度、耐磨性、耐腐蚀性、耐冲蚀性、抗氧化、耐热性等都取决于金属材料表面的物理、化学性质^[2]。为了降低转子叶片在恶劣的工作环境下造成损坏而报废的比例, 提高零件的可靠性, 延长使用寿命, 世界各国都在研究提高零件表面性能的表面工程技术。激光在涂层表面改性领域的高经济效益, 使其具有广阔的发展前景^[3]。文中采用自配的 NiCrMoNb 合金粉末, 利用 CO₂ 激光熔覆技术在 GH710 基体表面制备了熔覆层。分析研究了熔覆层的组织、硬度和磨损性能, 为叶片的再制造提供试验基础。

1 试验方法

基体材料采用 GH710 高温镍基合金, 试样的

尺寸为 $30\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 3\text{ mm}$, 组织成分(质量分数%)为: $0.05\% \sim 0.10\% \text{ C}$, $16.5\% \sim 19.5\% \text{ Cr}$, $4.5\% \sim 5.5\% \text{ Ti}$, $2.3\% \sim 3.0\% \text{ Ae}$, $1.0\% \sim 2.0\% \text{ W}$, $2.5\% \sim 3.5\% \text{ Mo}$, $13.5\% \sim 16.0\% \text{ Co}$, $0.10\% \sim 0.20\% \text{ Mn}$, $0.01\% \sim 0.03\% \text{ B}$, 其余为 Ni。熔覆粉末为自配的 NiCrMoNb 合金粉末, 各成分粉末纯度 $\geq 99.9\%$, 经过机械充分混合, 其成分为: $22\% \text{ Cr}$, $9.0\% \text{ Mo}$, $3.3\% \text{ Nb}$, $1.0\% \text{ Co}$, $5.0\% \text{ Fe}$, $0.4\% \text{ Al}$, 其余为 Ni。

试验采用 2000W L-2000 型横流连续 CO_2 激光器。试样表面经 400 号砂纸机械打磨, 用丙酮清洗; 使用乙基硅酸盐黏结剂将合金粉末预置于基材表面, 粉末厚度 $0.8 \sim 1.0\text{ mm}$, $150\text{ }^\circ\text{C}$ 干燥 24 h。激光熔覆工艺参数为: 功率为 $1000 \sim 1600\text{ W}$, 扫描速度为 $8 \sim 12\text{ mm/s}$, 光斑直径为 2 mm , 高纯氩气同轴保护, 离焦量 $+25\text{ mm}$, 垂直照射, 采用直线进给方式单道熔覆多道搭接, 搭接率为 30% 。

采用 BX51M 型光学显微镜和日立 S-3500N 型扫描电镜观察熔覆区以及熔覆层与基体结合处的金相组织特征。用 HXS-1000 型电子显微硬度仪测量熔覆层沿深度方向的显微硬度分布。用 MMW-1 型盘-销式干滑动摩擦磨损试验机测试熔覆层在大气环境中室温下的摩擦磨损性能。摩擦销为多道搭接激光熔覆试样, 对磨环为重熔 45 号钢。以 GH710 基体为标样。表面粗糙度 R_a 均为 0.8 。采用的摩擦工艺参数: 法向加载 30 N ; 相对滑动速度为 0.4 m/s ; 总行程 500 m 。用精度为 0.1 mg 的电子分析天平称量磨损量 Δm 。

2 试验结果

2.1 激光熔覆层金相组织

图 1 所示, 熔覆区与基体形成了良好的冶金结合。结合带平滑, 没有裂纹, 熔覆层与基体的浸润性良好。相邻两道搭接处形成良好的冶金结合, 过渡区平滑。结合带处有一条明显的白亮带, 为一层很薄的蜂窝状胞晶组织。其特点是: 在熔覆区一侧, 由于激光熔覆时基体局部熔化和凝固速率很快, 固-液界面处的温度梯度 G 最大, 晶体以平面状生长, 形成一条宽度在 $10 \sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 之间的固溶体结晶层。

