

# 高钒半高速钢合金熔覆层回火态显微组织和性能

孙行<sup>1</sup>, 陈伟<sup>2</sup>, 罗昌<sup>2</sup>, 刘常升<sup>1</sup>

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819; 2. 宝钢轧辊科技有限责任公司, 江苏常州 213003)

**摘要:** 为了满足对轧辊表面快速修复的需求, 采用激光熔覆技术, 将自主设计并制备的高钒半高速钢合金粉末熔覆到轧辊合金钢表面, 考虑到锻钢轧辊和激光熔覆层组织之间的差异性, 为了稳定组织, 对熔覆层进行回火处理, 回火温度为 500 °C 并保温 2 h。结果表明, 熔覆层的相组成主要是马氏体; 其表面主要是细小等轴晶, 晶内马氏体呈针状平行分布, 回火后分解为铁素体和碳化物; 其横截面的平均硬度为 663.4 HV, 是基体硬度的 1.8 倍; 熔覆层平均摩擦系数为 0.708, 磨损率为  $6.142 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , 磨损性能较基体提高 25 倍, 磨损形貌较好, 与磨损量结果保持一致。

**关键词:** 激光熔覆; 回火; 半高速钢; 显微组织; 磨损性能

中图分类号: TG 142.1 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)05-0636-07

## Microstructure and Properties of Tempered High Vanadium Semi High Speed Steel Alloy Cladding Layer

SUN Hang<sup>1</sup>, CHEN Wei<sup>2</sup>, LUO Chang<sup>2</sup>, LIU Chang-sheng<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Baosteel Roll Technology Co., Ltd., Changzhou 213003, China. Corresponding author: LIU Chang-sheng, E-mail: cslu@mail.neu.edu.cn)

**Abstract:** In order to meet the demand for rapid repair of roll surface, laser cladding technology was used to clad the self-designed and prepared high vanadium semi high speed steel alloy powder on the surface of roll alloy steel. Considering the difference between the structures of forged steel roll and laser cladding layer, in order to stabilize the structure, the cladding layer was tempered with 500 °C and 2 h. The results show that the phase composition of the cladding layer is mainly martensite. The surface of the cladding layer is mainly fine equiaxed crystal, and the intragranular martensite is distributed in parallel in needle shape, which is decomposed into ferrite and carbide after tempering. The average hardness of the cross-section of the cladding layer is 663.4 HV, 1.8 times that of the substrate. The average friction coefficient of the cladding layer is 0.708, the wear rate is  $6.142 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , the wear performance is 25 times higher than that of the substrate, and the wear morphology is good, in accordance with the wear amount results.

**Key words:** laser cladding; tempering; semi high speed steel; microstructure; wear resistance

轧辊是使金属材料发生连续塑性变形的重要部件, 作为钢铁及其他金属材料生产装备的关键部件, 决定了轧机生产效率和轧材质量<sup>[1-3]</sup>。轧辊在工作时因其承受较大的轧制力, 经常发生断带、粘辊、裂缝等轧制事故, 所以, 轧辊的表面质量对板材的产量、质量以及生产成本有着重要影

响<sup>[4]</sup>。近年来, 研发出了用于轧辊的高碳高合金新型高速钢钢种<sup>[5]</sup>, 由于具有较高的硬度、耐磨性和良好的淬透性, 使其得到了广泛的应用<sup>[6]</sup>。与高速钢相比, 半高速钢在合金元素较低的情况下同样具有二次硬化效果明显、淬硬层深以及硬度较高的特点<sup>[7-9]</sup>。但是从制造方法来看, 铸造条件下半

高速钢轧辊组织粗大,共晶碳化物呈网状和片状分布,脆性较大<sup>[10]</sup>,而且基于这些传统方法研发新型轧辊的周期长、能耗高,无法进一步提高轧辊性能.激光金属熔覆技术可以有效弥补传统方法的不足,进而高效研发新型轧辊<sup>[11-12]</sup>.

近年来,激光熔覆技术已经应用在材料表面修复和再制造领域<sup>[13]</sup>.Rahman等<sup>[14]</sup>利用激光熔覆技术制备了高速钢耐磨涂层,与传统铸造高速钢相比其磨损率显著降低;Hashemi等<sup>[15]</sup>利用激光熔覆技术制备出高速钢熔覆层,由于其较粗的金属碳化物MC和M<sub>2</sub>C使得耐磨性明显优于传统铸件.

