

# 激光扫描速度对球墨铸铁热轧辊表面铁基合金化层组织性能的影响

王硕煜<sup>1</sup>, 赵毅<sup>2</sup>, 解明祥<sup>1</sup>, 叶文虎<sup>1</sup>

(1. 安徽马钢表面技术股份有限公司, 安徽 马鞍山 243021;  
2. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243032)

**摘要:** 采用激光合金化技术在球墨铸铁 QT600-3 表面制备铁基合金化层, 采用扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射 (XRD)、Raman 光谱仪、显微硬度计和高温摩擦磨损试验等方法研究了不同激光扫描速度对铁基合金化层物相、微观结构、力学性能、常温和高温摩擦学性能的影响。研究表明, 铁基合金化层与基体冶金结合良好、显微硬度高 (高达 830 HV0.1)、高温摩擦因数低至 0.28、高温磨损率低至  $2.41 \times 10^{-6} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。合金化层显微组织为奥氏体树枝晶 + 共晶碳化物, 且随着扫描速度增加, 组织逐渐细化, 合金化层平均厚度减小, 裂纹率升高, 显微硬度先增加后减小, 高温耐磨性能逐渐提高。铁基合金化层的高温磨损机制以磨粒磨损为主, 同时还存在着疲劳磨损和氧化磨损。

**关键词:** 球墨铸铁; 激光合金化; Fe 基合金粉末; 扫描速度; 组织; 耐磨性能

**中图分类号:** TG174.4 **文献标志码:** A **文章编号:** 0254-6051(2020)05-0243-07

## Effect of laser scanning speed on microstructure and properties of Fe-based alloyed layer on ductile iron hot roller surface

Wang Shuoyu<sup>1</sup>, Zhao Yi<sup>2</sup>, Xie Mingxiang<sup>1</sup>, Ye Wenhui<sup>1</sup>

(1. Anhui Ma Steel Surface Engineering Technology Co., Ltd., Maanshan Anhui 243021, China;  
2. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan Anhui 243032, China)

**Abstract:** Fe-based alloyed layers were prepared on the surface of ductile iron QT600-3 by laser alloying technology. The effect of laser scanning speed on the phase composition, microstructure, mechanical properties, tribological properties at high temperature of the alloyed layers were investigated by scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), Raman spectrometer, microhardness tester, friction and wear tester. The results show that the Fe-based alloyed layers exhibit good metallurgical bonding to the substrate and high microhardness (up to 830 HV0.1). And the friction coefficient and wear rate at high temperature decrease to 0.28 and  $2.41 \times 10^{-6} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , respectively. The microstructures of the Fe-based alloyed layers are mainly composed of  $\gamma$ -phase dendrites and eutectic carbides, and are refined with the scanning speed increasing. With the increase of laser scanning speed, the thickness of the Fe-based alloyed layers decreases and the crack rate increases, while the microhardness increases first and then decreases, and the wear resistance at 700 °C increases. In the high temperature friction and wear test, the wear mechanism of the Fe-based alloyed layers is mainly abrasive wear, fatigue wear and oxidation wear.

**Keywords:** ductile iron; laser alloying; Fe-based alloyed layer; scanning speed; microstructure; wear resistance

热轧辊是钢材生产的重要工具,是决定钢材质量的重要消耗性部件,但其工作条件较为严苛,在使用过程中容易出现辊面开裂、变形等问题。在热轧成形板材实际的生产过程中,恶劣的工作环境导致轧辊发生剧烈磨损、开裂和疲劳等失效现象。而这将直接关系到热轧过程中生产的成本、产品质量和经济效益。因此,热轧辊工件表面进行改进和强化,不仅能提高轧辊材料的表面硬度、耐磨性等性能,还可以很大程度降

低企业的生产成本。而激光合金化作为一种高效、环保的表面强化技术,其最大的优点是可以制备致密的冶金结合涂层,从而改善基体的使用性能。

在目前所有的粉末中,Fe 基自熔性金属合金化粉末因其成本相对较低,广泛应用于各领域的工业制造。激光合金化后能够对材料硬度和耐磨性有一定提升,例如可以提高活塞环的耐磨性,提高轮毂的硬度等<sup>[1]</sup>。但是其缺点也同样明显,例如 Fe 基粉末制备的合金化层与母材结合不好,容易产生裂纹和断裂。实际应用工况中,一些具有重要作用或者处于特殊部位的工件,其实际工作环境较为严苛,这对其使用性能提出了更高的要求。因此,对工件表面的综合性能要

