

高功率光纤激光器熔覆 Ni60A 合金的 显微组织及高温摩擦磨损特性

张 健, 谭小军, 胡 玉, 郭 亮, 张庆茂, 刘颂豪

(华南师范大学 广东省微纳光子功能材料与器件重点实验室, 广州 510006)

摘 要: 为获得耐磨性能优异的 Ni60A 合金涂层, 采用高功率光纤激光熔覆系统制备出无裂纹 Ni60A 涂层。利用 OM、SEM、XRD、EDS 及显微硬度仪等分析测试手段, 分别对熔覆层显微组织形貌、相组成、相分布、微区成分及显微硬度进行测定与分析; 利用 HT-500 型磨损试验机研究不同载荷下熔覆层高温干摩擦磨损特性, 理论计算体积磨损率; 利用 SEM 和 EDS 分析磨损机理。结果表明: 熔覆层组织主要由柱状 γ -Ni 固溶体枝晶、层片状 Ni-Ni₃B 共晶、胞状 M₂₃C₆ 和颗粒状 CrB 组成; 涂层平均显微硬度为 560HV_{0.2}, 远高于基材的显微硬度 220HV_{0.2}; 施加载荷为 3 N 时, 熔覆层摩擦因数最低、磨损率最小, 其值分别为 0.82 和 $4.8 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 主要磨损机制为轻度磨粒磨损和氧化磨损。

关键词: Ni60A 合金; 激光熔覆; 显微组织; 磨损性能; 光纤激光器

中图分类号: TN 249; TG 178

文献标志码: A

Microstructure and high temperature tribological behavior of high power fiber laser cladding Ni60A coating

ZHANG Jian, TAN Xiao-jun, HU Yu, GUO Liang, ZHANG Qing-mao, LIU Song-hao

(Laboratory of Nanophotonic Function Materials and Devices of Guangdong Province,
South China Normal University, Guangzhou 510006, China)

Abstract: The crack-free Ni60A coating was fabricated by fiber laser cladding system to obtain good wear-resisting Ni60A coating. The microstructure morphology, phase constitution, phase distribution, the micro-zone composition and microhardness of the coating were measured and analyzed by OM, SEM, XRD, EDS and microhardness tester, respectively. The high temperature tribological behaviors under different applied loads were studied by HT-500 wear-testing machine, and volume abrasion rates were calculated. The wear mechanism was analyzed by SEM and EDS. The results indicate that microstructure of the coating consists of columnar γ -Ni dendrite, lamellar Ni-Ni₃B eutectic, cellular M₂₃C₆ eutectic and granular CrB. The microhardness of the coating is 560HV_{0.2}, which is far higher than that of the substrate (220HV_{0.2}). At an applied load of 3 N, the friction coefficient and wear rate of the coating are all the minimum, separately with values of 0.82 and $4.8 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, and the wear mechanism mainly includes mild abrasive wear and oxidation wear.

Key words: Ni60A alloy; laser cladding; microstructure; wear performance; fiber laser

激光熔覆是利用激光技术在基材表面熔覆一层高性能的材料, 使零部件表面获得所需性能的新技

术^[1-2]。目前, 用于激光熔覆的设备主要有 CO₂ 激光器和脉冲 Nd:YAG 激光器^[3-5]。与前两者相比, 光纤

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2012AA040210); 中央财政支持地方高校专项资金资助项目(510-C10293); 广东省教育厅学科建设专项(CXZD1139)

收稿日期: 2013-06-03; **修订日期:** 2013-09-13

通信作者: 张庆茂, 教授, 博士; 电话: 020-39310508; E-mail: zhangqm@scnu.edu.cn

激光器以其突出的高光电转换效率、高光束质量、完全柔性化、小型化等优点成为应用领域的一个亮点。因此,在材料加工领域有着逐步替代传统的 CO₂ 激光器和脉冲 Nd:YAG 激光器的趋势,有广阔的应用前景^[6]。

目前,用于激光熔覆的材料主要有铁基、镍基和钴基合金三大系列合金,其中,镍基合金以其优良的耐磨损、耐腐蚀性能和适中的价格在工业界得到广泛应用,尤其是 Ni-Cr-B-Si-C Colmonoy 系列合金在高温下具有与钴基 Stellite 合金相媲美的耐腐蚀、耐磨损性能,因此被广泛应用于改善需要耐磨耐蚀零件的表面性能^[7-10]。研究表明^[11-12]:镍基合金粉末中,当 Si 和 B 的质量比 $m(\text{Si})/m(\text{B}) < 3$ 时(如 Ni60A 合金),即便同一化学组分的镍基合金粉末经激光熔覆后,可以制备出不同组织及性能的熔覆涂层。一种是高裂纹敏感性、高硬度;一种是无裂纹、硬度略低;涂层组织及性能主要依赖于其冷却速率,适当的冷却速率可以制备出硬度和韧性匹配较好的涂层组织。更有益于大面积无裂纹涂层的制备。高功率光纤激光器作为用于激光熔覆的新设备,其熔覆行为势必影响其冷却速率,进而影响组织与性能。同时,轴类零件是机器运行中最易磨损的典型零件之一,45 钢为优质碳素结构钢,是轴类零件的主要材料,这些部件通常运行在交变应力、高温环境下,若其耐磨性不好,将会导致其失效。因此有必要采用高功率光纤激光器熔覆 Ni60A 合金粉末对 45 钢基材表面进行强化,研究此条件下的组织特征,考察不同载荷下的高温磨损性能。