目前,我国针对冷轧辊的研究主要集中在半高速钢的传统工艺制造与修复方面<sup>[16-17]</sup>,而基于激光熔覆技术修复半高速钢轧辊的研究较少.本文探究了采用激光熔覆技术修复半高速钢轧辊表面的可能性.在母材成分基础上,为了优化母材成分,通过气雾化法制备出高钒半高速钢合金粉末,利用激光熔覆技术制备轧辊钢表面熔覆层,为了减小熔覆层与锻造半高速钢组织上的差异性,提高组织稳定性,消除内应力,同时基于半高速钢二次硬化的特性,将熔覆层进行回火<sup>[17-18]</sup>,研究熔覆

层沉积层和回火态的组织 and 硬度的变化,并对回火态熔覆层和基体进行磨损性能实验.

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验材料

实验中所用的基体材料为轧辊合金钢,化学成分见表1.基体材料在实验前需先用无水乙醇超声清洗15 min,确保表面油污被清洗干净,然后放在烘箱中烘干.激光熔覆粉末为自主设计的球形高钒半高速钢合金粉末,其微观形貌如图1a所示.可见,粉末球形度较高,粒径主要分布于50~100 μm之间.粉末采用真空感应熔炼气雾化技术制备,钒能够形成球形碳化钒(VC)提高材料耐磨性<sup>[19]</sup>,所以在母材成分基础上,将钒的质量分数从0.40%提高到了1.60%,化学成分见表1.实验前将合金粉末置于真空干燥箱中,在60℃环境下干燥20 min.图1b为激光熔覆示意图,如图所示在基体上制备合金熔覆层,采用层间平行搭接方式,为了防止基体和熔覆层成分扩散从而影响高钒合金熔覆层的性能,激光熔覆制备3道熔覆层.

表1 轧辊合金钢及高钒半高速钢合金粉末化学成分(质量分数)

Table 1 The composition of roller alloy steel and high vanadium semi high speed steel alloy powder (mass fraction) %

材料	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Fe
基体	0.74	0.70~0.90	0.25~0.45	5.00~5.50	0.25	0.96	0.40	余量
半高速钢合金粉末	0.74	—	—	—	—	—	1.60	余量

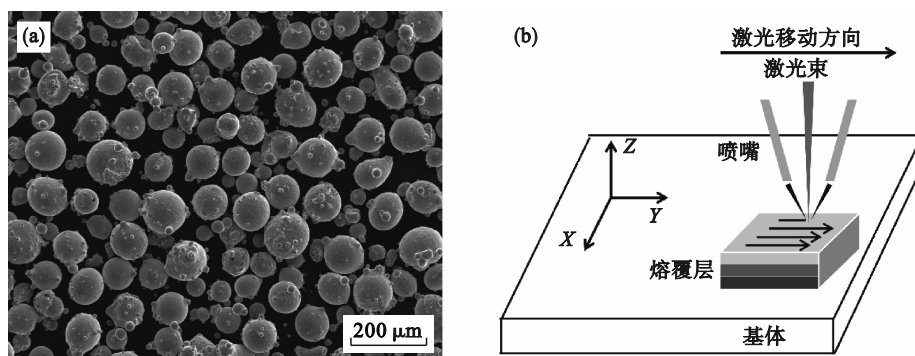


图1 合金粉末形貌和激光熔覆示意图

Fig. 1 Alloy powder morphology and schematic diagram of laser cladding

(a)—合金粉末形貌;(b)—激光熔覆示意图.

### 1.2 实验设备和熔覆层制备

实验设备采用GW LASER 6 kW 光纤激光熔覆设备,根据前期实验探索,确定了具体实验参数如下:激光功率为2 400 W,扫描速度为5.5 mm/s,送粉率为1.23 g/min,搭接率为30%,光斑尺寸为

4 mm.为了减少裂纹的产生,在激光熔覆过程中通过加热板将基板温度维持在150℃.制备试样尺寸为10 mm×10 mm×5 mm.采用氩气作为送粉保护气,保护激光和材料相互作用区不被氧化.考虑到锻钢轧辊表面和激光熔覆层界面搭接处组织

形貌的差异性,为了提高熔覆层组织稳定性并且消除内应力,同时基于半高速钢二次硬化的特性,将熔覆层进行回火处理,回火温度为 500 °C,保温 2 h,比较回火后熔覆层和基体的磨损性能.

### 1.3 显微组织和硬度测试

垂直于熔覆层表面向基体方向观察显微组织并进行硬度测试.用 3 000#砂纸对金相试样打磨后进行抛光处理,采用 30% 的硝酸酒精进行浅腐蚀,观察激光熔覆层原始态及回火后的显微组织.为了研究碳化物网状组织的分布情况,使用 30% 的双氧水 100 mL 与 45% 的氢氟酸 5 mL 配制深度腐蚀液对样品进行腐蚀.通过金相显微镜和带有能谱仪的场发射扫描电子显微镜观察其显微组织.采用 XRD 分析熔覆层的物相组成,扫描角度为 30°~100°.使用维氏硬度计测量熔覆层显微硬度变化,压力载荷为 2 N,保压时间为 10 s.