熔覆层晶粒形状分为柱状晶, 枝状晶和网状晶。在柱状晶, 枝状晶周围夹杂着网状晶。在熔

覆层内靠近结合带处的晶粒为较大尺寸的柱状晶组织, 且一次枝晶发达, 二次枝晶欠发达, 部分一次晶干上不出现二次枝晶臂, 网状晶较少。柱状晶晶轴与熔合线接近垂直, 其宽度能够达到 $8 \sim 12\text{ }\mu\text{m}$, 轴向长度达到 $50 \sim 60\text{ }\mu\text{m}$ 。稍微远离结合带, 向熔覆层表层靠近处的晶粒为比较小的枝状晶, 同时网状晶逐渐增多。枝状晶的宽度在 $4 \sim 6\text{ }\mu\text{m}$ 之间, 长度在 $20 \sim 30\text{ }\mu\text{m}$ 之间。枝状晶一般没有二次枝晶。在部分枝状晶生长方向生长出网状晶。在熔覆区最外层基本为网状晶。面积大约在 $2\text{ }\mu\text{m} \times 5\text{ }\mu\text{m} \sim 4\text{ }\mu\text{m} \times 8\text{ }\mu\text{m}$ 之间。相对于基体晶间结合, 熔覆区晶间结合性良好, 没有产生晶间裂纹。内层柱状晶和枝状晶的生长方向性较好, 晶轴与结合带角度成直角。外层晶粒更为细小, 成多向性。

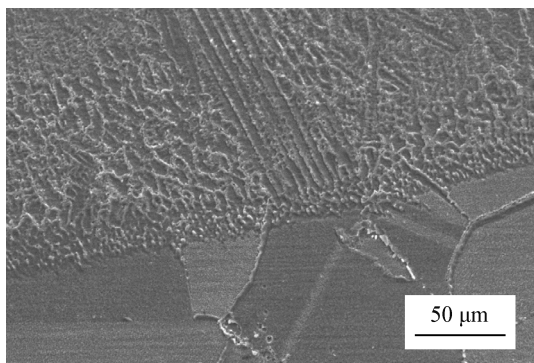


图 1 结合带扫描电镜

Fig. 1 SEM of metallurgical bonding zone

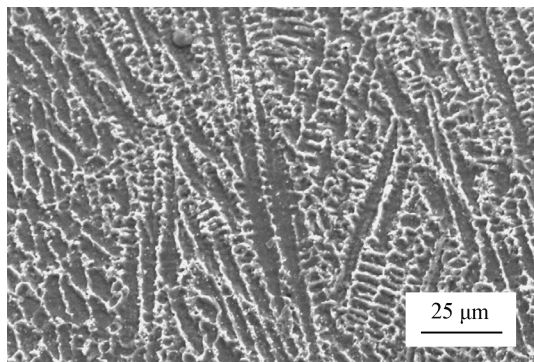


图 2 熔覆层扫描电镜

Fig. 2 SEM of the cladding layer

图 3 为搭接区扫描电镜。可以清楚地看出相邻两道熔覆层中柱状晶的生长方向呈一定的角度。在搭接区内由于二次重熔, 晶粒组织重熔再结晶, 以网状晶为主。

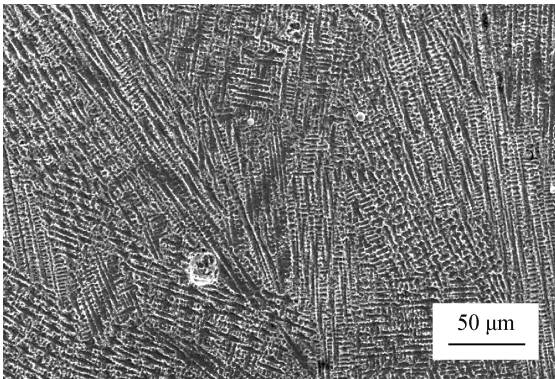


图 3 搭接区扫描电镜
Fig. 3 SEM of the overlapping zone

当激光功率过大时,产生了晶间裂纹,如图 4 所示。通过扫描电镜的观察,发现裂纹从基体的晶间产生,贯穿了结合带,延伸至熔覆区。熔覆层的开裂与激光熔覆处理后材料内部存在较大的残余应力有关。其来源可分为两部分:热应力及相变应力。因为基体金属和熔覆材料二者的热物理参数(如膨胀系数)存在差别,在高能激光束瞬时作用下,容易导致热应力的产生。另一方面,熔覆层的熔化和凝固过程,交界面基体材料的固态相变都会发生体积变化,这均会产生组织应力。当这两部分的综合作用结果表现为拉应力时,容易在气孔、夹杂物尖端等处形成应力集中,导致裂纹产生。

