

# 激光表面重熔 300M 超高强度钢的组织及腐蚀行为

徐伟<sup>1,2\*</sup>, 王晓光<sup>3\*\*</sup>, 门正兴<sup>1\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>成都航空职业技术学院通用航空学院, 四川 成都 610100;

<sup>2</sup>四川省高等学校校企联合“航空电子技术”应用技术创新基地, 四川 成都 610100;

<sup>3</sup>南昌航空大学航空制造与工程学院, 江西 南昌 330063

**摘要** 采用光纤激光器对 300M 超高强度钢进行激光表面重熔处理, 分析了不同激光功率和扫描速率下重熔表面的显微组织、硬度以及电化学腐蚀行为。结果表明: 表面重熔区域的显微组织主要由马氏体以及残余奥氏体组成; 扫描速率越大, 显微硬度越高, 显微硬度的均值约为 704 HV; 激光重熔后, 材料表面的自腐蚀电位正移, 腐蚀电流密度下降; 在激光功率为 300 W 和扫描速率为 33 mm/s 条件下得到的重熔层的耐蚀性最好。

**关键词** 激光技术; 显微硬度; 显微组织; 耐蚀性

中图分类号 TG142 文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.011404

## Microstructure and Corrosion Behavior of Ultra-High Strength Steel 300M After Laser Surface Remelting

Xu Wei<sup>1,2\*</sup>, Wang Xiaoguang<sup>3\*\*</sup>, Men Zhengxing<sup>1\*\*\*</sup>

<sup>1</sup> College of General Aviation, Chengdu Aeronautic Polytechnic, Chengdu, Sichuan 610100, China;

<sup>2</sup> The Innovation Base of School-Enterprise Cooperation Aviation Electronic Technology in Sichuan, Chengdu, Sichuan 610100, China;

<sup>3</sup> College of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang, Jiangxi 330063, China

**Abstract** In this paper, the laser surface remelting of ultra-high strength steel 300M was performed by using fiber lasers. The microstructure, hardness, and electrochemical corrosion behavior of the remelted surface at different laser powers and scanning rates were analyzed. The results show that the microstructures in the surface remelting zone primarily comprise martensite and retained austenite. The higher the scanning rate, the higher the microhardness. The average microhardness is about 704 HV. The electrochemical tests show that the self-corrosion potential of the surface of the material subsequent to laser remelting positively shifts, and the corrosion current density decreases. Thus, the corrosion resistance of the remelting layer is optimal when the laser power and scanning rate are 300 W and 33 mm/s, respectively.

**Key words** laser technique; microhardness; microstructure; corrosion resistance

**OCIS codes** 140.3460; 160.3900

## 1 引言

300M 低合金超高强度钢是在 AISI4340 钢基础上添加 V、Si、C、Mo 元素而开发出的钢种, 合金元素 Si、C 对基体具有强烈的固溶强化效应, V 元素可以细化马氏体晶粒, Mo 元素可以增大钢的淬透

性, 因此, 300M 钢具有良好的韧性、抗疲劳性能和延展性, 已被广泛应用于螺旋桨轴、飞机起落架等恶劣服役环境下的工程构件上<sup>[1-2]</sup>。在实际生产中, 300M 钢承载部件表面往往需要采用镀锌、镀铬、硝酸钝化等表面处理工艺进行处理, 目的是增强合金的耐蚀性。激光表面重熔(LSR)是一种快速凝固技

收稿日期: 2019-06-01; 修回日期: 2019-07-08; 录用日期: 2019-07-10

基金项目: 四川省科技厅科技计划项目(2019YJ0519)、四川省教育厅自然科学重点项目(18ZA0032)

\* E-mail: 354395583@qq.com; \*\* E-mail: quantumbit@foxmail.com; \*\*\* E-mail: 25773211@qq.com