### 1.4 摩擦磨损实验

在室温条件下使用 MZF-1 旋转往复摩擦磨损试验机进行摩擦实验,摩擦副球为碳化钨球,压力载荷为 100 N,转速为 200 r/min,磨痕长度为 6 mm,磨损时间为 30 min.摩擦磨损实验过程中由设备配备的力传感器自动实时记录摩擦力,同时计算对应时间的摩擦系数.磨损率的计算公式如下:

$$k = \frac{V}{F \cdot s}, \quad (1)$$

式中: $k$ 为磨损率, $\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ;  $V$ 为磨损量, $\text{mm}^3$ ;  $F$ 为摩擦磨损实验时施加的正向压力载荷, N;  $s$ 为划痕总程, m.

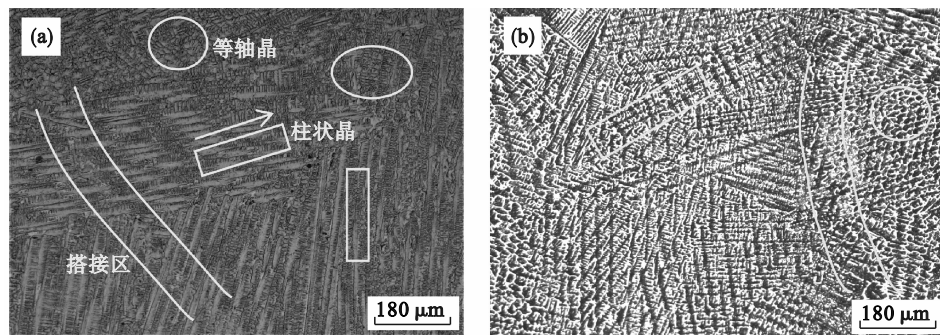


图 2 回火前后熔覆层截面的金相显微组织

Fig. 2 Metallographic microstructure of the cladding layer in cross section before and after tempering  
(a) — 回火前; (b) — 回火后.

图 3 为通过扫描电子显微镜 (SEM) 观察到的回火前后熔覆层显微组织.由图 3c 可见,熔覆层回火前晶内存在大量马氏体且呈针状平行分布,马氏体尺寸为 3~5  $\mu\text{m}$ ,网状碳化物附着着奥氏体;在晶粒内部有弥散分布的球形碳化钒 (VC) 颗粒<sup>[20-21]</sup>, VC 的硬度和熔点都较高,在冷却时优先凝固析出,可作为非均匀形核质点,提高形核

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 熔覆层组织形貌

图 2 为回火前后熔覆层截面的金相显微组织.图 2a 中可以看出,熔覆层的顶端位置存在大量的等轴晶,这是因为激光熔化沉积过程中熔覆层表面直接与空气接触而快速辐射散热,冷却速度较快,成分过冷较大,临界形核半径减小,促使熔覆层表面形成大量细小的等轴晶;熔覆层的搭接区存在明显的柱状晶且相较于表层等轴晶显得更加粗大,其主要垂直于搭接位置,并沿着晶界向熔池方向生长,这是因为垂直于搭接界面方向的热流密度最大,柱状晶的生长方向会顺着最大热流方向生长.明显的波形界面也可以证明熔覆层之间是冶金结合.粗大的柱状晶是因为熔覆过程中靠近基体的熔覆层会对远离基体的熔覆层起到预热作用,以及激光的二次加热作用,导致了远离基体的熔覆层在熔覆时冷却速度降低,同时越靠近基体位置的柱状晶越明显.综上所述,靠近搭接区和基板的组织都会随着熔覆道次的增加而逐渐粗化.回火后熔覆层金相组织如图 2b 所示,可以看出原本晶粒内部亮白色区域转变成黑色,这可能是由于晶粒内部的马氏体分解转变成回火马氏体,也可以看出熔覆层柱状晶和等轴晶组织并没有发生明显转变.

率,细化晶粒,导致在冷却成形时抑制了碳化物的形成并在晶界处偏聚,晶粒内的碳含量增加,形成大量细小的马氏体组织.由图 3f 可见,回火后熔覆层马氏体组织发生分解,得到回火屈氏体,其铁素体基体中夹杂着片状和细小的针状碳化物,并具有明显的原奥氏体晶界.