收稿日期: 2019-11-04

作者简介: 王硕煜(1966—),男,高级工程师,学士,主要研究方向为冶金备件的表面强化与再制造技术, E-mail: kingashuo@139.com

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2020.05.046

求更高。目前,研究表明,在现有的金属基粉末中添加陶瓷粉末,可以将二者的优点相结合。如将陶瓷元素加入金属粉末中可制得金属陶瓷复合粉末,制备的粉末兼具两者的优点<sup>[2-3]</sup>,将陶瓷粉末和 Fe 粉按照比例复合可制得 Fe 基陶瓷合金化粉末,其在轴承行业以及航空航天等领域发挥了重要作用。研究表明,Fe 基复合粉末可提高材料的高温抗氧化性能,且合金粉末含量增加,材料抗氧化能力随之提高,而合金粉末过量则会导致裂纹生成<sup>[4]</sup>。

在合金化过程中,激光扫描速度对合金化层质量有着重要的影响。其可以通过改变激光在材料表面辐射的时间来控制熔池的深度、合金化层硬度以及微观结构等性能。如扫描速度过快,则激光作用于基材表面时间太短,导致熔池未达到某些合金元素的熔点,且熔池存在时间较短,合金粉末未完全融入基体,以颗粒形式存在于合金化层中,凝固后导致裂纹萌生。另一方面,如果扫描速度过低,则激光停留于基材表面时间较长,输入材料的热量很高,导致基体和合金元素熔化过度,熔池体积增大,冷却时间变长,容易生成脆性相<sup>[5-6]</sup>。

本文选取铁基粉末,利用激光合金化技术在球墨铸铁表面制备了铁基合金化层,并着重研究不同激光扫描速度对铁基合金化层组织形貌、力学性能以及高温摩擦磨损性能的影响。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 合金化层制备

本试验用基体材料为球墨铸铁 QT600-3,加工成尺寸为 250 mm × 80 mm × 20 mm 的钢板。粉末材料为 FE-06 粉末,其化学成分见表 1,粒径为 50 ~ 200 μm (见图 1)。基体先用粗砂纸打磨后再用酒精擦洗,以确保试样表面清洁。用粘接剂将 FE-06 合金粉末充分混合,然后仔细均匀地涂覆于试样表面,涂层厚度约为 0.3 mm,自然风干,待试样块在空气中干燥后,进行保温 24 h 处理。

表 1 Fe 基粉末的化学成分(质量分数,%)  
Table 1 Chemical composition of the Fe-based powder( mass fraction, %)

C	Cr	B	Si	Fe
1.5	17.3	1.7	1.4	余量

在对试样进行激光合金化处理之前,先用火焰喷枪对基体进行预热处理,以减少裂纹的产生。预热之后将基体材料固定在 PRC-3000 快轴流 CO<sub>2</sub> 激光器的试样架上,在控制面板上设置好合适的激光工艺参数

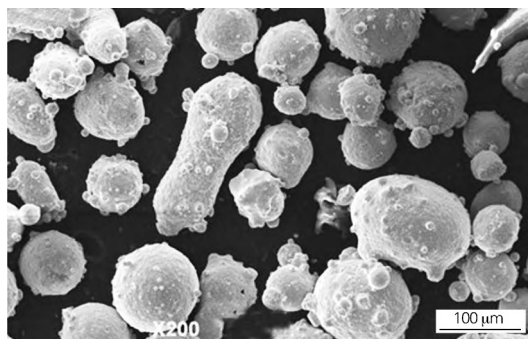


图 1 Fe 基粉末的微观形貌

Fig. 1 Micromorphologies of the Fe-based powder

(见表 2),然后将激光喷头根据基体位置和高度调节其角度,使激光与试样表面保持在 45°左右。打开激光控制开关,激光喷头使用“之”字型移动方式。这样可以保持激光的最大利用效率和稳定的搭接率,试验过程中需进行侧吹氮气保护。

表 2 激光合金化工艺参数  
Table 2 Laser alloying process parameters

激光功率/W	光斑直径 φ/mm	搭接率	扫描速度/(mm · min <sup>-1</sup> )
2000	3.5	0.45	600
2000	3.5	0.45	900
2000	3.5	0.45	1350

### 1.2 合金化层性能表征

激光合金化处理后,在试样上沿着激光束扫描的垂直方向切取横截面用以制取金相试样,金相试样尺寸为 14 mm × 14 mm × 5 mm,将试样抛光并经 4% 硝酸酒精腐蚀后在扫描电镜下观察试样组织形貌。利用 MH-5LD 型显微硬度计检测合金化层横截面显微硬度,截面硬度的检测需从试样合金化层表面至基体之间每隔 0.1 mm 进行线性选点检测,选取载荷砝码为 100 g,加载时间为 10 s。摩擦学试验采用 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机,分别在常温和高温 700 °C 下进行试验,转速为 364 r/min,载荷 20 N,加载时间 60 min。高温磨损试验前后均采用电子天平称量(精度 0.1 mg)。试样的常温磨损体积  $V_m$  可由 P-7 轮廓膜厚示廓仪 (Step Profiler, USA) 进行测量,磨痕和对磨球磨损形貌通过扫描电镜 SEM 观察,并使用能谱 EDS 来分析磨屑成分组成,辅助使用 Renishaw 激光共聚焦拉曼光谱仪来确定磨损试验后磨痕底部氧化物的成分。

