

文章编号: 0258-7025(2004)04-0505-04

激光熔覆添加碳化钨的镍基合金 应力状况研究

田乃良¹, 杜荣建¹, 周昌炽²

(¹ 天津理工学院光电信息与电子工程系, 天津 300191; ² 清华大学材料科学与工程系, 北京 100084)

摘要 在 20Cr2NiSiW 基体上熔覆添加碳化钨的镍基合金, 对熔覆层的应力状态进行了分析。未预热的熔覆层存在热应力的残余应力峰值 700 MPa, 和相变应力的残余应力峰值 850 MPa。熔覆件整体的熔前预热和熔后保温, 可以改善熔覆层的应力分布。消除部分热应力和相变应力, 残余应力也有所降低。虽然仍呈现熔覆层受拉应力, 热影响区受压应力的状态, 但热应力的峰值降到 510 MPa, 热应力峰也从表面移到了熔覆层的中部。界面的相变拉应力峰被消除, 得到了应力分布状态较好的激光熔覆层。在未预热的熔覆层内, 先共晶的奥氏体枝晶的生长, 从界面开始逆温度梯度方向定向生长, 直到熔覆层的表面。而在预热的熔覆层内, 先共晶的奥氏体的生长方向变为从熔池的四周垂直于熔池的边界生长, 到熔覆层的中部结束。

关键词 激光技术; 激光熔覆层; 镍基合金; 热应力; 残余应力

中图分类号 TG 156.99 **文献标识码** A

Study on Stress Status of WC Doped Ni-Based Alloy by Laser Cladding

TIAN Nai-liang¹, DU Rong-jian¹, ZHOU Chang-chi²

(¹ *Department of Optoelectronics Engineering, Tianjin Institute of Technology, Tianjin 300191, China*)
(² *Department of Material Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China*)

Abstract For the laser cladding of WC doped Ni-based alloy on 20Cr2NiSiW substrate, the stress status of cladding layer are analyzed. The thermal residual stress of laser cladding layer without preheating is 700 MPa, and phase changing residual stress is 850 MPa. The stress distribution of cladding layer can be ameliorate with preheating before cladding and thermal retardation after cladding. The part of thermal stress is relieved and the residual stress of phase changing is descend. Although the cladding layer still is compressive stress and the heating affected zone is stretching stress, the thermal stress peak is decrease to 510 MPa and shifted from face to intermediate section of cladding layer. The interface peak of stretching stress of phase changing is relieved, and satisfaction of stress status of cladding layer is obtained. On the non preheating cladding layer, the eutectic austenite dendrite growth is along the opposite direction of temperature gradient beginning from interface to face of cladding layer. On the preheating cladding layer, the eutectic austenite dendrite growth is changed from beginning the perpendicular border of cladding pool to intermediate section of layer.

Key words laser technique; laser cladding layer; Ni-based alloy; thermal stress; residual stress

激光熔覆是近年来发展很快的领域, 它对于特殊形状的零件加工, 在仿真成型和新材料合成领域中, 越来越受到人们的重视^[1~4]。特别是熔覆添加部分硬质相 KF15, KF56 等的高温合金, 研究其熔覆层止

裂、气孔和微裂纹的分布、熔覆层的耐磨损、抗腐蚀等性能, 都和熔覆层的应力分布状态密切相关。研究熔覆层的热应力、相变应力和残余应力的大小、受力状态, 对消除和改善应力状态, 显得更为迫切。

收稿日期: 2002-11-20; 收到修改稿日期: 2003-03-17

作者简介: 田乃良(1941—), 男, 天津理工学院光电信息与电子工程系研究员, 光学工程学科带头人, 主要从事激光物理和应用研究。E-mail: tiannail@163.com

1 实验原理和方法

用应力释放电测法来研究熔覆层内的应力状况。通过电解抛光的方法,将有残余应力的材料逐层剥除,从而引起残余应力的释放,导致剩余部分发生变形。在应力释放的同时,用电测法测出这种变形的大小。利用这种电化学剥层法,可以测量出残余应力的深度分布。

应变电阻片贴在感受应力作用的样品上,随着样品在电解液中应力的释放,应变片的电阻发生改变,即是应变效应。当应变电阻片处于检测桥路中时,上述应变效应就被转换为电压信号,经过放大被显示和记录下来。经换算得到应力值。实验时应变电阻片紧贴在样品的上表面,熔覆层在样品的下表面。熔覆层与金属阴极相对,阴极接电源正极,样品的上表面接电源负极,电解液从熔覆层与金属阴极之间流过,如图 1 所示。