图 4 为回火前后熔覆层的 X 射线衍射谱.根

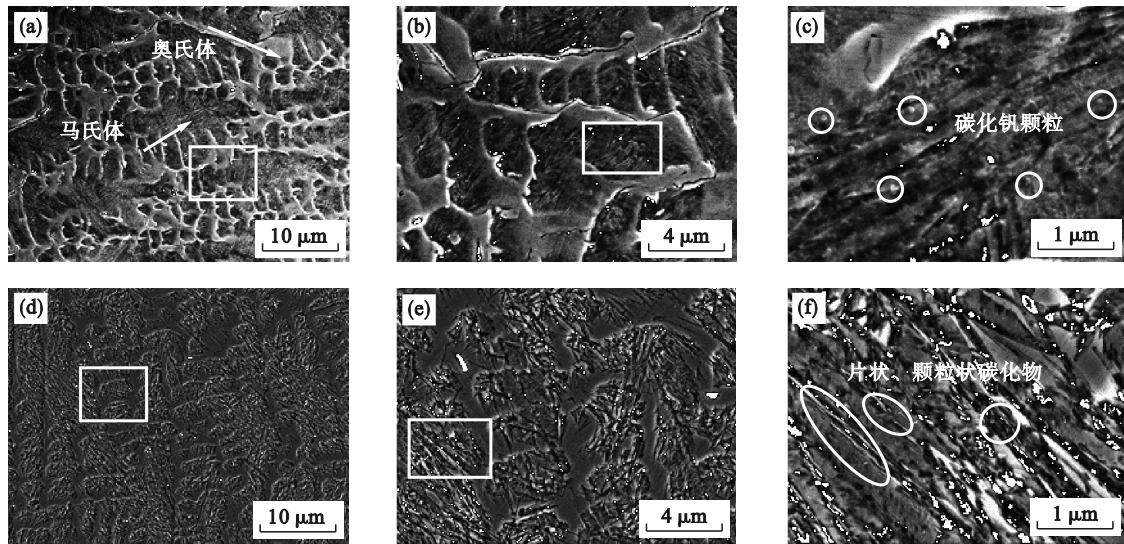


图 3 回火前后熔覆层的显微组织

Fig. 3 Microstructure of cladding layer before and after tempering

(a)—熔覆层回火前; (b)—图 a 局部放大; (c)—图 b 局部放大; (d)—熔覆层回火后; (e)—图 d 局部放大; (f)—图 e 局部放大.

据 Jade 软件分析,熔覆层主要以  $\alpha$ -Fe(马氏体)和  $\gamma$ -Fe(残余奥氏体)组成,该结果与显微组织相对应.回火后  $\alpha$ -Fe 和奥氏体的峰相对强度变大,说明在回火过程中部分残余奥氏体转变为  $\alpha$ -Fe.

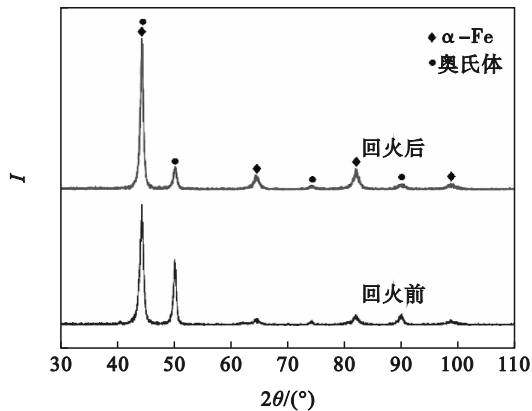


图 4 回火前后熔覆层的 X 射线衍射谱

Fig. 4 X-ray diffraction pattern of cladding layer before and after tempering

为了进一步探究碳化物对钢的强化机理,使用深度腐蚀液(30% 双氧水 100 mL+45% 氢氟酸

5 mL)对熔覆层进行腐蚀,腐蚀掉铁基体露出碳化物.图 5 为网状碳化物的显微组织.可以明显看出网状碳化物连续均匀分布,在图 5c 中可以观察到网状骨架内部存在球形相,根据表 2 碳化物能谱分析点 1 的结果判断其为富钒碳化物,与回火前熔覆层晶粒内部生成的 VC 颗粒相对应.图 6 为与图 5c 相对应区域的面扫描能谱分析元素分布图,结合表 2 中图 5c 点 3 的能谱分析结果可以看出,碳化物上 Fe 元素分布较少,而 C, Mo 元素富集明显.结合文献可以判断球形的富钒相为 MC(VC)型碳化物<sup>[20-21]</sup>,网状碳化物为  $M_2C$  型碳化物<sup>[22]</sup>.