术,具有能量密度高、热输入小、对环境及材料的适应性强、冷却速度快等特点,已被广泛应用于材料表面改性和快速凝固研究<sup>[3-5]</sup>。

Wang 等<sup>[6]</sup>采用脉冲 Nd:YAG 激光对一种可生物降解的 Zn-0.5%Zr 合金进行了表面重熔改性,结果发现:与基体相比,重熔区的显微硬度提高了 50~60 HV;LSR 处理后,合金表面的腐蚀电流密度降低,腐蚀电位升高,容抗弧半径增大,合金的腐蚀速率明显降低。罗新民等<sup>[7]</sup>采用 Nd:YAG 固体脉冲激光器对 7075 航空铝合金进行了激光表面改性,在激光的冲击下,7075 铝合金体系的混合熵增大,多组元的高混乱度效应使得材料表层的合金体系发生重新配分,表层组织主要为非晶/纳米晶复合组织,有效地改善了铝合金的晶间腐蚀现象。Chen 等<sup>[8]</sup>研究了激光重熔速率对 Al-Ti-Ni 涂层微结构及电化学腐蚀行为的影响,研究结果表明:在不同激光重熔速率下,Al、Ti、Ni、Fe、Cr、Mn 的相互扩散、结合,使得 Al-Ti-Ni 涂层中生成了一定的非晶相 AlFe、AlFe<sub>3</sub>、AlCrFe<sub>2</sub> 和 Ni<sub>2</sub>MnAl;激光重熔速率越大,极化曲线的自腐蚀电位越大,材料的耐蚀性越好;激光表面重熔对材料表面的组织调控具有明显效果。

此外,很多研究人员采用激光表面重熔技术对合金钢进行了表面改性<sup>[9-10]</sup>,结果发现,在激光表面重熔过程中,重熔区域往往存在着一定的组织差异,但对激光重熔区的组织差异尚缺乏清晰的认识。鉴于此,本文研究了相同热输入、不同重熔速率下 300M 马氏体钢重熔表面的组织、相变以及电化学腐蚀行为,为激光表面重熔 300M 超高强度钢的组织调控、腐蚀行为提供理论依据。

## 2 实验方案

本实验采用的设备为激光机器人成形系统,该系统包括 YLS-4000 型 IPG 光纤激光器(波长为 1070 nm,最大输出功率为 4000 W,光斑形状为圆形,光斑直径为 1 mm)、MH24 型 KUKA 六轴联动机器人(工作精度为 0.16 mm)和工装夹具等。激光重熔处理参数如表 1 所示,采用往返重熔的方法,激光重熔道与道的间距为 0.6 mm,保护气体采用纯度为 99.9% 的氩气,气体流量为 18 L/min。实验钢采用供货态 300M 钢,其尺寸为 60 mm×40 mm×2 mm,化学成分(质量分数,%)为 0.43C、1.72Si、0.84Mn、0.77Cr、0.39Mo、1.72Ni、0.01P、0.004S、0.08V,余量为 Fe。

表 1 激光表面重熔处理参数

Number	Power P /W	Speed S /(mm·s <sup>-1</sup> )
1	300	33
2	600	66

金相试样经打磨、抛光后用 2.5 mL HNO<sub>3</sub> + 95 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 进行腐蚀,然后采用光学显微镜观察其组织,图 1 为供货态 300M 钢的显微组织。可见,供货态 300M 钢的显微组织较细,在光学显微镜下观察到的白色组织为回火马氏体,黑色组织为残余奥氏体。在进行电化学测试前,将 300M 钢切割成表面尺寸为 5 mm×5 mm 试样,将其作为工作电极。使用去离子水和 NaCl 配制质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液(下文简称 3.5% NaCl 溶液),并将其作为腐蚀溶液。电化学测试试样经打磨、清洗后用环氧树脂进行镶嵌,进一步打磨、抛光后采用 CHI650E 型电化学分析仪测量试样在室温下(20 °C 左右)的开路电位(OCP)、极化曲线、电化学阻抗。采用三电极体系,Pt 为辅助电极,饱和甘汞电极(SCE)为参比电极,300M 钢试样为工作电极。采用动电位扫描法测量极化曲线,扫描速率为 0.5 mV/s,电化学阻抗扫描范围为 10 mHz ~ 100 kHz,施加的正弦波幅值为 5 mV。采用 Qness Q10A+全自动显微硬度测试仪测试试样表面的硬度。

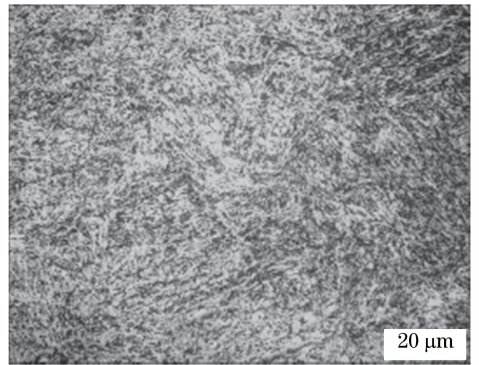


图 1 实验用 300M 钢的显微组织

Fig. 1 Microstructure of 300M steel used in test

## 3 实验结果与讨论

### 3.1 重熔层的形貌

图 2 显示了不同激光功率下制备的重熔试样的宏观形貌及微观形貌。图 2(a)给出了不同功率下高斯热源的能量密度分布,当激光功率较大时,热源的能量密度梯度较大。图 2(b)给出了重熔试样的宏观形貌,可见,在实验参数下,重熔表面成形良好,没有明显的缺陷,单道重熔层成形较为均匀。

