

# 回火温度对马氏体不锈钢激光熔覆层组织和性能的影响

朱红梅, 胡文锋, 李勇作, 李柏春, 邱长军\*

南华大学机械工程学院, 湖南 衡阳 421001

**摘要** 针对激光熔覆层易形成非平衡组织以及其内部的残余应力易导致熔覆层变形、开裂等问题, 采用回火热处理来改善 420 马氏体不锈钢熔覆层的综合性能, 研究了回火温度对熔覆层显微组织、力学性能及耐腐蚀性能的影响。结果表明: 原始熔覆层主要由马氏体、奥氏体和  $M_{23}C_6$  碳化物组成, 经 200 °C 和 400 °C 回火后, 试样中新生成了逆转变奥氏体; 回火温度对试样的力学性能有一定影响, 低温(100 °C、200 °C)和中温(400 °C)回火态试样的抗拉强度(约为 1800 MPa)和显微硬度(约为 530 HV)与原始态试样相当; 随着回火温度升高, 试样的延伸率逐渐增大, 但高温(600 °C)回火态试样的强度和硬度显著下降, 其延伸率略有降低; 400 °C 回火态试样的综合力学性能最佳, 但其耐腐蚀性能较原始态试样和市售 420 马氏体不锈钢 420MSS 略有下降。

**关键词** 激光技术; 回火热处理; 激光熔覆; 马氏体不锈钢; 组织性能

中图分类号 TG156.99

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1202001

## Effect of Tempering Temperature on Microstructure and Properties of Laser-cladded Martensitic Stainless Steel Layer

Zhu Hongmei, Hu Wenfeng, Li Yongzuo, Li Baichun, Qiu Changjun\*

School of Mechanical Engineering, University of South China, Hengyang, Hunan 421000, China

**Abstract** Some problems, such as distortion and cracking, can be observed in the laser cladding layers because of their non-equilibrium microstructure and residual stress. Herein, the tempering heat treatment is used to improve the comprehensive properties of a 420 martensitic stainless steel coating. Further, the effect of tempering temperature on the microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance is investigated. The results denote that the as-cladded specimen mainly comprises martensite, austenite, and  $M_{23}C_6$  carbide and that reversed austenite can be observed after the tempering treatment is conducted at 200 °C and 400 °C. The tempering temperature affects the mechanical properties. The tensile strength (approximately 1800 MPa) and microhardness (approximately 530 HV) of the as-tempered specimens at low (100 °C and 200 °C) and medium (400 °C) temperatures are comparable with those of the as-cladded specimen. Furthermore, the elongation of the specimens increases with the increasing tempering temperature. However, the strength and microhardness considerably decrease and the elongation slightly decreases after high-temperature tempering treatment (600 °C). Therefore, the as-tempered specimen at 400 °C exhibits optimum comprehensive mechanical properties but slightly lower corrosion resistance when compared with those of the as-cladded specimen and the commercial 420MSS martensitic stainless steel.

**Key words** laser technique; tempering heat treatment; laser cladding; martensitic stainless steel; microstructure and properties

**OCIS codes** 140.3390; 310.1515; 310.3840

## 1 引言

激光熔覆技术是利用高能激光束熔化金属粉末

从而在基材表面制备高性能涂层的增材制造技术, 具有以下显著优点<sup>[1-2]</sup>: 冷却速度快、热影响区小、熔覆层稀释率低、基体与熔覆层呈冶金结合等。因此,

收稿日期: 2019-05-27; 修回日期: 2019-07-11; 录用日期: 2019-07-26

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1105803)

\* E-mail: qiuchangjun106@126.com

激光熔覆技术在航空、海洋、交通、机械等领域中具有广阔的应用前景。

420 马氏体不锈钢(MSS)具有较高的力学性能和可热处理性能。然而,目前采用激光熔覆技术制备 420MSS 涂层的文献报道并不多,且主要的研究工作集中在激光工艺参数<sup>[3-8]</sup>(如激光功率、扫描速度、扫描方式等)、激光原位热处理<sup>[9-10]</sup>、后热处理<sup>[8]</sup>、添加物(VC)<sup>[11]</sup>及合金元素(Mo)<sup>[7,12]</sup>等对 420MSS 激光熔覆层组织和性能的影响方面。激光熔覆过程的快热快冷性易导致熔覆层中产生非平衡组织和残余应力,故常对熔覆试样进行适当回火处理,以有效改善试样的综合性能<sup>[8-10,13]</sup>。在激光原位回火热处理方面,Sun 等<sup>[9]</sup>采用原位淬火回火技术(单道激光扫描后停留 80 s)制备了 420MSS 多道熔覆层试样,发现其强度和延伸率较连续扫描试样分别提高了 7% 和 540%;Krakhmalev 等<sup>[10]</sup>对 420MSS 熔覆层进行原位热处理(每层正交扫描两次),获得了高硬度(500~550 HV)试样。在后热处理方面,Alam 等<sup>[8]</sup>对激光熔覆制备的 420MSS 层进行了回火处理(565 °C, 10~90 min),发现回火处理可以降低熔覆层的残余应力和硬度。本课题组<sup>[13]</sup>前期对 420MSS 激光熔覆层进行了低温(210 °C, 1 h)回火处理,发现这一处理可细化马氏体组织并促进纳米碳化物析出,熔覆层的力学性能得以提高。

