

## 连续高功率激光辐照对 55 号钢组织和硬度的影响

杨仁人<sup>1,2</sup>, 林英华<sup>1,2\*</sup>, 彭龙生<sup>3,4</sup>, 黄伟<sup>3,4</sup>, 王新林<sup>1,2</sup><sup>1</sup>南华大学机械工程学院, 湖南 衡阳 421001;<sup>2</sup>超快微纳米技术与激光先进制造湖南省重点实验室, 湖南 衡阳 421001;<sup>3</sup>湖南力方轧辊有限公司, 湖南 衡阳 421681;<sup>4</sup>湖南省高耐磨合金材料先进制造工程技术研究中心, 湖南 衡阳 421681

**摘要** 为了改善 55 号钢在传统淬火过程中的不足, 笔者采用连续高功率光纤激光器作为热源进行辐照, 以期使 55 号钢表面获得更好的组织和更高的表面硬度。利用单一变量原则获得了不同功率下的激光重熔与激光淬火工艺参数, 研究了两者对 55 号钢微观组织和硬度的影响。结果表明: 激光重熔比激光淬火具有更好的硬化效果。在保证试样表面平整的前提下, 淬火试样获得的表面硬度和硬化层深度分别为 446~520 HV、621~709  $\mu\text{m}$ , 而重熔试样获得的表面硬度和硬化层深度分别为 480~613 HV、709~813  $\mu\text{m}$ 。通过分析硬化层的微观组织、物相、元素组成, 发现这主要归因于重熔试样的硬化层中具有比淬火试样更多的马氏体、更均匀致密的微观组织以及更少的未熔碳化物。本研究结果为 55 号钢表面激光硬化提供了参考。

**关键词** 激光技术; 激光淬火; 激光重熔; 55 号钢; 硬度; 微观组织

中图分类号 TG162.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL221318

## 1 引言

55 号钢是一种常见的优质碳素结构钢, 具有良好的综合性能, 已被广泛应用于航空航天、电力、石油化工、船舶、机械和电子等行业<sup>[1-3]</sup>。55 号钢零件, 如电梯轨道、曲轴、齿轮等, 在服役过程中经常会承受各种冲击载荷和冲击磨损, 尤其是在复杂环境下服役的零件, 其表面可能还要承受侵蚀氧化、热软化及脱碳软化等<sup>[4]</sup>, 加速了工作表面的失效, 导致零件的使用寿命缩短。硬度和耐磨性能是影响零件表面性能的关键指标, 直接关系到运动系统的运行稳定性、安全性和使用寿命<sup>[5-6]</sup>。因此, 提高零件的表面硬度和耐磨性能以实现较长的使用寿命, 具有重要的工程意义<sup>[7]</sup>。热处理是改善零件表面硬度和耐磨性能的最常用方法<sup>[8-9]</sup>。Wang 等<sup>[10]</sup>利用激光表面淬火技术得到了高于铸铁圆盘基体硬度 4 倍以上的表面, 崔宸等<sup>[11]</sup>采用传统热处理方式使 Stellite-6 钴基涂层硬度达到了未处理涂层的 1.5 倍。

目前, 我国很多企业主要采用传统感应淬火技术对 55 号钢进行表面强化。传统感应淬火技术主要利用电磁感应在零件内部产生趋肤效应, 加热零件表层, 实现表面淬火的目的是。该技术高输入、大范围加热的

特点, 不仅增大了能耗, 还加剧了零件形变和零件表面的氧化程度, 严重影响了零件的可靠性。为了获得优质的零件表面, 研究人员提出了一种小形变、高效、高质量和节能环保的表面热处理技术——激光重熔与激光淬火技术<sup>[12-14]</sup>。该技术通过激光与金属材料交互作用产生的热能改变材料内在的晶体结构和元素分布, 从而达到改善零件表面性能的目的。该技术在高激光功率下的快速扫描可以提高加工效率, 缩短生产周期。

近几年, 国内外研究人员为了获得更加卓越的零件表面性能, 对电磁感应复合激光淬火<sup>[15-16]</sup>、水下激光淬火<sup>[17]</sup>、超声波复合激光淬火<sup>[18]</sup>以及激光重熔复合传统热处理<sup>[19]</sup>等复合工艺进行了一系列研究, 并取得了相应成果。虽然零件在辅助设备复合工艺下获得了比单一工艺更加优异的表面性能, 但却提高了生产成本, 尤其是表面强化效率受到了极大限制。所查资料显示, 目前对淬硬性较差的 55 号钢表面进行高功率、高扫描速度激光硬化的报道甚少。目前, 大功率激光器已成为发展趋势, 采用高功率激光束对 55 号钢进行表面强化, 不仅可以提高工作效率, 还有望提高其表面性能。但是, 随着激光功率的增大, 55 号钢的表面状态会从激光淬火转变为激光重熔, 而这二者对 55 号钢

收稿日期: 2022-10-14; 修回日期: 2023-02-17; 录用日期: 2023-05-30; 网络首发日期: 2023-06-12

基金项目: 湖南省自然科学基金-省市联合基金(2022JJ50019)、衡阳市指导性计划项目(hyzdxjh202101)、南华大学人才引进项目(210XQD017)、南华大学研究生科研创新项目(223YXC007)

通信作者: \*lyh351258@163.com

硬化效果的影响目前尚无定论。基于此,笔者采用高斯分布的多模激光束作为热源,对 55 号钢表面进行强化处理,对比研究激光重熔与激光淬火对 55 号钢的硬化效果。通过控制工艺参数得到了不同硬度和深度的硬化层,对比了激光重熔与激光淬火硬化效果的差异,进而研究了相应的微观组织演变和硬化机理,并分析了硬化层差异的原因,以期对 55 号钢表面激光重熔与激光淬火技术的应用提供参考。

## 2 材料和实验方法

### 2.1 材料

实验所用基材为 55 号导轨冷拉型钢,主要用于制造电梯轨道,其化学成分列于表 1。先用电火花切割机将基材切割成外形轮廓为 280 mm×22 mm×20 mm 的试样,再用 M250 磨床对工作表面进行打磨(去除表面氧化层),而后用无水乙醇进行超声波清洗(去除基体表面的油渍和残存的氧化物等杂质),自然干燥后用无尘纸包裹,以备实验使用。

### 2.2 激光硬化实验

对试样进行激光辐照硬化处理,工作原理如图 1 所示。采用 KUKA 机械手搭接的 20 kW 光纤激光器对 55 号钢工作表面进行强化处理(选择 14 mm×2 mm

表 1 55 号钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 55 steel

Element	Mass fraction/%
C	0.52-0.60
Si	0.17-0.37
Mn	0.50-0.80
S	≤0.035
P	≤0.035
Cr	≤0.25
Ni	≤0.30
Cu	≤0.25
Fe	Bal.

光斑),探究不同激光功率下,试样由表及里显微组织及硬度的变化规律。具体的激光工艺参数如表 2 所示。相邻激光辐照区域或激光辐照重叠区域会产生回火软化带,导致硬度下降<sup>[20]</sup>,因此,激光加工路径之间要留有一定间隙(约为 3~5 mm)。此外,为了减小基体温度的影响,每一道激光扫描完成后,将试样放置一定时间,直至基体温度降至室温后再进行下一道激光扫描。

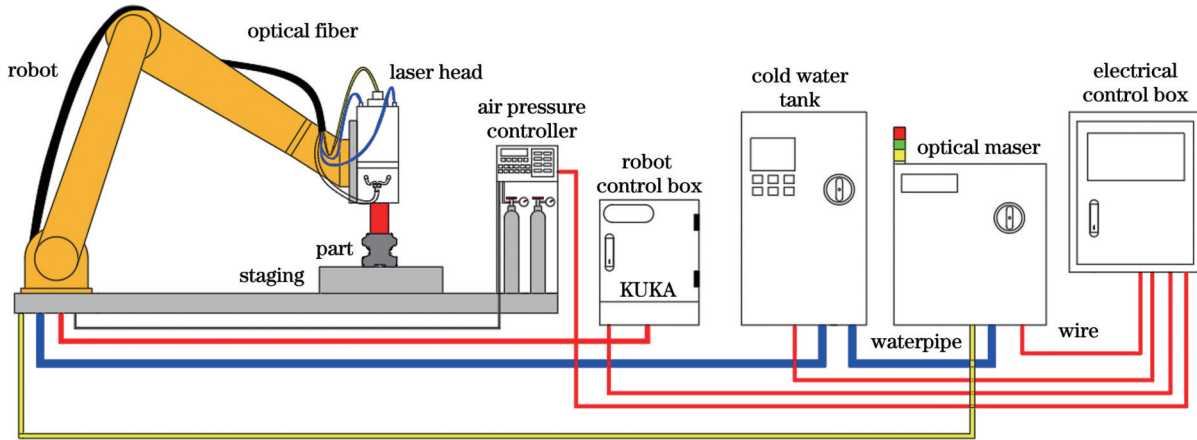


图 1 激光硬化实验工作原理图

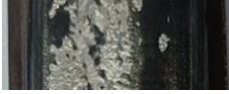






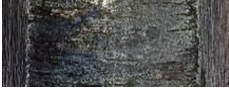

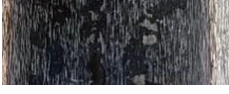

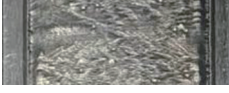
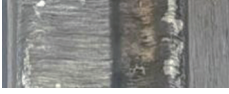