本文作者采用 $m(\text{Si})/m(\text{B}) < 3$ 的 Ni60A 合金粉末,利用高功率光纤激光熔覆系统在 45 钢基材上制备出硬度和韧性匹配较好的 Ni60A 激光熔覆组织,对其凝固结晶行为、相组成、相分布进行标定;并对其在不同载荷下的高温摩擦磨损特性进行评估,建立此类组织与摩擦磨损性能明确的对应关系,以期为今后高性能涂层的制备提供有力的理论和技术支持,为高功率光纤激光器在激光熔覆领域的应用与推广提供参考。

1 实验

1.1 实验材料及熔覆层制备

熔覆材料为 $m(\text{Si})/m(\text{B}) < 3$ 的 Ni60A 合金粉末,粒度为 48~106 μm ,其主要化学成分(质量分数)为 17% Cr, 4.2% Si, 3.7% B, 0.85% C, 7.1% Fe, 余量为 Ni。基材为 45 钢,试样尺寸为 $d 65 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。利用大族激光的高功率光纤激光熔覆加工系统,采用同步旁轴送粉、氩气保护的方式进行大面积多道激光熔覆。激

光器为 IPGYLS-4000-S2T-CL 型光纤激光器,光纤芯径为 300 μm ,最高输出功率为 4.0 kW,工作稳定度大于 98%,工作模式为多模连续输出,波长为 1.07 μm 。机器人 ABB 2400 六轴机器人,重复定位精度为 0.07~0.1 mm。送粉器为 DPSF-3 型气动送粉器。优化后的实验参数如下:激光功率 3.2 kW、扫描速率 600 mm/min、送粉速度 9.0 g/min、送粉角度 35°、光斑直径 4 mm、搭接率 33%、保护气体流速 10 L/min。

1.2 摩擦磨损实验

采用 HT-500 型球盘式高温摩擦磨损试验机,以 GCr15 球为上试样,熔覆层、基体分别为下试样在不同载荷下进行高温摩擦磨损实验。实验参数见表 1。实验过程中,试验机自动采集即时摩擦因数并存储。实验后,采用 TAL YSURF CLI 1000 型非接触式粗糙度轮廓仪测量熔覆层磨痕的深度和宽度,并以磨痕宽度和深度作为体积磨损量的评定标准,依据文献[13]所述公式计算体积磨损率。

表 1 磨损实验参数

Table 1 Experimental parameters of wear

Parameter	Value
Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	500
Normal load/g	100~300
Wear time/min	40
Rotational speed/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	560
Rotational radius/mm	2
Linear velocity/($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	7.03

1.3 测试方法

采用 4XC-PC 型光学显微镜观察显微组织及裂纹;采用 ZEISS ULTRA 55 型扫描电镜及其附带的能谱仪对样品进行组织形貌观察及微区成分分析,采用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪进行物相分析。利用 MH-5 型维氏硬度计在加载载荷为 2 N、加载时间为 20 s 时测量熔覆层横截面硬度。

2 实验结果

2.1 熔覆层的宏观形貌及 XRD 物相分析

经优化工艺参数后制备的大面积熔覆层表面宏观形貌如图 1 所示。由图 1 可见,熔覆层表面光亮平整、无宏观裂纹、孔洞等缺陷。熔覆层的 XRD 谱如图 2 所示。由于激光熔覆是一个快速加热及冷却的非平衡

凝固过程,必将导致凝固后的组织中存在过饱和固溶体和晶格畸变,因此完全识别涂层中所存在的物相很困难。因此,通过对比分析发现,熔覆层物相主要包括 γ -Ni、 FeNi_3 、 M_{23}C_6 、CrB 和 Ni_3B 。其中, M_{23}C_6 和 CrB 相的衍射峰较弱,为初生硬质沉淀相。

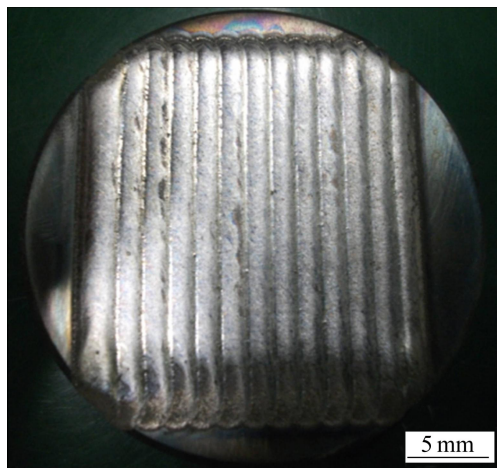


图1 多道搭接熔覆层表面宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic morphology of multi-track cladding coating surface