目前,对马氏体不锈钢激光熔覆层进行不同温度回火处理的研究鲜有报道。为了系统地研究回火处理对 420MSS 熔覆层组织、性能的影响,本文对其进行了低温(100 °C 和 200 °C)、中温(400 °C)及高温(600 °C)回火处理,以期对激光熔覆层的后热处理及应用提供参考。

## 2 实验过程

基体材料选用尺寸为 85 mm × 75 mm × 15 mm 的 Q235 钢板,在激光熔覆前先对其进行表面喷砂处理,以去除氧化层和油渍,酒精清洗后烘干。420MSS 粉末由长沙市天久金属材料有限公司提供,平均粒径为 75 μm,其化学成分如表 1 所示。

采用 1500 W 连续光纤激光器进行多道搭接激光熔覆处理(共熔覆 10 层),送粉方式为同轴送粉,将试样放在通低温水流的平台以加速其冷却,实验设备和熔覆过程分别如图 1(a)、(b)所示。基于前期工作<sup>[2,13]</sup>,以熔覆层不出现气孔、裂纹等缺陷为

前提,采用的激光熔覆工艺参数如下:激光能量密度为  $4.3 \times 10^2 \text{ W} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,扫描速度为  $8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ,送粉量为  $6.5 \text{ g} \cdot \text{min}^{-1}$ ,搭接率为 50%,采用纯氮气作为保护气体和送粉气体,气体流量为  $8 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 。激光熔覆层的尺寸为  $65 \text{ mm} \times 60 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ ,如图 1(c)所示。

回火处理在 SGGL-1100 型真空井式炉中进行,该炉采用智能控温,控温精度为  $\pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$ 。分别将试样放入已预热至 100, 200, 400, 600 °C 的炉中,保温 1 h,随后空冷至室温(25 °C)。为了获得表面平整的样品,对熔覆层的最外层进行磨削去除(约 1 mm),然后按图 1(d)所示尺寸制取拉伸试样。

表 1 420MSS 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of 420MSS powder

Element	C	Cr	Ni	Si	Mn	Fe
Mass fraction / %	0.25	13.2	0.54	0.99	0.9	Bal

采用 X-D6 型 X 射线衍射仪(XRD)分析物相组成,采用 JSM-6701F 型扫描电子显微镜(SEM)分析拉伸断口和显微组织,采用 JEM-2100F 型透射电子显微镜(TEM)分析试样的精细显微组织。用 HVS-1000 型显微硬度仪沿试样横截面进行显微硬度的测量,加载砝码的质量为 200 g,保载时间为 10 s。按照 ASTM E8 标准加工拉伸试样,用 PWS-E100 型万能试验机进行拉伸性能测试,拉伸速率为  $0.2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。采用 CS300 型电化学工作站测试熔覆层试样的电化学腐蚀性能,腐蚀溶液为 pH=7 的质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液,采样频率为 10 Hz,扫描速率为 5 mV/s;参比电极为饱和甘汞电极,辅助电极为铂电极,试样作为工作电极。

## 3 分析与讨论

### 3.1 物相组成

图 2(a)为熔覆层的 Schaeffler 相图,将铁素体形成元素和奥氏体形成元素的含量分别用 Cr 当量和 Ni 当量<sup>[13]</sup>表示为

$$\omega(\text{Cr}_{\text{eq}}) = \omega(\text{Cr}) + 1.5 \times \omega(\text{Si}) + 0.5 \times \omega(\text{Nb}), \quad (1)$$

$$\omega(\text{Ni}_{\text{eq}}) = \omega(\text{Ni}) + 30 \times \omega(\text{C}) + 0.5 \times \omega(\text{Mn}), \quad (2)$$

式中: $\omega(\text{Cr}_{\text{eq}})$ 为 Cr 当量; $\omega(\text{Ni}_{\text{eq}})$ 为 Ni 当量; $\omega(\text{Cr})$ 、 $\omega(\text{Si})$ 、 $\omega(\text{Nb})$ 、 $\omega(\text{Ni})$ 、 $\omega(\text{C})$ 、 $\omega(\text{Mn})$ 分别为 Cr、Si、Nb、Ni、C 和 Mn 的质量分数。