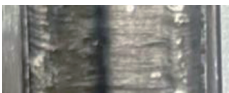
Fig. 1 Working principle diagram of laser hardening experiments

表 2 激光工艺参数

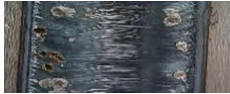

Table 2 Laser technological parameters

Power bracket	Serial number	Laser power /kW	Scanning speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	Surface shape	Status
Low power	1	1.6	5		Not melting
	2	1.7	5		Not melting
	3	1.75	5		Remelting

续表

Power bracket	Serial number	Laser power /kW	Scanning speed /( $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )	Surface shape	Status
	4	1.8	5		Remelting
	5	1.9	9		Not melting
	6	2.0	9		Remelting
	7	2.05	9		Remelting
	8	2.1	9		Remelting
	9	2.2	9		Remelting
Middle power	10	2.3	9		Remelting
	11	2.2	5		Remelting
	12	2.2	7		Remelting
	13	2.2	11		Remelting
	14	2.2	13		Not melting
	15	3.5	20		Remelting
	16	3.5	18		Remelting
High power	17	3.5	16		Remelting
	18	3.5	14		Remelting
	19	3.5	12		Remelting

续表

Power bracket	Serial number	Laser power /kW	Scanning speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	Surface shape	Status
	20	3.5	10		Remelting
	21	3.5	8		Remelting

### 2.3 表面裂纹检测和金相实验

激光相硬化后进行表面裂纹检测和金相分析。利用液体的渗透现象、毛细作用和吸附原理观察硬化层表面是否产生裂纹。探伤时,先用无水乙醇和丙酮清洗待检测表面,接着将红色渗透剂喷涂在待测表面,着色 8~10 min 后清洗掉渗透剂,然后在检测区域喷涂显像剂,待显像剂干燥后观察白色区域是否显现红色条纹,以此来判断淬火表面是否有裂纹缺陷。对试样进行线切割、研磨、抛光(单喷射抛光机)后,用 3% 硝酸酒精溶液腐蚀 5~11 s,然后利用光学显微镜观察硬化层次表层的微观形貌和组织致密性。需要说明的是,不同区域需要腐蚀不同时间:基体的腐蚀时间为 9~11 s,淬硬层的腐蚀时间为 7~8 s,重熔层的腐蚀时间为 5~6 s。为了观察板条状马氏体和片状马氏体的组织结构,使用 JSM-7001F 扫描电镜在 50 nm 微距下对淬硬层进行电子衍射分析。

### 2.4 硬度检测及物相分析

采用能量色散 X 射线能谱仪(EDS)分析硬化层中的元素种类、元素含量及分布情况。由于表层会受到杂质元素的影响,因此采用 DB Advace X-射线衍射仪(XRD)对试样的次表层进行物相分析,即:沿激光束扫描方向截取块体试样,然后用 240 目到 1500 目砂纸逐级打磨,之后用无水乙醇清洗(自干)、无尘纸轻微擦

拭后,利用 XRD 分析淬火次表层的物相。在 XRD 分析时,加速电压为 35 kV,电流为 25 mA,阳极选用铜靶,扫描速度为 2 (°)/min,扫描角度范围为 20°~90°。利用 HVS-1000 数字显微硬度计对硬化层进行显微硬度测试,选择载荷为 1.96 N,保压时间为 10 s;硬度测试从距离样品表层 0.1 mm 处开始,沿硬化层相变方向每隔 50 μm 获取硬化层横截面同一高度处 6 个点的硬度值,并将其平均值作为最终的硬度值,以展现硬化层更准确的硬度变化趋势。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 激光辐照前 55 号钢的内部组织

图 2 给出了 55 号钢基体的微观形貌和 XRD 图谱。在金相显微镜下观察到基体的微观组织是由连续状分布的粒状碳化物和晶界光滑的白色铁素体混合形成的珠光体组织,如图 2(a)所示。基体的物相如图 2(b)所示,主要包括体心立方(BCC)结构的铁素体、面心立方(FCC)结构的 Fe<sub>3</sub>Si 和 Cr<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>,同时可能还有 Fe<sub>0.25</sub>Mn<sub>1.4</sub>C<sub>0.6</sub>和 Fe<sub>0.4</sub>Mn<sub>3.6</sub>C 等碳化物,其中铁素体的衍射峰强最高,说明其结晶度最好,含量最高。与标准卡片相比,铁素体的衍射峰整体略微右移且晶面间距偏小。这可能是由于宏观残余压应力导致晶体晶界收缩产生了衍射峰位向高角度偏移现象。

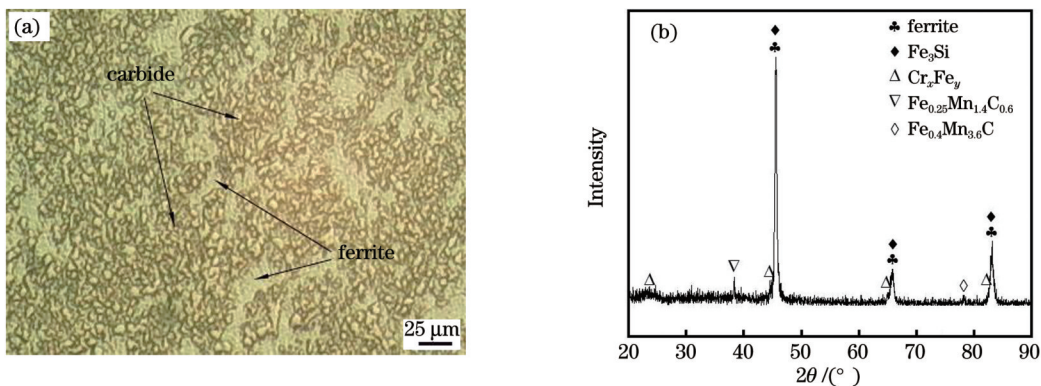


图 2 基体的金相组织和 XRD 图谱。(a)金相组织;(b)XRD 图谱

Fig. 2 Metallurgical structure and XRD profile of the matrix. (a) Metallurgical structure; (b) XRD profile

### 3.2 激光辐照对 55 号钢表面宏观形貌的影响

图 3 给出了不同功率、不同扫描速度下试样表面的宏观形貌。可看出,当功率为 1.6、1.7、1.9 kW 时,试样表层未熔,其他功率下试样都发生了不同程度的重

熔,特别是在 1.8、2.1、2.2、2.3 kW 功率下,试样表层都发生了明显的重熔。值得注意的是,高激光功率比低激光功率具有更高的激光功率密度,易形成具有高表面张力的熔池,进而使得熔池内部产生 Marangoni 强

