

780 MPa 级微合金钢的激光相变
硬化工艺及组织性能

孙茜,邱洪双,李峻臣

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室,辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 利用 4 kW 光纤激光器对一种 780 MPa 级 Nb-Ti-Mo 微合金化的低碳钢进行了激光相变强化处理,研究了激光功率和扫描速度对激光相变区宏观形貌和显微硬度的影响,讨论了激光相变区显微组织的演变规律.结果表明,随着激光功率的增加或扫描速度的降低,激光相变区宽度和深度逐渐增加.激光相变区包含三个区域:微熔区、硬化区和过渡区.微熔区显微组织为铁素体、粒状贝氏体和马氏体,硬化区显微组织为全马氏体,过渡区为相对细小的全马氏体或与铁素体的混合组织.在所研究的参数中,硬化区的硬度可超过母材 30% 左右,平均硬度达到 320 HV.实验钢表面耐磨性能提高 30% 左右.

关 键 词: 激光相变硬化;超高强度钢;显微组织;显微硬度;耐磨性;马氏体

中图分类号: TG 141 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2016)06-0785-05

Laser Transformation Hardening Process and Microstructure
and Properties of 780 MPa Grade Micro-alloy Steel

SUN Qian , DI Hong-shuang , LI Jun-chen

(The State Key Laboratory of Rolling and Automation , Northeastern University , Shenyang 110819 , China.
Corresponding author : DI Hong-shuang , E-mail : dhshuang@mail.neu.edu.cn)

Abstract : A Nb-Ti-Mo micro-alloyed ultra-high strength hot-rolled low carbon steel was treated by laser induced phase transformation hardening process , using IPG 4 kW fiber laser. The effects of laser power and scanning speed on macroscopic morphology and micro-hardness were investigated. The microstructure evolution in laser transformation zone was also discussed. The results showed that when the laser power increased or the scanning speed decreased , the width and depth of the laser transformation zone increased. Laser transformation zone can be characterized into three smaller zones in general : micro-melting zone (MZ) , hardening zone (HZ) and transition zone (TZ). In this study , the microstructure in the MZ was ferrite , granular bainite and martensite , whereas the microstructure in the HZ was fully martensite , compared to the microstructure in the TZ which consisted of the relatively finer individual martensite and the structure mixed with ferrite and martensite. The average hardness of the HZ reached 320 HV , which was 30% higher than that of the matrix. The wear resistance of the steel was significantly improved by 30% after the laser treatment.

Key words : laser transformation hardening ; ultra-high strength steel ; microstructure ; micro-hardness ; wear resistance ; martensite

由于钢铁材料服役条件的复杂性和多样性,金属材料快速加热并发生奥氏体化,依靠材料的快速冷却使得材料表面获得大量的马氏体组织进而提高表面硬度、强度和耐磨性等^[1-3].

对钢铁材料的表面性能提出了更多的要求.激光相变强化技术利用高能量密度的激光作为热源,

国内外学者对钢铁材料的激光相变强化开展了大量研究工作,尤其是针对中碳钢和高碳钢^[4-9],如 EN25 钢、AISI 420 MSS 马氏体不锈钢、SUS321 奥氏体不锈钢、工具钢、轨道用钢、15CrNi6 低合金钢等等,通过激光相变强化技术使得钢材表面硬度、耐磨性和耐蚀性都得到了明显改善.而对于低碳钢,国内外学者开展的研究较少. Tewary 等^[10]利用 6 kW 光纤耦合半导体激光器对含碳量为 0.06% 的低碳热轧钢进行了激光相变强化,基体硬度由 140 HV 提高至 300 HV,激光相变硬化样品的强度较未处理钢材有明显提升,但延伸率有所降低. 张培磊等^[11]利用 15 kW 快速轴流型 CO₂ 激光器进行了激光相变强化研究,可将 10CrNiMo 钢表面硬度提高 100 ~ 150 HV,且作用表面仍可保持良好韧性. 高强度低碳微合金钢作为一种用于工程机械、结构零部件制造的重要钢材,提高其表面硬度及耐磨性至关重要.