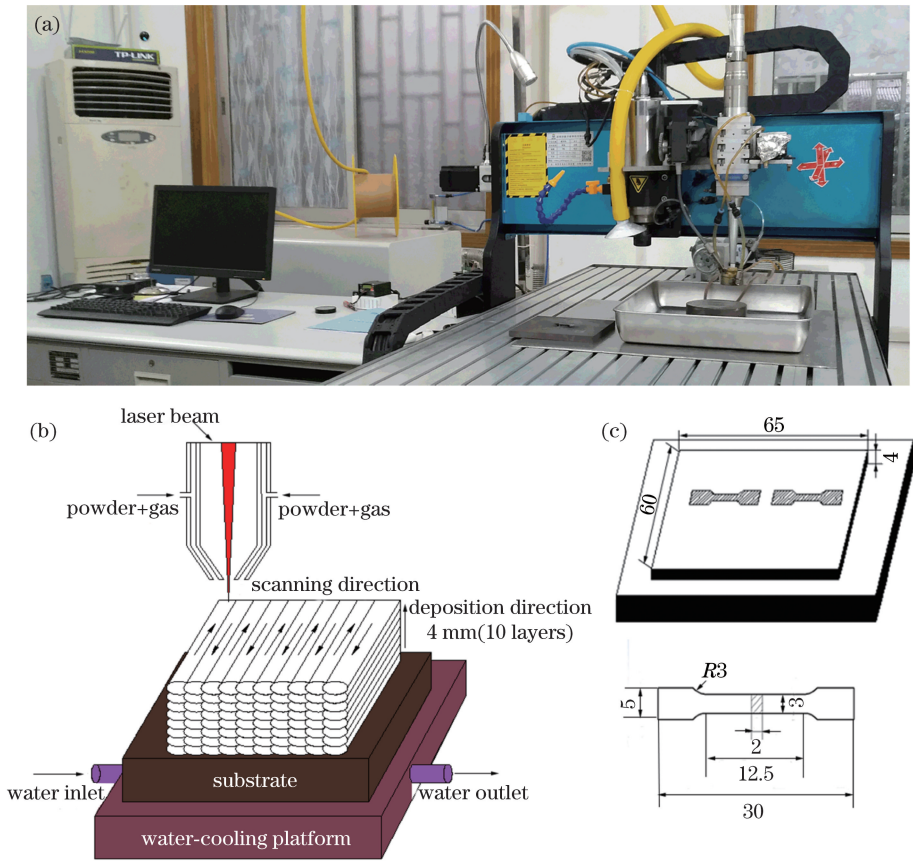


图 1 激光熔覆及拉伸试样。(a)实验设备;(b)激光熔覆过程;(c)拉伸试样取样示意图;(d)拉伸试样尺寸  
Fig. 1 Laser cladding and tensile specimen. (a) Experimental equipment; (b) laser cladding process; (c) schematic of sectioned tensile specimens; (d) geometry of tensile specimen

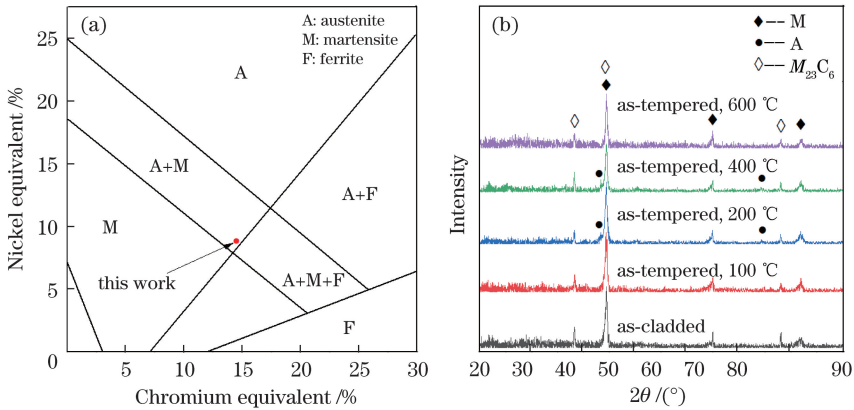


图 2 熔覆层的 Schaeffler 相图及不同状态激光熔覆层的 XRD 谱。(a) Schaeffler 相图;(b)不同状态试样的 XRD 谱  
Fig. 2 Schaeffler diagram of cladding layer and XRD spectra of laser cladding layers in different states.

(a) Schaeffler diagram; (b) XRD spectra of specimens in different states

由(1)、(2)式可得  $w(Cr_{eq}) = 14.69$ ,  $w(Ni_{eq}) = 8.49$ , 如图 2(a)中的圆点所示,故可推测本研究所制备的熔覆层主要由马氏体(M)和奥氏体(A)组成。

为进一步确定物相组成,采用 XRD 对熔覆层进行测试,结果如图 2(b)所示。可见:原始态 420MSS 组织主要由 M 和少量  $M_{23}C_6$  (M 为 Fe、Cr

等)组成,未检测到奥氏体,这可能是由于其含量较低,超出了仪器检测极限;在 100 °C 回火后,相组成未发生明显变化;200 °C 和 400 °C 回火态熔覆层在  $2\theta = 43.5^\circ$  位置处出现了明显的奥氏体峰,这是由于 420MSS 的马氏体转变温度 ( $M_s$ ) 为 160 °C,故在 200 °C 和 400 °C 下进行回火时会引起碳元素的扩