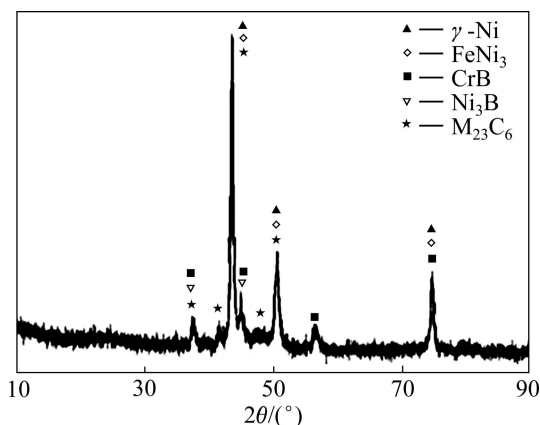


图2 熔覆层的XRD谱

Fig. 2 XRD pattern of cladding coating

2.2 熔覆层显微组织形貌及微区成分EDS分析

图3所示为熔覆层横截面光学显微组织。由图3可知,熔覆层组织无显微裂纹,上部组织均匀致密,初生基体上无明显弥散分布的碳化物和硼化物,枝晶间共晶组织较少;基材和熔覆之间有一条宽度约为3 μm 的白色连续亮带,表明基体和熔覆层之间实现了良好的冶金结合^[14];熔覆层组织呈典型的快速凝固组织特性,由结合界面到熔覆层上部,依次为:沿界面垂直生长的长胞状晶、粗大的柱状枝晶、细小的等轴

晶及小胞状晶。

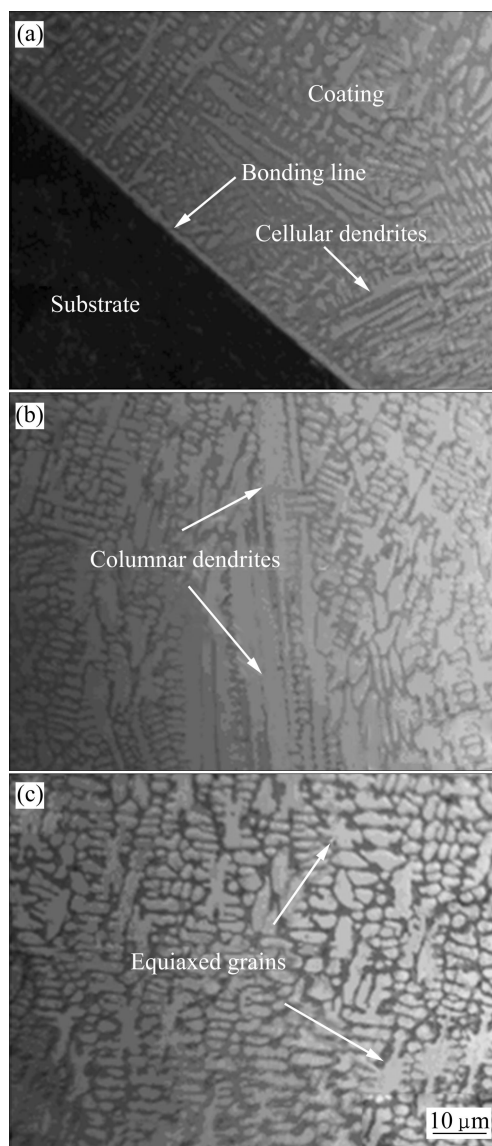


图3 熔覆层横截面光学显微组织

Fig. 3 Cross-section optical microstructures of cladding coating: (a) Interface zone of coating-substrate; (b) Middle zone of cladding coating; (c) Top zone of cladding coating

图4所示为熔覆层横截面显微组织的SEM像,表2所列为相应的微区成分EDS分析。由图4(a)可以看出,熔覆层主要以亚共晶方式结晶,初生柱状枝晶(见图4(a)中位置A)间存在网状共晶。且粗大柱状枝晶相与共晶相及硬质相之间存在微小粘连区,即图4(a)中箭头所指区域。这有利于改善熔覆层在高应力磨损时因晶界处存在网状共晶相及硬质相而易开裂的磨损性能。图4(b)所示为图4(a)共晶区域放大图,这一区域至少包含3种相组成:层片状共晶相(见图4(b)中位置B)、胞状相(见图4(b)中位置C)、黑色小颗粒相(见