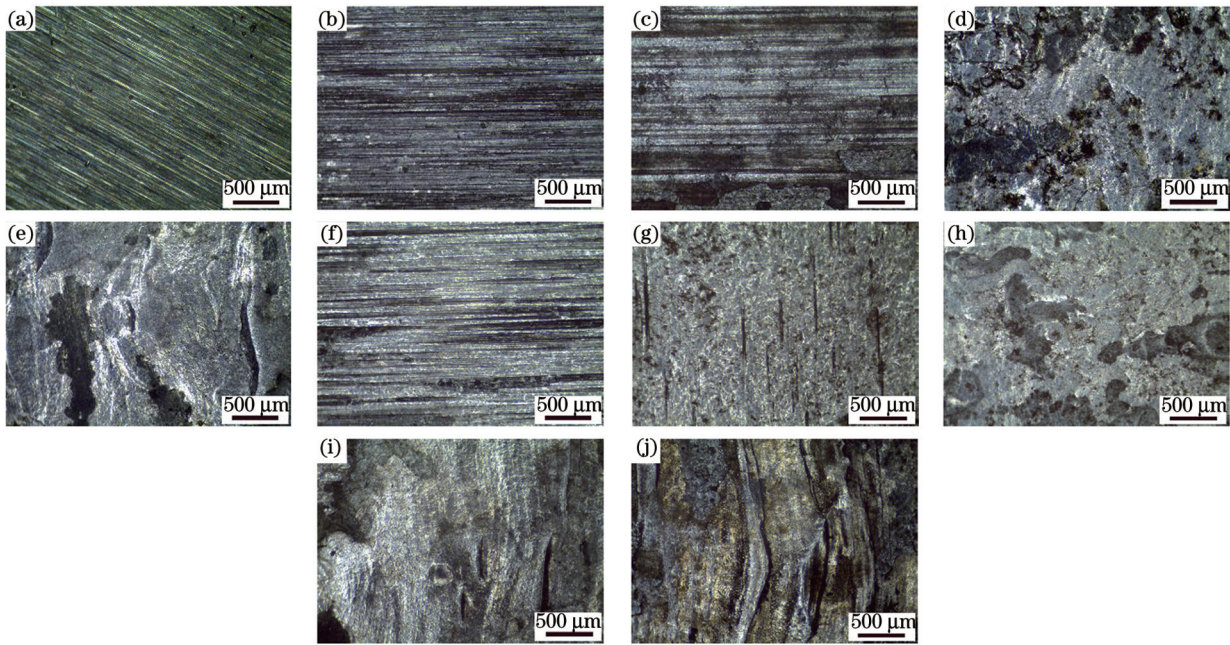


图 3 不同参数下的表面宏观形貌。(a) 基体表面; (b) 1.6 kW, 5 mm/s; (c) 1.7 kW, 5 mm/s; (d) 1.75 kW, 5 mm/s; (e) 1.8 kW, 5 mm/s; (f) 1.9 kW, 9 mm/s; (g) 2.0 kW, 9 mm/s; (h) 2.1 kW, 9 mm/s; (i) 2.2 kW, 9 mm/s; (j) 2.3 kW, 9 mm/s  
 Fig. 3 Surface macroscopic morphology under different parameters. (a) Matrix surface; (b) 1.6 kW, 5 mm/s; (c) 1.7 kW, 5 mm/s; (d) 1.75 kW, 5 mm/s; (e) 1.8 kW, 5 mm/s; (f) 1.9 kW, 9 mm/s; (g) 2.0 kW, 9 mm/s; (h) 2.1 kW, 9 mm/s; (i) 2.2 kW, 9 mm/s; (j) 2.3 kW, 9 mm/s

对流, 熔融材料从熔池边缘流向熔池中心<sup>[21]</sup>, 形成具有凸起的表面形貌, 如表 2 所示。低功率熔池具有更小的表面张力和弱对流, 因此 1.8 kW 和 2.1 kW 试样获得了更为平整的平面状表面形貌, 如图 3(e)、(h) 所

示, 这为 55 号钢表面激光重熔硬化提供了实现途径。同时, 这也是区分激光重熔与激光淬火的依据之一。

从图 4 中可以看出, 在低功率范围下, 较慢的扫描速度增加了基体与激光束的交互时间, 因此淬火面宽

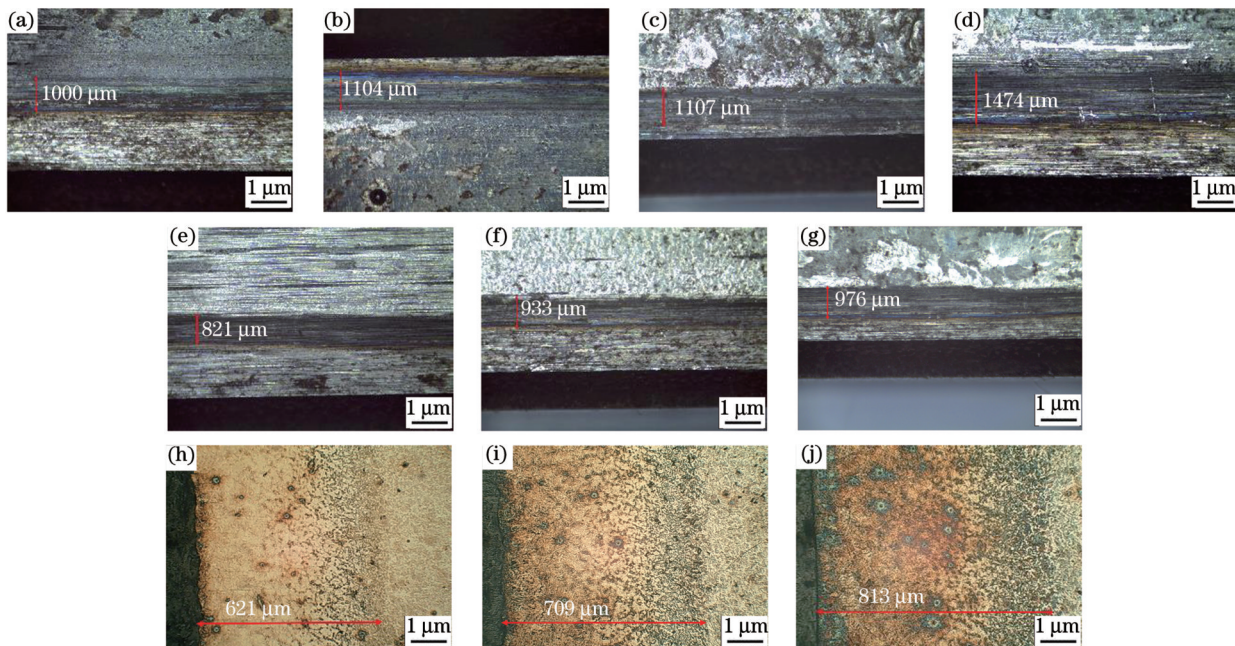


图 4 不同参数下淬火面宽度的变化以及部分截面的宏观形貌。(a) 1.6 kW, 5 mm/s; (b) 1.7 kW, 5 mm/s; (c) 1.75 kW, 5 mm/s; (d) 1.8 kW, 5 mm/s; (e) 1.9 kW, 9 mm/s; (f) 2.0 kW, 9 mm/s; (g) 2.1 kW, 9 mm/s; (h) 1.9 kW, 截面; (i) 2.0 kW, 截面; (j) 2.1 kW, 截面

Fig. 4 Change of quenching surface width and macroscopic morphology of partial cross-sections under different parameters. (a) 1.6 kW, 5 mm/s; (b) 1.7 kW, 5 mm/s; (c) 1.75 kW, 5 mm/s; (d) 1.8 kW, 5 mm/s; (e) 1.9 kW, 9 mm/s; (f) 2.0 kW, 9 mm/s; (g) 2.1 kW, 9 mm/s; (h) 1.9 kW, cross-section; (i) 2.0 kW, cross-section; (j) 2.1 kW, cross-section

度随着功率增大而明显增大。这与张群莉<sup>[22]</sup>利用 COMSOL Multiphysics 软件得到的 42CrMo 钢激光淬火温度场的演化结果一致。在中等功率下, 较快的扫描速度减少了基体与激光束的交互时间, 因此淬火面宽度无明显变化, 但高激光功率下易形成更大的温度梯度和更快的热传导速率(与低激光功率下相比), 快冷后获得的硬化层具有更高的硬度和更大的厚度。即, 在中等功率范围内, 淬火试样与重熔试样的硬化层厚度分别为 621~709  $\mu\text{m}$  和 709~813  $\mu\text{m}$ , 这与截面显微硬度的测量结果一致, 同时这也为大厚度硬化层的获得提供了有效途径。

### 3.3 激光辐照对 55 号钢微观组织的影响

图 5 给出了 2.1 kW 重熔试样截面的宏观形貌和 EDS 线扫描结果。激光重熔通过重新熔化、凝固、再结晶形成重熔层实现了元素间的重新组合和分布, 重熔层下方是未熔化但达到相变温度点的材料通过快冷形成的淬火层。综合本文的 EDS 结果和微观组织可