### 2.2 熔覆层截面硬度分析

图 7 为回火前后熔覆层横截面平均硬度变化曲线.可以看出回火前熔覆层硬度为 771.8~815.2 HV,平均值为 796.1 HV.这是因为激光沉积过程中的高温熔化和快速冷却成型导致熔覆层晶粒细小,形成的大量马氏体以及球形 VC 颗粒会提高熔覆层的硬度.熔覆层热影响区的显微硬度急剧降低,这是因为激光熔覆过程中高温

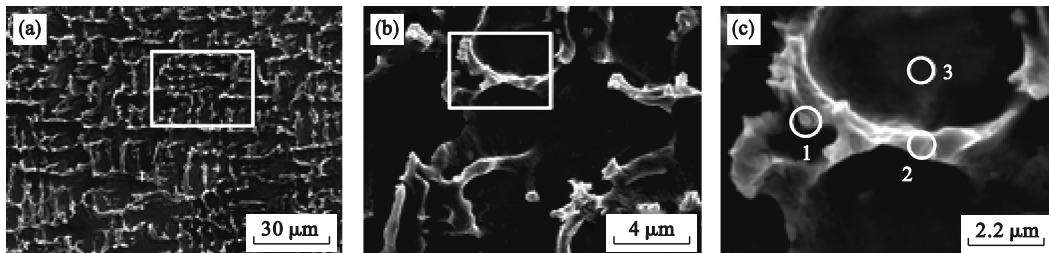


图 5 深度腐蚀后熔覆层网状碳化物显微组织

Fig. 5 Microstructure of network carbide after deep corrosion of cladding layer

(a)—深度腐蚀后的网状碳化物; (b)—图 a 局部放大; (c)—图 b 局部放大.

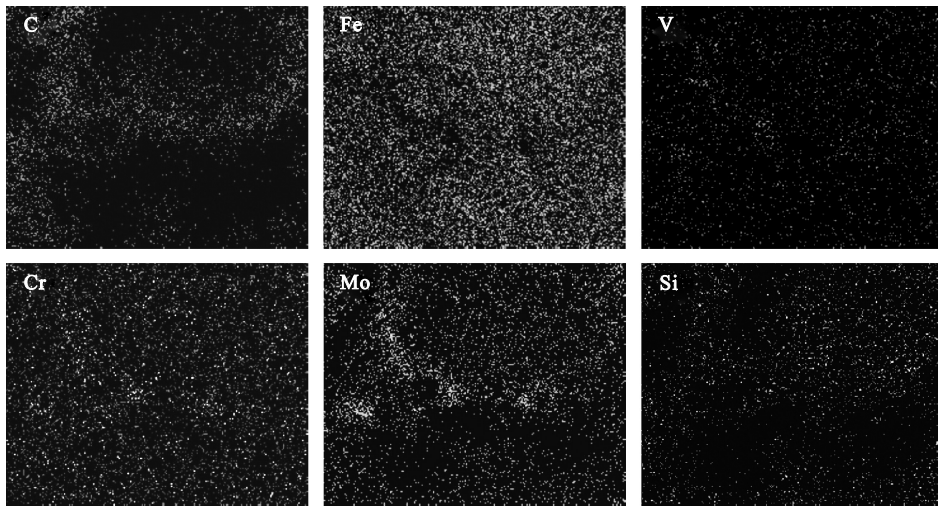


图6 图5c的元素分布

Fig. 6 Element distribution diagram corresponding to figure 5c

表2 图5c中碳化物分析结果(质量分数)

Table 2 Analysis results of carbides in figure 5c (mass fraction)

点	C	Fe	V	Cr	Mo	Si	%
1	21.60	48.54	6.73	8.95	13.72	0.47	
2	24.80	33.20	4.34	15.88	21.37	0.41	
3	2.59	85.66	0.55	4.54	3.34	0.33	

熔化导致基体和熔覆层之间发生了元素的扩散,在冷却成形过程中元素来不及扩散,因此熔覆层和基体之间的热影响区结合处硬度显著降低.回火后熔覆层硬度为 638.7~642.5 HV,平均值为 663.4 HV,明显低于回火前熔覆层的硬度值,平均硬度下降了 132.7 HV,但仍相当于基体硬度 364.8 HV 的 1.8 倍.根据回火后的组织变化分析原因,回火导致马氏体分解成回火屈氏体(铁素体和碳化物的机械混合物),原马氏体表面的 VC 颗粒固溶到铁素体中,所以回火后熔覆层的硬度比回火前降低了.