散,从而形成了逆转变奥氏体<sup>[13-15]</sup>。值得一提的是,经高温(600 °C)回火后,奥氏体峰消失,这与张盛华等<sup>[16]</sup>报道的对 ZG06Cr13Ni4Mo 马氏体不锈钢进行高温(620 °C)回火处理后,其逆转变奥氏体的体积分数显著降低的结果类似。

### 3.2 力学性能

图 3 为原始态和回火态试样的显微硬度分布曲线,可以看出,试样可依次分为三个区域:熔覆层、结合区和基体。对比原始态和不同回火态试样可以发现熔覆层的硬度比较均匀,经低温(100 °C 和 200 °C)和中温(400 °C)回火后,熔覆层的显微硬度接近,中温回火熔覆层的硬度最高,为 556.7 HV,但经高温(600 °C)回火后,熔覆层的显微硬度明显下降(仅为 420 HV)。

对原始态和不同回火态试样的显微硬度进行分析,结果如下:1)高硬度马氏体和碳化物的存在可提高熔覆层的硬度<sup>[13,17-18]</sup>,同时激光快冷可获得细晶组织,故原始态试样的硬度值较高;2)低温回火态试样的硬度与原始态相当,这是由马氏体组织细化引起的<sup>[13]</sup>;3)中温回火态试样的硬度提高,这与 Nasery Isfahany 等<sup>[19]</sup>得到的结论(420MSS 在 400~500 °C 回火后发生了二次硬化,故硬度提高)一致;4)高温回火态试样的硬度显著下降,这可能是由马氏体粗化,且析出大量碳化物,马氏体过饱和度和下降导致的<sup>[18,20]</sup>。

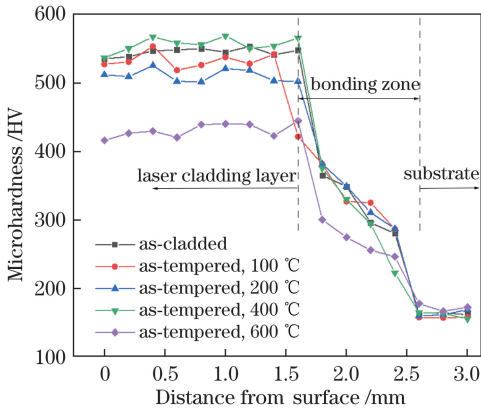


图 3 不同状态熔覆层试样的显微硬度分布曲线  
Fig. 3 Microhardness distribution curves of specimens in different states

图 4(a)为激光熔覆层试样的拉伸曲线图,对应的性能数据见表 2。可以看出:低温和中温回火态试样的抗拉强度( $R_m$ )接近(1800 MPa,与原始态试样基本相同),延伸率随回火温度的升高而显著提高;高温回火态试样的  $R_m$  (1340 MPa)较原始态试样显著下降,延伸率也略有降低,这一趋势与显微硬

度分布曲线的结果一致。400 °C 回火态试样的综合性能最佳,  $R_m$ 、屈服强度 ( $R_e$ ) 和延伸率分别为 1742 MPa、1081 MPa 和 14.1%。分析其原因,主要有二:一是马氏体组织细化提高了材料的强度和韧性;二是逆转变奥氏体的出现使回火后的组织具有较高的塑性<sup>[14]</sup>。

图 4(b)~(f)对比了原始态和不同回火态试样的拉伸断口形貌。图 4(b)、(c)分别为原始态试样和 100 °C 回火态试样的断口形貌,二者均呈平坦的类解理小平面的微孔和撕裂棱的准解理平面形貌。对比图 4(b)、(c)中的插图可以看出,低温回火态试样的断口出现了山脊状撕裂棱。图 4(d)为 200 °C 回火态试样的断口形貌,断口上出现了韧窝,材料的韧性得以提高。图 4(e)、(f)为中温和高温回火态试样的断口形貌,明显可见大量韧窝,属于典型的韧性断裂,但后者出现了裂纹,使材料的延伸率降低。这与表 2 所示的延伸率随回火温度的变化趋势一致。

表 2 不同状态激光熔覆层试样的拉伸性能  
Table 2 Tensile properties of specimen of laser cladding layer in different states

Specimen	$R_m$ /MPa	$R_e$ /MPa	Elongation /%
As-cladded	1786	1240	6.2
As-tempered (100 °C)	1797	1100	8.0
As-tempered (200 °C)	1780	1050	11.2
As-tempered (400 °C)	1742	1081	14.1
As-tempered (600 °C)	1340	1007	13.4

### 3.3 显微组织

图 5 对比了原始态和 400 °C 回火态试样的 SEM 形貌。在原始 420MSS 激光熔覆层中未见明显的气孔、裂纹等缺陷。由图 5 中的虚线可知,由于激光能量呈高斯形分布,故熔覆层/基体界面呈波浪形。对比图 5(a)、(b)可知,400 °C 回火态试样的马氏体组织更细小,且分布更均匀。