图 4(b)中位置 D)。根据微区成分 EDS 分析可知,粗大柱状枝晶(见图 4(a)中位置 A)为富含 Fe 及少量 Cr、Si 的 γ -Ni 固溶体。层片状共晶相(见图 4(b)中位置 B)含有较多的 B, 结合 XRD 物相分析, 因此标定为 Ni-Ni₃B 共晶。胞状相(见图 4(b)中位置 C)C 含量大量增加, 依据 XRD 物相分析可标定为 M₂₃C₆ (M=Fe, Ni, Cr)型碳化物。黑色小颗粒相(见图 4(b)中位置 D)富含较多的 Cr 及 B, 且 C 含量较胞状相区的明显减少, 故可确定此区域主要为铬的硼化物, 结合 XRD 物相分析谱图, CrB 衍射峰明显, 因此标定为 CrB。这一结果表明: 熔覆层组织主要由柱状 γ -Ni 固溶体枝晶、层片状 Ni-Ni₃B 共晶、胞状 M₂₃C₆ (M=Fe, Ni, Cr)型碳

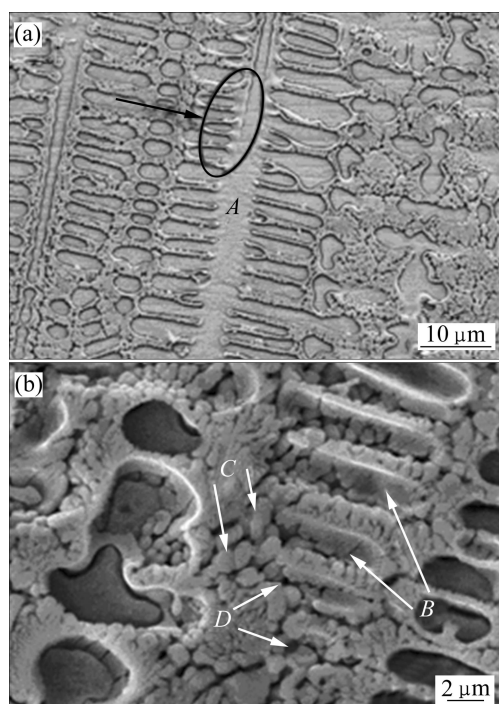


图 4 熔覆层横截面显微组织的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of cross-section microstructures of cladding coating: (a) Middle zone of coating; (b) Magnification of eutectic zone in (a)

表 2 熔覆层微区成分 EDS 分析

Table 2 EDS analysis on micro-zone constituent of cladding coating

Location in Fig. 4	Mass fraction/%					
	Ni	Cr	Fe	C	B	Si
A	60.66	5.00	29.23	2.52	—	2.59
B	62.26	6.13	15.79	2.22	12.39	1.21
C	19.47	50.42	17.47	11.57	—	1.07
D	7.42	77.94	6.50	0.12	7.30	0.76

化物和黑色小颗粒 CrB 组成。CrB 小颗粒弥散分布于胞状 M₂₃C₆ 型碳化物之间, 胞状 M₂₃C₆ 型碳化物紧密依附于层片状 Ni-Ni₃B 共晶组织上。

图 5 所示为熔覆层横截面沿深度方向的硬度分布曲线。由图 5 可知, 硬度呈阶梯分布, 且熔覆层到基材的硬度过度平滑。熔覆层平均显微硬度在 560HV_{0.2} 左右, 远高于基材的显微硬度(220HV_{0.2})。同时熔覆层硬度值表明激光熔覆 Ni60A 合金后所制备的涂层组织与 HEMMATI 等^[12]所制备的组织一致。此类组织的硬度和韧性匹配较好, 易于制备大面积无裂纹熔覆涂层。

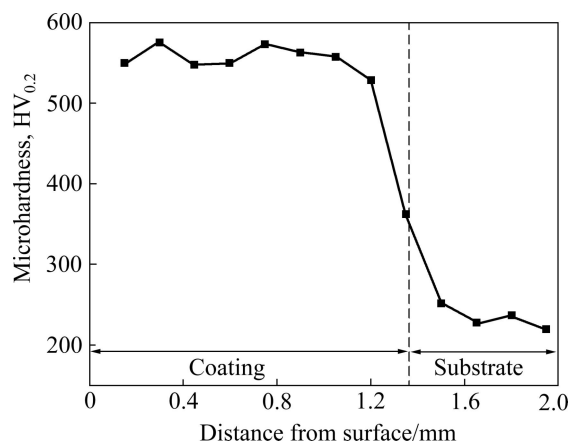


图 5 熔覆层横截面的硬度分布曲线

Fig. 5 Cross-section microhardness distribution curve of cladding coating

2.3 高温摩擦磨损特性

由于熔覆涂层的耐磨性在很大程度上取决于其显微组织、相组成、相分布及摩擦磨损过程, 且前已明确 Ni60A 熔覆涂层显微组织, 故现对其摩擦磨损过程进行研究。图 6 所示为基材和 Ni60A 熔覆层在不同载荷作用下的干滑动摩擦因数随时间的变化。由图 6 可知, 基材和 Ni60A 熔覆涂层的即时摩擦因数均随着施加载荷的增加而减小。相同载荷下, Ni60A 熔覆涂层的即时摩擦因数大于基材的。但其摩擦因数曲线平滑、摩擦过程平稳。而基材摩擦因数曲线陡峭崎岖、摩擦过程剧烈。其中载荷为 3 N 时, Ni60A 熔覆涂层摩擦过程最为平稳、平均摩擦因数最小, 为 0.82, 基材平均摩擦因数最低, 为 0.61。以上结果表明: 基材由最初几秒的磨合阶段直接进入了严重磨损阶段, 而 Ni60A 熔覆涂层由磨合阶段进入稳定磨损阶段。