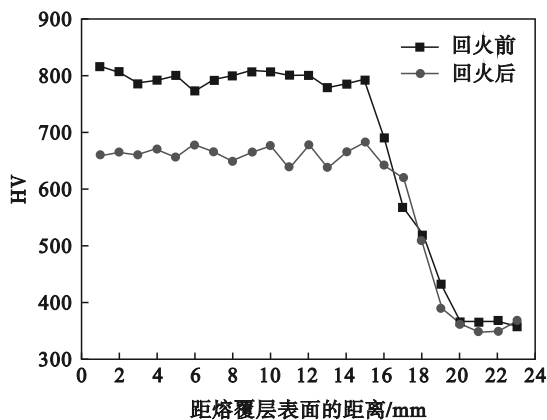


图7 回火前后熔覆层横截面平均硬度变化曲线

Fig. 7 Average hardness change curves of cladding layer before and after tempering

### 2.3 摩擦磨损性能分析

图 8a 为基体和回火后熔覆层的摩擦系数曲线,摩擦系数最大值分别为 0.783, 0.708, 摩擦系数相差较大.初始磨损阶段,其摩擦系数均在 0.10 s 左右迅速上升,到达最高点后开始回落,这是因为初始阶段摩擦副球和熔覆层之间为微突接触,挤压力、剪切力大,因此摩擦系数迅速增大,之后进入稳定磨损阶段.两者相比,基体的摩擦系数曲线波动较大,而熔覆层的摩擦系数曲线逐渐呈上升趋势,且低于基体的摩擦系数.

由表 3 可知,通过测量得到回火态熔覆层和基体的磨痕宽度分别为 0.656, 1.865 mm,进一步计算熔覆层和基体的磨损量分别为 0.044 42, 1.112 89 mm<sup>3</sup>,由此得到二者的磨损率如图 8b 所示,熔覆层磨损率为 6.142×10<sup>-6</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,基体磨损率为 154.567×10<sup>-6</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,熔覆层磨损率比基体高 25 倍,证明利用激光熔覆技术制备的高钒半高速钢熔覆层磨损性能得到了大幅度提高.通常情况下,材料的耐磨性与其硬度值成正比,回火后熔覆层的硬度是基体硬度的 1.8 倍,所以其耐磨性得到大幅度提高.这是因为激光熔覆过程中,在熔覆层表面形成大量细小的等轴晶,晶内生成了大量弥散分布的球形 VC 颗粒以及细小的马氏体,回火后发生马氏体分解,而固溶进铁素

体的 VC 颗粒以及马氏体分解形成的片状碳化物

都在很大程度上提高基体表面的耐磨性。

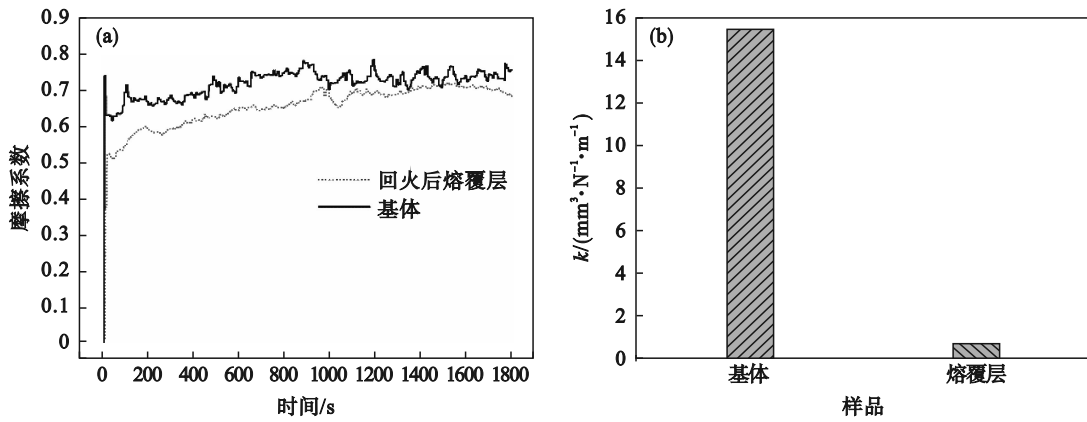


图 8 基体和熔覆层摩擦磨损实验结果

Fig. 8 Friction and wear test results of laser cladding layer and substrate  
(a)—摩擦系数; (b)—磨损率。

表 3 激光熔覆层摩擦磨损实验结果

Table 3 Friction and wear test results of laser cladding layer

样品	磨痕宽度/mm	磨损体积/ $\text{mm}^3$	磨损率/ $(\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$	最大摩擦系数
基体	1.865	1.112 89	$154.567 \times 10^{-6}$	0.783
熔覆层	0.656	0.044 42	$6.142 \times 10^{-6}$	0.708