图 6 为原始态试样和 400 °C 回火态试样的 TEM 图。可知,试样由 M、A(呈暗色<sup>[21]</sup>)和  $M_{23}C_6$  组成,与图 2 的物相分析结果一致。对比图 6(a)、(d)可知,400 °C 回火态试样的马氏体组织明显细化,且晶粒分布更均匀。这是由于在后热处理过程中,淬火马氏体中的过饱和碳元素逐渐析出,并在晶界或其他缺陷处聚集,导致马氏体的过饱和度和晶格畸变减小<sup>[12,22]</sup>。这与图 5 所示的 SEM 形貌的结果一致。对比图 6(b)、(e)可知,原始态试样和回火态试样中的残余奥氏体(长 500~1000 nm,宽 50~100 nm)沿马氏体板条边界呈块状分布,且仅少量分解<sup>[15]</sup>,这是因为激光熔覆过程

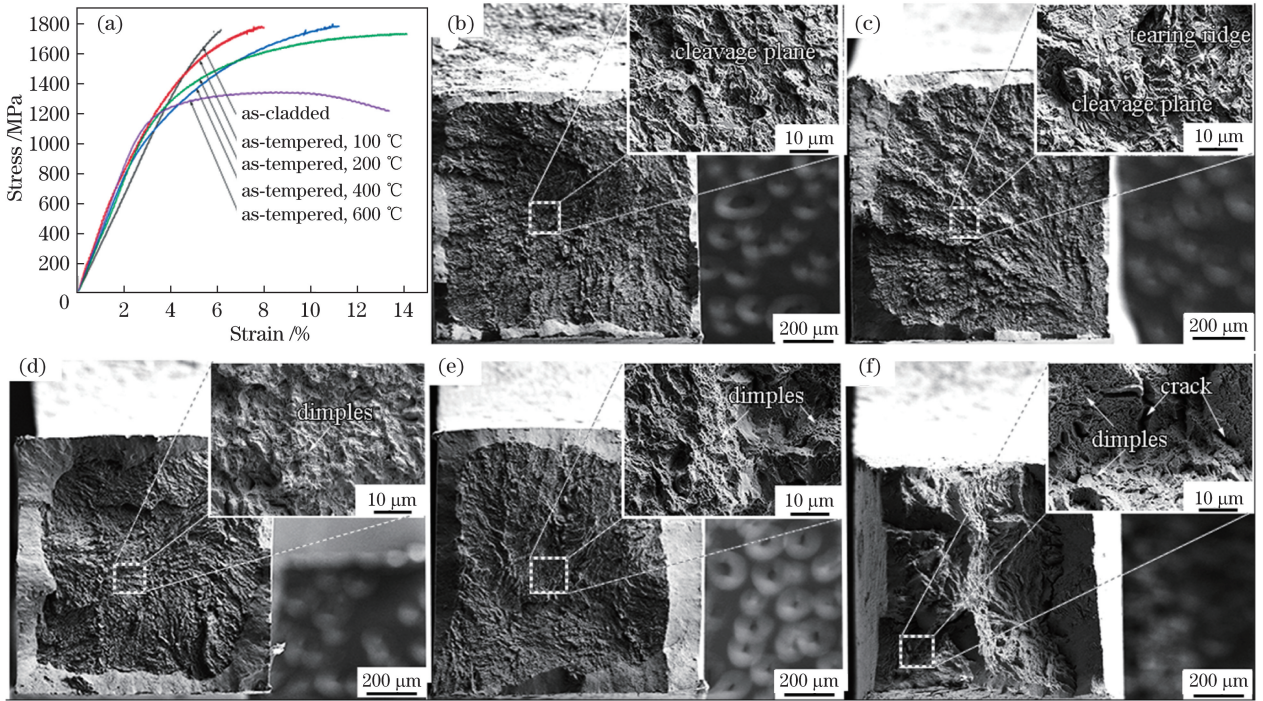


图 4 不同状态激光熔覆层试样的拉伸曲线和断口形貌。(a)拉伸曲线;(b)原始态试样的断口形貌;(c) 100 °C回火态试样的断口形貌;(d) 200 °C回火态试样的断口形貌;(e) 400 °C回火态试样的断口形貌;(f) 600 °C回火态试样的断口形貌

Fig. 4 Tensile curves and fracture morphologies of specimens of laser cladding layers in different states. (a) Tensile curves; (b) fracture morphology of as-cladded specimen; (c) fracture morphology of as-tempered (100 °C) specimen; (d) fracture morphology of as-tempered (200 °C) specimen; (e) fracture morphology of as-tempered (400 °C) specimen; (f) fracture morphology of as-tempered (600 °C) specimen

