

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20180129001

激光熔覆无碳化物贝氏体涂层制备及其摩擦学性能

周野飞^{1,2}, 秦广阔¹, 邢晓磊^{1,2}, 陆鑫¹, 刘长鑫¹

(1. 燕山大学 机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004; 2. 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004)

摘要: 通过控温激光熔覆及后续等温转变处理, 制备出显微组织细小、硬度分布均匀且耐磨性良好的无碳化物贝氏体涂层。采用光学显微镜、XRD、TEM、SEM、显微硬度计、纳米压痕仪和摩擦磨损试验机分别对不同参数的熔覆试样、对比试样的显微结构及性能进行测试。结果表明: 与盐浴淬火试样相比, 采用控温激光熔覆技术制备的无碳化物贝氏体涂层显微组织均匀细小, 贝氏体晶格常数由 2.8692 Å 增加到 2.8697 Å, 铁素体微晶尺寸由 86.3 nm 减小至 67.0 nm, 无碳化物贝氏体涂层的显微硬度由 (384±18) HV_{0.1} 提高到 (430±13) HV_{0.1}。摩擦因数由 1.21 降低至 1.05, 磨痕深度由 0.1 mm 降低至 0.04 mm。较高的表面硬度提高了无碳化物贝氏体涂层表面抵抗塑性变形的能力, 减缓了磨痕表层的剥落。

关键词: 激光熔覆; 贝氏体; 纳米压痕

中图分类号: TG174.44; TG115

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)04-0160-09

Preparation and Tribological Properties of Carbide-free Bainite Coatings by Laser Cladding

ZHOU Ye-fei^{1,2}, QIN Guang-kuo¹, XING Xiao-lei^{1,2}, LU Xin¹, LIU Chang-xin¹

(1. College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei; 2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science & Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei)

Abstract: Carbide-free bainite coatings with refined microstructure, evenly distributed hardness and excellent wear resistance were prepared by temperature-controlled laser cladding technology and isothermal transformation treatment. Microstructure and properties of the cladding samples and quenched samples were analyzed by optical microscopy, XRD, TEM, SEM, a microhardness tester, nanoindentation, friction and a wear tester. Results show that, the microstructure of the carbide-free bainite coatings by temperature-controlled laser cladding is uniformed and refined compared with the quenched samples. The lattice constant of the bainite ferrite increases from 2.8692 Å to 2.8697 Å, and the crystallites size of the bainite ferrite decreases from 86.3 to 67.0 nm after temperature-controlled laser cladding. The microhardness of the bainite coatings increases from (384±18) HV_{0.1} to (430±13) HV_{0.1}. Meanwhile, the wear resistance of the bainite coatings is improved, and the wear height loss is reduced from 0.1 mm to 0.04 mm related with decreasing friction coefficient from 1.21 to 1.05. The plastic deformation resistance of the coatings is also improved due to the high hardness, in turn retards the desquamation.

Keywords: laser cladding; bainite; nanoindentation

收稿日期: 2018-01-29; 修回日期: 2018-06-19

网络出版日期: 2018-07-23 18:31; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20180723.1831.002.html>

通信作者: 周野飞 (1985—), 男 (汉), 副教授, 博士; 研究方向: 金属表面强化; E-mail: yfzhou@ysu.edu.cn

基金项目: 国家自然科学基金 (51705447); 河北省自然科学基金 (E2015203156)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51705447) and Natural Science Foundation of Hebei Province (E2015203156)

引用格式: 周野飞, 秦广阔, 邢晓磊, 等. 激光熔覆无碳化物贝氏体涂层制备及其摩擦学性能[J]. 中国表面工程, 2018, 31(4): 160-168.

ZHOU Y F, QIN G K, XING X L, et al. Preparation and tribological properties of carbide-free bainite coatings by laser cladding[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(4): 160-168.

0 引 言

无碳化物贝氏体因其具有优异的综合力学性能和低廉的价格而倍受关注。在无碳化物贝氏体中, 硅元素的加入可以有效地抑制脆硬渗碳体的析出, 使其显微组织由贝氏体铁素体和富碳残余奥氏体组成, 从而保证了贝氏体钢在具有高强度、高硬度的同时兼顾良好的延展性^[1]。

将高碳高硅钢进行低温长时间等温转变, 制备出由纳米级的贝氏体片条和富碳的残余奥氏体薄层构成的纳米贝氏体钢, 其强度达到 2.5 GPa, 并且韧性高达 30 MPa·m^{1/2}^[1]。T. S. Wang 等人^[2]在 300 ℃ 对中碳低合金钢过冷奥氏体进行压缩变形, 制备出高性能贝氏体钢, 硬度 (628±33) HV。以上研究表明, 强化奥氏体是制备高性能贝氏体的关键。

T. Sourmail 等人^[3]将 100CrSiMn6 钢淬火处理后, 在 230~350 ℃ 范围内进行长时间等温处理, 通过长时间的等温过程, 将合金中未发生马氏体相变的残余奥氏体发生贝氏体转变, 从而降低合金中残余奥氏体体积分数, 进而大幅提升合金钢硬度。高碳高合金元素的加入提高了奥氏体的稳定性, 降低了贝氏体转变开始温度 (B_s)^[4]。通过高碳和低温转变, 使奥氏体强度显著提高, 可以有效的将贝氏体片条厚度控制在 50 nm 以内。同时, 过冷奥氏体形变也可以有效地强化奥氏体, 降低马氏体转变开始温度 (M_s), 使在较低温度制备中碳贝氏体成为可能^[2, 5]。研究还发现, 减小奥氏体晶粒尺寸可以有效强化奥氏体, 增加了马氏体相变抗力, 从而降低了马氏体相变开始温度^[5-7]。这就为低温制备高性能贝氏体提供了条件^[4, 8]。L. J. Zhao 等人^[9]在低于 M_s 条件下进行盐浴淬火, 成功的制备出具有贝氏体显微组织的合金钢, 通过分析证明了预先形成的马氏体组织能够有效的提高贝氏体转变速率, 并细化其显微组织, 使合金的力学性能大幅提升。

