

# 激光热辅助渗碳磨削20CrMnTi表面强化机理

张贺<sup>1</sup>, 梁超杰<sup>2</sup>, 孙聪<sup>1</sup>

(1. 东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 北京宇航系统工程研究所, 北京 100071)

**摘要:** 具有高耐磨性20CrMnTi钢在轴类、齿轮等核心零部件制造业中有重要需求。现有的表面加工与强化方法很难兼顾生产效率与能耗。将激光微渗碳与磨粒加工技术结合,提出一种高效、可控的20CrMnTi表面加工强化一体化制造方法——激光热辅助渗碳磨削。在自动平面磨床上进行激光热辅助渗碳磨削试验,利用金相显微镜和X射线衍射仪等分析激光热辅助作用下强化表面的创成机理。同时,进行摩擦磨损试验并检测强化表面的力学性能。结果表明,激光热辅助渗碳磨削20CrMnTi表面硬度可达550 HV及以上,磨损损失率降至基体的50%。具有相位差的磨削热回火作用使强化相趋于均匀化,析出粒状碳化物,实现弥漫性强化,所提方法可助力并实现低碳钢表面高性能制造。

**关键词:** 20CrMnTi; 激光热辅助渗碳磨削; 耐磨性; 表面硬度; 回火作用

中图分类号: TH 161 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2025)05-0054-08

## Surface Strengthening Mechanism of Laser Heat-Assisted Carburizing Grinding of 20CrMnTi

ZHANG He<sup>1</sup>, LIANG Chao-jie<sup>2</sup>, SUN Cong<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering, Beijing 100071, China. Corresponding author: SUN Cong, E-mail: suncong1@mail.neu.edu.cn)

**Abstract:** The surface of 20CrMnTi steel with high abrasion resistance has great demands in the manufacturing of core components such as shafts and gears. However, it is hard for the existing surface finishing and strengthening methods to balance productivity and energy consumption. Combining laser micro-carburizing and abrasive processing technology, an efficient and controllable integrated manufacturing method for surface machining and strengthening of 20CrMnTi was proposed: laser heat-assisted carburizing grinding. A series of laser heat-assisted carburizing grinding tests were carried out on an automatic surface grinding machine, and the creation mechanism of enhanced surfaces under laser heat-assistance was analyzed by the metallographic microscope and X-ray diffractometer, etc. At the same time, friction and wear tests were carried out and the mechanical properties of the strengthened surface were tested. The results showed that the surface hardness of laser heat-assisted carburizing 20CrMnTi can reach 550 HV and above, and the wear loss rate is reduced to 50% of the matrix. The grinding heat tempering with phase difference tends to homogenize the strengthening phase, precipitate granular carbides, and achieve diffuse strengthening. The proposed method can help and realize the high-performance manufacturing of low-carbon steel surfaces.

**Key words:** 20CrMnTi; laser heat-assisted carburizing grinding; abrasion resistance; surface hardness; tempering

20CrMnTi钢作为一种韧性和淬透性很强的低碳合金钢,常用于高速、重载、摩擦和冲击环境

下的轴承、齿轮、活塞等部件的制造<sup>[1]</sup>。然而,加工后的20CrMnTi表面硬度低、耐磨性差,难以保证

收稿日期: 2023-11-01

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52105433, 52175383)。

作者简介: 张贺(1998—),男,辽宁大连人,东北大学硕士研究生; 孙聪(1989—),男,辽宁鞍山人,东北大学副教授,博士生导师。

核心部件的长期稳定性和可靠运行.因此,迫切需要采用先进的技术来改善20CrMnTi钢的表面性能.热处理是改善金属材料性能常用的方法,根据材料的冶金转变特征,通过精确控制温度来改变材料的微观相组织.宋明明等<sup>[1]</sup>构建了20CrMnTi淬火后的显微组织形态与显微硬度的映射关系,并指出淬火表面强化组织为板条马氏体相.对于20CrMnTi钢而言,通常在表层材料中添加石墨烯、稀土Ce等增强相来改善工件的力学和摩擦性能<sup>[2]</sup>.Zhang等<sup>[3]</sup>开展了完整的多工序耦合渗碳实验,准确预测了渗碳表面力学性能的梯度变化.Lu等<sup>[4]</sup>在20CrMnTi中加入石墨烯,采用真空高能球磨工艺和热压工艺制备Gr/20CrMnTi复合材料,工件表面硬度和耐磨性分别提高18.5%和491.1%.然而,增强相的添加往往始于材料的熔炼阶段,难以精确控制材料表面力学性能的梯度变化.相反,涂层技术可以有效地解决这一问题.任思学等<sup>[5]</sup>采用激光熔覆技术在20CrMnTi钢表面制备Ni60A-TiC复合涂层.涂层硬度可达1252HV,磨损深度降低82.1%.Hong等<sup>[6]</sup>利用磨削热在20CrMnTi表面制备碳涂层,实现了加工表面的微渗碳,使表面硬度大幅提高,同时降低了能源消耗,简化了表面加强工艺的流程.但磨粒强化加工的适用工况较为剧烈,磨削热难以精确控制,容易造成表面烧伤,且传统的渗碳热处理由于加热效率低、加工周期长,容易在工件芯部出现粗晶粒等缺陷<sup>[7]</sup>.因此,本文提出一种激光辅助渗碳磨削工艺,将激光辅助加热与磨粒加工技术相结合,实现20CrMnTi表面的加工渗碳强化一体化<sup>[8]</sup>.通过设计对比实验来验证激光辅助微渗碳在20CrMnTi表面的可行性,并建立了加工参数与材料表面动态热力耦合效应的映射关系.再进一步研究强化表面的相组成、显微组织和显微硬度分布,分析了20CrMnTi表面的强化机理.最后通过摩擦磨损试验,对强化表面摩擦磨损性能展开分析.