2.4 磨损率

图 7 所示为不同载荷下基材和 Ni60A 熔覆层的体积磨损率。由图 7 可知, 基材磨损率呈典型的随着

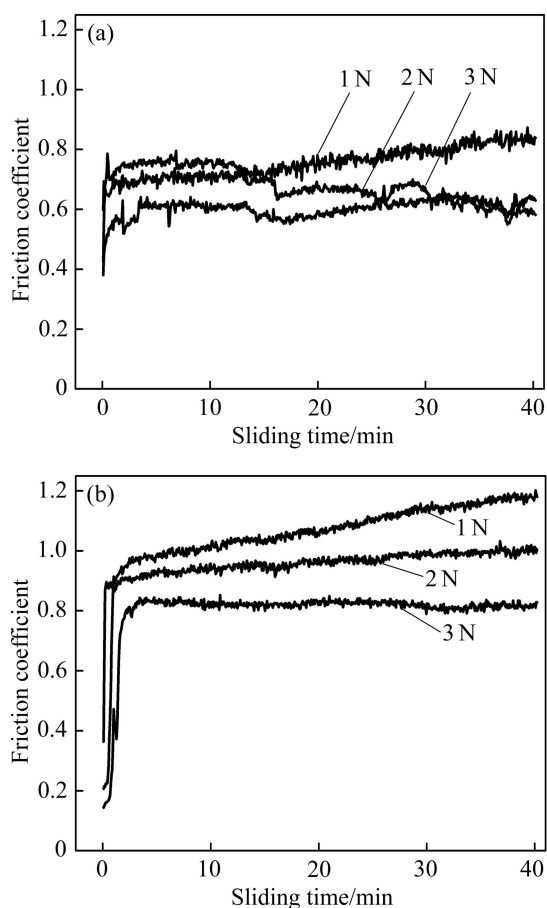


图6 不同载荷下干滑动摩擦因数随时间的变化

Fig. 6 Dry sliding friction coefficient response as function of sliding time at different applied loads: (a) Substrate; (b) Ni60A cladding coating

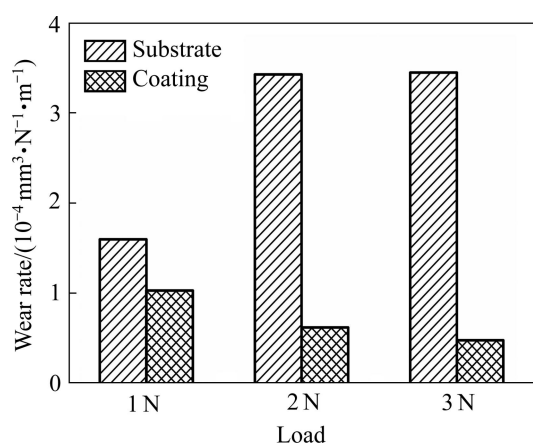


图7 不同载荷下基材和Ni60A熔覆层的体积磨损率

Fig. 7 Volume wear rates of substrate and Ni60A cladding coating at different applied loads

荷增加而增加的磨损趋势,而Ni60A熔覆层却表现出相反趋势,遵从磨损率随着载荷增加而降低的磨损趋

载势。在加载载荷为3 N时,基材磨损率最大,为 $3.45 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$;熔覆层磨损率最小,为 $4.8 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。结合图6和图7可以明显看出,摩擦过程与磨损率形成鲜明对应关系。稳定摩擦表现高磨损性能、不稳定摩擦表现低磨损性能。

2.5 磨损机理分析

由上述结果分析可知,Ni60A熔覆层在施加载荷为3 N时表现出优越的耐磨性,其即时摩擦因数曲线平滑、摩擦过程稳定、磨损率最小。故在此对载荷为3 N时的磨损表面形貌进行分析,判断其磨损机理,以便深刻揭示整个磨损过程。图8所示为基材和Ni60A熔覆层在载荷为3 N时的高温磨损表面形貌,表3所列图8对应的微区化学成分分析。由图8(a)可以看出,基材磨损边缘存在大量从对磨面排出的磨屑(见图8(a)中的A处)和严重的塑性变形(见图8(a)中的B处);磨痕中部存在浅而细的擦伤划痕(见图8(a)中的C处),且明显看出沿摩擦方向在擦伤划痕前沿形成的材料堆积;经过反复碾压的大块状疲劳剥落碎片(见图8(a)中的D处)粘附于基体上。由表3可以看出,大块状疲劳剥落碎片除高氧含量外,其余元素含量基本和基材的一致,表明碎片为基材剥落所致;26.68%的氧含量表明磨损过程中存在严重氧化磨损。故其主要磨损机制标定为严重粘着磨损、疲劳剥落、严重塑