图 9 为熔覆层和基体扫描电子显微镜 (SEM) 观察到的磨损形貌。图 9b 可以明显地看出基体的磨损较为严重, 磨损面出现大面积剥落, 磨损面凹凸不平。图 9a 熔覆层表面有深浅不一、宽窄不等的犁沟状划痕, 无明显剥落, 这说明熔覆层的主要磨损方式为磨粒磨损。在摩擦实验过程中, 熔覆层表面会不断脱落硬质相碳化物颗粒。在磨损过程中这些颗粒不断和基体发生相对运动, 从而产生明显的犁沟状划痕, 磨损较为稳定。从磨损痕迹判定熔覆层的耐磨性更好, 与磨损量结果

一致。因此, 熔覆层较高的耐磨性能与其微观组织, 特别是碳化物的类型、尺寸和形貌相关。在室温情况下, 磨损主要是界面层的磨损, 熔覆层高度细化的组织导致其较高的平均硬度, 且熔覆层网状连续分布的  $\text{M}_2\text{C}$  型碳化物在摩擦磨损过程中有较大的承载能力<sup>[14, 21-22]</sup>, 即回火后熔覆层发生分解, 回火马氏体内分布的片状碳化物有较高的抵制磨损过程中剪切应力的能力。综上所述, 激光熔覆高钒半高速钢合金熔覆层的磨损程度较基体大幅度降低。

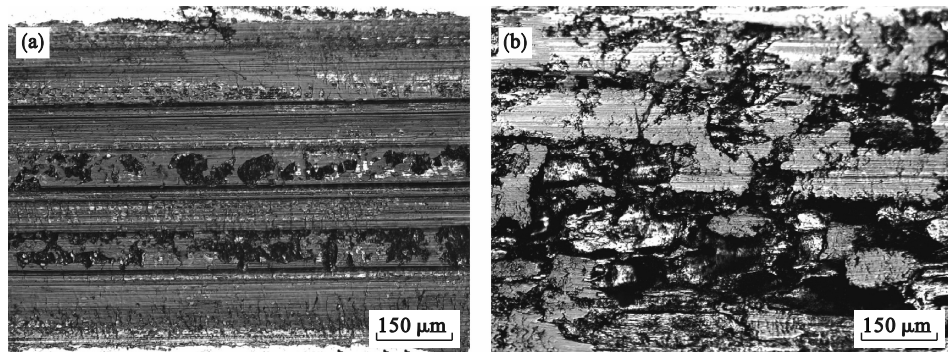


图 9 熔覆层和基体的磨损形貌

Fig. 9 Wear morphology of cladding layer and substrate  
(a)—熔覆层; (b)—基体。

### 3 结 论

1) 高钒半高速钢合金熔覆层的微观组织主

要是晶内呈针状平行分布的马氏体和沿网状碳化物附着的残余奥氏体, 马氏体尺寸为  $3\sim 5 \mu\text{m}$ , 且在晶粒内部弥散析出球形富钒相, 回火后马氏体

分解为回火屈氏体。

2) 熔覆层横截面硬度平均值为 796.1 HV, 回火后硬度平均值为 663.4 HV, 是基体平均硬度的 1.8 倍。

3) 熔覆层的平均摩擦系数为 0.708, 基体的平均摩擦系数为 0.783, 二者的磨损率分别为  $6.142 \times 10^{-6}$ ,  $154.567 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , 激光熔覆制备的熔覆层耐磨性得到了明显改善。