以发现重熔层中的合金含量和微观组织与淬火层存在差异<sup>[23]</sup>, 从而导致重熔层与其下方的淬火层存在分界线, 如图 5(b) 所示, 这也是区分激光重熔与激光淬火的依据之一, 具体分析见下文。一些研究人员也发现激光重熔部分与未熔部分存在明显的分界线, 且部分合金材料重熔部分与未熔部分的微观组织也可能存在明显差异<sup>[24-25]</sup>。基于此, 将激光重熔试样的相变硬化层分为重熔区(MZ)、淬硬区(HZ)、过渡区(TZ)和热影响区(AZ), 并且热影响区与基体也有明显的分界线, 如图 5(c) 所示。根据 EDS 线扫描分析结果, 重熔区比淬硬区具有更高的碳含量, 并且淬硬区中的碳含量要明显低于其他合金元素含量, 而其他合金元素在重熔区与淬硬区的含量差异无明显变化。由此可知: 碳原子在重熔区的扩散能力强于其在淬硬区的扩散能力, 如图 5(d)~(g) 所示。这可能是由于重熔区的热量主要来自激光束而非热传导, 从而促进了更多未熔碳化物的分解和合金元素的扩散。

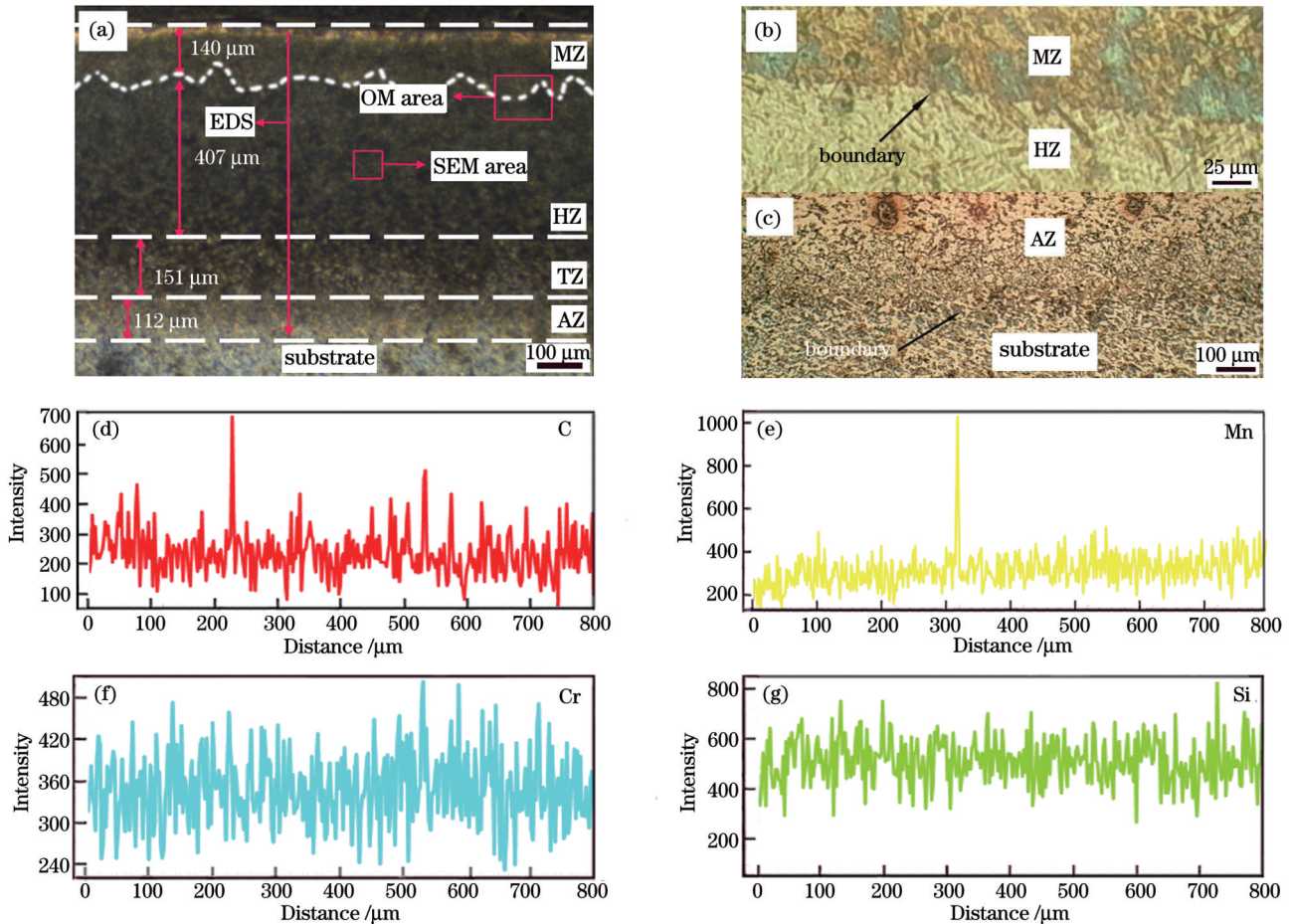


图 5 2.1 kW 重熔试样截面的宏观形貌和 EDS 线扫描结果。(a) 截面宏观形貌; (b) 重熔分界线; (c) 热影响区分界线; (d) 碳元素分布; (e) 锰元素分布; (f) 铬元素分布; (g) 硅元素分布

Fig. 5 Macroscopic appearance and EDS line scanning analysis of 2.1 kW remelted sample cross-section. (a) Macroscopic appearance of the sample cross-section; (b) remelting boundary; (c) dividing line of thermal impact zone; (d) element C distribution; (e) element Mn distribution; (f) element Cr distribution; (g) element Si distribution

图 6 给出了 1.9、2.0、2.1 kW 试样表层区域的金相组织。可看出, 重熔区与淬硬区的微观组织主要由

具有透镜状形态特征并以一定角度(60°或 120°)<sup>[26]</sup>相交的片状马氏体(PM)、呈条形排列且平行等长具有

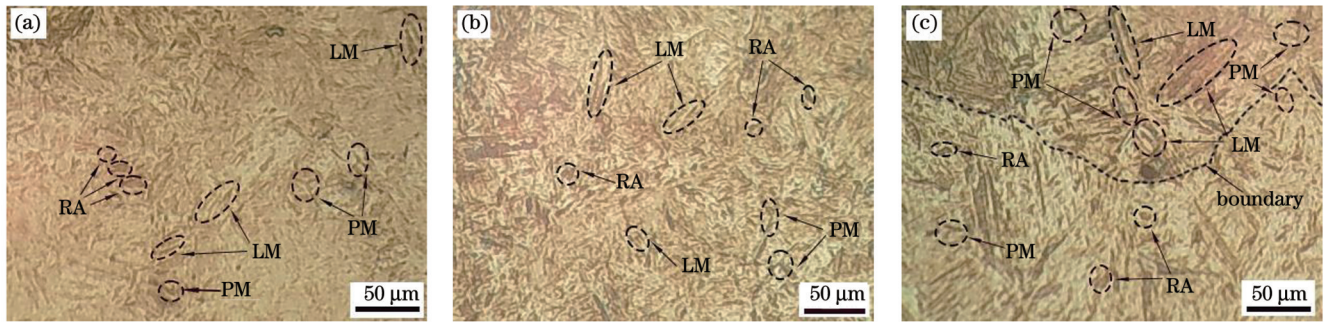


图6 中等功率试样次表层的金相组织。(a) 1.9 kW, 9 mm/s; (b) 2.0 kW, 9 mm/s; (c) 2.1 kW, 9 mm/s

Fig. 6 Metallographic structure of the sample subsurface with medium power. (a) 1.9 kW, 9 mm/s; (b) 2.0 kW, 9 mm/s; (c) 2.1 kW, 9 mm/s

群体结构<sup>[27]</sup>的板条状马氏体(LM)以及被马氏体条片胁迫而无法转变的块状残余奥氏体(RA)组成。值得注意的是,由于激光辐照的快热快冷特性,次表层区域的组织比原基体更精细,组织形态之间具有更为明显的晶界。同时,在次表层也没有观察到裂纹、孔隙等缺陷,表明重熔过程比较稳定。