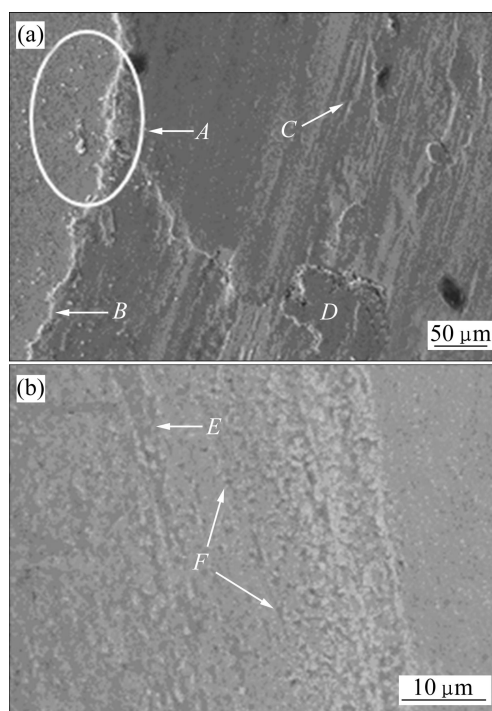


图8 基材和Ni60A熔覆层的高温磨损表面形貌

Fig. 8 High temperature wear surface morphologies of substrate(a) and Ni60A cladding coating(b)

表 3 图 8 对应微区化学成分分析

Table 3 Chemical compositions of corresponding micro-zones in Fig. 8

Worn surface	Mass fraction/%						
	C	O	Si	Fe	Ni	Cr	Mn
Substrate at position <i>D</i> in Fig. 8(a)	4.98	26.68	0.28	67.47	—	—	0.59
Ni60A cladding coating at position <i>E</i> in Fig. 8(b)	7.91	15.76	1.54	23.87	40.21	10.72	—

形变形及严重氧化磨损。由图 8(b)可以看出, Ni60A 熔覆层磨损表面类似于熔覆层抛光组织, 其表面未出现明显的塑性变形和磨屑, 只是存在一些短且不连续的沟槽(见图 8(b)中的 *E* 处)和大量分布均匀的豆斑状凹坑(见图 8(b)中的 *F* 处)。结合表 3 可知, Ni60A 熔覆层中的氧含量为 15.76%, 表明磨损过程中存在较轻的氧化磨损。故其主要磨损机制标定为轻度磨粒磨损和氧化磨损。

3 分析与讨论

采用高功率光纤激光熔覆系统制备出大面积无裂纹 Ni60A 熔覆层, 熔覆层主要以亚共晶方式结晶, 其组织特征是以柱状 γ -Ni 固溶体枝晶为基体, 枝晶间分布着层片状 Ni-Ni₃B 共晶, 胞状 M₂₃C₆ 型碳化物紧密依附于层片状 Ni-Ni₃B 共晶上, CrB 小颗粒弥散分布于胞状 M₂₃C₆ 型碳化物之间。研究证实^[11], 此类组织具有低裂纹敏感性, 硬度在 400~600HV 之间。其形成机理可以解释如下: 熔覆实验在较高功率、较低扫描速度下进行, 势必造成较低冷却速率。低冷却速率造成熔池停留时间过长, 导致基材 Fe 元素稀释过大, 合金的凝固路径发生改变, 碳化物和硼化物的析出受到抑制, 共晶数量减少。在冷却凝固过程中, 裂纹通常萌生于碳化物、硼化物及共晶相, 并沿其扩展和长大。碳化物、硼化物及共晶相的减少有利于降低裂纹敏感性, 同时数量较多的 γ -Ni 固溶体枝晶也有利于终止裂纹扩展。因此, 采用高功率光纤激光熔覆 Ni60A 合金制备无裂纹涂层的关键在于, 通过优化工艺使得硬质相和韧性相在数量及分布上形成良好的匹配。这主要取决于基体的熔化程度, 即熔覆合金稀释率。本文作者采用厚度法^[15]计算所得到的稀释率约为 12%, 即基体熔化深度占熔覆层总深度的百分比。在此稀释率下, 基体中的 Fe 元素稀释过大, 硬相析出物减少, 韧性增强, 裂纹敏感性降低。这也表明控制稀释率是获得优良熔覆层的关键。不同的稀释率决定了不同的硬韧相匹配程度, 因此不同稀释率对硬质相和韧性相在数量