激光熔覆技术具有能量密度高、冷速快以及热输入量可控等优点, 广泛应用于材料表面改性的研究中^[10-11]。B. Borges 等人^[12]针对 H13 模具钢、316 不锈钢以及 P20 工具钢的激光熔覆过程缺陷的产生进行了全面的分析, 通过对制备工艺的优化改进, 为抑制缺陷形成, 提供了有效的方法和措施。Krishna M 等人^[13]采用激光技术, 对 AISI420

合金钢进行表面改性, 通过进行大量的工艺试验, 并对其显微组织和力学性能进行表征, 结果表明, 激光能量密度的降低能够增加奥氏体的形成速率, 从而细化显微组织, 使得表层硬度提高 55%。G. F. Sun 等人^[14]使用激光辅助直接金属沉积技术制备 AISI 4340 钢涂层, 分析了涂层的缺陷密度和显微结构特性, 评估孔隙率对断裂行为的影响, 并提出了孔隙度和残余应力断裂机理, 为工艺改善、提高涂层力学性能提供了理论基础。

对于合金钢而言, 激光熔覆过程可以极大的细化奥氏体, 从而降低 M_s 温度^[15]。然而, 常规情况下, 对中低碳钢进行激光熔覆仅会获得马氏体组织。而在激光熔覆过程中产生热应力是不可避免的, 过高的马氏体相含量易使涂层发生开裂^[16]。

针对以上分析, 文中通过对低碳高硅钢进行控温激光熔覆制备贝氏体涂层, 在涂层的显微组织中引入韧性较好的贝氏体结构, 并进一步研究该涂层的显微组织与力学性能。通过与盐浴淬火工艺制备的贝氏体钢相对比, 验证控温激光熔覆技术在贝氏体钢表面强化领域的作用。在此基础上, 分析不同激光移动速度对激光熔覆层显微组织与力学性能的影响, 并进一步研究激光处理对贝氏体相变过程中碳元素再分布规律的影响。

1 试 验

试验采用 Q235 钢板作为基板进行激光熔覆实验。熔覆层试样和盐浴淬火对比试样的化学成分如表 1 所示。

表 1 熔覆层金属和盐浴淬火试样化学成分							
Table 1 Compositions of cladding coating and salt bath quenching sample							
(w/%)							
Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
Cladding powder	0.26	2.10	1.82	1.42	0.50	0.44	Bal.
Salt bath quenching sample	0.24	2.00	1.40	1.00	0.40	0.31	Bal.
Cladding coating	0.25	1.83	1.61	1.18	0.46	0.34	Bal.

采用 MUCG83 软件^[17-18]计算出试验所用激光熔覆合金的 M_s 温度为 362 ℃, 盐浴淬火试样的 M_s 温度为 358 ℃。将 Q235 钢板加工成 100 mm × 100 mm × 20 mm 的样块进行控温激光熔覆试验, 控温激光熔覆试验装置示意图如图 1 所示。

控温激光熔覆及后续等温实验均在控温箱中进行, 控温箱具有保温隔层, 以确保试验温度可

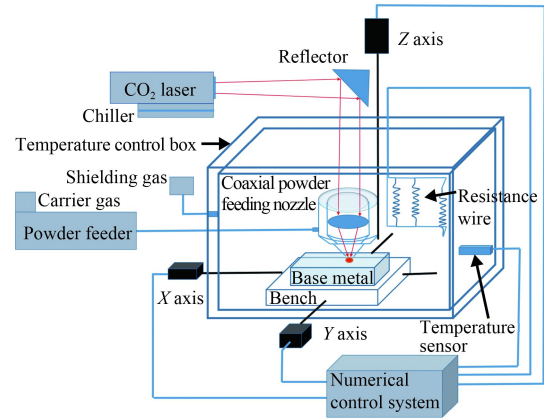


图 1 控温激光熔覆试验装置示意图

Fig.1 Schematic of temperature-controlled laser cladding test device

以长时间保持在设定温度。控温激光熔覆试验分为 3 步：①将试样置于 350℃ 控温箱中，并充入氩气进行保护；②当试样温度保持在 350℃ 后，进行激光熔覆试验。激光工艺参数的选择以能够将熔覆粉末充分熔化并铺展形成良好熔池为主要依据^[19-20]。试验中，选用 CO₂ 横流激光器，激光功率 $P=1.8\text{ kW}$ ，离焦量 $\delta=5\text{ mm}$ ，光斑直径 $D=\Phi 3\text{ mm}$ ，搭接率为 $\varepsilon=8\%\sim 12\%$ ，送粉方式为同步侧向送粉，激光移动速度分别为 $v=7.5$ 、 15 和 37.5 mm/s ，分别命名为 S₁、S₂ 和 S₃ 试样；③激光熔覆后试样继续在 350℃ 下保温 1 h，完成贝氏体转变后空冷至室温。与此同时，选择成分相近的试样进行微观组织与性能的对比。对比试样加热至 1 000℃，保温 15 min，充分奥氏体化后快速移入 370℃ 熔融盐中，并保温 1 h，制备出无碳化物贝氏体，并命名为 S 试样。