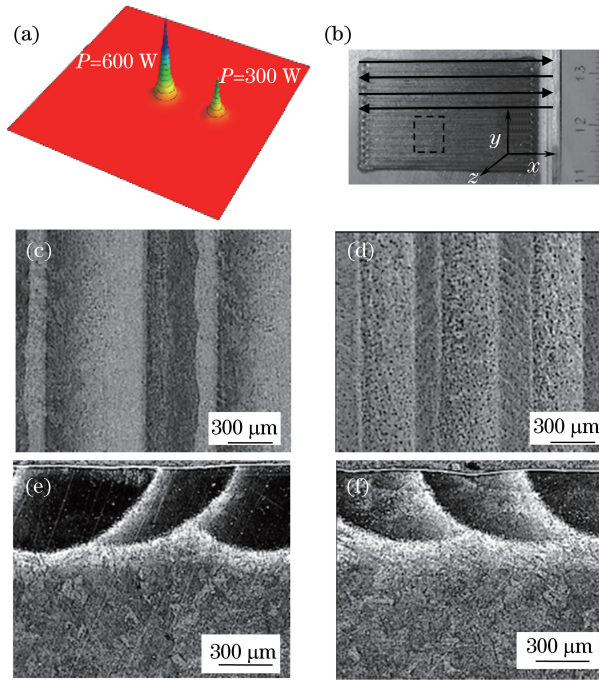


图2 高斯热源的能量密度分布及激光重熔层的形貌。(a)高斯热源的能量密度分布;(b)宏观形貌;(c) $x-y$ 截面的微观形貌, $P=600\text{ W}$ , $S=66\text{ mm/s}$ ;(d)重熔层 $x-y$ 截面的微观形貌, $P=300\text{ W}$ , $S=33\text{ mm/s}$ ;(e)重熔层 $y-z$ 截面的微观形貌, $P=600\text{ W}$ , $S=66\text{ mm/s}$ ;(f)重熔层 $y-z$ 截面的微观形貌, $P=300\text{ W}$ , $S=33\text{ mm/s}$

Fig. 2 Energy density distribution of Gaussian heat source and surface morphologies of laser remelting layer. (a) Energy density distribution of Gaussian heat source; (b) macro morphology; (c) micro morphology of  $x-y$  cross section when  $P=600\text{ W}$  and  $S=66\text{ mm/s}$ ; (d) micro morphology of  $x-y$  cross section of remelting layer when  $P=300\text{ W}$  and  $S=33\text{ mm/s}$ ; (e) micro morphology of  $y-z$  cross section of remelting layer when  $P=600\text{ W}$  and  $S=66\text{ mm/s}$ ; (f) micro morphology of  $y-z$  cross section of remelting layer when  $P=300\text{ W}$  and  $S=33\text{ mm/s}$

图2(c)、(d)为重熔试样表面的微观形貌,可见:在激光功率 $P=600\text{ W}$ 、重熔速率 $S=66\text{ mm/s}$ 的条件下得到的单道重熔层的宽度较大;在 $P=300\text{ W}$ 、 $S=33\text{ mm/s}$ 条件下得到的单道重熔层的宽度较小。上述两种工艺参数下的热输入一致,说明热输入一致时,在较大的激光功率下可以获得较宽的重熔层。

图2(e)、(f)给出了重熔层 $y-z$ 截面的显微组织形貌。 $P=600\text{ W}$ 和 $S=66\text{ mm/s}$ 时得到的重熔层的厚度均值约为 $0.57\text{ mm}$ ,层间搭接率约为 $69\%$ ,如图2(e)所示。在相同的热输入下,若激光功率较小,则重熔表面的熔池直径较小,熔池深度也较小。 $P=300\text{ W}$ 和 $S=33\text{ mm/s}$ 时得到的重熔层的厚度均值约为 $0.51\text{ mm}$ ,层间搭接率约为 $50\%$ ,如图2(f)所示。由于层间搭接的影响,重熔表面的显微组织出现了显著差异,经激光光束中心区域的快速熔化和冷却,形成了细小的马氏体,在熔池周围区域已经形成的细小马氏体会经历复杂的热循环,使已重熔组织发生部分回火,形成回火马氏体。此外,母材组织在热循环的作用下也会发生部分相变。与