此外,由于透射入材料的激光束随穿透距离的增加按指数规律递减,表层至下表层的温度梯度逐渐减小,因此试样中沿激光相变硬化方向的板条状马氏体和片状马氏体的致密度逐渐减弱,如图6(a)所示。当功率达到2.0 kW时,板条状马氏体和片状马氏体的致密度明显增大,如图6(b)所示。当功率增加到2.1 kW(超过临界功率<sup>[28]</sup>)时,表层温度远高于 $A_{c3}$ (碳钢加热时的相变温度),材料由固态转为液态,固态材料的传热、传质转变成液态材料的传热、传质,形成了具有一定流动速度的熔体;在快冷过程中,形成的过冷奥氏体快速跨过孕育期转变成马氏体,从而获得了比淬硬区更均匀致密的板条状马氏体和片状马氏体,如图6(c)所示。根据XRD和EDS的分析结果,表层吸收的高热量还可以促进未熔碳化物的分解,促进锰等合金元素的扩散,为降低马氏体转变温度、改善材料的淬透性提供了可能。

图7给出了中等功率试样淬硬区中部的微观形貌。可看出,1.9 kW试样的微观组织细小且均匀,板条状马氏体比片状马氏体更加明显,而且组织中还广泛分布着被马氏体分割后形成的块状残余奥氏体,如图7(a)所示。然而,在马氏体边界依然可以观察到许多以灰白色球状颗粒形式存在的未熔碳化物,如图7(b)所示。杨振等<sup>[29]</sup>在钢表面激光淬火的研究中也发现了相同的现象。当功率增大至2.0 kW时,微观组织明显粗化,且在马氏体边界依然可以观察到未熔碳化物颗粒,如图7(c)~(d)所示。当功率增大至2.1 kW时,片状马氏体含量明显增多,并且马氏体边界上几乎观察不到未熔碳化物颗粒,如图7(e)~(f)所示。这表明,在高激光功率下,热传导的热量可以促使组织中的碳化物和合金元素充分溶解和扩散,进而在急冷时获

得高碳马氏体。

### 3.4 55号钢激光辐照后的XRD分析

图8给出了基体和1.6~2.1 kW试样次表层的XRD图谱。可以看出:激光辐照后,BCC结构的铁素体转变成了马氏体,同时,衍射峰的峰位、半峰全宽及峰强也发生了不同程度的变化,尤其是2.1 kW、9 mm/s试样,30°~40°和70°~80°之间的两个衍射峰消失,并且45.34°处的衍射峰峰强达到了最高。这表明激光功率达到2.1 kW时组织中具有更高的马氏体含量以及可能更少的未熔碳化物颗粒,这将进一步促进碳及合金元素的均匀分布。值得注意的是,在中等功率范围内,马氏体最强峰的峰位发生了明显偏移,即随激光功率增加该峰的峰位呈现出先减小后增大的变化趋势,同时晶格也发生了一定程度的畸变。在低功率范围内,该衍射峰也发生了相似的变化规律。这主要与激光快热快冷的特性有关,即加热扩大了奥氏体的固溶极限,促进了元素扩散,急冷时易固溶一些元素,其中部分元素又随相变固溶于马氏体。

### 3.5 激光辐照对55号钢硬度的影响

利用正三角形拼接的均匀性,获得了不同试样表层的硬度均值,具体测量点如图9(a)所示。硬度测量值如图9(b)所示,可见:激光淬火试样与重熔试样获得的表面硬度范围分别为446~520 HV和480~613 HV,且不同激光功率范围内激光重熔试样比激光淬火试样具有更高的硬度,硬度最高分别可达605 HV(1.75 kW, 5 mm/s)、595 HV(2.1 kW, 9 mm/s)、613 HV(3.5 kW, 10 mm/s),约为基体(210 HV)的3倍。然而,对于高功率、高扫描速度试样,受其热物理特性的影响,被高能激光束辐照的基体表面吸收的热能瞬时超过了其储存极限,尤其是在短的时间下,有限的热扩散速率和导热速率极易导致沿激光相变硬化方向的热扩散不足,形成低硬度的重熔表面,但硬度会随着交互时间的增加而增大,形成高硬度表面,从而为55号钢的高功率硬化研究提供了思路。

中等功率下横截面硬化层的硬度值如图10(a)~(b)所示。可见:在100~400 μm区间,硬度趋近于

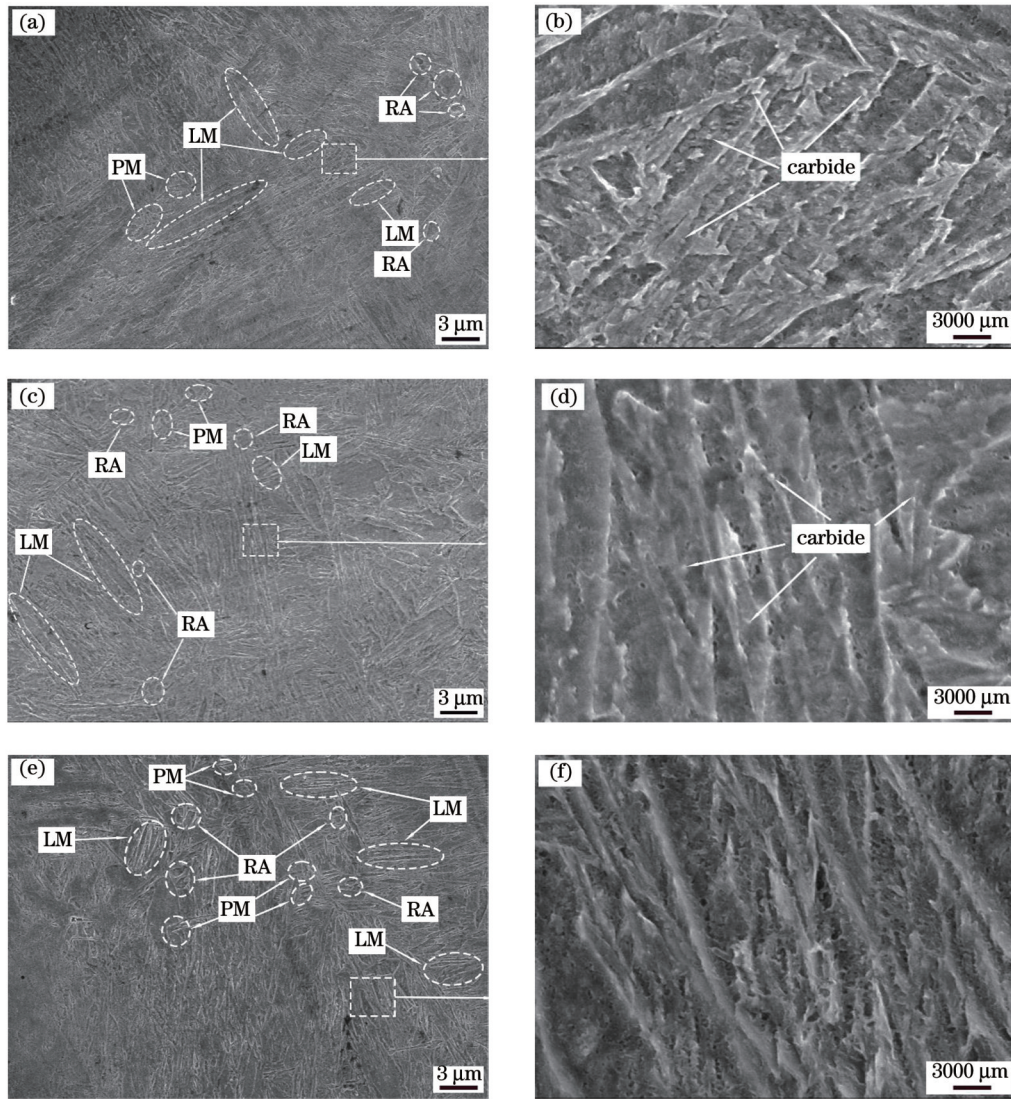


图 7 中等功率试样淬硬区中部的 SEM 图。(a)(b) 1.9 kW, 9 mm/s; (c)(d) 2.0 kW, 9 mm/s; (e)(f) 2.1 kW, 9 mm/s  
 Fig. 7 SEM images of the middle of the intermediate power sample. (a)(b) 1.9 kW, 9 mm/s; (c)(d) 2.0 kW, 9 mm/s; (e)(f) 2.1 kW, 9 mm/s