本文以一种 780 MPa 级 Nb-Ti-Mo 微合金化的低碳热轧钢板为研究对象,利用 4 kW 光纤激光器对钢材表面进行激光相变强化实验,研究激光功率和扫描速度对硬度区深度和宽度的影响,分析硬化区显微组织和硬度的变化规律,并对比分析了母材和激光相变样品的耐磨性能.

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料的化学成分为(0.08% C - 0.20% Si - 1.70% Mn - 0.03% Nb - 0.04% Ti - 0.10% Mo - Fe). 图 1 为实验钢扫描电镜组织照片. 由图可见,实验钢显微组织以铁素体(F)为主,在铁素体的晶界上存在一定量的碳化物(Carbide),同时还存在一定量的贝氏体(B). 实

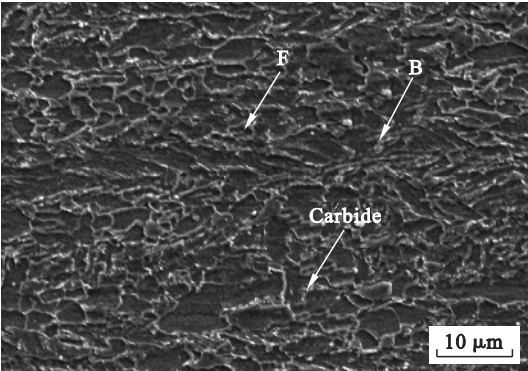


图 1 实验钢的显微组织

Fig. 1 Microstructure of experimental steel

验钢的屈服强度和抗拉强度分别为 700 和 820 MPa,延伸率为 18 %,具有良好的强韧性匹配.

1.2 实验方法

实验钢的激光相变强化实验在 IPG 公司的连续型 YLS - 4000 光纤激光器上完成. 光斑尺寸为 10 mm × 4 mm (长 × 宽),离焦量固定为 0 mm. 激光功率分别为 1 000 ,1 500 ,2 000 W,扫描速度分别为 10 ,15 ,20 ,25 mm/s,对上述参数进行正交实验,共完成 12 组对比实验.

利用蔡司 Axio Vert. A1 金相显微镜和日立 SU5000 扫描电镜观察实验钢的微观组织,利用显微硬度计对试样的厚度截面硬度进行测定,实验力大小为 300 g,保载时间为 10 s;利用 HT - 1000 型摩擦磨损实验机在室温下进行干摩擦磨损实验,施加载荷为 1 000 g,摩擦时间为 40 min,对磨材料为球状 Si₃N₄,电机频率为 24 Hz,摩擦半径为 1.5 mm.

2 实验结果

2.1 激光相变硬化样品的宏观照片

图 2 给出的是激光相变硬化样品横截面宏观照片. 由图可见,激光作用相变区包括微熔区(melting zone , MZ)、硬化区(hardened zone , HZ)和过渡区(transition zone , TZ)3 个区域,硬化区和过渡区均呈“月牙形”,过渡区呈亮白色. 图 2b 中的 HW 和 HD 分别代表激光相变区域(包括硬化区和过渡区)宽度(hardened width , HW)和深度(hardened depth , HD).

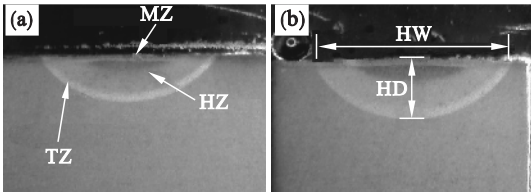


图 2 激光相变硬化样品横截面照片(功率 1 500 W)
Fig. 2 Cross-section images of laser transformation hardening sample (1 500 W laser power)
(a)—15 mm/s ; (b)—10 mm/s.

图 3 给出的是不同工艺条件下激光相变区宽度和深度. 当激光功率为 1 000 W 时,激光功率过低,钢材表面未发生明显变化,因此这里未给出相应的实验结果. 由图可见,在相同的扫描速度下,激光功率为 2 000 W 时激光相变区宽度和深度明显大于激光功率为 1 500 W 时. 而且,在固定激光功率条件下,随着扫描速度的增加,激光相变区宽度和深度均随之明显降低.