传统热处理中的马氏体相变不同,激光重熔温度梯度较高以及冷却快速的特点使马氏体转变的非平衡特征更加明显。

### 3.2 重熔层的显微组织

图3给出了不同工艺参数下得到的重熔层表面不同区域的显微组织。在重熔过程中,基材在激光的作用下发生熔化与凝固,已凝固组织在激光的热作用下又会发生部分重熔、相变,重熔区域主要包括焊缝区(HAZ)以及焊缝重熔区(RZ),重熔组织主要由马氏体和回火马氏体组成。在激光功率 $P=300\text{ W}$ 和扫描速率 $S=33\text{ mm/s}$ 的条件下,重熔区域主要由粗大的柱状晶以及等轴晶组成,在焊缝中心区域主要由部分等轴晶和柱状晶组成,如图3(a)所示,焊缝重熔区域主要由细小的等轴晶组成,如图3(b)所示。随着激光功率和扫描速率的增大,重熔区的非平衡特征更加明显,重熔区的柱状晶和等轴晶变得更加细小,如图3(c)、(d)所示。增大激光功率以及扫描速率可使熔化冷却过程中的冷却速度增大,形成的组织较为细小,组织中的析出相更少。



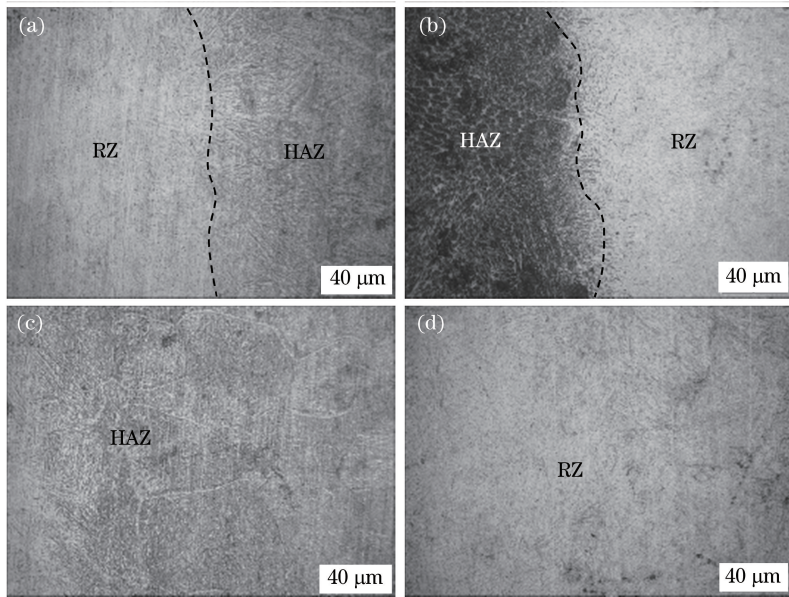


图 3 不同参数下得到的激光重熔层的不同区域在  $x-y$  方向的显微组织。(a)  $P=300\text{ W}$ ,  $S=33\text{ mm/s}$ , 焊缝区; (b)  $P=300\text{ W}$ ,  $S=33\text{ mm/s}$ , 焊缝重熔区; (c)  $P=600\text{ W}$ ,  $S=66\text{ mm/s}$ , 焊缝区; (d)  $P=600\text{ W}$ ,  $S=66\text{ mm/s}$ , 焊缝重熔区  
 Fig. 3 Microstructures of different regions of laser remelting layer in  $x-y$  direction for different parameters. (a)  $P=300\text{ W}$ ,  $S=33\text{ mm/s}$ , weld zone; (b)  $P=300\text{ W}$ ,  $S=33\text{ mm/s}$ , weld remelting zone; (c)  $P=600\text{ W}$ ,  $S=66\text{ mm/s}$ , weld zone; (d)  $P=600\text{ W}$ ,  $S=66\text{ mm/s}$ , weld remelting zone