## 2 试验结果

### 2.1 合金化层成形质量分析

图 2 为试样合金化层截面的宏观形貌,图 3 为试

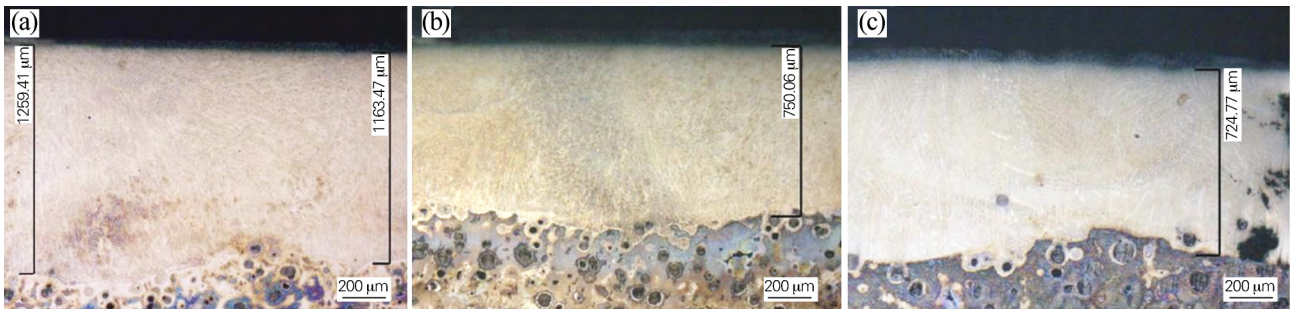


图 2 不同激光扫描速度下铁基合金化层的截面形貌

Fig. 2 Cross section morphologies of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds  
(a) 600 mm/min; (b) 900 mm/min; (c) 1350 mm/min

样合金化层截面的裂纹率图片。表 3 为不同扫描速度下对应的 Fe 基合金化层的成形特征。由图 2 和图 3 可见 随着扫描速度的增大 ,试样出现孔洞和裂纹的趋势逐渐增大 ,合金化层厚度相应减小。激光合金化过程中 ,激光束辐照基体材料 ,使其表面温度迅速上升 ,材料表层熔化产生液相熔池 ,同时预制涂覆层中的合金元素也迅速溶入到熔池中。随着激光作用的持续 ,固液界面开始向基体推进 ,由于空气和基体自身的热传导作用 ,导致液态金属凝固速率很大 ,在快速的融凝后 ,形成厚度为 0.72 ~ 1.20 mm 的合金化层。



图 3 不同激光扫描速度下铁基合金化层的截面裂纹形貌

Fig. 3 Cross section crack morphologies of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds  
(a) 600 mm/min; (b) 900 mm/min; (c) 1350 mm/min

表 3 不同激光扫描速度下铁基合金化层的成形特征  
Table 3 Forming characteristics of the Fe-based alloyed layers under different scanning speeds

扫描速度 / (mm · min <sup>-1</sup> )	合金化层厚度 / μm	根部裂纹率 C <sub>r</sub> / %	气孔和缺陷
600	1200	23	较少
900	780	25	少量
1350	735	46	较多

扫描速度增大 ,激光能量输入减少 ,合金化层厚度减小 ,同时裂纹的数量和气孔逐步增加。主要原因为:首先 ,扫描速度增大 ,熔池的温度梯度、凝固速度等都随之增加 ,合金化层中残余应力增加 ,导致裂纹倾向增

加<sup>[7]</sup>;其次 ,合金化过程中 ,扫描速度较低时 ,扫描单位时间热输入增大 ,熔池冷却时间变长 ,导致液相金属存在时间延长 ,产生的气泡和夹杂物有足够时间从熔池中排出。同时熔池存在时间变长也使合金元素扩散时间延长 ,使合金化层元素分布更均匀<sup>[8]</sup>。

### 2.2 合金化层物相分析

图 4 为不同扫描速度下 Fe 基合金化层表面的 XRD 图谱。可以发现 3 种扫描速度下形成的合金化层表面均包含  $\gamma$ -Fe、 $Fe_3C_2$  和  $Fe_3C$  相。且随着扫描速度的增加 , $\gamma$ -Fe 相衍射峰强度下降 ,并且出现较多的  $Fe_3C$  相。这是因为当扫描速度较慢时 ,熔池存在时间长 ,碳元素有充足时间均匀分布于合金化层中 ,同时固溶效应增加 ,故  $\gamma$ -Fe 含量较高<sup>[9]</sup>。随着扫描速度增大 ,冷却速度加快 ,熔池的存在时间变短 ,过冷度增大 , $Fe_3C$  相含量增加。