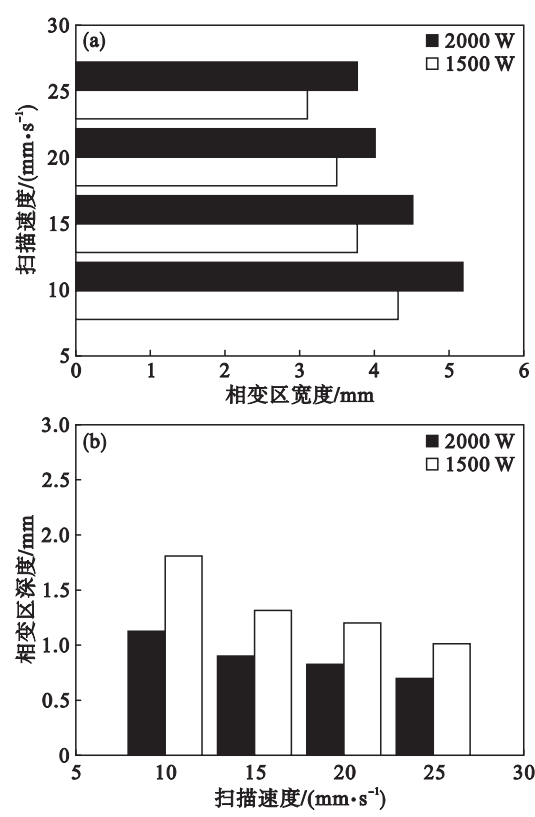


图3 不同工艺条件下激光相变区宽度和深度
Fig. 3 HD and WD values under different process
(a)—相变区宽度;(b)—相变区深度.

2.2 激光工艺参数对激光相变区硬度的影响

图4给出的是固定功率不同扫描速度时激光相变区硬度变化规律,图中I区代表微熔区,II区代表硬化区,III区代表过渡区,IV区代表母材(base metal, BM).当激光功率为1 000 W时,在所有扫描速度下,激光作用区的硬度与母材(平均硬度为245 HV_{0.3})相差不大,表明无强化效果.当激光功率为1 500 W和2 000 W时,在所有扫描速度下,激光作用区硬度均高于母材,但部分工艺条件下的微熔区(I区)硬度略低于母材或与母材持平.

图5给出的是相同扫描速度下不同功率的平均硬度变化情况.由图可见,与母材相比,在不同的扫描条件下硬度均有明显提高,硬化区的平均硬度分别在318 HV和326 HV,硬度分别提高30.0%和33.1%.

2.3 激光相变强化样品的显微组织

图6给出了激光相变强化典型样品的显微组织照片(激光功率1 500 W,扫描速度20 mm/s).微熔区(MZ)的显微组织主要为铁素体(ferrite, F)、粒状贝氏体(granular bainite, GB)和板条马氏体(lath martensite, LM);硬化区(HZ)的显微组织为板条马氏体(LM),原始奥氏体晶粒尺寸