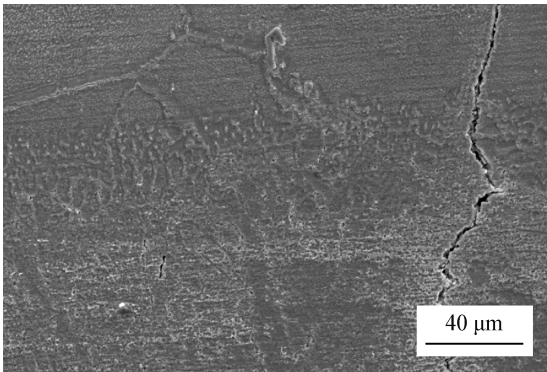


图 4 熔覆层裂纹
Fig. 4 Cracks in the cladding layer

2.2 激光熔覆层显微硬度

取最优参数激光熔覆试样测量显微硬度,加载 500 N,作用时间为 20 s。为显示显微硬度分布特点,在熔覆试样水平方向每间隔 0.5 mm,层深方向沿直线每间隔 0.05 mm 打点,通过三次平行试

验分别测试熔覆区、结合区及基体热影响区的显微硬度,如图 5 所示。

从硬度曲线可以看出,熔覆层、结合带、基体硬度成明显的阶梯状分布。结合带作为过渡区域,硬度有较大的跨越。这是因为熔覆层显微组织比基体更为细小、致密。在激光熔覆过程中,Mo、Cr、Fe 等元素进行奥氏体固溶强化;Al、Nb 等获得大量有序金属间化合物 γ' 相沉淀强化;Co 等元素实现晶界强化。熔覆层表面并不是硬度最高处,而是越靠近结合带硬度会越高。在靠近结合带边缘处出现硬度峰值,达到 450 HV。

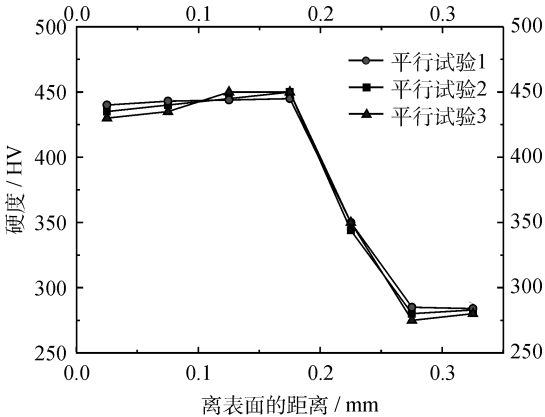


图 5 熔覆试样沿层深方向的硬度分布曲线
Fig. 5 Microhardness distribution of cladding layers in the depth direction

2.3 激光熔覆层摩擦磨损性能

图 6 所示为基体和熔覆层磨损量变化规律曲线。可以看出,基体的磨损量明显高于熔覆层。熔覆层的磨损量大约为基体磨损量的 50% ~ 55%。

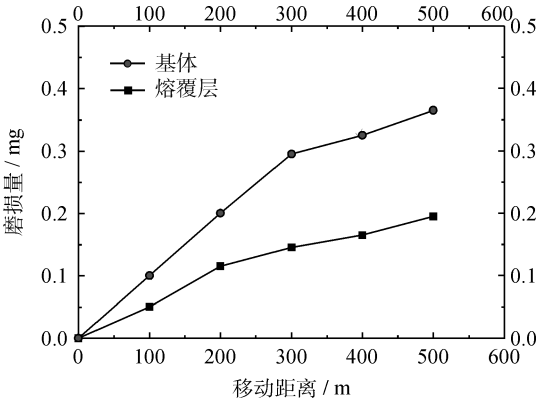
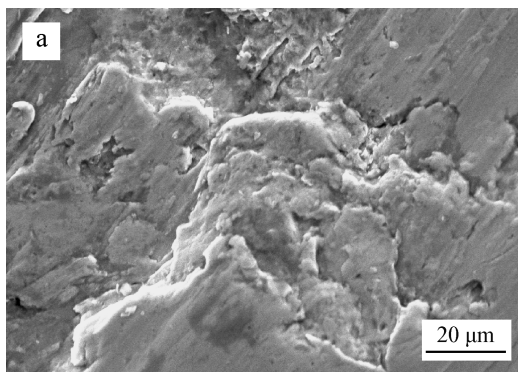