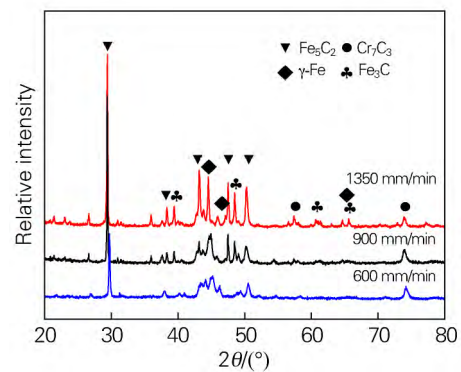


图 4 不同激光扫描速度下铁基合金化层的 XRD 图谱  
Fig. 4 XRD patterns of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds

### 2.3 合金化层显微组织分析

由图 5 可知 ,表面经激光合金化处理后 ,合金化层呈现典型的具有定向凝固特征的树枝柱状晶组织。液固界面处存在成分过冷区 ,结晶时首先生成的奥氏体

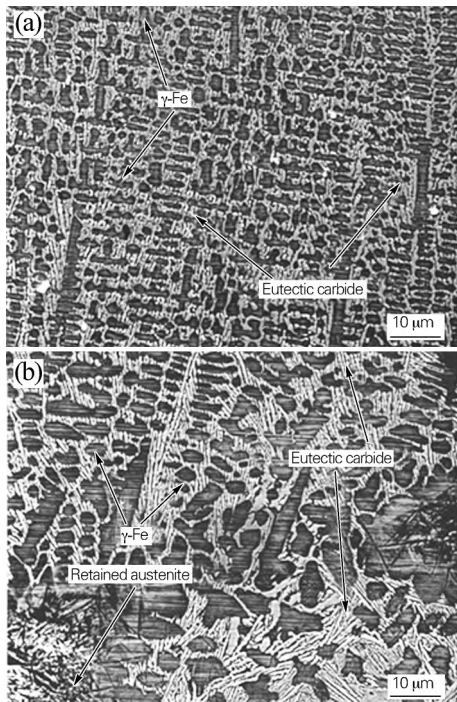


图5 激光扫描速度 900 mm/min 条件下铁基合金化层的显微组织  
(a) 中上部; (b) 下部

Fig. 5 Microstructure of the Fe-based alloyed layer under laser scanning speed of 900 mm/min  
(a) middle and upper part; (b) bottom part

以树枝晶方式长大,而在树枝间则由极细的渗碳体和铁素体组成。经激光处理后,熔池中沿冷却方向存在较大的温度梯度,由于合金化层不同区域的冷却速度不同,导致合金化层沿层深方向上组织也呈现不均匀性<sup>[10]</sup>。随着熔池不断的冷却,液态金属温度下降,熔池底部结晶速度增大,成分过冷亦增大,熔池与基体界面处的树枝晶垂直于界面并沿冷却方向生长。由于基体传热速度极快,凝固速度加快,所形成的奥氏体组织

无法快速向树枝晶两侧生长,导致该区域枝晶间距变小,组织更为细密。凝固进行到熔池中部时,界面温度梯度减小,结晶速度减慢,因此合金化层中部的树枝晶间隙变大,晶粒尺寸变大<sup>[11]</sup>。在合金化层上部,由于熔池对空气有热辐射作用,液体金属散热快,过冷度较大,形成的树枝晶组织比较细小。即合金化层上部和底部树枝晶组织细小,合金化层中间部分的树枝晶组织则较为粗大。

合金化层显微组织随着扫描速度的增大而变得更加致密,如图6所示。晶粒尺寸的大小受到结晶过程中形核率 $N$ 与晶核长大速率 $G$ 的比值的影响。 $G$ 越大,晶核生长越快。而形核率 $N$ 越大,则晶粒尺寸就越小<sup>[12]</sup>。随着扫描速度在一定范围内增大,导致熔池过冷度增大,形核率和长大速率均随过冷度的增大而增大。由于随过冷度增大形核率比长大速率增加得快,因此 $N/G$ 比值也会增大,从而导致奥氏体晶粒细化。因此,随扫描速度增大,合金化层树枝晶尺寸减小。