## 1 试验方案

### 1.1 试验材料与方法

在自动平面磨床(MY250)上进行激光辅助渗碳磨削试验.如图1所示,工件安装在专用夹具上,其底部连接的测力计(NC-DAQX)可以实时记录切向和法向磨削力的动态数据.连续的高能激光束从工作台侧面入射,在加工表面形成直径5mm的激光加热区.通过激光辅助加热,表层材

料可瞬间达到相变温度.本文采用改进的K型热电偶来直接测量磨削接触区内的动态温度.如图1b所示,在热电偶测量端预留1cm裸露电极并采用内径0.8mm的陶瓷管进行绝缘保护.同时,热电偶的测点略高于磨削表面.当砂轮驶入磨削接触区域后,测点顶端随表面材料被去除,从而获得磨削接触区加工状态下的动态温度数据.为保证激光辅热区域能在短时间内获得足够的热能,砂轮进给速度选为3mm/s,砂轮转速为2500rad/min,并采用微润滑冷却,试验组的磨削参数如表1所示.

表1 试验项目和磨削参数

Table 1 Experimental items and grinding parameters

组别	激光功率/(J·s <sup>-1</sup> )	磨削深度/mm	砂轮粒径	磨削宽度/mm	砂轮直径/mm
1	200	0.06			
2	300	0.06			
3	400	0.06	F60	16	210
4	300	0.04			
5	300	0.02			

试验所用工件尺寸为6cm×2cm×1cm,工件由铸造毛坯直接切割而成且未经热处理和轧制,工件基体组织保留了铁素体和珠光体的初始等轴形态,如图1c所示.在工件的中心钻一个直径3mm的通孔用于固定热电偶,如图1d所示.将由CaCO<sub>3</sub>、Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>和碳粉组成的碳源、淀粉糊和聚乙烯醇溶液(PVA-1788)混合均匀,制成有黏度的渗碳膏剂.将渗碳膏剂覆盖在加工表面,形成厚度为3mm的碳涂层.如图1d所示,工件表面的右半部分(B区域)覆盖一层碳涂层,保留左半部分(A区域)作为对照组.在碳涂层自然干燥后,工件被放置在马弗炉中脱水.干燥过程包括3个阶段,每个阶段持续30min,加热温度分别为50、100和150℃.脱水后涂层厚度约2mm,表面光滑平整,无明显裂纹产生<sup>[9]</sup>.

### 1.2 加工表面的微结构检测

如图2所示,将工件分段切割,分别取工件左右两侧的中段作观测试样,观察试样的厚度为10mm.样品的上表面是研磨表面,使用Rigaku Smartlab X射线衍射仪观察微观相组成.采用Cu-Kα<sub>1</sub>辐射阳极,以30°~90°的2θ角对样品进行步长为0.005°,每步测试时间为5s的步进扫描.再将样品的横截面抛光,放入4%的硝酸酒精溶液中腐蚀10s,利用金相显微镜(WMJ-9688)观察加工表面深度方向的金相特征.