将激光熔覆试样和盐浴淬火试样在打磨、抛光后，进行组织观察和性能测定。选用 4% 硝酸酒精对试样表面进行腐蚀，采用光学显微镜 (AXiover 200MAT) 进行显微组织观察。

制备无表面应力的 X 射线衍射试样，采用 X 射线衍射仪 (D/max-2500/PC) 进行结构检测。扫描方式为步进扫描，扫描范围为 40°~120°，步长为 0.02°，停留时间为 2 s。采用 Materials Analysis Using Diffraction (MAUD) 软件对 XRD 衍射结果进行 Rietveld 精修分析^[21-22]。

采用透射电子显微镜 (JEM-2010) 对试样微观结构进行观察分析。采用显微硬度测试系统 (FM-ARS 9000) 和原位纳米力学测试系统 (TriboIndent)

对试样进行硬度分析。在进行显微硬度测试时，采用 100 g 载荷。在进行纳米压痕测试时，加载力选取 5 mN。

采用 CETR UMT-3 型往复式摩擦磨损试验机对试样表面摩擦学性能进行分析，磨损试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 20 mm，摩擦副为直径为 $\Phi 6.4\text{ mm}$ 的 YG8 硬质合金球。摩擦磨损参数如表 2 所示。

表 2 往复式摩擦磨损试验参数

Table 2 Test parameters of reciprocating wear friction

Parameters	Values
Load / N	50
Frequency / Hz	1.6
Test distance / mm	12
Test time / min	30
Test temperature / °C	20

2 结果与讨论

2.1 涂层组织形貌

图 2 为 4 组试样的显微组织形貌。从图 2(a) 中可以看出，S 试样显微组织由贝氏体铁素体和残余奥氏体构成。S₁ 试样显微组织依旧为贝氏体铁素体和残余奥氏体组成，但其组织发生了显著细化，两相分布更为均匀，如图 2(b) 所示。激光熔覆试样，奥氏体被细化，使该合金在 350℃ 等温就可以制备出显微组织均匀细小的贝氏体显微组织。如图 2(b)~(d) 所示，随激光移动速度的增加，熔覆后合金的冷速增加，显微组织细化效果更加明显。

图 3 为 4 组试样的 X 射线衍射谱图，可以看出，4 组试样物相均由 $\alpha\text{-Fe}$ 和 $\gamma\text{-Fe}$ 构成。硅元素的加入抑制了渗碳体的析出，4 组试样的物相结构中无渗碳体。与 S 试样相对比，激光熔覆试样中残余奥氏体衍射峰相对强度明显降低，表明残余奥氏体相体积分数明显下降。为定量分析激光熔覆对无碳化物贝氏体两相晶体结构变化规律，对图 3 中结果进行 Rietveld 精修。

激光熔覆后铁素体晶格常数由 2.869 2 Å 增加到 2.869 7 Å。F.G. Caballero 等^[4, 23]通过原子探针层析技术检测出无碳化物贝氏体钢中合金元素在经过 400 °C 回火 1 h，并未发生扩散偏聚，因此，无碳化物贝氏体晶格常数的变化只能由碳元