#### 2.4 合金化层硬度分析

图7为不同激光扫描速度下制备的合金化层沿表面到基体方向上显微硬度的分布曲线。可以发现,经过不同激光扫描速度处理后,与基体相比,合金化层显微硬度分别有了2.0~2.5倍的提高,硬度分布在510~830 HV0.1范围内。由于合金化层沿熔池深度方向冷却速度和化学成分不同,所以其显微硬度也会产生波动。硬度数值分布大体趋势为在合金化层出现“平台区”,至热影响区和基体区域时迅速下降,呈现梯度分布。由图7同时可以看出,扫描速度逐渐增加,合金化层显微硬度变化趋势为先增加后降低,并且扫描速度为1350 mm/min时其显微硬度要高于扫描速度600 mm/min时的显微硬

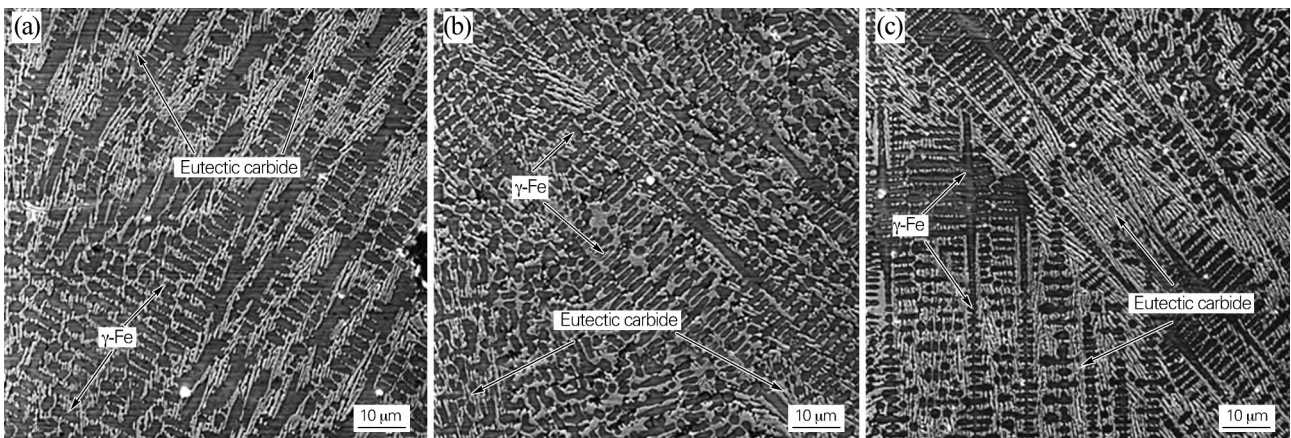


图6 不同激光扫描速度下铁基合金化层的显微组织

Fig. 6 Microstructure of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds  
(a) 600 mm/min; (b) 900 mm/min; (c) 1350 mm/min

度。随着扫描速度逐渐增加,合金化层的显微组织更加细化,且合金化层中形成硬度较高的合金碳化物,合金化层得到细晶强化和固溶强化的共同作用,显微硬度增加。而当扫描速度过快,导致涂覆层元素在激光扫描过程中产生飞溅,合金元素损失严重,熔池合金化程度降低,导致固溶强化程度减弱<sup>[13]</sup>,故扫描速度在 1350 mm/min 时显微硬度降低。

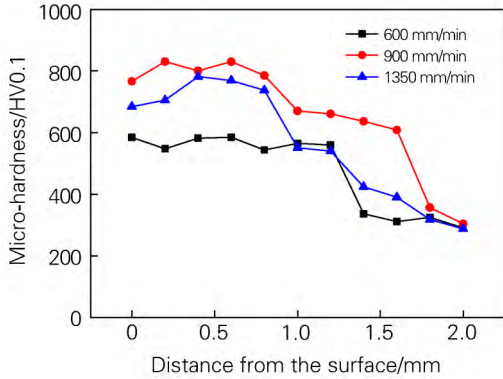


图 7 不同激光扫描速度下铁基合金化层的显微硬度  
Fig.7 Microhardness of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds

## 2.5 合金化层磨损性能分析

### 2.5.1 常温摩擦磨损性能

图 8 为 Fe 基合金化层的常温摩擦因数随时间的变化曲线,且当扫描速度分别为 600、900 和 1350 mm/min 时,合金化层平均摩擦因数分别为 0.53、0.65、0.61。可以发现,扫描速度为 600 mm/min 时,合金化层的摩擦因数最小。

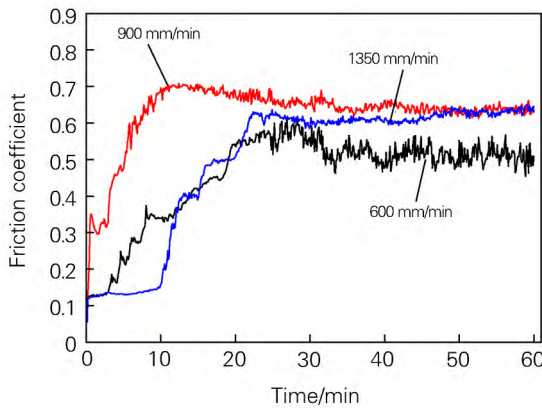


图 8 不同激光扫描速度下铁基合金化层的摩擦因数随时间的变化曲线

Fig.8 Friction coefficient curves of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds