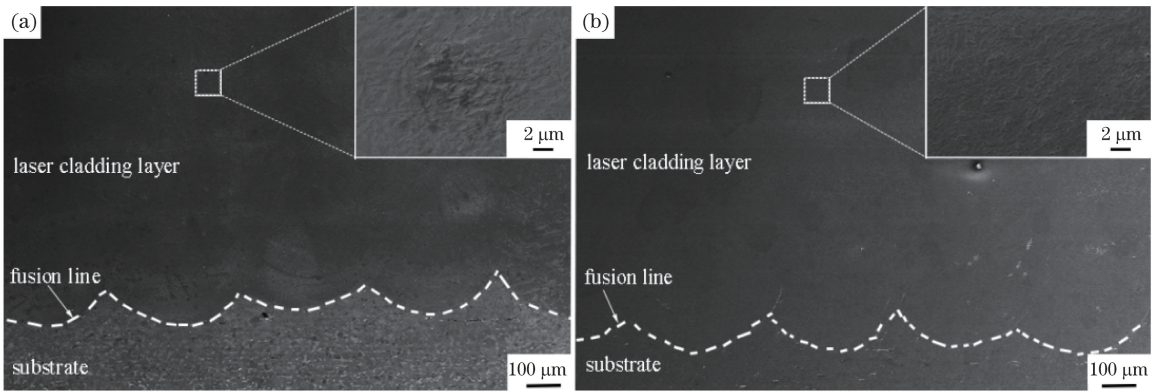


图 5 不同状态熔覆层试样的 SEM 形貌。(a)原始态;(b) 400 °C回火态

Fig. 5 SEM images of specimens of laser cladding layers in different states. (a) As-cladded; (b) as-tempered (400 °C)

的快速冷却和奥氏体化形成元素 Ni 的加入使得马氏体相变不完全,从而导致原始态试样中马氏体和奥氏体共存<sup>[17]</sup>。值得注意的是,在图 6(e)中明显可见针状逆转变奥氏体(长 50 ~ 500 nm,宽 20 ~ 30 nm)分布在马氏体板条的边界上。通常,逆转变奥氏体是在马氏体部分还原、淬火、回火或再结晶过程中产生的,比残余奥氏体的稳定性高,它可在不降低强度的情况下提高铁基合金的塑性<sup>[21-22]</sup>。对比图 6(c)、(f)可知,回火态试样中  $M_{23}C_6$  相的析出密

度较大,这是回火过程中碳从过饱和马氏体中析出导致的<sup>[13,23]</sup>。

### 3.4 耐腐蚀性能

图 7 为原始态试样、400 °C回火态试样和具有良好耐蚀性的市售 420MSS 的电化学极化曲线图。试样的腐蚀电压( $E_{corr}$ )、自腐蚀电流密度( $I_{corr}$ )和腐蚀速率如表 3 所示。 $E_{corr}$ 越大, $I_{corr}$ 越小,试样的耐腐蚀性能就越好。由表 3 可见,原始态试样、市售 420MSS 和 400 °C回火态试样的耐腐蚀性能依次下降。

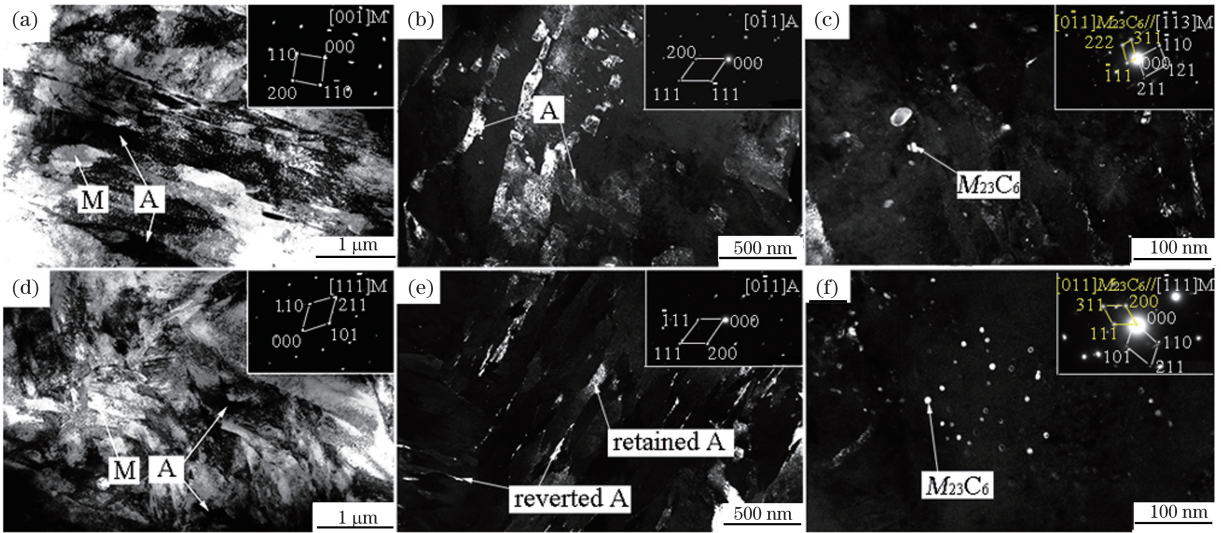


图 6 原始态试样和 400 °C 回火态试样的 TEM 分析结果。(a)原始态试样的明场像和衍射图；(b)原始态试样中奥氏体的暗场像和衍射图；(c)原始试样中  $M_{23}C_6$  碳化物的暗场像和衍射图；(d)400 °C 回火态试样的明场像和衍射图；(e)400 °C 回火态试样中奥氏体的暗场像和衍射图；(f)400 °C 回火态试样中  $M_{23}C_6$  碳化物的暗场像和衍射图