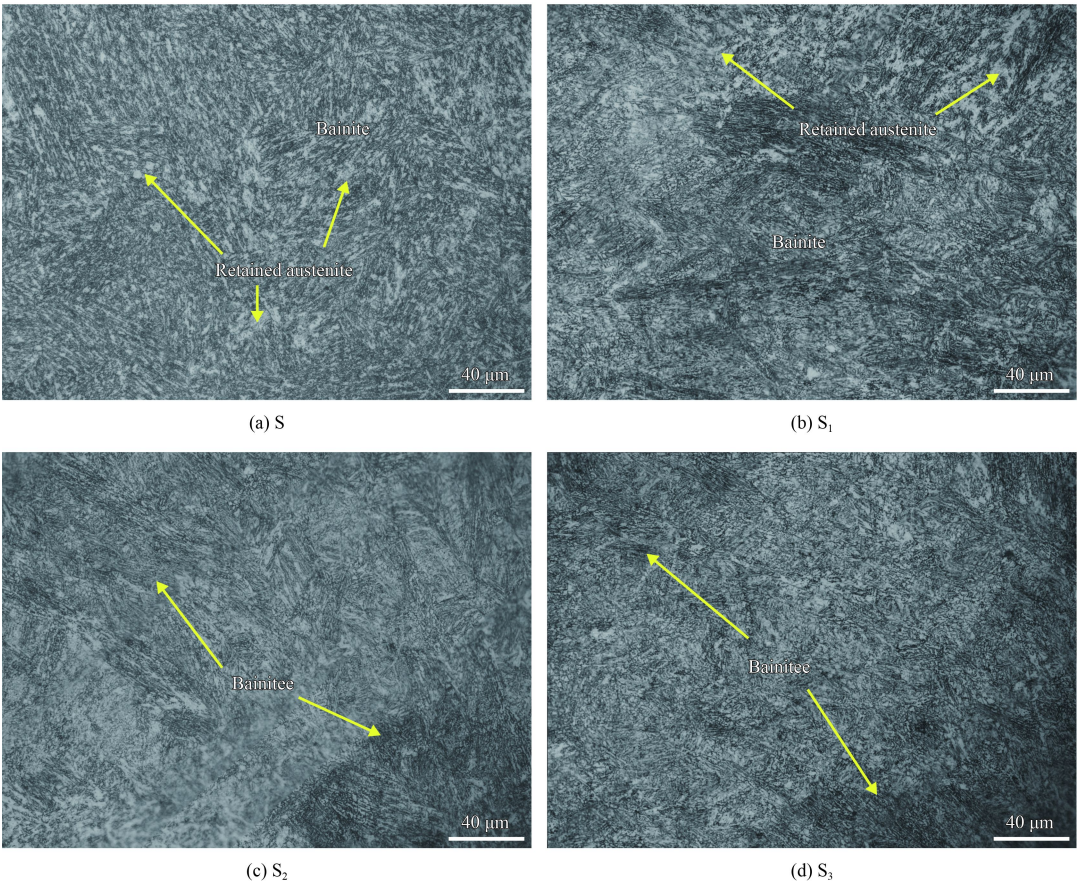


图 2 熔覆层和盐浴淬火试样显微组织
Fig.2 OM microstructure of the cladding coating and salt bath quenching samples

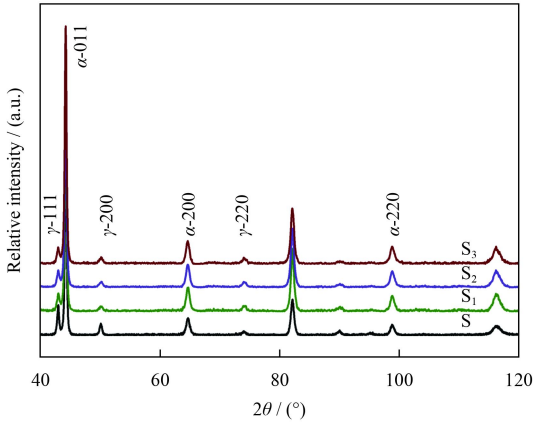


图 3 熔覆层和盐浴淬火试样 XRD 衍射图谱
Fig.3 XRD patterns of the cladding coating and salt bath quenching samples

素的间隙固溶引起。同时, S 试样残余奥氏体相含量(体积分数)为 17.2 %, S₁ 试样残余奥氏体相含量(体积分数)为 13.8%。随着激光移动速度的增加, 残余奥氏体相含量逐渐降低, 当激光移动速度达到 37.5 mm/s 时, 残余奥氏体相含量(体积分数)降低至 10.9%。

碳元素在面心立方晶体和体心立方晶体中均以八面体间隙形式固溶, 但其在两相中的固溶度不同^[24]。因此, 残余奥氏体体积分数下降验证了更多的碳元素固溶于铁素体中。激光熔覆可以大幅度减小无碳化物贝氏体钢中的微晶尺寸。无碳化物贝氏体钢表面经过激光熔覆, 铁素体微晶尺寸由 86.3 nm 减小至 67.0 nm, 残余奥氏体微晶尺寸由 58.1 nm 减小至 32.3 nm。

该成分合金钢 M_s 温度为 362℃。由于激光的强化作用, 增加了过冷奥氏体的稳定性, 所以能够对试验过程中低碳钢的 M_s 温度有一定的降低。对于低碳合金钢, 提高贝氏体转变温度能够使过冷奥氏体体积分数降低, 从而存在一个温度差值 (ΔT)=试验等温温度- M_s 。当 ΔT 增加时, 残余奥氏体体积分数降低^[3]。因而, 提高激光扫描速度, 可以有效提高过冷奥氏体强度, 从而降低该成分合金钢的 M_s 温度。换言之, 在试验温度不变的情况下, 提高激光扫描速度, 可以有效增加 ΔT 。因此, 当激光移动速度提高时, 试样的 M_s 温度降

低,从而出现了残余奥氏体体积分数的减少的现象。激光熔覆过程具有极高的冷却速度,能够对奥氏体晶粒起到细化作用,有效增加涂层的强度,而从增加了马氏体相变阻力,延缓了马氏体相变的发生,进而导致涂层马氏体转变开始温度降低。

图4为熔覆层和盐浴淬火试样的TEM形貌。可以看出,控温激光熔覆试样均为典型无碳化物贝氏体钢组织,在两相中和晶界处均存在大量位错。对比4组试样TEM结果可以看出,激光熔覆试样中残余奥氏体-铁素体界面变得不清晰,证明在两相界面存在大量位错。