表 4 为不同扫描速度下 Fe 基合金化层常温磨损结果。可以看出,随着扫描速度的增加,磨损率先上升

后降低。合金化层的磨损性能与其表面化合物分布密切相关。由 XRD 结果可知,当扫描速度为 900 mm/min 时,其表层铁碳化合物含量略低于另外两种扫描速度条件下制备的合金化层。而铁碳化合物对其表面的耐磨性能有一定的提高作用<sup>[14]</sup>,因此当扫描速度为 900 mm/min 时,合金化层常温耐磨性能有所降低。

表 4 不同激光扫描速度下铁基合金化层的常温磨损结果  
Table 4 Room wear test results of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds

扫描速度 / (mm · min <sup>-1</sup> )	平均磨痕面积 / (× 10 <sup>-9</sup> m <sup>2</sup> )	磨损体积 / (× 10 <sup>-10</sup> m <sup>3</sup> )	磨损率 / (× 10 <sup>-14</sup> m <sup>3</sup> · N <sup>-1</sup> · m <sup>-1</sup> )
600	5.76	1.27	1.31
900	8.93	1.96	2.04
1350	5.80	1.29	1.28

### 2.5.2 高温摩擦磨损性能

图 9 (a) 为合金化层在 700 °C 下的摩擦因数随时间的变化曲线。3 种扫描条件下的合金化层高温摩擦因数均较小,且相对基材均有较大提高。这可能是因为,在 700 °C 高温磨损过程中,石墨易从基体上析出,从而在摩擦副之间起到润滑作用<sup>[15]</sup>。同时,连续网状

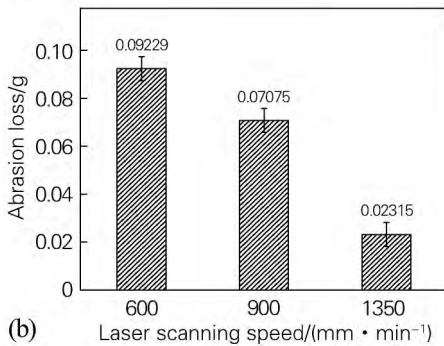
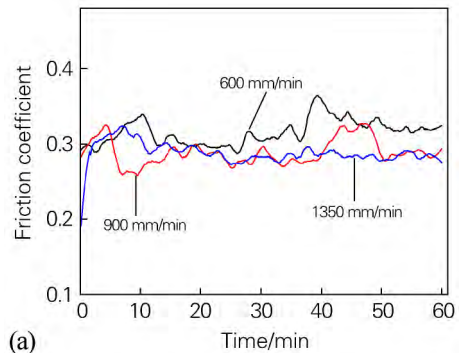


图 9 铁基合金化层 700 °C 摩擦磨损试验结果  
(a) 摩擦因数; (b) 磨损量

Fig.9 Friction and wear test results of the Fe-based alloyed layers at 700 °C  
(a) friction coefficient; (b) abrasion loss

结构的碳化物也能够对合金化层起到强化作用,从而降低了高温下的摩擦因数。

图9(b)为700℃下摩擦磨损试验后铁基合金化层的磨损量结果,可以发现,随着扫描速度的增加,合金化层的磨损量逐渐减小。

图10是经过700℃摩擦磨损后涂层表面的拉曼光谱曲线。可以看出,随着扫描速度的增加,试样表面合金化产物 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 和 $\text{Fe}_3\text{C}$ 的含量有明显的增加趋势。由上述合金化层XRD结果可知,当激光扫描速度增加到1350 mm/min时,铁碳化合物含量明显增加。而其

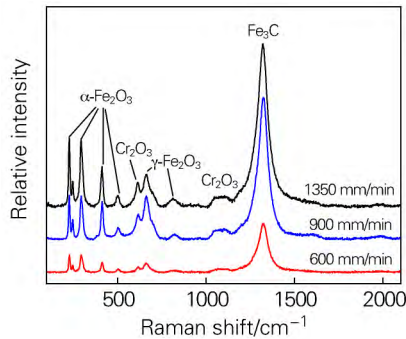


图10 700℃摩擦磨损试验后不同激光扫描速度下铁基合金化层表面的拉曼光谱曲线

Fig. 10 Raman spectra of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds after friction and wear test at 700℃