Fig. 6 TEM analysis of as-cladded specimen and as-tempered specimen at 400 °C. (a) Bright field image and selected area electron diffraction (SAED) of as-cladded specimen; (b) dark field image and SAED of austenite in as-cladded specimen; (c) dark field image and SAED of  $M_{23}C_6$  carbide in as-cladded specimen; (d) bright field image and SAED of as-tempered (400 °C) specimen; (e) dark field image and SAED of austenite in as-tempered (400 °C) specimen; (f) dark field image and SAED of  $M_{23}C_6$  carbide in as-tempered (400 °C) specimen

表 3 不同试样的电化学腐蚀性能

Table 3 Electrochemical corrosion properties of different specimens

Specimen	Corrosion voltage /V	Corrosion current density / ( $A \cdot cm^{-2}$ )	Corrosion rate / ( $mm \cdot a^{-1}$ )
As-cladded	-0.398	$3.214 \times 10^{-6}$	0.031
As-tempered (400 °C)	-0.513	$5.738 \times 10^{-6}$	0.081
420MSS	-0.437	$7.393 \times 10^{-6}$	0.072

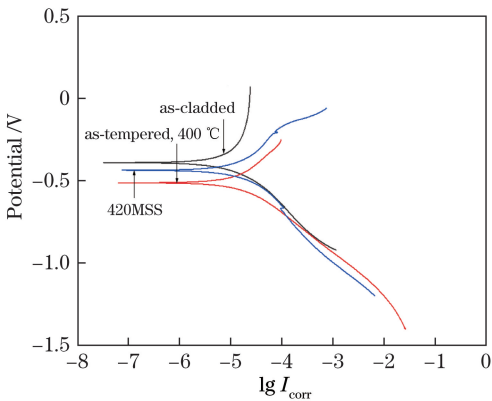


图 7 不同试样的极化曲线

Fig. 7 Polarization curves of different specimens

结合图 7 分析如下:1) 金属元素 Cr、Ni、Mn 在激光熔覆过程中会形成钝化膜,在腐蚀溶液中对内

部合金起保护作用<sup>[24-25]</sup>,故原始态试样的耐腐蚀性相对较高;2) 与原始态试样相比,回火态试样的耐腐蚀性能略有下降,这主要是富 Cr 碳化物的析出消耗了 Cr 元素,导致可形成钝化膜的 Cr 元素含量降低,同时形成了局部的贫 Cr 区<sup>[2,25]</sup>。

## 4 结 论

在 Q235 钢板上制备了 420 马氏体不锈钢熔覆层,在不同温度下对其进行回火处理,研究了回火温度对熔覆层组织和性能的影响。

原始态熔覆层的物相主要由马氏体、奥氏体和碳化物组成;经 100 °C 和 600 °C 回火处理后,物相组成未发生明显变化,经 200 °C 和 400 °C 回火处理后,出现了逆转变奥氏体。

低温和中温回火态试样的抗拉强度和显微硬度相当;随着回火温度升高,试样的延伸率逐渐增大;与原始态试样相比,高温回火试样的抗拉强度和显微硬度显著下降,延伸率略有下降。400 °C 回火态试样的综合力学性能最佳;熔覆层的平均显微硬度为 556.7 HV,试样的  $R_m$ 、 $R_e$  和延伸率分别为 1742 MPa、1081 MPa 和 14.1%。