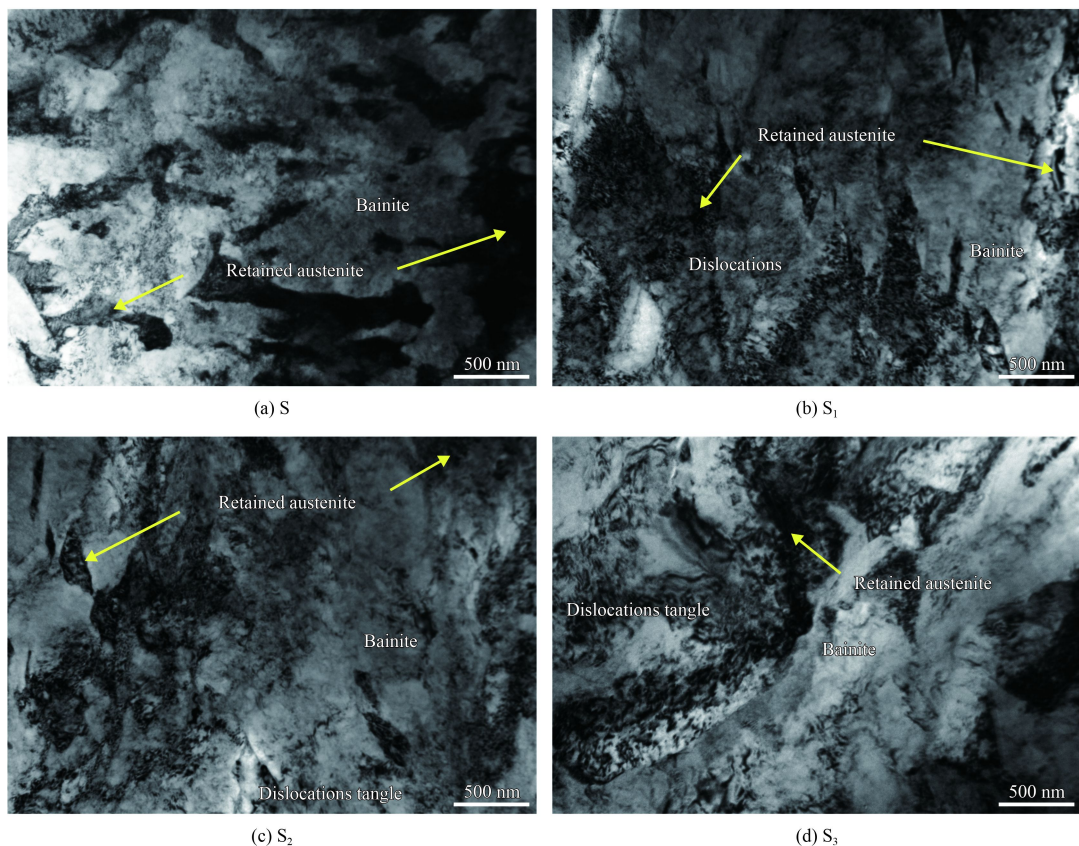


图4 熔覆层和盐浴淬火试样 TEM 形貌

Fig.4 TEM morphologies of the cladding coating and salt bath quenching samples

此外,还可以观察到铁素体内存在大量的位错缠结。激光熔覆高的能量密度以及高冷速促进了奥氏体的强化。贝氏体相变是通过切变机制进行的,碳元素通过配分方式进入奥氏体^[25-28]。与此同时,奥氏体继承了贝氏体-铁素体中的缺陷。结合XRD结果,贝氏体铁素体相含量随相变温度降低而增加。这是因为强化的奥氏体就会增加贝氏体的转变抗力,在通过变形来适应贝氏体相变过程中,在两相中产生的位错量增加。在贝氏体相变中,碳元素受到了缺陷的拖拽,阻碍了其从铁素体中析出^[4]。因此,使得未转变的奥氏体相对贫碳,贝氏体转变得以继续进行,从而增加了贝氏体铁素体的相含量。

2.2 涂层硬度

采用显微硬度计对激光熔覆前后试样的硬度进行测量,结果表明,原始无碳化物贝氏体的硬度值为 (384 ± 18) HV_{0.1};激光熔覆后,硬度有较高的提升,硬度值为 (441 ± 11) HV_{0.1}。

图5为不同激光移动速度涂层的横截面显微组织及其硬度梯度结果。由图5(a)~(c)中可以看出,激光熔覆区的显微组织主要以枝状晶的形式存在。由于不同深度的涂层凝固冷速不同,因此,涂层枝状晶显微组织由表及里可以分为等轴晶、柱状晶、胞状晶和平面晶。随着激光移动速度的增加,单位热输入量逐渐降低,涂层的深度逐渐减小。图5(d)~(f)为不同激光移动速度涂层的

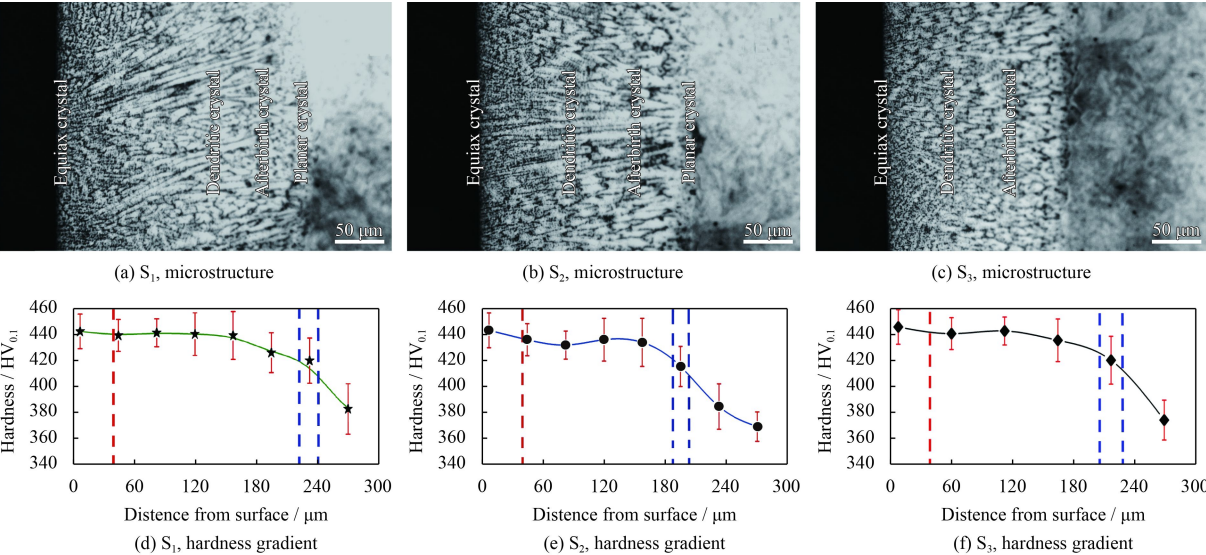


图 5 控温激光熔覆层界面微观组织及其硬度梯度

Fig.5 Cross-sectional microstructure and the hardness gradient of the temperature-controlled laser cladding coatings