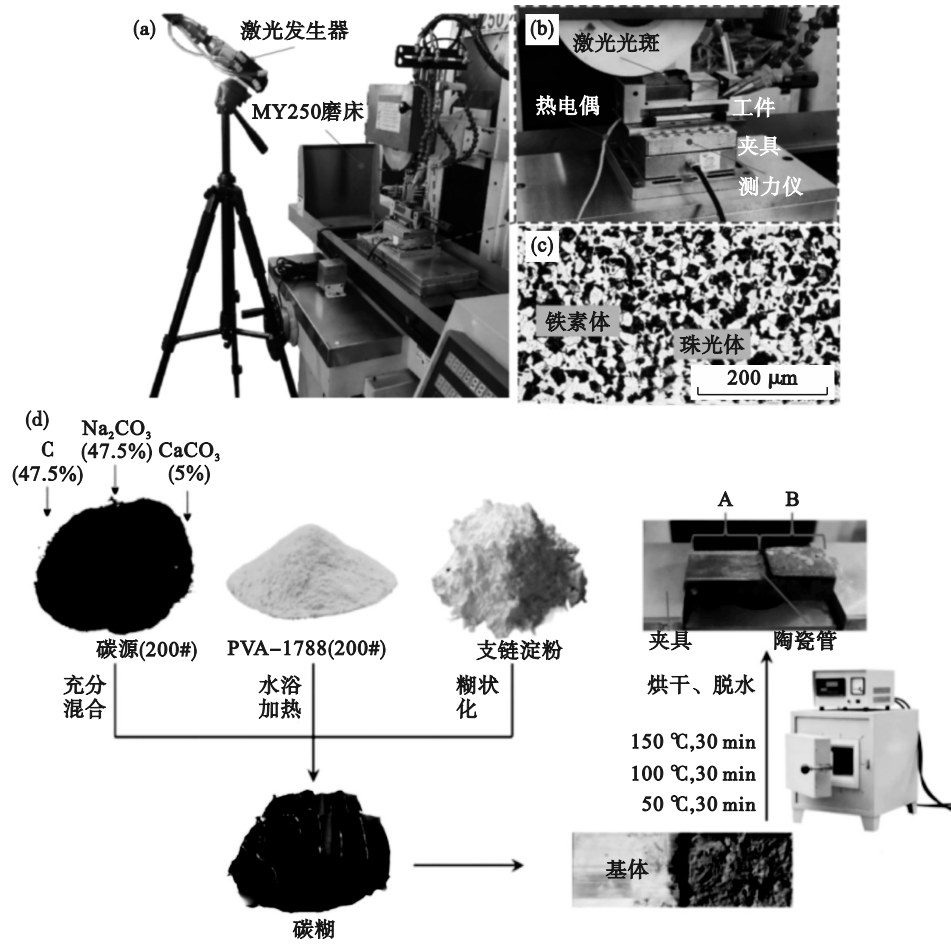


图 1 试验设备及材料

Fig. 1 Experimental equipment and materials

(a)—激光辅助渗碳磨削试验平台；(b)—固定方法及动态测量装置；  
(c)—20CrMnTi的原始显微结构；(d)—工件的制备。

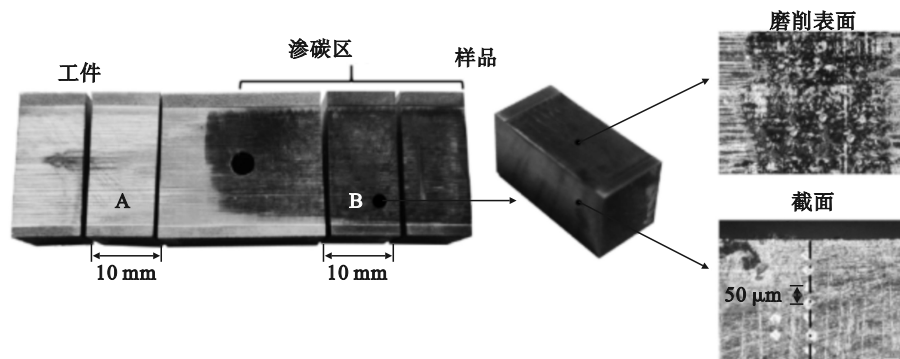


图 2 试验样品的制备和测试

Fig. 2 Preparation and testing of the experimental samples

### 1.3 显微硬度测量

使用HV1000型显微硬度计比较不同磨削方式下表面材料的强化效果.分别在加工表面A区域和B区域内随机选取5个位置测量显微硬度.同时,在工件的横截面上沿深度方向选取等间距测点,以获得磨削表面到基体的显微硬度变化值.如图2所示,第1个测点位于亚表面,测点间距为50 μm,测量范围为磨削面以下1 000 μm.

### 1.4 表面摩擦磨损试验

将工件表面A区域和B区域分别在高速往复摩擦磨损试验机上进行往复摩擦磨损试验,以比较磨削表面的耐磨性,摩擦磨损的参数如表2所示.用超景深显微镜(Leica DVM6)观测磨损表面的三维显微形貌,测量磨痕深度和磨痕宽度,分析不同加工参数下工件表层的磨损机理.

表 2 摩擦磨损参数  
Table 2 Friction and wear parameters

机器型号	测试负载/N	主轴频率/Hz	往复距离/mm	时间/min
HSR-2M	30	4	5	20

## 2 结果及分析

### 2.1 动态磨削力与磨削热

加工过程中实测动态磨削力的变化曲线如图 3a, 图 3c 所示, 切向磨削力  $F_x$  和法向磨削力  $F_z$

的总体趋势相似. 由于工件表面覆盖了碳涂层, 阻碍磨粒对工件表层材料的去除, 因此磨削力峰值向后偏移. 同时, 法向磨削力在数值上明显大于切向磨削力, 且法向磨削力曲线波动更为稳定. 图 3b, 图 3d 统计分析了不同加工参数下的最大磨削力和平均磨削力的分布, 由于激光加热对表面材料的软化作用使其更容易去除. 因此, 增大激光功率可以有效减小动态磨削力<sup>[10]</sup>. 同时, 通过减小磨削深度来减少单位时间内的工件表层材料去除量也可以减小动态切向磨削力和法向磨削力.