在700℃下进行摩擦磨损试验时,合金化层表面会发生氧化反应,生成的 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 等氧化物的含量也会随之增加。这些在试样表面形成的氧化物和碳化物,可以起到减摩抗磨的作用<sup>[16]</sup>。当激光扫描速度由900 mm/min上升到1350 mm/min时,由于合金化产物增加所产生的耐磨性提高效应超过了硬度下降对其耐磨性的影响。因此,其显微硬度虽然略有下降,但其高温耐磨性能却呈现出增加的趋势。

图11是铁基合金化层经700℃摩擦磨损试验后的表面磨痕形貌。可以看出,磨损后合金化层出现了塑性变形,部分涂层发生剥落,同时还夹杂有微裂纹和凹坑。即在高温大载荷磨损条件下,高硬度的对磨球会对材料产生严重的磨损,进而引起失效。对磨痕底部白色区域,如图11(a)所示,进行能谱仪分析可知,其主要元素组成为Fe和O。说明在高温磨损过程中,合金化层中还存在着氧化磨损<sup>[17]</sup>。从图11(b)中可以看出,磨损后合金化层表面已经出现了塑性变形,这是因为在高温和大载荷长时间作用下,合金化层表面在磨损过程中产生塑性变形,合金化层受到较长时间作用力反复研磨,从而引起疲劳磨损。由图11(c)可以发现,试样表面有互相平行且数量较多的犁沟状磨痕,说明其磨损机理以磨粒磨损为主。从图11(d)中也可以看出,合金化层表面出现了较为明显的剥落和

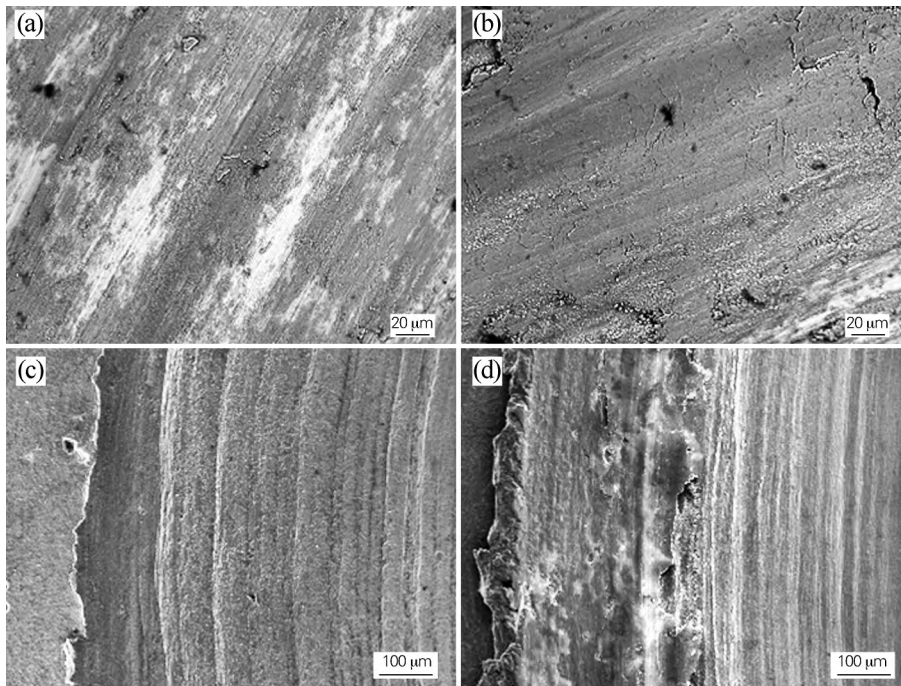


图11 不同激光扫描速度下铁基合金化层700℃磨损后的磨痕形貌

Fig. 11 Worn morphologies of the Fe-based alloyed layers under different laser scanning speeds after friction and wear test at 700℃

(a) 600 mm/min; (c) 900 mm/min; (d) 1350 mm/min

破损。这是因为在磨损过程中,高温和大载荷持续耦合作用于合金化层表面,致使合金化层撕裂、剥落,呈现明显的疲劳磨损<sup>[18]</sup>。

### 3 结论

使用 CO<sub>2</sub> 激光器对球墨铸铁热轧辊表面进行 Fe 基激光合金化处理,研究不同扫描速度对合金化层组织和性能的影响,得出以下结论:

1) 合金化层和基体之间形成冶金结合,其显微硬度和耐磨性能得到显著提升。保持其他工艺参数不变,当激光扫描速度为 900 mm/min 时,合金化层具有最高硬度,可达 830 HV0.1,而高温耐磨性能则在 1350 mm/min 时最佳。

2) 随着扫描速度的增加,合金化层平均厚度减小,裂纹率升高,显微硬度先增加后减小,高温耐磨性能逐渐提高。

3) 合金化层显微组织为奥氏体树枝晶 + 共晶碳化物,且随着扫描速度增加,组织逐渐细化。

4) 高温摩擦磨损结果显示,3 种不同扫描速度的合金化层其磨损机制均以磨粒磨损为主,同时还存在着疲劳磨损和氧化磨损。

#### 参考文献:

[1] 董士龙. 激光表面处理球墨铸铁轧辊的性能研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2014.  
Dong Shilong. Research on the performance of nodular cast iron roller laser alloying [D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2014.