及分布上影响规律还需进一步研究, 以便建立完善的工艺路线。

Ni60A 熔覆层表现出稳定的摩擦磨损过程及低磨损率, 归结为其组织特性及摩擦过程。弥散分布于共晶区域的硬质相 M₂₃C₆、CrB 及共晶相在摩擦磨损过程中对对磨 GCr15 球起到了有效的支撑作用, 由于硬质相 M₂₃C₆、CrB 及共晶相数量的减少而产生的适当数量的 γ -Ni 固溶体使得在摩擦磨损过程中结合点有一个良好的硬韧过度, 大量分布均匀的豆斑状凹坑出现即是其表征; 另外, 前已述及粗大柱状枝晶相与共晶相及硬质相之间微小粘连区的存在及硬质相 M₂₃C₆、CrB 及共晶相数量的减少, 有效地减少了硬质相 M₂₃C₆、CrB 及共晶相在周期载荷压力作用下的剥落数量, 降低了三体摩擦磨损的程度, 最终使摩擦过程平稳, 稳定摩擦过程产生低体积磨损率。这一点可以从在图 8(b)未发现由对磨面排出的磨屑得到证实。基材和熔覆涂层的即时摩擦因数均随着载荷的增加而减小是由于摩擦副之间的高温氧化所致^[16-17], 磨损机理分析中已证实基材和 Ni60A 熔覆层分别存在严重氧化磨损和相对较轻氧化磨损。由于干滑动摩擦磨损试验是在 500 °C 高温条件下进行, 因此, 容易导致基材和 Ni60A 熔覆涂层高温氧化, 尤其是 45 钢基材。氧化磨损的存在导致摩擦副微小接触面之间表面高温氧化膜的产生, 表面高温氧化膜的形成对摩擦副之间起到润滑作用。同时, 随着试验载荷的增加, 摩擦副接触面积和接触应力增加, 从而使摩擦热作用增强, 进而导致氧化成膜能力及完整性的增强, 使基材和熔覆涂层的即时摩擦因数均随着载荷的增加而减小。相同载荷下, Ni60A 熔覆涂层的即时摩擦因数大于基材的是由于基材本身极易发生塑性变形^[16]。由于 45 钢基材相对 GCr15 球较软, 极易发生塑性变形和疲劳剥落, 疲劳剥落的碎片(见图 8(a)中的 *A* 处)及氧化物经磨球反复碾压产生塑性变形, 使摩擦副接触表面变得光滑, 从而使相同载荷下基材的即时摩擦因数小于 Ni60A 熔覆涂层的即时摩擦因数。基材和 Ni60A 熔覆涂层具有不同的摩擦磨损特性, Ni60A 熔覆涂层的摩擦磨损过程稳定, 由最初几秒的磨合阶段进入后续的稳定磨损

阶段,产生低磨损率。这也表明,虽然相同载荷下,Ni60A熔覆层的摩擦因数大于基材的,但是其过程平稳,因而表现出优越的耐磨性。同时熔覆层的磨损率随载荷的增加而降低,是由于摩擦副接触应力的增大,势必引起摩擦热作用的增强,从而导致氧化膜保护作用增强,摩擦因数减小,过程平稳,磨损率低。在摩擦磨损过程中,摩擦因数的稳定性较其大小对磨损起先决条件,即稳定摩擦产生低磨损。

4 结论

1) 采用高功率光纤激光熔覆系统制备出大面积无裂纹硬韧性较好的Ni60A涂层,其组织呈快速凝固组织特性,主要由柱状 γ -Ni固溶体枝晶、层片状Ni-Ni₃B共晶、胞状M₂₃C₆(M=Fe, Ni, Cr)型碳化物和黑色小颗粒CrB组成。CrB小颗粒弥散分布于胞状M₂₃C₆型碳化物之间,胞状M₂₃C₆型碳化物紧密依附于层片状Ni-Ni₃B共晶组织上。熔覆层平均显微硬度约为560HV_{0.2},远高于基材的显微硬度(220HV_{0.2})。

2) 基材和Ni60A熔覆涂层的即时摩擦因数均随着载荷的增加而减小。相同载荷下,Ni60A熔覆涂层的即时摩擦因数大于基材的。但其摩擦因数曲线平滑、摩擦过程平稳。而基材摩擦因数曲线陡峭崎岖、摩擦过程剧烈。其中,载荷为3 N时,Ni60A熔覆涂层摩擦过程最为平稳、平均摩擦因数和磨损率最小,分别为0.82和 $4.8 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$;基材过程剧烈、平均摩擦因数最低、磨损率最大,分别为0.61和 $3.45 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