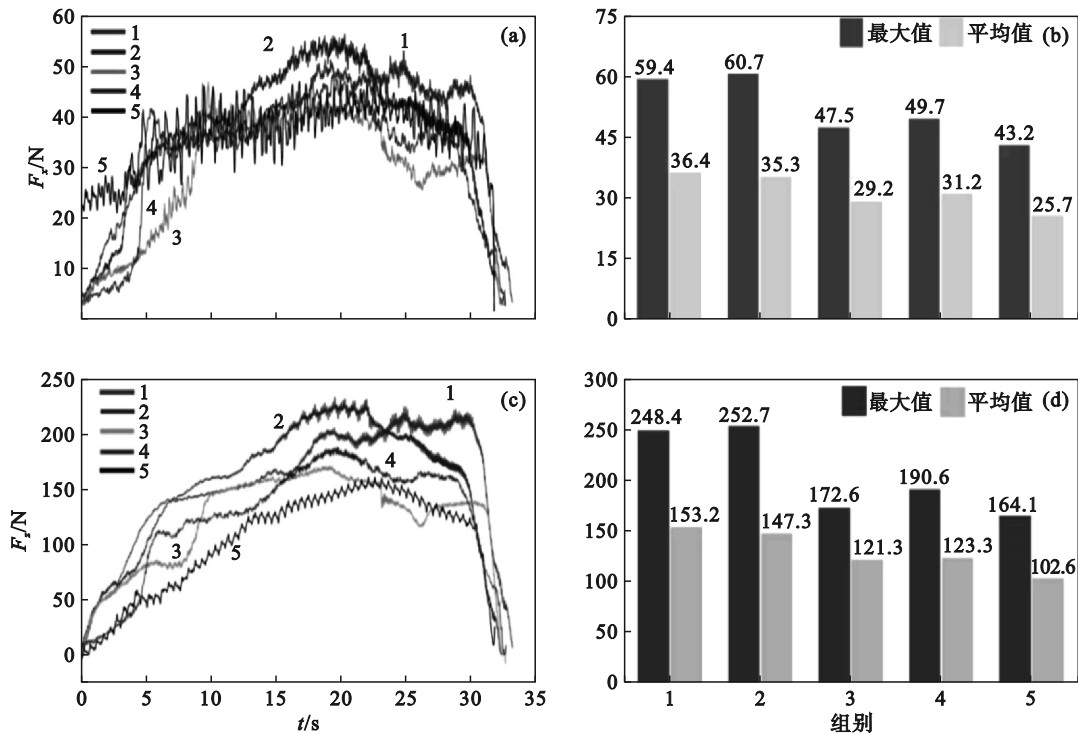


图 3 动态磨削力测量结果

Fig. 3 Measurement results of the dynamic grinding force

(a) 一切向磨削力  $F_x$  的结果; (b) 一切向磨削力  $F_x$  的最大值和平均值统计结果;  
(c) 一法向磨削力  $F_z$  的结果; (d) 一法向磨削力  $F_z$  的最大值和平均值统计结果.

图 4 为加工过程中实测磨削温度的变化曲线. 每条温度曲线上的 2 个峰分别表示激光光斑和砂轮经过测量点时引起的温度激增. 所有实验组下的激光加热温度均超过相变温度 ( $A_{c3}$ ), 表面材料在此加热阶段发生奥氏体化转变<sup>[11]</sup>. 当激光光斑移出加热区域时, 工件表面迅速冷却, 表面奥氏体相过冷程度大, 直接转变为针状马氏体相, 在工件表面形成变质层. 砂轮去除表面材料并产生大量磨削热, 使表面再次升温至第 2 个峰值温度, 变质层经历了一个缓慢而持久的回火过程.

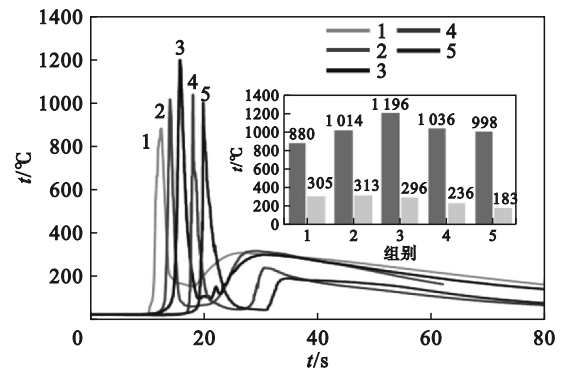


图 4 磨削温度测量结果

Fig. 4 Measurement results of the grinding temperature

### 2.2 磨削表面微观相组成

图 5 为第 2 组 A 区域(无碳涂层)和 B 区域(有碳涂层)加工表面的 XRD 图谱.可以看出, A 区域的主要组成相是马氏体相,该相由激光加热使表面材料发生奥氏体相变,再经过快速冷却产生;B 区域的主要组成相中含有颗粒状碳化物,这

是由表层材料奥氏体化阶段的微渗碳作用造成的.在高温和碳浓度梯度的驱动下,碳层释放出活性碳原子,这些活性碳原子被表面奥氏体相吸附<sup>[12]</sup>.在冷却阶段,碳原子在奥氏体相边界富集,导致碳化物析出.因此,XRD 结果验证了激光辅助渗碳磨削的可行性.

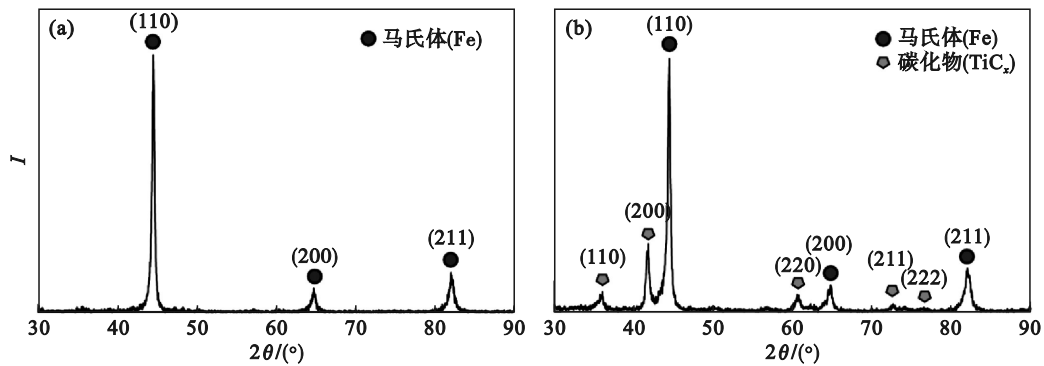


图 5 试验样品的 XRD 谱  
Fig. 5 XRD pattern of the experimental sample  
(a)—激光辅助磨削; (b)—激光辅助渗碳磨削.