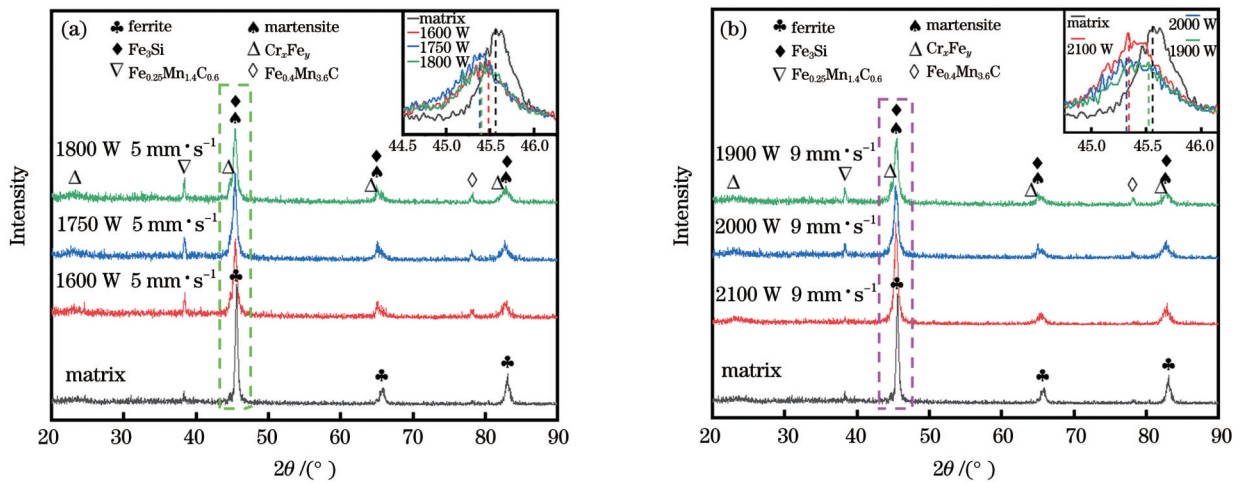


图 8 不同功率下次表层的 XRD 图谱。(a)1600~1800 W; (b)1900~2100 W  
 Fig. 8 XRD profiles of the next surface layer under different laser powers. (a) 1600~1800 W; (b) 1900~2100 W

720 HV; 在 400~850 μm 区间, 硬度呈梯度分布, 并随着深度的增加而逐渐降低, 特别是 2.1 kW 试样, 其重

熔层比淬硬层的硬度更高, 硬度最高可达 755 HV。由于没有过度的显微硬度差异, 这种不均匀和梯度的显



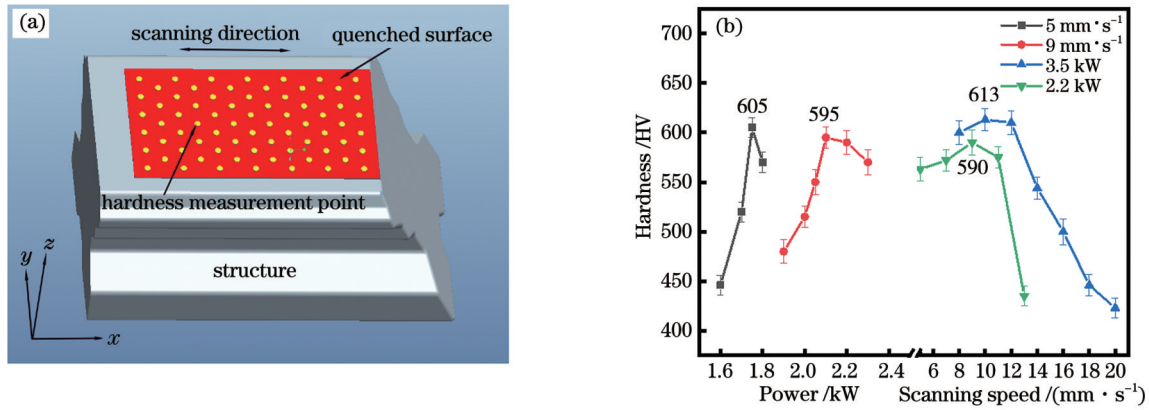


图9 试样表层硬度测量点示意图及硬度均值。(a)硬度测量点示意图;(b)表层硬度均值

Fig. 9 Schematic diagram of hardness measurement points and mean hardness. (a) Schematic diagram of hardness measurement points; (b) average surface hardness

微硬度分布有效阻止了硬化层与基体连接处的开裂<sup>[30]</sup>。此外,硬度在不同激光功率下还表现出不同的波动幅度,并且波动幅度随着功率增加呈先减小后增大的变化趋势。这种现象可能是热传递的滞后性导致的,即表层迅速加热后与下表层形成了极高的温度梯度,使介于上下表层之间的次表层迅速升温,该区域先

热后冷,组织相变不均匀,造成了硬度波动。

对比图10和图9可以发现不同试样的截面与表层存在明显的硬度差异,而且硬度差异随着功率增加而减小,尤其是1.9 kW、9 mm/s试样,其硬度差值高达230 HV。这将有利于提高基体表层的轴向承压能力,为改善表面的轴向摩擦损伤提供了可能。

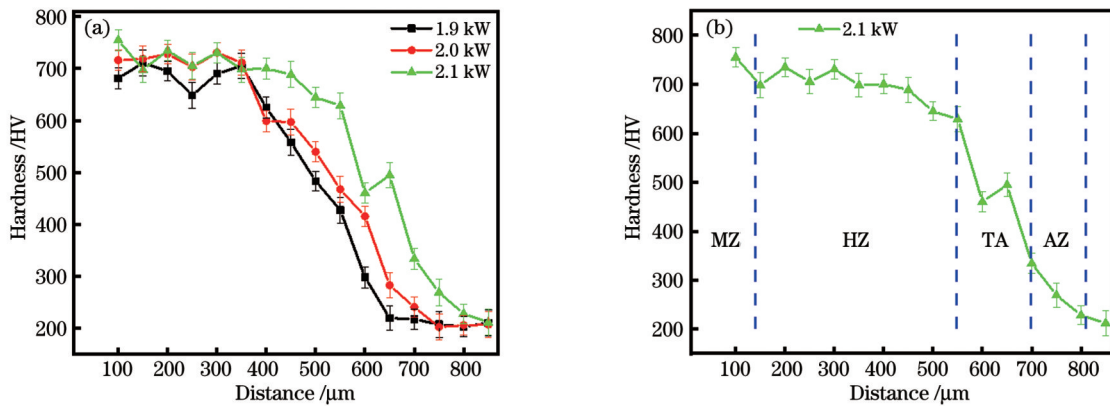


图10 中等功率下横截面硬化层的硬度均值。(a)硬度均值;(b)2.1 kW试样截面不同区域的硬度均值

Fig. 10 Mean hardness of the cross-section hardened layer at medium power. (a) Mean hardness; (b) mean hardness of different areas of 2.1 kW sample cross-section

### 3.6 激光辐照55号钢的硬化机理

激光重熔与激光淬火技术是一个热力学与动力学、传热与传质以及激光与材料交互等综合作用的过程,既与基体的表面粗糙度、热物理特性、组织类型有关,又与激光器类型、激光束模式有关。激光工艺参数决定着激光束与基体的交互时间,控制着温度梯度的形成,进而影响着淬硬层的硬度和深度。具体的硬化机理如图11所示。在保证试样表面具有一定粗糙度和清洁度的条件下,激光束采用与被硬化表面垂直的入射角对试样表面进行辐照(如图1所示),以减小激光束偏振对吸收率的影响。特别地,对于垂直偏振光,随着入射角增大,材料对激光的吸收率持续下降<sup>[31]</sup>,大幅降低了基体与激光束的交互效果,从而导致淬硬层厚度减小。米炫霖<sup>[32]</sup>在2738模具钢的工业机器人激

光淬火工艺研究中发现:当激光束入射角发生变化时,表面硬度出现了以光束中心为界的两边不对称现象,并且淬硬层深度也有减小的趋势;当入射角度偏移超过 $8^\circ$ 后,淬硬层深度会有25%~49%的减小。激光淬火时,固态交互产生的热量仅使基体发生固态的传热与传质,在不完全破坏金属晶体结构的同时实现原子的重新分布和部分碳化物的分解[如图11(b)所示],从而在急冷时获得更加细小均匀的组织结构。而激光重熔时,在激光与材料的交互作用下,高功率激光束使原子从低能态转变为高能态,促使晶界上的不稳定原子最先脱离原晶体成为游离态;表层吸收的能量越多,原子的扩散能力越强,当超过比容阈值时,原晶体分解,同时也加速了基体碳化物的溶解,使重熔层富集更多的碳原子和合金原子[如图11(c)所示],进而在急