2 实验条件

激光器为连续 CO₂ 激光器,发散角 3 mrd,铜抛物面反射镜聚焦,焦距 750 mm。激光熔覆功率为 2200 W,光斑直径 3.5 mm,扫描速度 5~10 mm/s。自动送粉量 4~12 g/min,载粉气流量 0.18 m³/h,氩气保护。激光熔覆前将大块基体整体放到耐火保温材料特制的专用设备中预热,设备中有测温元件

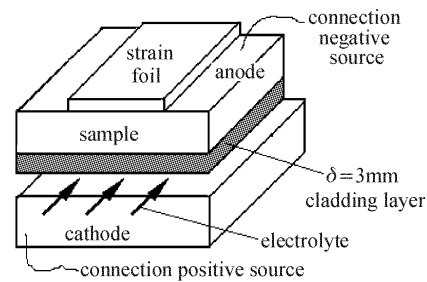


图 1 剥离电测应力法原理图
Fig. 1 Schematic diagram of stress method of stripping

随时测温。预热到 450~500℃,并在熔覆过程中保温。熔覆后经 4 h 的缓冷。未预热基体是基体整体未经预热,熔覆后直接在空气中冷却。熔覆合金的成分如表 1 所示。熔覆基体为 20Cr2NiSiW 低碳合金钢,从熔覆后基体整体上切下的样品尺寸为 35 mm×35 mm×15 mm,剥层电测时使用的电解液是磷酸和铬酸的混合液(H₃PO₄:88%,H₃CrO₃:10%,H₂O:2%),电流密度为 0.75~1.20 A/cm²。样品 15 mm 的厚度除了 3.2 mm 的剥层电测厚度外,都要贴上介质膜进行保护。

在基体 20Cr2NiSiW 上的激光相变功率为 1600 W,光斑直径 5.0 mm,扫描速度 12 mm/s。用 XJMG-03 显微硬度计,加载 150 g,进行显微硬度测量。

表 1 激光熔覆合金的成分

Table 1 Composition of the powder alloys of laser cladding

Alloy	Quantity of element / wt.-%								Melting point / °C
	C	Cr	Co	Ti	Al	Fe	Ni	WC	
WFC	0.5	5	12	1	4		47.5	30	1390
KF15			20					80	1520
KF56							25	75	1550

3 实验结果和讨论

激光熔覆的应力来源比较复杂,主要是:1) 熔覆合金与基体的热膨胀系数差异引起的热应力;2) 镍基合金加碳化钨是复合材料,不同组份的热膨胀率不同形成的应力;3) 冷却过程中相变产生的组织应力;4) 表面局部熔化吸收热量造成的热应力。

图 2 表示基体 20Cr2NiSiW 激光相变层的显微硬度和残余应力的深度分布。在薄层内 0.3 mm,在激光加热后快速冷却下,产生的奥氏体转变为马氏体。马氏体相变区残留 -700 MPa 压应力,相邻

的外相变区残留 100~300 MPa 拉应力,相变层的显微硬度为 3.2 GPa,相变区外基体的平均显微硬度 1.2 GPa。

20Cr2NiSiW 表层相变硬化,造成基体的宏观体积膨胀,这种体积膨胀随相变过程突然发生,相变区域残留压应力,相邻的非相变区残留拉应力,必然要对相变区产生束缚,这种约束直接导致相变应力的产生。压应力 -700 MPa,拉应力只有 250 MPa。

激光熔覆时输入能量密度很高,样品主要的传热方式是通过基体的热传导,而熔池区的凝固次序是由下而上,表面最后凝固。激光熔覆的未预热基

体, 熔化区呈现拉应力, 相邻的非熔化区为受压的残余应力状态。

如图 3 所示, 熔覆区的拉应力峰转移到了熔覆层中间, 并且应力值下降, 热影响区的压应力值也同样减小。未经过预热基体的温度梯度较大, 熔覆层

下的已奥氏体化的热影响区容易发生马氏体相变, 相变应力也较显著。因样品中存在很大的温度梯度, 随着自表面向下温度和受热时间的下降, 导致马氏体的含量逐渐减少, 所以相变应力也是表层最高。