图 6 为 A 区域(无碳涂层)和 B 区域(有碳涂层)的截面金相特征. 无论是否覆盖碳涂层,在激光辅助加工过程中,表层材料都经历了明显的奥氏体相变过程.激光加热导致的高温使 20CrMnTi 基体向奥氏体相转变,经过快速冷却后会在表层形成强化组织,如马氏体相和贝氏体

相.对比图 6a 和图 6d 可以看出,渗碳区变质层厚度(1 325 μm)明显大于未渗碳区厚度(437 μm).同时,在局部放大图 6b 中,可以观测到更明显的、分布更均匀的马氏体组织.而在局部放大图 6e 中,很难观测到完整的板条马氏体结构.

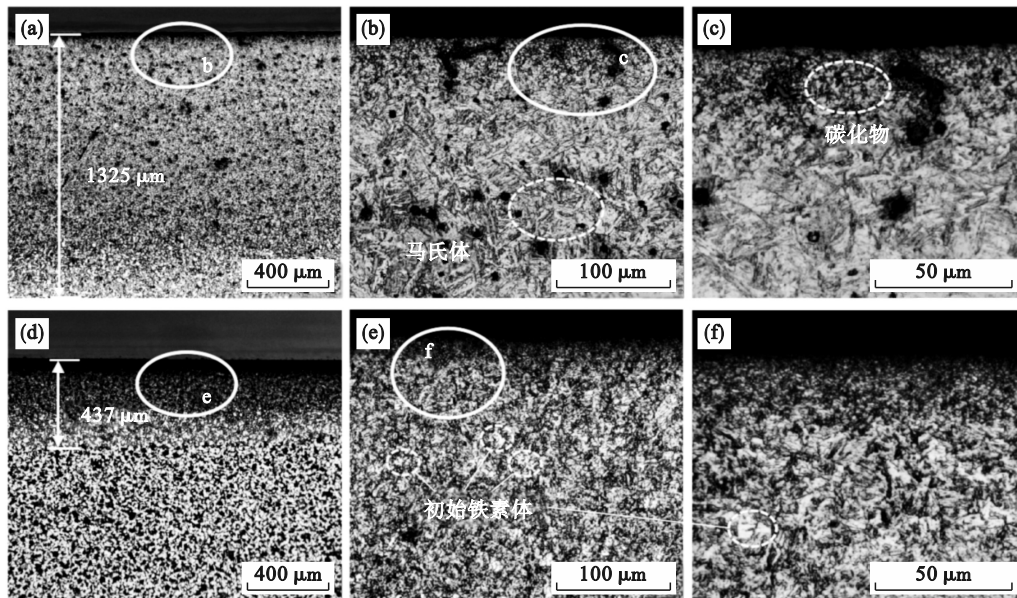


图 6 截面的金相特征  
Fig. 6 Metallographic characterization of the cross sections  
(a)~(c)—B 区域的加工表面的金相图及其局部放大; (d)~(f)—A 区域的加工表面的金相图及其局部放大.

上述结果表明,由于移动的激光热源不能为相变提供稳定的热输入,因此仅依靠激光辅助加

热,表层材料的奥氏体相变过程是不完全的.在加工过程中,珠光体相迅速溶解成含碳量较高的

奥氏体相<sup>[13]</sup>,奥氏体相内的碳原子通过相边界扩散到剩余的铁素体相中,促使铁素体相向奥氏体相转变.因此,奥氏体相变过程受碳原子扩散行为控制<sup>[14]</sup>.外部碳源的渗入增加了铁素体相界面处的浓度梯度,促进了碳原子向初始铁素体相的扩散,使更多的铁素体相转变为奥氏体相.

### 2.3 加工区域显微硬度

试验采用的 20CrMnTi 铸坯未经过轧制和热处理,其基体组织显微硬度约为 220 HV.图 7a 统计了表面显微硬度的测量结果,对比了激光辅助磨削和激光辅助渗碳磨削对表层材料的强化效果.各试验组的总体趋势表明激光辅助磨削对材料力学性能的强化并不显著,表面硬度近似于材

料基体的硬度.这是由于表层材料的不完全奥氏体化造成的,变质层中保留了大量的铁素体相.在相同的磨削参数和激光功率下,B 区域内 20CrMnTi 的最大表面硬度可达 550 HV,比 A 区域表面硬度提高 81%,这说明微渗碳过程对表层材料的强化作用较为显著.一方面,在激光加热阶段,微渗碳效应可促进表层铁素体相向奥氏体相转变,因此避免了变质层中基体相的残留同时,冷却后的变质层中板条状强化相更加均匀致密;另一方面,微渗碳效应使表层析出大量粒状碳化物,这些弥散分布的第二相具有较高的硬度,能有效地阻碍晶粒间微观位错的移动,从而提高材料的强度.