硬度梯度。图 5(d)~(f) 中红色虚线为表面等轴晶区与柱状晶区的分界线；两条蓝色虚线之间的区域为平面晶区。结合涂层横截面显微组织发现，由于表层等轴晶区晶粒细小，硬度最高达 445 HV_{0.1}。随着深度的增加，在柱状晶区，其硬度值较表层细晶区有所降低，为 440 HV_{0.1}，并且柱状晶区硬度分布十分稳定。当到达平面晶区时，硬度出现明显的下降。通过误差值可以看出，柱状晶区底部、胞状晶区和平面晶区硬度波动明显。随着激光移动速度的增加，硬度梯度变化更加明显。

无碳化物贝氏体激光熔覆层硬度提升的原因有以下几方面：显微组织细化、位错密度增加、铁素体相含量增加或者是铁素体固溶碳含量增加。

为了进一步研究激光熔覆对无碳化物贝氏体钢中两相硬度变化，采用纳米压痕对试样硬度进行测试，结果如图 6 所示。S 试样平均硬度为 5.60 GPa，显微组织中贝氏体-铁素体硬度为 5.81 GPa。通过观察图 6 中原始试样的 9 组加卸载曲线，原始试样显微组织中贝氏体-铁素体区和残余奥氏体区硬度分布不均，不同相之间硬度值差别较大，使其测试结果呈现明显的离散型分布；经过激光熔覆，试样平均硬度为 5.75 GPa，显微组织中贝氏体-铁素体硬度为 5.89 GPa，相对 S 试样，贝氏体-铁素体硬度提升了 0.14 GPa。通过图 6 中控温激光熔覆试样的加卸载曲线亦可以发现，熔覆后试样的硬度值趋于平均。

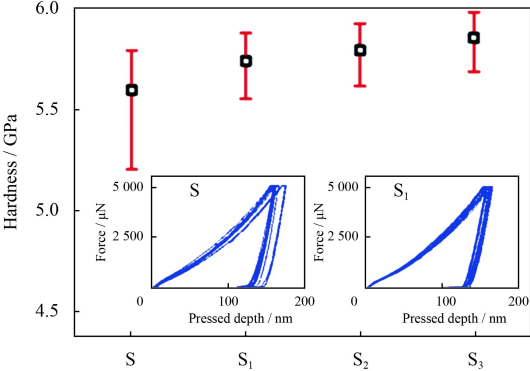


图 6 熔覆层金属和盐浴淬火试样纳米压痕硬度

Fig.6 Nano-hardness of cladding coating and salt bath quenching samples

位错密度的增加和铁素体固溶碳含量的增加对贝氏体—铁素体硬度的提升起到了决定性作用。激光熔覆无碳化物贝氏体涂层平均硬度的整体提升和其均方差减小则与：①贝氏体-铁素体硬度提高；②贝氏体-铁素体相含量增加；③显微组织细化密切相关。

2.3 涂层的摩擦学性能

图 7 为摩擦磨损过程摩擦因数曲线。摩擦因数曲线分为磨合期和稳定期。在磨合期，试样表面与摩擦副直接接触，试样表面发生塑性变形；随着磨损的进行，磨削产生并被摩擦副推向两侧和前方，磨损过程变得稳定，进入稳定期。图 7 可以看出，S 试样磨合期时间较长，且摩擦因数较高为 1.21，相对其他 3 组控温可以看出，S 试

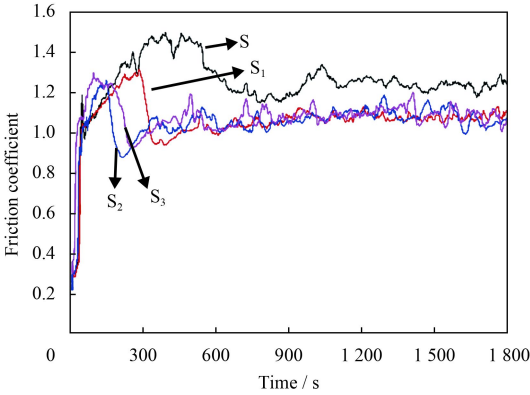


图 7 熔覆层和盐浴淬火试样摩擦因数

Fig.7 Friction coefficient of the cladding coating and salt bath quenching samples

样磨合期时间较长，且摩擦因数激光熔覆试样，稳定期摩擦因数波动较大。3 组控温激光熔覆试样具相近的摩擦因数，且稳定期波动较小，摩擦因数均为 1.05。

图 8 为 4 组试样磨痕深度方向变化曲线，磨损过程曲线变化趋势一致，当磨损进行到 1 200 s 时均出现磨痕深度降低的趋势，在随后的磨损过

程中深度继续增加。磨损过程中，形成的磨屑被压入试样表面，形成一层氧化膜减缓了磨损过程。4 组试样磨痕深度差别较大，S 试样磨痕深度达到 0.10 mm，而 3 组控温激光熔覆试样磨痕深度仅为 0.04 mm。

图 9 为 4 组试样磨损表面形貌，4 组试样表面的磨损特征均为磨削犁沟和剥落。图 9(a) 为 S 试样磨损表面，可以看出剥落现象严重。图 9(b)~(d)