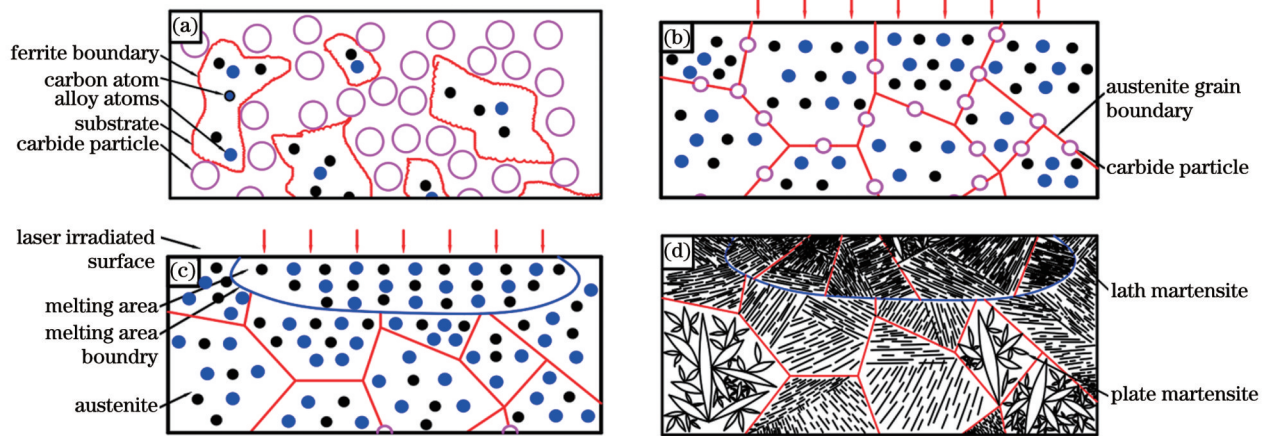


图 11 硬化机理示意图。(a)激光辐照前的组织示意图;(b)激光淬火时的组织变化;(c)激光重熔时的组织变化;(d)冷却后的组织变化

Fig. 11 Schematic diagrams of the hardening mechanism. (a) Schematic diagram of the microstructure before laser irradiation; (b) microstructure changes during the laser quenching; (c) microstructure changes during the laser remelting; (d) microstructure changes after cooling

冷时内部大量直径不一的高能原子瞬时转变成低能原子,固溶于晶体空位或间隙,发生固溶相变,即奥氏体快速转变为马氏体,得到致密的马氏体组织[如图 11(d)所示],从而获得比淬火更高的硬度均值。

## 4 结 论

本文主要研究了 55 号钢经激光重熔与激光淬火后的组织、表面与截面硬度、硬化层深度及硬化机理,得到的主要结论如下:

1) 激光淬火试样的表面硬度范围为 446~520 HV,硬化层深度为 621~709  $\mu\text{m}$ ,横截面最高硬度为 720 HV。虽然淬火获得了较好的硬化效果,但硬化层微观组织中依然可见未熔碳化物颗粒,这会限制高硬度硬化层的获得。

2) 激光重熔试样的表面硬度范围为 480~613 HV,硬化层深度为 709~813  $\mu\text{m}$ ,横截面最高硬度为 755 HV。此外,随着功率增加,重熔试样中的碳化物颗粒得以充分溶解和扩散,形成了更多晶界光滑的组织,尤其是重熔层具有更高的碳原子含量,获得了更高的硬度。

3) 淬火试样与重熔试样的微观组织均由片状马氏体、板条状马氏体、残余奥氏体及一些未熔碳化物组成,但重熔试样具有更均匀致密的微观组织、更多的马氏体和更少的未熔碳化物,而且无孔隙、裂纹等缺陷,硬化效果更好。

## 参 考 文 献

- [1] Li J A, Yan H Z, Li S B, et al. Structural characteristics and sliding friction properties of 40CrNiMo steel after broadband laser hardening[J]. *Coatings*, 2021, 11(11): 1282.
- [2] Babu P D, Marimuthu P. Status of laser transformation hardening of steel and its alloys: a review[J]. *Emerging Materials Research*, 2019, 8(2): 188-205.
- [3] 陈世鑫, 雷卫宁, 任维彬, 等. 激光熔覆与淬火再制造 QT700 球墨铸铁齿轮熔覆层的组织与性能[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(5): 0514003.  
Chen S X, Lei W N, Ren W B, et al. Microstructures and performance of laser cladding and quenching remanufactured cladding layer on QT700 ductile cast iron gear surface[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(5): 0514003.
- [4] 林英华, 袁莹, 王梁, 等. 电磁复合场对 Ni60 合金凝固过程中显微组织和裂纹的影响[J]. *金属学报*, 2018, 54(10): 1442-1450.  
Lin Y H, Yuan Y, Wang L, et al. Effect of electric-magnetic compound field on the microstructure and crack in solidified Ni60 alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(10): 1442-1450.
- [5] Lu H, Ren Y P, Chen Y, et al. Wear resistance of 20Cr2Ni4A alloy steel treated by laser shock peening and implantation of diamond nanoparticles[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 412: 127070.
- [6] Li Q L, Shi S M, Li X, et al. Study on low velocity cyclic impact wear of amorphous carbon films with different mechanical properties[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 402: 126339.
- [7] Chen C L, Feng A X, Liu B J, et al. Effect of quench-tempering and laser quenching on the microstructure and properties of high-chromium cast iron[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 2759-2773.
- [8] Cecchel S, Ferrario D, Cornacchia G, et al. Development of heat treatments for selective laser melting Ti6Al4V alloy: effect on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(8): 2000359.
- [9] He B, Shao W P, Tian X J. Surface grain formation mechanism in the laser remelting molten pool of a near- $\beta$  titanium alloy[J]. *Materialia*, 2022, 24: 101521.
- [10] Wang S, Yan S, Lin J, et al. Study on the effects of laser quenching power and scanning speed on the property of cast iron[J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2022, 2198(1): 012050.
- [11] 崔宸, 武美萍, 夏思海. 热处理对 42CrMo 钢表面激光熔覆钴基涂层性能的影响[J]. *中国激光*, 2020, 47(6): 0602011.  
Cui C, Wu M P, Xia S H. Effect of heat treatment on properties of laser cladding cobalt-based coating on 42CrMo steel surface[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(6): 0602011.
- [12] Rathmann L, Radel T. Influence of laser hardening on laser induced periodic surface structures on steel substrates[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, 1135(1): 012024.
- [13] Ping X L, Fu H G, Wang K M, et al. Effect of laser quenching on