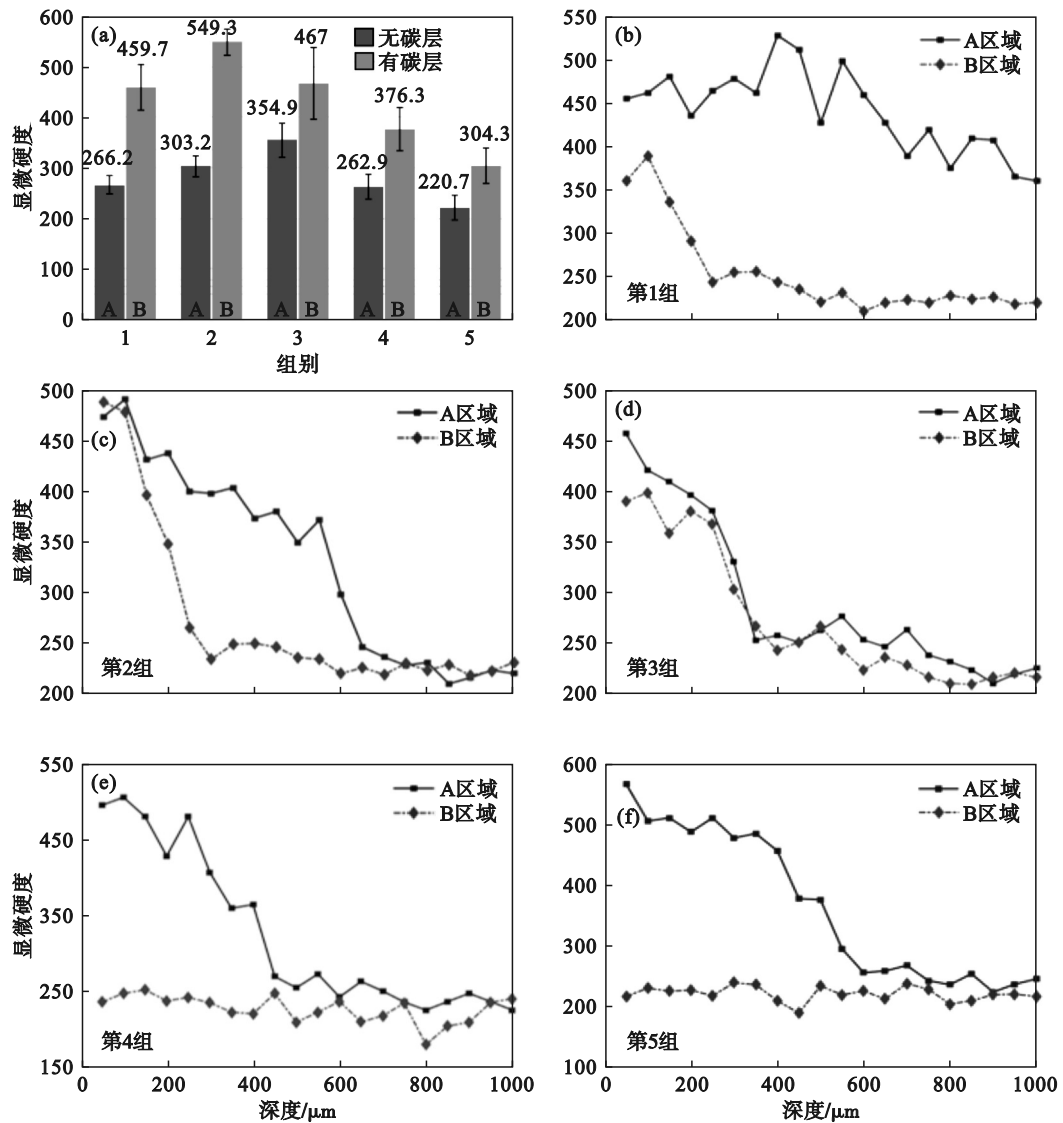


图 7 加工区域显微硬度

Fig. 7 Micro-hardness of the machining area

(a)—磨削表面硬度统计结果;(b)~(f)—1~5 组沿深度方向的硬度变化.

图 7b~图 7f 为材料硬度在截面上沿深度方向的变化情况.第 1~2 组的观测结果表明,增大激光

功率可以改善表面强化效果.在相同的磨削参数下,高功率激光使表面热影响区变大,可形成较

厚的变质层.表层材料高温加热时间越长,微渗碳效果越显著,使磨削表面的显微硬度进一步提高.第3组结果的表面硬度下降,这是由于激光功率过大导致表层材料发生烧伤和脱碳,从而抑制了微渗碳效果<sup>[15]</sup>.第4和第5组的统计结果表明在相同激光功率下,减小磨削深度会降低变质层硬度.这是因为在较小的磨削深度下,材料表层第2峰温度降低(图4),不利于变质层内马氏体相的均匀化和粒状碳化物的析出.总体结果表明

随着材料层深度的增加,显微硬度呈波动衰减,并在20CrMnTi基体硬度附近趋于稳定.

## 2.4 加工表面的摩擦磨损特性

图8b~图8f为干摩擦条件下试验工件的摩擦系数图.在摩擦开始时,工件表面的微凸起使接触条件不理想,因此摩擦系数迅速上升并剧烈波动.随着摩擦过程的进行,微凸起被磨平并形成一个新的接触面,此后,摩擦表面发生加工硬化,试验进入稳定摩擦阶段.