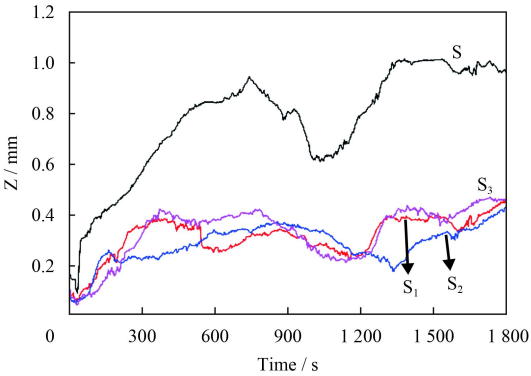
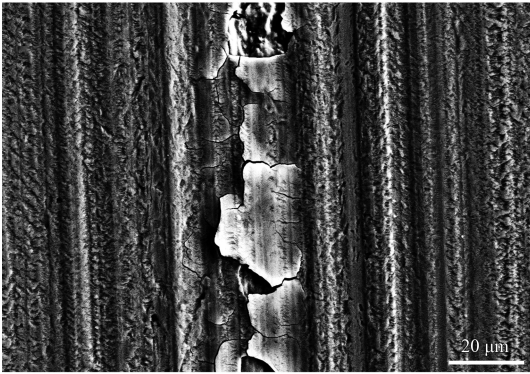
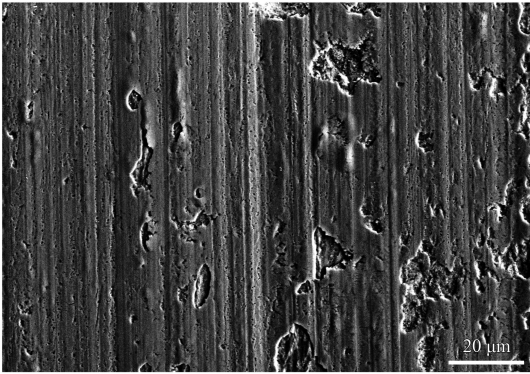


图 8 熔覆层金属和盐浴淬火试样磨损失高

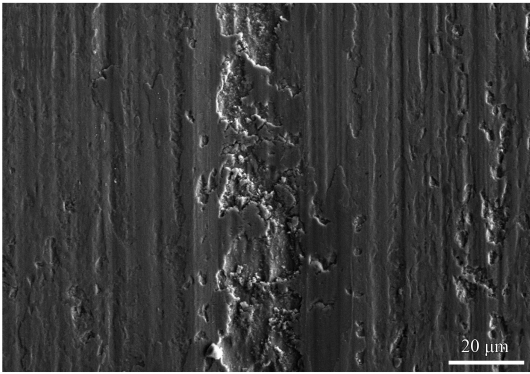
Fig.8 Wear height loss of the cladding coating and salt bath quenching samples



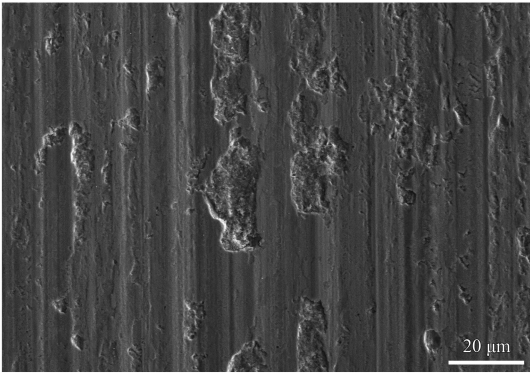
(a) S



(b) S₁



(c) S₂



(d) S₃

图 9 熔覆层金属和盐浴淬火试样磨损表面形貌

Fig.9 Worn surface morphologies of cladding coating and salt bath quenching samples

为控温激光熔覆试样磨痕形貌,可以看出,激光熔覆能够有效的提高试样表面耐磨性,随着激光移动速度的增加,磨痕底部剥落逐渐减少。局部的高应力还会导致试样表面金属的剥落,在摩擦副往复运动过程中将剥落物压入底部。S试样由于其硬度较低,试样表面抵抗变形剥落的能力较弱,所以会在表面积累大量的磨屑,磨屑剥落极大的降低表面的耐磨性。而激光熔覆试样表面高硬度,有效的缓解了磨损导致的表面剥落,从而提高了试样的耐磨性。

不同激光扫描速度工艺导致的微弱硬度提升并没有带来摩擦学性能的大幅度改善,其摩擦因数和耐磨性相对稳定。这说明了控温激光熔覆技术在制备无碳化物贝氏体涂层的工艺窗口较宽,具有较好的工程适应性。

3 结 论

通过对低碳高硅钢进行控温激光熔覆,并在350℃(低于该合金 M_s 温度)进行等温处理的方法,制备出显微组织细小、硬度分布均匀的无碳化物贝氏体涂层。与盐浴淬火试样相比,该涂层组织明显细化,显微硬度由 (384 ± 18) HV_{0.1}提高到 (441 ± 11) HV_{0.1}。激光强化奥氏体增加了贝氏体铁素体中碳元素的固溶量,减少了残余奥氏体相含量,影响了碳元素在两相的分布规律。控温激光熔覆层硬度的提高使其具备了良好的耐磨性能,摩擦因数由1.21降低至1.05,磨痕深度由0.10 mm降低至0.04 mm。较高的表面硬度提高了表面抵抗塑性变形的能力,提高了磨痕表层的耐磨性。