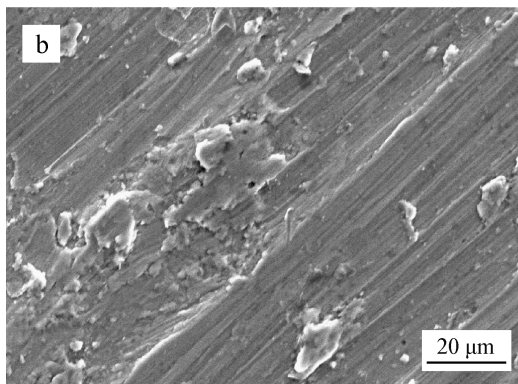
图 6 磨损量变化曲线
Fig. 6 Frictional wear curve

图 7(a)和(b)分别是基体和熔覆层的磨损表面形貌扫描电镜照片。图 7(a)说明 GH710 基体表面发生了严重的黏着磨损。这是因为基体材料硬度较低,剪切抗力较低,在相对滑动过程中,摩擦副对基体表面反复地产生黏着作用和挤压变形,基体表面生成较大的变形堆砌层。在黏着力和机械力的作用下,堆砌层发生加工硬化和氧化,次表面萌生疲劳裂纹,进而发生整块撕裂脱落,形成剥层脱落。加之在与摩擦副表面相对滑动时,产生的热量无法及时发散,导致对磨面间产生黏着效应,所形成的黏着结点发生剪切断裂,被剪切的材料脱落成磨屑。黏着磨损与犁削效应综合作用,造成材料损失很大,磨损损失重大。在摩擦实验后期,由于接触峰点的塑性变形增大和表面温度高,使黏结点的强度和面积增大,剪切破坏发生在基体表层较深的部位,使表面出现严重磨损,致使摩擦副之间黏着,不能相对滑动,发生胶合磨损。

从图 7(b)可以看出,相对于基体表面磨损



(a) 基体



(b) 熔覆层

图 7 磨损表面扫描电镜形貌

Fig. 7 SEM of worn surface

现象,熔覆层表面磨损较轻。熔覆层表面磨损以磨粒磨损为主,黏着磨损为辅。分析原因:熔覆层微观组织更为致密,晶粒细小,晶界结合力大;其表面硬度高于基体表面硬度,剪切抗力较高。较高的硬度使黏着力大大减少,摩擦表面的塑性变形受到限制,所以摩擦磨损机制以磨粒磨损为主,材料损失表现为犁削破碎。其磨损量相对基体有所减少。在一定范围内,熔覆层显微硬度的提高有利于抗磨损性能的提高。

3 结 论

(1) 熔覆层和基体呈现良好的冶金结合,明亮结合带为一层很薄的蜂窝状胞晶组织,宽度为 $10 \sim 20 \mu\text{m}$;熔覆层组织由较粗大疏松的柱状晶过渡为细小、致密的枝晶;柱状晶晶轴与熔合线接近垂直,其宽度能够达到 $8 \sim 12 \mu\text{m}$,轴向长度达到 $50 \sim 60 \mu\text{m}$ 。枝状晶的宽度在 $4 \sim 6 \mu\text{m}$ 之间,长度在 $20 \sim 30 \mu\text{m}$ 之间;在熔覆区最外层基本为网状晶。面积大约在 $2 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m} \sim 4 \mu\text{m} \times 8 \mu\text{m}$ 之间。

(2) 熔覆层、结合带、基体硬度成明显的阶梯状分布。熔覆层显微硬度最高达到 450HV ,比基体高出 $40\% \sim 50\%$ 。

(3) 熔覆层磨损量大约为基体磨损量的 $50\% \sim 55\%$,以磨粒磨损为主,黏着磨损为辅。

参考文献

- [1] 傅国如,禹泽民,王洪伟. 航空涡喷发动机压气机转子叶片常见失效模式的特点与规律 [J]. 失效分析与预防, 2006, 1(1): 18-24.
- [2] Tian Y S, Chen C Z. Research progress on laser surface modification of titanium alloys [J], Applied Surface Science, 2005, 242: 177-184.
- [3] 徐滨士. 中国再制造工程及其进展 [M]. 中国表面工程, 2010, 11(2): 1-6.
- [4] 崔爱永,胡芳友,回丽. 钛合金表面激光熔覆(Ti + Al/Ni) / ($\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{CeO}_2$) 复合涂层组织与耐磨性能 [J]. 中国激光, 2007, 34(3): 438-441.
- [5] 温诗铸,黄平. 摩擦学原理 [M]. 清华大学出版社, 2003, 11(2): 310-311.

作者地址: 山东省青岛市海军航空工程学院 266041
青岛分院研究生队

Tel: 187 0542 6295

E-mail: badboy983525@163.com