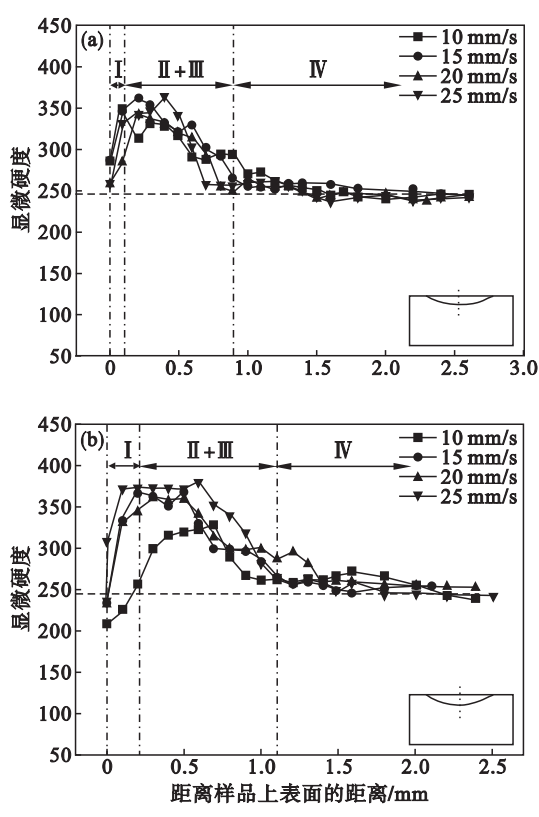


图4 不同工艺条件下激光相变区硬度变化规律
Fig. 4 Micro-hardness variation of laser transformation hardened zone under different process
(a)—1 500 W;(b)—2 000 W.

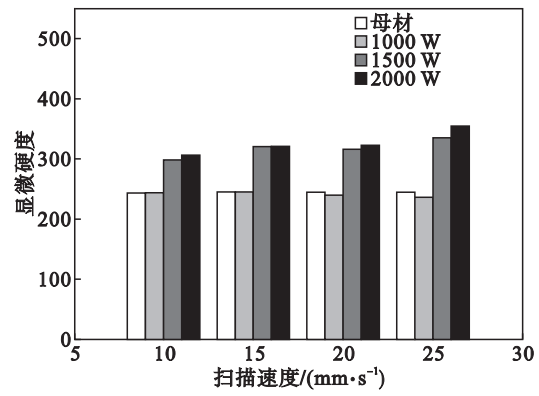


图5 激光功率对显微硬度的影响
Fig. 5 Effect of different laser powers on micro-hardness

在20~35 μm之间,过渡区靠近硬化区一侧的显微组织仍然为板条马氏体(LM),但是原始奥氏体晶粒尺寸明显降低,奥氏体晶粒尺寸在8~16 μm之间,而过渡区靠近母材一侧,显微组织得到了明显的细化,显微组织类型为铁素体和块状马氏体,晶粒尺寸在1~3 μm之间.

2.4 摩擦磨损性能

利用划痕法测量了摩擦磨损样品的磨损体积.图7给出的是母材和激光相变硬化典型样品的摩擦磨损体积(激光功率为1 500 W,扫描速度

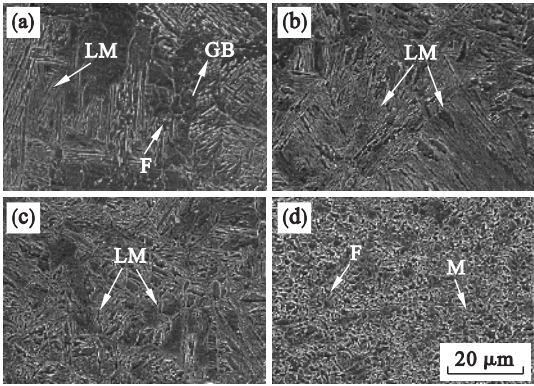


图 6 激光相变强化样品不同区域的显微组织
Fig. 6 Microstructures of different zones of laser transformation hardening samples
(a)—MZ ; (b)—HZ ; (c)—过渡区靠近 HZ 一侧 ;
(d)—过渡区靠近母材一侧.

分别为 10、15、20、25 mm/s). 由图可见, 在相同的摩擦磨损条件下, 母材的磨损体积最大, 达到 0.293 mm³, 而激光相变处理后的样品其磨损体积有明显的降低, 几个不同扫描速度下样品的磨损体积在 0.20 mm³ 左右. 上述现象表明, 激光相变硬化处理后, 实验钢表面耐磨性能得到了显著提高, 约提高 30% 左右.