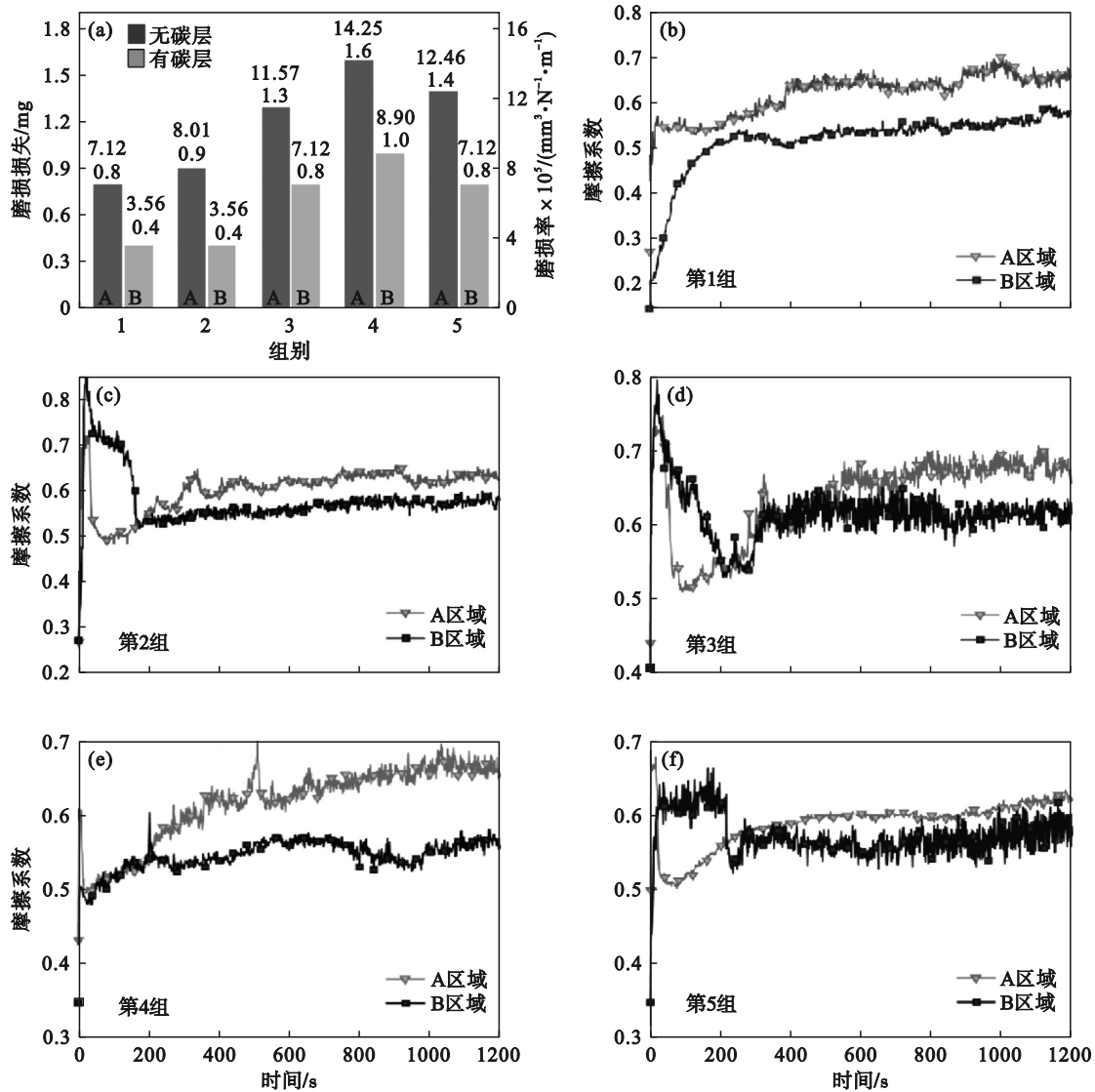


图8 摩擦磨损试验结果统计

Fig. 8 Statistics of the friction and wear test results

(a)—磨损损失和磨损率; (b)~(f)—1~5组试验在干摩擦条件下的摩擦系数.

对各试验组的磨损量和磨损率进行统计和比较,在相同参数下,微渗碳表面(B区域)的摩擦系数比激光辅助磨削表面(A区域)的摩擦系数更小,曲线波动更稳定,这表明表层马氏体相和颗粒碳化物改善了表层材料的摩擦磨损性能.磨损率 $W$ 定义为<sup>[16]</sup>

$$W = \frac{V}{F \times L}$$

式中: $V$ 为磨损体积; $F$ 为法向摩擦载荷;往复摩擦磨损试验中,磨损长度 $L$ 可表示为

$$L = 2vtd$$

式中: $v$ 为往复频率; $t$ 为加载时间; $d$ 为往复距离.

磨损量和磨损率的统计结果如图 8a 所示, B 区域材料表层的耐磨性普遍得到提高. 在磨损过程中, 变质层的累积塑性变形导致接触面开裂和材料脱落<sup>[17]</sup>. 当不断产生新的接触点时, 损耗增加, 磨损过程变得不稳定. 在 B 区域片状马氏体和弥散分布的碳化物增加了变质层的强度, 使磨损过程更加稳定, 如图 8b~图 8f 所示. 因此, 激光辅助渗碳磨削后的表面具有更优越的耐磨性.