参考文献

- [1] CABALLERO F G, BHADSHIA H K D H. Very strong bainite[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, 8(3-4): 251-257.
- [2] ZHANG M, WANG T S, WANG Y H, et al. Preparation of nanostructured bainite in medium-carbon alloy steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 568(4): 123-126.
- [3] SOURMAIL T, CABALLERO F G, MOUDIAN F, et al. High hardness and retained austenite stability in Si-bearing hypereutectoid steel through new heat treatment design principles[J]. *Materials & Design*, 2018, 142: 279-287.
- [4] CABALLERO F, MILLER M, BABU S, et al. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(1): 381-390.
- [5] WANG T S, ZHANG M, WANG Y H, et al. Martensitic transformation behaviour of deformed supercooled austenite[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(2): 162-165.
- [6] GARCIA-JUNCEDA A, CAPDEVILA C, CABALLERO F, et al. Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(2): 134-137.
- [7] YANG H, BHADSHIA H. Austenite grain size and the martensite-start temperature[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(7): 493-495.
- [8] 袁琳, 李铸国, 黄坚, 等. 激光熔覆纳米贝氏体涂层的组织与性能[J]. *中国表面工程*, 2011, 24(1): 40-43.
- [9] YUAN L, LI Z G, HUANG J, et al. Microstructure and properties of laser clad nanostructured bainite coatings[J]. *China Surface Engineering*, 2011, 24(1): 40-43 (in Chinese).
- [10] ZHAO L J, QIAN L H, MENG J Y, et al. Below- M_s austempering to obtain refined bainitic structure and enhanced mechanical properties in low-C high-Si/Al steels[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 112: 96-100.
- [11] BASU A, CHAKRABORTY J, SHARIFF S M, et al. Laser surface hardening of austempered (bainitic) ball bearing steel[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(10): 887-890.
- [12] 黄标, 张冲, 程虎, 等. 激光熔覆 FeCoCrNiB 高熵合金涂层的组织结构与耐磨性[J]. *中国表面工程*, 2014, 27(6): 82-88.
- [13] HUANG B, ZHANG C, CHENG H, et al. Microstructure and wear resistance of FeCoCrNiB highentropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. *China Surface Engineering*, 2014, 27(6): 82-88 (in Chinese).
- [14] BORGES B, QUINTINO L, MIRANDA R M, et al. Imperfections in laser cladding with powder and wire fillers[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, 50(1-4): 175-183.
- [15] PANCHOLI V, KRISHNAN M, SAMAJDAR I S, et al. Self-accommodation in the bainitic microstructure of ultra-high-strength steel[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(9): 2037-2050.
- [16] SUN G F, ZHOU R, LU J, et al. Evaluation of defect density, microstructure, residual stress, elastic modulus, hardness and strength of laser-deposited AISI 4340 steel[J]. *Acta Materialia*, 2015, 84(84): 172-189.
- [17] 李美艳, 韩彬, 高宁, 等. 高硬度铁基熔覆层组织、成分及耐腐蚀性[J]. *中国激光*, 2013, 40(5): 69-73.
- [18] LI M Y, HAN B, GAO N, et al. Microstructure, composition and corrosion resistance of laser cladding Fe-based coatings with high hardness[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(5): 69-73 (in Chinese).
- [19] JENDRZEJEWSKI R, ŚLIWIŃSKI G, KRAWCZUK M, et

- al. Temperature and stress during laser cladding of double-layer coatings[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, 201(6): 3328-3334.
- [17] BHADESHIA H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams[J]. *Metal Science*, 1982, 16(3): 159-166.
- [18] BHADESHIA H K D H. Bainite in steels[M]. London: The Institute of Materials, 1992.
- [19] LU X, ZHOU Y F, XING X L, et al. Surface additive manufacturing of Ni-based superalloy/H13 steel system by laser depositing: Microstructure, microhardness and flexural response[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2018, 337: 525-535.
- [20] 周野飞, 高士友, 王京京. 激光熔覆高碳铁基合金组织性能研究[J]. *中国激光*, 2013, 40(12): 46-50.
ZHOU Y F, GAO S Y, WANG J J. microstructure-property of laser cladding high carbon Fe-based alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(12): 46-50 (in Chinese).
- [21] LUTTEROTTI L, MATTHIES S, WENK H. MAUD (material analysis using diffraction): a friendly Java program for material analysis using diffraction[J]. *IUCr: Newsletter of the CPD*, 1999, 21: 14-15.
- [22] HULME-SMITH C N, LONARDELLI I, DIPPEL A C, et al. Experimental evidence for non-cubic bainitic ferrite[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 69(5): 409-412.
- [23] CABALLERO F G, MILLER M K, GARCIA-MATEO C, et al. Redistribution of alloying elements during tempering of a nanocrystalline steel[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(2): 188-199.
- [24] SMITH W F, HASHEMI J. Foundations of materials science and engineering[M]. United States: Mcgraw-Hill Publishing, 2006.
- [25] CLARKE A J, SPEER J G, MILLER M K, et al. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1): 16-22.
- [26] 方鸿生, 杨志刚, 杨金波, 等. 钢中贝氏体相变机制的研究[J]. *金属学报*, 2005, 41(5): 449-457.
FANG H S, YANG Z G, YANG J B, et al. Research on bainite transformation in steels[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2005, 41(5): 449-457 (in Chinese).
- [27] CABALLERO F G, MILLER M K, GARCIA-MATEO C. Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2338-2343.
- [28] TOJI Y, MATSUDA H, HERBIG M, et al. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy[J]. *Acta Materialia*, 2014, 65(6): 215-228.

(责任编辑: 陈茜)