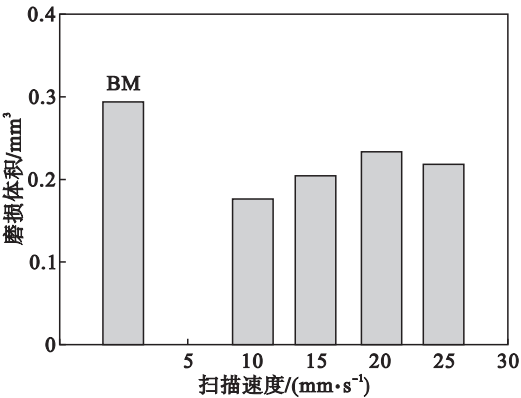


图 7 母材和激光相变硬化典型样品的磨损体积
Fig. 7 Wear volume of typical samples and base metal

3 分析与讨论

实际上, 激光相变区的宽度和深度受到激光功率密度的直接影响, 激光功率密度提高, 激光相变硬化区域的宽度和深度将增大. 激光功率密度 E 可以用下式表示^[11]:

$$E = P / (Dv) \quad (1)$$

式中: P 是激光功率; D 是激光光斑尺寸; v 是扫描速度. 当离焦量不变时, 激光光斑尺寸是保持不变的. 因此, 激光功率密度与激光功率成正比, 与扫描速度成反比.

换言之, 当扫描速度和离焦量一定时, 增大激光功率相当于提高光斑的功率密度, 单位时间内激光传递给钢材表层的热量相应增加, 表层的峰值温度升高. 通过钢材内部的热传导, 次表层的金属被加热到相变点以上的区域逐渐扩大, 当激光移除后发生自淬火, 导致激光相变硬化区的宽度和深度增加^[12]. 但是当激光功率过低如 1 000 W 时, 由于光斑的功率密度过低导致无法将钢材表面加热至相变温度以上, 因此无相变区形成. 而当激光功率和离焦量固定时, 扫描速度的变化将直接影响到单位面积上激光的作用时间. 当扫描速度提高时, 相当于激光与单位面积上金属表面的作用时间缩短, 钢材表面吸收的能量降低, 钢材表层及次表层超过相变点的区域逐渐缩小, 最终相变层的深度和宽度减小.

在激光相变强化过程中, 微熔区、硬化区和过渡区均通过激光直接作用或金属内部热传导而使得峰值温度超过了相变温度, 也就是说三个区域在加热过程中迅速发生了奥氏体化, 但是由于各个区域距离激光热源的不同, 导致过渡区靠近母材一侧峰值温度最低, 硬化区温度居中, 微熔区的峰值温度最高. 在随后的自淬火过程中, 微熔区的冷速最大, 硬化区的冷速居中, 过渡区的冷速最低. 硬化区和微熔区的冷却速度均远远超过实验钢的马氏体临界转变冷速, 硬化区获得全马氏体组织, 而微熔区由于发生了碳和合金元素的烧损或汽化, 导致马氏体形成能力不足, 出现了一些铁素体和粒状贝氏体组织. 而对于过渡区, 由于其峰值温度和冷却速度均低于硬化区, 原始奥氏体晶粒未发生明显的粗化甚至被显著地细化, 因此, 过渡区的显微组织相对细小.

对于钢材而言, 由于固溶合金含量和位错密度的差异, 几种显微组织的硬度变化规律如下: 马氏体 > 贝氏体 > 珠光体 > 铁素体^[13]. 显微组织构成中硬质相含量越高, 其显微硬度越高. 因此, 硬化区作为全马氏体组织结构, 其硬度最高, 而过渡区为全马氏体或部分马氏体和细小铁素体组织构成, 其硬度居中; 微熔区是马氏体、贝氏体和铁素体混合组织, 母材是大量的铁素体和少量贝氏体、碳化物的混合组织, 按照规律微熔区的硬度将高于母材, 但是由于微熔区合金元素的烧损或汽化也会降低其硬度, 因此, 出现部分工艺条件下微熔区的硬度低于母材, 强化效果不佳. 在实际的操作过程中, 应避免微熔层的形成, 或将微熔层通过机械加工去除后再使用.

4 结 论

1) 随着激光功率的增加或扫描速度的降低, 激光相变区的宽度和深度逐渐增加. 当激光功率为 1 000 W 时, 由于激光能量密度过低导致无明显强化效果.

2) 激光相变区包含三个区域: 微熔区、硬化区和过渡区. 激光功率越高微熔区深度越大, 且微熔区硬化效果越不明显, 甚至硬度低于母材. 对比而言, 激光功率在 1 500 W 时, 微熔区深度最小和硬度最高.