磨损面三维微观形貌如图 9a 所示, 以第 3 组 A 区域为例. 磨痕两侧边缘呈锥形, 中心磨损面积较宽. 在与磨痕垂直的方向上随机选择 5 个位置提取轮廓曲线, 如图 9b 所示. 钢球首先与工件的中心

区域接触. 随着摩擦的进行, 磨痕中心的钢球表面金属被剥离, 导致中心区域磨损严重且磨痕轮廓不均匀. 图 9c, 图 9d 是不同磨削条件下平均磨痕深度和宽度的统计结果. 对比 1, 2 组, 在宽度和深度方向上, B 区域的磨痕轮廓比 A 区域明显减小. 表明在低激光功率、大磨削深度条件下, 微渗碳效应显著地提高了表层材料的硬度和强度, 在相同试验载荷下, 压头刚进入 B 区域表层就开始产生磨损. 对比 3~5 组的统计结果可知, B 区域的磨痕深度减小, 但磨痕宽度与 A 区域大致相同, 这表明微渗碳作用下 B 区域的表面强化效果有限, 压头的磨损是在完全进入表层材料后才开始发生.

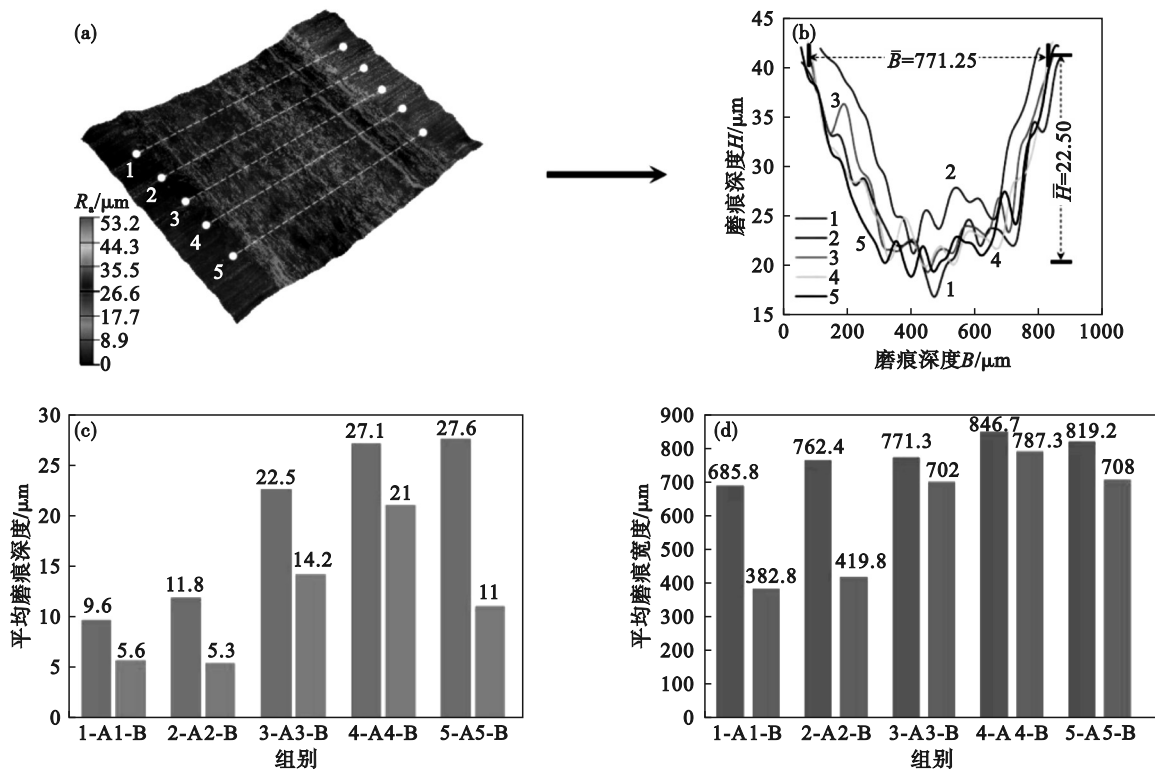


图 9 磨痕分析

Fig. 9 Wear trace analysis

(a)—磨损表面三维形貌; (b)—磨痕轮廓曲线; (c)—平均磨痕深度; (d)—平均磨痕宽度.

### 3 结 论

1) 激光辅助加热可以有效减少加工过程中的动态磨削力, 而外置碳涂层则会略微增大磨削力. 激光功率在 300 W 左右时达到最优, 表层材料温度高达 1 000 °C, 可以使 20CrMnTi 基体组织进行较为彻底的奥氏体化转变且避免烧伤和表面脱碳现象.

2) 碳涂层在激光热作用下释放活性碳原子并吸附在奥氏体相界面, 实现加工表面微渗碳.

微渗碳作用增加了相界面处的碳浓度差, 可促进初始铁素体向奥氏体转变, 使冷却后的板条马氏体更加致密且均匀, 变质层厚度可达 1 300 μm.

3) 激光辅助渗碳磨削后的 20CrMnTi 表面硬度可达 550 HV, 比激光强化硬度提高 81%. 硬度沿深度方向衰减缓慢, 亚表层硬度可维持在 400 HV 左右. 激光辅助渗碳磨削后, 20CrMnTi 表面的力学性能得到了显著改善.

4) 粒状碳化物的析出提高了 20CrMnTi 的表面硬度和耐磨性, 使渗碳区域的磨损深度和磨损宽度降低了近 50%. (下转第 102 页)