而且由于金属高的热导率所决定的由表面向基

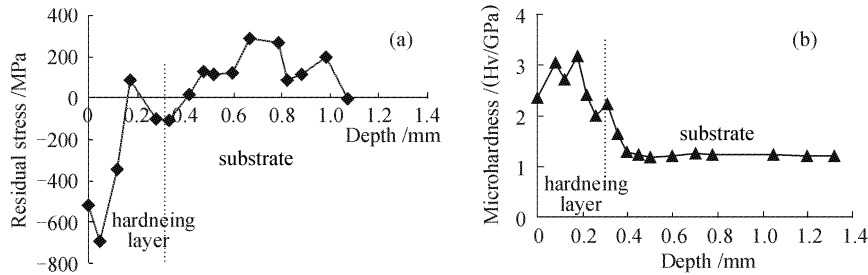


图 2 基体 20Cr2NiSiW 激光相变的残余应力和显微硬度

(a) 残余应力与深度的关系; (b) 显微硬度与深度的关系

Fig. 2 Residual stress and microhardness of 20Cr2NiSiW substrate phase change

(a) residual stress versus depth; (b) microhardness versus depth

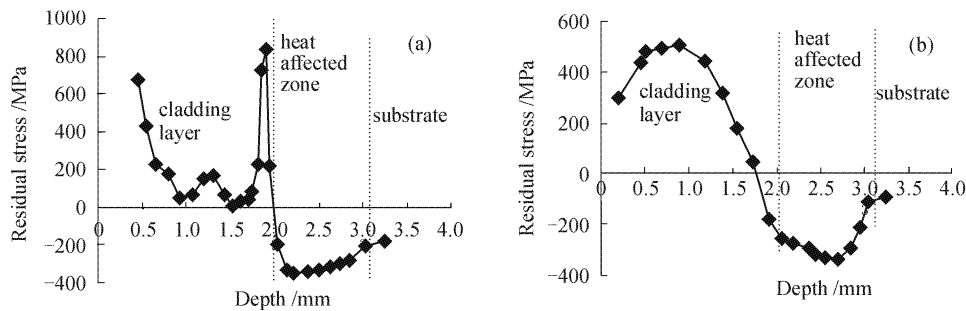


图 3 未预热(a)和预热(b)基体上激光熔覆 60%WFC+30%KF15+10%KF56 合金的残余应力的深度分布

Fig. 3 Residual stress versus depth of laser cladding 60%WFC+30%KF15+10%KF56 alloy on non-preheating (a) and preheating (b) substrate

体的单向传热过程, 表面附近材料最后凝固, 因而热应力峰值出现在表面附近。经预热保温处理的熔覆层仍然呈现熔覆层受拉, 热影响区受压的状态, 但熔覆层内的拉应力数值有所降低, 拉应力峰也从表面转移到了中部。

在热影响区发生马氏体相变时, 熔层近表面区域温度还很高, 容易发生塑性变形。而相变区的体积膨胀对熔层的约束作用, 只发生在较窄的一部分温度较低不易塑性变形的区域, 因而形成了一个既窄且陡的拉应力峰。当基体预热后, 由于其在激光熔覆前所处的温度较高, 与未经预热的基体相比, 激光熔覆时的温度梯度降低了很多, 这一点直接导致了热应力数值的降低。预热后熔覆层在冷却凝固时, 由于基体温度高, 不仅依靠向基体方向热传导散热, 通过表面向环境辐射散热也形成了一种主要的散热方式。这一散热方式的变化使得熔覆层凝固次

序有了明显的改变, 未经预热前, 凝固与结晶是单向的, 从与基体的界面开始, 到表面结束。而预热后变成了从界面和表面两个方面同时开始凝固结晶, 到熔覆层中央结束。热应力峰产生在温度梯度大的地方, 熔覆层内拉应力峰也转移到熔覆层中间。拉应力形成向外的张力。

预热基体熔覆层的显微硬度为 4.85 GPa, 略高于未预热基体的熔覆层的显微硬度 4.20 GPa。但后者热影响区的显微硬度却比前者高达 8.12 GPa, 而前者热影响区的显微硬度为 7.25 GPa。熔覆层和热影响区的硬度分布也不完全相同, 前者热影响区的显微硬度变化较平缓, 后者热影响区的显微硬度变化较陡峭, 见图 4 所示。这是因为预热熔覆层的碳化钨粒子比未预热熔覆层与基体结合得更好, 逸失得也较少, 所以显微硬度略高。又因未预热基体热影响区比预热基体热影响区的温度梯度大得

多,奥氏体化也更完全,固态相变对硬度的贡献也大,使得它的微观硬度较高。预热基体热影响区由于散热条件不及未预热基体,相对来说温度梯度较小,散热方式也有很大不同,而表现出硬度变化较平

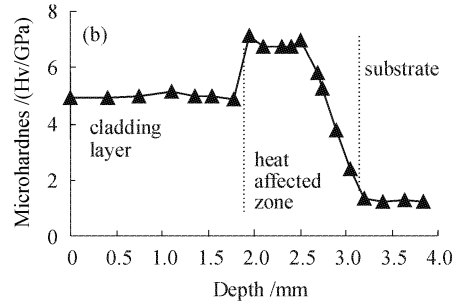
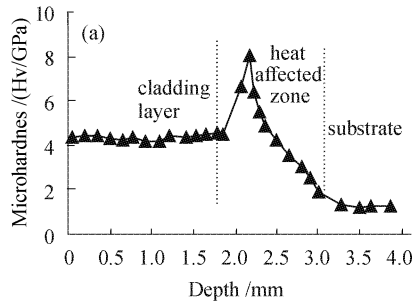