- microstructure and properties of the surface of track materials[J]. Surface Review and Letters, 2018, 25(8): 1950030.
- [14] 金荣植. 先进的激光淬火技术在机床零件上的应用[J]. 金属加工(热加工), 2016(17): 46-49.
- Jin R Z. Application of advanced laser quenching technology in machine tool parts[J]. MW Metal Forming, 2016(17): 46-49.
- [15] 张群莉, 林坚, 陈智君, 等. 基于 MSC.Marc 软件的电磁感应复合激光淬火相变研究[J]. 中国激光, 2021, 48(11): 1103002.
- Zhang Q L, Lin J, Chen Z J, et al. Phase transformation process of electromagnetic induction assisted laser quenching based on MSC. Marc software[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(11): 1103002.
- [16] 张群莉, 黄华, 唐泽浩, 等. 42CrMo 钢激光-感应复合淬火滚动磨损与疲劳损伤行为研究[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 250-261.
- Zhang Q L, Huang H, Tang Z H, et al. Rolling wear and fatigue damage behavior of laser-induction hybrid quenching on 42CrMo steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 250-261.
- [17] Maharjan N, Zhou W, Zhou Y, et al. Underwater laser hardening of bearing steels[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 47: 52-61.
- [18] Hu X F, Qu S G, Chen Z T, et al. Rolling contact fatigue behaviors of 25CrNi2MoV steel combined treated by discrete laser surface hardening and ultrasonic surface rolling[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 155: 108370.
- [19] Chen R, Wang H M, Li J, et al. Effect of laser remelting and heat treatment on microstructure and wear resistance of 2A97 Al-Li alloy[J]. Surfaces and Interfaces, 2022, 33: 102197.
- [20] 甄延波, 程良, 常森, 等. 激光淬火工艺及应用研究[J]. 金属加工(热加工), 2018(12): 63-66.
- Zhen Y B, Cheng L, Chang S, et al. Study on laser quenching technology and its application[J]. MW Metal Forming, 2018(12): 63-66.
- [21] Xu J L, Zou P, Liu L, et al. Investigation on the mechanism of a new laser surface structuring by laser remelting[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 443: 128615.
- [22] 张群莉, 童文华, 陈智君, 等. 光斑尺寸对 42CrMo 钢激光深层淬火硬化层几何特征的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(1): 254-261.
- Zhang Q L, Tong W H, Chen Z J, et al. Effect of spot size on geometrical characteristics of laser deep quenching hardened layer of 42CrMo steel[J]. Surface Technology, 2020, 49(1): 254-261.
- [23] Xie J C, Raelison R N, Zhang Y B, et al. Mesoscopic segregation in H13 steel molten pool during laser remelting: a combined influence of Marangoni convection and oxidation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 316: 117956.
- [24] Xie J C, Raelison R N, Di R F, et al. Laser remelting of AISI H13 tool steel: influence of cooling rate on the surface properties [J]. Surface Topography: Metrology and Properties, 2022, 10(4): 044003.
- [25] Liverani E, Ascari A, Fortunato A. Multilayered WC-Co coatings by direct energy deposition-based cladding: effect of laser remelting on interface defects[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 464: 129556.
- [26] Stormvinter A, Hedström P, Borgenstam A. A transmission electron microscopy study of plate martensite formation in high-carbon low alloy steels[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2013, 29(4): 373-379.
- [27] Sugiyama M, Takei M, Sekida S, et al. Characterization of hierarchical lath martensite microstructure in low carbon steels using ultra-high voltage TEM and SEM-EBSD analysis[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2022, 1249 (1): 012020.
- [28] 杨志翔, 王爱华, 熊大辉, 等. 钢轨表面宽带激光淬火工艺及其疲劳磨损性能[J]. 中国机械工程, 2019, 30(3): 254-260.
- Yang Z X, Wang A H, Xiong D H, et al. Laser wide-band hardening of steel rails and corresponding fatigue wear property[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(3): 254-260.
- [29] 杨振, 樊湘芳, 邱长军, 等. 40CrNiMoA 钢表面激光淬火后的组织和性能[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(1): 011405.
- Yang Z, Fan X F, Qiu C J, et al. Microstructure and properties of 40CrNiMoA steel surface after laser quenching[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(1): 011405.
- [30] Li Z Y, Zhang J, Dai B Q, et al. Microstructure and corrosion resistance property of laser transformation hardening pre-hardened AISI P20 plastic die steel[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 122: 105852.
- [31] 刘其斌, 周芳, 徐鹏. 激光材料加工及其应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2018.
- Liu Q B, Zhou F, Xu P. Laser material processing and its application[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2018.
- [32] 米炫霖. 2738 模具钢的工业机器热激光淬火工艺研究[D]. 天津: 天津职业技术师范大学, 2021: 56-65.
- Mi X L. Thermal laser quenching process of industrial machine in 2738 mold steel[D]. Tianjin: Tianjin Vocational Normal University, 2021: 56-65.

## Effect of Continuous High-Power Laser Irradiation on Microstructure and Hardness of 55 Steel

Yang Renren<sup>1,2</sup>, Lin Yinghua<sup>1,2\*</sup>, Peng Longsheng<sup>3,4</sup>, Huang Wei<sup>3,4</sup>, Wang Xinlin<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>College of Mechanical Engineering, University of South China, Hengyang 421001, Hunan, China;

<sup>2</sup>Hunan Key Laboratory of Ultra-Fast Micro Technology and Advanced Laser Manufacturing, Hengyang 421001, Hunan, China;

<sup>3</sup>Hunan Lifang Roller Co., Ltd., Hengyang 421681, Hunan, China;

<sup>4</sup>Hunan High Wear Resistant Alloy Material Advanced Manufacturing Engineering Technology Research Center, Hengyang 421681, Hunan, China

### Abstract

**Objective** We uses the high-energy heat source of a high-power laser (20 kW) to address the problems of surface oxidation, decarburization behavior, uneven surface hardness, high costs, and environmental pollution in the conventional quenching process of 55 steel surface. By promoting the application of high-power lasers and technological innovation, the study aims to meet practical working conditions for high efficiency, low cost, energy conservation, and environmental protection. The single-variable principle is employed to obtain laser remelting and laser quenching process parameters with different laser power ranges, and the effects of both

on the surface morphology, microstructure, and hardness of 55 steel are investigated. The goal is to enhance the working surface properties of 55 steel, thereby increasing its service life and safety, and reducing the likelihood of engineering accidents.

**Methods** In the study of laser quenching on the surface of 55 steel, we found that neither an excessively high laser power nor an excessively quick scanning speed could improve the surface properties of the steel, particularly under high-power laser quenching with fast scanning. The hardened surface expanded with increased laser power, and despite remelting, the hardness value remained relatively constant. Consequently, a comparative study of laser remelting and laser quenching was proposed. First, to investigate the hardening effect of laser remelting and laser quenching on the working surface of 55 steel, the variation of surface hardness in specimens with increasing laser power at different laser ranges was investigated using the single variable principle, and the surface morphology and boundary thermal diffusion of each specimen were analyzed. Second, the effect of scanning speed on the surface hardness of 55 steel was investigated at medium laser power ranges to further characterize the hardening differences between laser remelting and laser quenching on that material. To characterize the intrinsic hardening difference between these processes, XRD analysis was performed on both low and high-laser-power specimens to study the variation of each physical phase with laser power and to obtain the physical phase difference between remelted and quenched specimens. Finally, the microstructure morphology and hardness changes of the cross-section of the high-laser-power specimens were analyzed, while the EDS line scan of the cross-section of the 2.1 kW specimen was performed to compare the diffusion of elements in the remelted and hardened layers, and based on the above analysis, the intrinsic hardening mechanisms of laser remelting and laser quenching were summarized and analyzed.

**Results and Discussions** By comparing the laser-quenched and laser-remelted specimens within different laser power ranges, we found that the surface hardness has a similar variation pattern. The laser-remelted specimens exhibit a better hardening effect and a significant increase in the cross-sectional hardening layer depth with the increase in the laser power range (Figs. 9 and 10). In addition, the XRD analysis reveals that the laser-remelted specimens had fewer unfused carbide phases than the laser-quenched specimens at different laser power ranges (Fig. 8), and this conclusion is further verified by the microstructure morphology (Fig. 7). Moreover, in the XRD spectra of medium and low laser powers, the peak level of the strongest peak of martensite decreases first and then increases, which indicates that similar lattice distortion occurs with the increase of power in different laser power ranges. In the microstructure comparison, we found that the laser-remelted specimens exhibit more uniform and dense martensite (Fig. 6), and the carbon elements in the remelted layer show stronger diffusion ability than other alloying elements (Fig. 5).

**Conclusions** In this study, the effects of different laser power and scanning speeds on the surface hardening effect of 55 steel are investigated. Additionally, the surface hardening differences between remelted and quenched specimens are compared, and the intrinsic hardening mechanism is also analyzed. We found that laser remelting exhibits a superior hardening effect than laser quenching. The surface hardness range of laser-quenched specimens is 446–520 HV, the depth range of the hardened layer is 621–709  $\mu\text{m}$ , with a maximum cross-sectional hardness of 720 HV. For laser-remelted specimens, the surface hardness range is 480–613 HV, the depth range of the hardened layer is 709–813  $\mu\text{m}$ , and the maximum cross-sectional hardness is 755 HV. Carbide particles in the remelted specimens gradually dissolve and diffused with increased power, forming a smoother grain boundary structure. Notably, the remelted layer contains higher carbon atom content and achieves higher hardness, while the quenched specimen still has visible unfused carbide particles in the microstructure of the hardened layer, limiting the acquisition of its high-hardness hardened layer. In addition, the microstructure of both quenched and remelted samples consists of lamellar and slate-like martensite, residual austenite, and some unmelted carbides, but the remelted sample has a more uniform and denser microstructure, a higher content of martensite, and fewer unmelted carbides, and the microstructure is free of pores, cracks, and other defects, which obtains a better hardening effect and provides guidance for the study of surface laser hardening of 55 steel.

**Key words** laser technology; laser quenching; laser remelting; 55 steel; hardness; microstructure