3) 施加3 N载荷时,基材的主要磨损机制为严重粘着磨损、疲劳剥落、严重塑形变形及严重氧化磨损;Ni60A熔覆涂层的主要磨损机制为轻度磨粒磨损和氧化磨损。

REFERENCES

- [1] LI Sheng, HU Qian-wu, ZENG Xiao-yan, JI Sheng-qin. Effect of carbon content on the microstructure and the cracking susceptibility of Fe-based laser-clad layer[J]. Applied Surface Science, 2005, 240(4): 63–65.
- [2] 刘建弟, 张述泉, 王华明. 激光熔覆WC颗粒增强复合涂层的组织及耐磨性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(9): 2600–2607. LIU Jian-di, ZHANG Shu-quan, WANG Hua-ming. Microstructure and wear resistance of laser cladding WC particles reinforced composite coatings[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(9): 2600–2607.
- [3] 袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 苏志俊. 激光熔覆镍基合金涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116–2120. YUAN Qing-long, FENG Xu-dong, CAO Jing-jing, SU Zhi-jun. Research on microstructure of Ni-based alloy coating by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2116–2120.
- [4] 徐仰涛, 夏天东, 赵文军, 王晓军. TIG堆焊Co-9Al-7.5W合金堆焊层的显微组织和耐磨性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 1020–1025. XU Yang-tao, XIA Tian-dong, ZHAO Wen-jun, WANG Xiao-jun. Microstructure and wear resistance of TIG cladding novel Co-9Al-7.5W superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 1020–1025.
- [5] NAVAS C, CONDE A, CADENAS M, de DAMBORENEA J. Tribological properties of laser clad stellite 6 coatings on steel substrate[J]. Surface Engineering, 2006, 22(1): 26–34.
- [6] 陈根余, 陈飞, 张屹, 李时春, 康斌. 对接间隙对车用高强度光纤激光焊接的影响[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 154–160. CHEN Gen-yu, CHEN Fei, ZHANG Yi, LI Shi-chun, KANG Bin. Effect of butt joint gap to high-strength automobile steel of fiber laser welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 154–160.
- [7] 孙会来, 赵方方, 林树忠, 齐向阳. 激光熔覆研究现状与发展趋势[J]. 激光杂志, 2008, 29(1): 4–6. SUN Hui-lai, ZHAO Fang-fang, LIN Shu-zhong, QI Xiang-yang. Research progress and development trend on laser cladding[J]. Laser Journal, 2008, 29(1): 4–6.
- [8] 张小彬, 臧辰峰, 陈岁元, 刘常升. CrNiMo不锈钢激光熔覆NiCrSiB涂层空蚀行为[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 1065–1069. ZHANG Xiao-bin, ZANG Chen-feng, CHEN Sui-yuan, LIU Chang-sheng. Cavitation erosion behaviour of NiCrSiB coatings on CrNiMo stainless steel by laser cladding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1065–1069.
- [9] SHARMA S P, DWIVEDI D K, JAIN P K. Effect of La₂O₃ addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame sprayed Ni based coatings[J]. Wear, 2009, 267(5/8): 853–859.
- [10] CHALIAMPALIAS D, VOURLIAS G, PAVLIDOU E, SKOLIANOS S, CHRISSAFIS K, STERGIOUDIS G. Comparative examination of the microstructure and high temperature oxidation performance of NiCrBSi flame sprayed and pack cementation coatings[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(6): 3605–3612.
- [11] HEMMATI I, OCELÍK V, HOSSON J T M. Contact mechanics and surface treatments X[M]. Malta: WIT Press, 2011: 287–296.
- [12] HEMMATI I, OCELÍK V, HOSSON J T M. Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited Ni-Cr-B-Si coatings[J]. Physics Procedia, 2013, 41: 302–311.

- [13] LIU Y H, GUO Z X, YANG Y, WANG H Y, HU J D, LI Y X. Laser (a pulsed Nd:YAG) cladding of AZ91D magnesium alloy with Al and Al_2O_3 powders[J]. *Applied Surface Science*, 2006, 253(4): 1722–1728.
- [14] 斯松华, 袁晓敏, 何宜柱, LEE J H, LUSK M T. 激光熔覆镍基金属陶瓷涂层的组织性能研究[J]. *中国激光*, 2002, 29(8): 759–762.
- SI Song-hua, YUAN Xiao-min, HE Yi-zhu, LEE J H, LUSK M T. Microstructures and properties of laser clad Ni-based metal-ceramics layers[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2002, 29(8): 759–762.
- [15] LI Q, LEI T C, CHEN W Z. Microstructural characterization of WC_p reinforced Ni-Cr-B-Si-C composite coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, 114(2/3): 285–291.
- [16] MERWE R, SACKS N. Effect of TaC and TiC on the friction and dry sliding wear of WC-6wt.%Co cemented carbides against steel counterfaces[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, 41: 94–102.
- [17] GONZÁLEZ R, GARCÍA M A, PEÑUELAS I, CADENAS M, ROCÍO-FERNÁNDEZ M, HERNANDEZ-BATTEZ A, FELGUEROSO D. Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes[J]. *Wear*, 2007, 263(1/6): 619–624.

(编辑 陈卫萍)