图 4 未预热(a)和预热(b)基体上 60%WFC+30%KF15+10%KF56 合金显微硬度的深度分布

Fig. 4 Microhardness versus depth of laser cladding 60%WFC+30%KF15+10%KF56 alloy on non-preheating (a) and preheating (b) substrate

熔覆层内晶体生长的形态变化,可以证明预热后凝固顺序的改变。在未经预热的激光熔覆层内,先共晶的奥氏体枝晶从界面开始逆温度梯度方向定向生长,一直到熔覆层表面附近,最后变为细小的等轴枝晶。而在预热的激光熔覆层内,先共晶的奥氏体的生长方向变为从熔池的四周包括表面与基体的界面开始,垂直于熔池边界生长,达到熔覆层中部结束,见图 5(a)。

可以明显地看到结晶过程中由于结晶速度的周期变化,而形成类似年轮的层状偏析。这是由于枝晶迅速生长时的凝固潜热的放出,和枝晶前沿溶质的富集过冷度下降,待过冷度增加,枝晶又开始快速长大。层状偏析的形状形象地描绘了凝固是熔池由四周逐渐缩小的过程。图 5(b)是由周边向中央生

缓。无论预热基体,未预热基体,都由于在熔覆过程中,靠近熔覆层的基体都扩散进去一小部分铬、钨、钛等元素,使其热影响区的微观硬度也远高于基体仅产生激光相变的微观硬度。

长的枝晶的扫描电镜(SEM)照片,在熔覆层的中部,可以看到典型的最终凝固区组织,即由辐射状向中央生长的枝晶包围的细小的等轴晶。

4 结 论

1) 由于热应力和相变应力的共同影响,激光熔覆层内残余拉应力,而在热影响区残留压应力。

2) 未经预热的试样在激光熔覆层内有残余拉应力峰,第一个位于表面附近,这是由热应力引起的。第二个位于熔覆层靠近基体的界面区,是基体热影响区发生马氏体相变导致的相变应力。

3) 经过预热的试样,不仅残余应力值由于热应力和相变应力的降低而降低,残余应力的分布状况也有很大的改善。相变所导致的界面附近的拉应力峰基本被消除,熔覆层内的热应力峰也从表面附近转移到熔覆层的中部。

参 考 文 献

- 1 Tian Nailiang, Zhou Changchi, Yang Baohe *et al.*. Laser cladding high temperature alloy and WC ceramic [C]. *SPIE*, 1999, **3862**:428~432
- 2 Wu Xinwei, Zeng Xiaoyan, Zhu Beidi *et al.*. Cracking tendency of laser cladding Ni-based WC composite coatings [J]. *Chinese J. Lasers*, 1997, **A24**(6):570~576
吴新伟,曾晓雁,朱蓓蒂等. 镍基碳化钨金属陶瓷激光熔覆层开裂性的研究[J]. 中国激光, 1997, **A24**(6):570~576
- 3 Yang Yongqiang, Tian Nailiang. Laser cladding of high temperature alloys and their application [J]. *Chinese J. Lasers*, 1995, **A22**(3):632~636
杨永强,田乃良. 激光熔覆高温合金及其应用[J]. 中国激光, 1995, **A22**(3):632~636
- 4 Tian Nailiang, Sun Jing, Wang Shangzhi. Study on laser reinforced toughness of cemented carbide [J]. *Chinese J. Lasers*, 2000, **A27**(3):269~273
田乃良,孙景,王尚志. 硬质合金的激光增韧研究[J]. 中国激光, 2000, **A27**(3):269~273

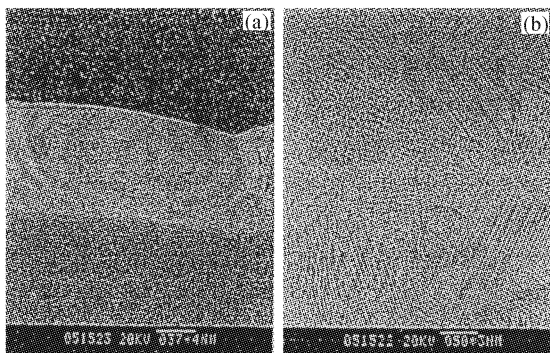


图 5 预热基体上 60%WFC+30%KF15+10%KF56 合金熔覆层的 SEM 照片

(a) 熔覆层里的年轮状的层偏析;(b) 熔覆层中部的最终凝固区

Fig. 5 SEM photo of cladding layer of 60%WFC+30%KF15+10%KF56 alloy on preheating substrate

(a) annual ring of bedding segregation in cladding layer;

(b) clotting zone in center of cladding layer