[2] 刘喜明. Co 基自熔合金 + WC 送粉激光熔覆层再加热冷却过程中的显微组织变化特征[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(4): 621-624.  
Liu Ximing. Microstructure evolution of laser cladding with feeding powder for Co-based alloy in addition with WC in reheating and cooling process [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(4): 621-624.

[3] 冯 焱, 韩光炜, 柳光祖. 陶瓷相弥散强化合金及颗粒增强金属基复合材料制备方法: CN 1281053 A[P]. 2001-01-24.  
Feng Di, Han Guangwei, Liu Guangzu. Methods for preparation of ceramic phase dispersion reinforced alloy and particle reinforced metal matrix composites: CN 1281053 A[P]. 2001-01-24.

[4] Liu S N, Liu Z D, Yang W, et al. Ti-based composite coatings with gradient TiC<sub>x</sub> reinforcements on TC4 titanium alloy prepared by laser cladding[J]. Science China, 2014, 57(7): 1454-1461.

[5] 杨文庆, 卢 军. 激光能量密度对金属粉末直接激光烧结球化的影响[J]. 工具技术, 2008, 42(3): 61-63.  
Yang Wenqing, Lu Jun. Effect of specific energy on spheroidization during direct laser sintering of metal powder [J]. Tool Engineering, 2008, 42(3): 61-63.

[6] Wei L, Jie L, Yan Z, et al. Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: Microstructure, phase and mechanical properties [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 626-636.

[7] 冯雪飞. 磨损率方程的比较研究[J]. 天津理工大学学报, 1998(7): 43-45.  
Feng Xuefei. A comparison of some wear rate equations [J]. Journal of Tianjin Institute of Technology, 1998(7): 43-45.

[8] Dong L, Zhang J. Research status of heterogeneous gradient feature for laser welded joint of Ti6Al4V alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(3): 655-660.

[9] 丁 春. 轧辊表面激光合金化材料制备与性能分析[D]. 苏州: 苏州大学, 2014.  
Ding Chun. Material preparation and performance analysis of laser surface alloying of roller [D]. Suzhou: Suzhou University, 2014.

[10] 王学伟. 夹送辊激光处理的工艺优化与组织性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2012.  
Wang Xuewei. Study on process optimization and microstructure properties of the laser treated pinch rolls [D]. Shenyang: Northeastern University, 2012.

[11] Yao Wenjing, Niu Xiuling, Zhou Long, et al. Competition growth of  $\alpha$  and  $\beta$  phases in Ti-50% Al peritectic alloy during the rapid solidification by laser melting technique [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 26(5): 523-532.

[12] 齐 凯. 球墨铸铁高温塑性变形行为研究及其应用[D]. 大连: 大连理工大学, 2009.  
Qi Kai. Study on high temperature plastic deformation behavior of ductile iron and its application [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2009.

[13] 徐国建, 李宏利, 邢 飞, 等. 球墨铸铁轧辊的光纤激光合金化性能[J]. 沈阳工业大学学报, 2015, 37(1): 39-43.  
Xu Guojian, Li Hongli, Xing Fei, et al. Fiber laser alloying performance of ductile iron roller [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2015, 37(1): 39-43.

[14] Mondal A K, Kumar S, Blawert C, et al. Effect of laser surface treatment on corrosion and wear resistance of ACM720 Mg alloy [J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(14): 3187-3198.

[15] 吴 宇, 王文焱, 王 沛, 等. 球墨铸铁表面复合碳化物激光合金化层组织与性能研究[J]. 矿山机械, 2010(22): 54-57.  
Wu Yu, Wang Wenyan, Wang Pei, et al. Research on microstructure and performance of complex carbides laser alloyed coating on surface of ductile cast iron [J]. Mining and Processing Equipment, 2010(22): 54-57.

[16] Quazi M M, Fazal M A, Haseeb A S M A, et al. A review to the laser cladding of self-lubricating composite coatings [J]. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2016, 3(2): 67-99.

[17] Qi Y L, Chen H Y, Shu C Y, et al. Wear and corrosion behaviours of FeCrNiSi alloy coatings by laser cladding [J]. Materials Science Forum, 2017, 898: 1406-1413.

[18] Jia Q, Gu D. Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts: High-temperature oxidation property and its mechanisms [J]. Optics and Laser Technology, 2014, 62(10): 161-171.