原始态试样、市售 420MSS 和 400 °C 回火态试样的耐腐蚀性能依次下降。

## 参 考 文 献

- [1] Zhang H J, Sun Z G, Li F, *et al.* Effect of microstructure and properties of laser cladding iron-based composite coatings [J]. *Surface Technology*, 2018, 47(12): 127-133.  
张华健, 孙中刚, 李峰, 等. 激光熔覆铁基复合涂层组织与性能影响[J]. *表面技术*, 2018, 47(12): 127-133.
- [2] Zhu H M, Li Y Z, Zhang Z Y, *et al.* Mechanical and corrosion properties of martensite/ferrite duplex stainless steel prepared via laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(12): 1202012.  
朱红梅, 李勇作, 张振远, 等. 激光熔覆制备马氏体/铁素体双相不锈钢层的力学与腐蚀性能研究[J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 1202012.
- [3] Alam M K, Urbanic R J, Nazemi N, *et al.* Predictive modeling and the effect of process parameters on the hardness and bead characteristics for laser-cladded stainless steel[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 94: 397-413.
- [4] Nazemi N, Urbanic J, Alam M. Hardness and residual stress modeling of powder injection laser cladding of P420 coating on AISI 1018 substrate[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 93: 3485-3503.
- [5] Zhang Y Z, Tu Y, Huang C. Microstructure and properties of laser direct deposited 420 stainless steel on 0Cr18Ni10Ti stainless steel [J]. *Applied Laser*, 2009, 29(6): 473-475, 488.  
张永忠, 涂义, 黄灿. 0Cr18Ni10Ti 不锈钢表面激光熔化沉积 420 不锈钢的组织及性能[J]. *应用激光*, 2009, 29(6): 473-475, 488.
- [6] Saqib S M, Urbanic R J. Investigation of the transient characteristics for laser cladding beads using 420 stainless steel powder [J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2017, 139(8): 081009.
- [7] Zhang Z, Farahmand P, Kovacevic R. Laser cladding of 420 stainless steel with molybdenum on mild steel A36 by a high power direct diode laser[J]. *Materials & Design*, 2016, 109: 686-699.
- [8] Alam M K, Edrisy A, Urbanic J, *et al.* Microhardness and stress analysis of laser-cladded AISI 420 martensitic stainless steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(3): 1076-1084.
- [9] Sun S D, Fabijanic D, Barr C, *et al.* *In-situ* quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser cladded AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 333: 210-219.
- [10] Krakhmalev P, Yadroitsava I, Fredriksson G, *et al.* *In situ* heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels[J]. *Materials & Design*, 2015, 87: 380-385.
- [11] Zhang Z, Yu T, Kovacevic R. Erosion and corrosion resistance of laser cladded AISI 420 stainless steel reinforced with VC [J]. *Applied Surface Science*, 2017, 410: 225-240.
- [12] Sun S D, Fabijanic D, Ghaderi A, *et al.* Microstructure and hardness characterisation of laser coatings produced with a mixture of AISI 420 stainless steel and Fe-C-Cr-Nb-B-Mo steel alloy powders [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 296: 76-87.
- [13] Zhu H M, Li Y Z, Li B C, *et al.* Effects of low-temperature tempering on microstructure and properties of the laser-cladded AISI 420 martensitic stainless steel coating [J]. *Coatings*, 2018, 8(12): 451-461.
- [14] Nakada N, Fukagawa R, Tsuchiyama T, *et al.* Inheritance of dislocations and crystallographic texture during martensitic reversion into austenite [J]. *ISIJ International*, 2013, 53(7): 1286-1288.
- [15] Liu F G, Lin X, Song M H, *et al.* Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of laser solid formed 300M steel [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 689: 225-232.
- [16] Zhang S H, Wang P, Li D Z, *et al.* Investigation of trip effect in ZG06Cr13Ni4Mo martensitic stainless steel by *in situ* synchrotron high energy X-ray diffraction [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(11): 1306-1314.  
张盛华, 王培, 李殿中, 等. ZG06Cr13Ni4Mo 马氏体不锈钢中 TRIP 效应的同步辐射高能 X 射线原位研究 [J]. *金属学报*, 2015, 51(11): 1306-1314.
- [17] Alam M, Urbanic R J, Saqib S, *et al.* Effect of process parameters on the microstructural evolutions of laser cladded 420 martensitic stainless steel [C]// *Materials Science and Technology*, October 4-8, 2015, Columbus, Ohio, USA. UK: MS&T, 2015: 35-54.
- [18] Zou D N, Han Y, Zhang W, *et al.* Influence of tempering process on mechanical properties of 00Cr13Ni4Mo supermartensitic stainless steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2010, 17(8): 50-54.
- [19] Nasery Isfahany A, Saghafian H, Borhani G. The

- effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(9): 3931-3936.
- [20] Cáceres C H, Svensson I L, Taylor J A. Strength-ductility behaviour of Al-Si-Cu-Mg casting alloys in T6 temper[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2003, 15(5): 531-543.
- [21] Zhang Y P, Zhan D P, Qi X W, *et al.* Austenite and precipitation in secondary-hardening ultra-high-strength stainless steel [ J ]. *Materials Characterization*, 2018, 144: 393-399.
- [22] Lu S Y, Yao K F, Chen Y B, *et al.* The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13 wt.% Cr-type martensitic stainless steel[J]. *Electrochimica Acta*, 2015, 165: 45-55.
- [23] Bonagani S K, Bathula V, Kain V. Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13 wt.% Cr martensitic stainless steel [J]. *Corrosion Science*, 2018, 131: 340-354.
- [24] Cao Z F, Qi H B, Lin Q, *et al.* Microstructure and properties of high entropy alloy wear-resistant layer for high-speed train brake disc [ J ]. *Surface Technology*, 2018, 47(8): 30-35.  
曹振飞, 齐海波, 林齐, 等. 一种高速列车制动盘高熵合金耐磨层组织和性能的研究[J]. *表面技术*, 2018, 47(8): 30-35.
- [25] Sun G F, Zhang Y K, Zhang M K, *et al.* Microstructure and corrosion characteristics of 304 stainless steel laser-alloyed with Cr-CrB<sub>2</sub> [J]. *Applied Surface Science*, 2014, 295: 94-107.