4) 熔覆层的磨损形貌无明显剥落, 主要以磨粒磨损为主, 磨损过程未发生大面积剥落, 磨损性能大幅度提高。

#### 参考文献:

- [1] Meng L, Zhu B B, Xian C, et al. Comparison on the wear properties and rolling contact fatigue damage behaviors of rails by laser cladding and laser-induction hybrid cladding [J]. *Wear*, 2020, 458/459: 203421.
- [2] Zhang S H, Zhang G L, Liu J S, et al. A fast rigid-plastic finite element method for online application in strip rolling [J]. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2010, 46(12): 1146-1154.
- [3] Kanematsu W. A review of rolling contact fatigue behavior of silicon nitride focusing on testing practices and crack propagation analysis [J]. *Wear*, 2018, 400/401: 10-20.
- [4] 白万真, 魏世忠, 龙锐, 等. 冷轧辊典型失效形式分析综述 [J]. *铸造技术*, 2006, 27(9): 1010-1014.  
(Bai Wan-zhen, Wei Shi-zhong, Long Rui, et al. Analysis and review on typical failure forms of cold roll [J]. *Foundry Technology*, 2006, 27(9): 1010-1014.)
- [5] Qu H W, Liao B, Liu L G, et al. Precipitation rule of carbides in a new high speed steel for rollers [J]. *Calphad*, 2012, 36: 144-150.
- [6] Zhu H T, Zhu Q, Tieu A K, et al. A Simulation of wear behaviour of high-speed steel hot rolls by means of high temperature pin-on-disc tests [J]. *Wear*, 2013, 302(1/2): 1310-1318.
- [7] 宫开令, 高春利, 张自立. 半高速钢轧辊材料性能的研究 [J]. *轧钢*, 2003(6): 22-24.  
(Gong Kai-ling, Gao Chun-li, Zhang Zi-li. Research of performance of easy-cut high speed of roll [J]. *Steel Rolling*, 2003(6): 22-24.)
- [8] 吴琼, 孙大乐. 半高速钢冷轧辊材料的锻后淬火工艺 [J]. *钢铁*, 2011, 46(8): 68-72, 77.  
(Wu Qiong, Sun Da-le. Ausform hardening process of semi-HSS cold forged roll materials [J]. *Iron & Steel*, 2011, 46(8): 68-72, 77.)
- [9] 鲁莎, 郭秋娟, 田明艳. 半高速钢轧辊显微组织和碳化物类型研究 [J]. *大型铸锻件*, 2017(2): 4-6, 49.  
(Lu Sha, Guo Qiu-juan, Tian Ming-yan. Study on the microstructure and carbide types of semi-high speed steel roll [J]. *Heavy Casting and Forging*, 2017(2): 4-6, 49.)
- [10] Zhu L D, Xue P S, Qing L, et al. Recent research and development status of laser cladding: A review [J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 138: 106915.
- [11] Selvaraj K S, Prasad S K, Yasin S Y, et al. Additive manufacturing of dental material parts via laser melting deposition: a review, technical issues, and future research directions [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 76: 67-78.
- [12] Liu Y, Yang J J, Yang H, et al. Cu-bearing 316L stainless steel coatings produced by laser melting deposition: microstructure and corrosion behavior in simulated body fluids [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 428: 127868.
- [13] 王彦芳, 赵晓宇, 陆文俊, 等. 抽油杆接箍表面高速激光熔覆不锈钢涂层的组织与性能 [J]. *中国激光*, 2021, 48(6): 175-184.  
(Wang Yan-fang, Zhao Xiao-yu, Lu Wen-jun, et al. Microstructure and properties of high speed laser cladding stainless steel coating on sucker rod coupling [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(6): 175-184.)
- [14] Rahman N U, Rooij M B D, Matthews D T A, et al. Wear characterization of multilayer laser clad high speed steels [J]. *Tribology International*, 2019, 130: 52-62.
- [15] Hashemi N, Mertens A, Montrieux H M, et al. Oxidative wear behaviour of laser clad high speed steel thick deposits: influence of sliding speed, carbide type and morphology [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2017, 315: 519-529.
- [16] Wang M J, Wang Y, Sun F F. Tempering behavior of a semi-high speed steel containing nitrogen [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 438/439/440: 1139-1142.
- [17] 葛永胜, 朱国芳, 王成辉, 等. 半高速钢轧辊的锻造工艺研究 [J]. *大型铸锻件*, 2006(2): 1-3.  
(Ge Yong-sheng, Zhu Guo-fang, Wang Cheng-hui, et al. The forging process of semi-high speed steel roll [J]. *Heavy Casting and Forging*, 2006(2): 1-3.)
- [18] 尹钟大, 刘德富, 徐德祥, 等. 冷轧工作辊用半高速钢的二次硬化效应 [J]. *钢铁*, 2006, 41(2): 72-75.  
(Yi Zhong-da, Liu De-fu, Xu De-xiang, et al. Secondary hardening of semi high speed steel for cold work rolls [J]. *Iron & Steel*, 2006, 41(2): 72-75.)
- [19] Wei S Z, Zhu J H, Xu L J. Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel [J]. *Tribology International*, 2006, 39(7): 641-648.
- [20] Zhao Z Z, Cao Y L, Wan X L, et al. Effect of cooling rate on carbide characteristics of the high vanadium high-speed steel [J]. *ISIJ International*, 2022, 62(3): 524-531.
- [21] Cao Y L, Zhao Z R, Wan X L. Carbide characteristics of high vanadium high-speed steel manufactured by electros slag remelting [J]. *ISIJ International*, 2022, 62(7): 1430-1438.
- [22] Rahman N U, Capuano L, Cabeza S, et al. Directed energy deposition and characterization of high-carbon high speed steels [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30: 100838.