3) 微熔区显微组织为铁素体、粒状贝氏体和马氏体, 硬化区显微组织为全马氏体组织, 过渡区为相对细小的全马氏体或与铁素体的混合组织. 在适宜条件下, 硬化区的硬度可超过母材 30% 左右, 平均硬度可达 320 HV. 实验钢表面耐磨性能得到了显著提高, 约提高 30% 左右.

参考文献：

[1] Purushothaman D B ,Gengusamynaidu B ,Karupuudaiyar R B. Experimental studies on the microstructure and hardness of laser transformation hardening of low alloy steel [J]. *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering* 2012 ,36(3) 241 – 257.

[2] Pantelis D I ,Bouyiouri E ,Kouloumbi N ,et al. Wear and corrosion resistance of laser surface hardened structural steel [J]. *Surface and Coatings Technology* ,2002 ,161(2/3) : 125 – 134.

[3] 孙桂芳 ,刘常升 ,陶兴启 ,等. 高镍铬无限冷硬铸铁轧辊表面激光合金化的研究 [J]. *东北大学学报(自然科学版)* , 2008 29(6) 845 – 848.

(Sun Gui-fang , Liu Chang-sheng , Tao Xing-qi , et al. Research on laser alloying of high-Ni-Cr infinite chilled cast iron roller [J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)* ,2008 29(6) 845 – 848.)

[4] Mahmoudi B ,Sabour Aghdam A R ,Torkamany M J. Controlled laser transformation hardening of martenstitic

stainless steel by pulsed Nd :YAG laser [J]. *Journal of Electronic Science and Technology* 2010 8(1) 87 – 90.

[5] 邱星武. 1Cr18Ni9Ti 激光相变硬化层组织及性能 [J]. *激光技术* 2011 ,35(3) 425 – 428.

(Qiu Xing-wu. Microstructure and properties of laser transformation hardening layer on 1Cr18Ni9Ti [J]. *Laser Technology* 2011 35(3) 425 – 428.)

[6] Ho J S , Young T Y. Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment [J]. *Journal of Material Processing Technology* ,2008 ,201 (1/2/3) 342 – 347.

[7] Shariff S M ,Pal T K ,Padmanabham G ,et al. Silding wear behavior of laser surface modified perlitic rail steel [J]. *Surface Engineering* 2010 26(3) :199 – 208.

[8] Katsamas A I ,Haidemenopoulos G N. Surface hardening of low-alloy 15CrNi6 steel by CO₂ laser beam [J]. *Surface and Coatings Technology* ,1999 ,115(2/3) 249 – 255.

[9] Hirogaki T ,Nakagawa H ,Hayamizu M ,et al. In-situ heat treatment system for die steels using YAG laser with a machining center [J]. *Journal of the International Societies for Precision Engineering and Nanotechnology* ,2001 ,25 (3) 212 – 217.

[10] Tewary N K ,Syed B ,Ghosh S K ,et al. Microstructural evolution and mechanical behaviour of surface hardened low carbon hot rolled steel [J]. *Materials Science & Engineering A* 2014 606 58 – 67

[11] 张培磊 ,丁敏 ,姚舜 ,等. 低碳钢表面激光相变硬化研究 [J]. *激光技术* 2009 33(6) 586 – 589.

(Zhang Pei-lei ,Ding Min ,Yao Shun ,et al. Research of laser transformation hardening on mild steel [J]. *Laser Technology* 2009 33(6) 586 – 589.)

[12] 晁明举. 金属材料表面激光淬火和激光熔覆若干关键技术研究 [D]. 郑州 :郑州大学 2003.

(Chao Ming-ju. Several key technology of metal surface laser hardening and laser cladding [D]. Zhengzhou :Zhengzhou University 2003.)

[13] Zhang M ,Wang X N ,Zhu G J ,et al. Effect of laser welding process parameters on microstructure and mechanical properties on butt joint of new hot-rolled nano-scale precipitate strengthen steel [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 2014 27(3) 521 – 529.