图 4 为采用 JMatPro 软件计算得到的 300M 钢的连续冷却转变(CCT)曲线。在 300M 钢基材上进行激光重熔时,由于光斑尺寸、熔池直径比基材小很多,因此,随着激光束移动,熔池会经历迅速的熔化和冷却,在搭接过程中已形成的部分区域会经历快速的熔化和冷却。当重熔区域的冷却速率大于马氏体相变的临界冷却速率时,熔化、凝固形成的奥氏体就会被快速冷却到马氏体相变起始温度( $M_s$ )以下,进而转变为马氏体,因此在重熔试样表面形成的组织主要为一次淬火马氏体和二次淬火马氏体,一次淬火马氏体主要是由母材熔化、快速冷却形成的马氏体,二次淬火马氏体主要由一次淬火马氏体部分熔化、快速冷却后形成的马氏体以及母材熔化、快速冷却形成的马氏体组成。刘丰刚等<sup>[11]</sup>采用激光增材制造工艺制备了 300M 钢块状试样,对其进行分析后发现,300M 沉积态试样的组织以及沉积态试样受热循环后发生相变的组织均主要由马氏体以及残余奥氏体组成。当激光功率和扫描速率均较小时,熔池的非平衡特征较弱,激光产生的热积累使重熔区域的马氏体组织发生了部分回火,如图 3(a)、(b)所示。当激光功率和扫描速率均较大时,熔池的非平衡特征较明显,重熔区域的冷却速率更快,形成的马氏体组织较为细小,但重熔区域的热积累也更严重,回火区域的析出相更多,如图 3(d)所示。

Tao 等<sup>[12]</sup>和 Yan 等<sup>[13]</sup>在高强度低合金钢的回火处理中发现,较高的回火温度会促使回火组织中的位错密度降低,回火组织的强度下降,其中高、低温回火对基体相形态的影响较小,但对析出相的相变行为有较大的影响。在激光重熔过程中,较低的激光功率和扫描速率使重熔凝固组织的生长速率较慢,C 元素在基体中的固溶度较小,回火组织中的析出相也较少,不同区域的组织差异较小。随着扫描速率和激光功率增大,一方面,熔池界面的温度梯度增大<sup>[14]</sup>,C 元素在基体中的固溶度增大,马氏体更细小;另一方面,激光的热作用更明显,因此回火组织中的析出相较多,不同区域的组织差异较大。

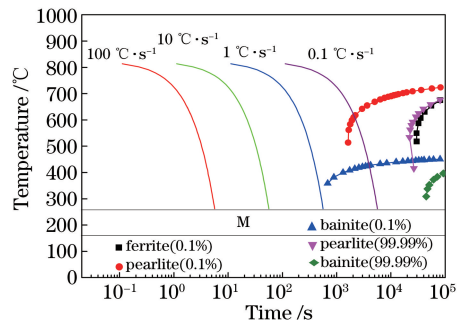


图 4 300M 钢的连续冷却转变曲线  
 Fig. 4 CCT curves of 300M steel

### 3.3 重熔层的显微硬度

图 5 为激光重熔层的显微硬度等高图。受激光



扫描路径的影响,重熔试样表面道与道之间的不同区域的组织呈交替分布,重熔扫描参数决定了成形组织的特征,其中重熔凝固组织区域的硬度较大,回火区域的硬度较小。当激光功率和扫描速率均较小时,重熔区域的平均硬度约为 620 HV,重熔凝固回火区域的显微硬度较小,约为 518 HV;当激光功率和扫描速

率均较大时,重熔凝固组织区域的硬度均值约为 754 HV,重熔凝固组织回火区域的显微硬度较小,约为 638 HV。分析认为,较大的激光功率和扫描速率可使熔池具有更大的温度梯度,马氏体的淬火效应更明显,回火效应也更加明显,重熔表面的硬度差值更大,这与前文关于组织的变化分析基本一致。

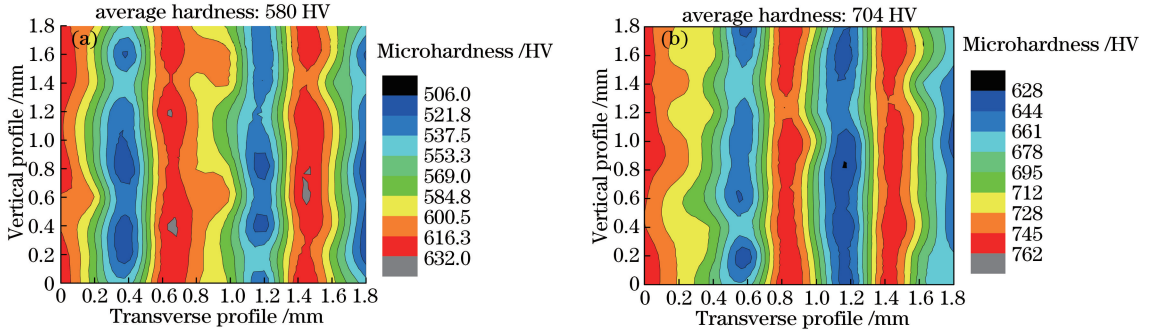


图 5 不同参数下得到的激光重熔层的显微硬度等高图。(a)  $P=600\text{ W}, S=66\text{ mm/s}$ ; (b)  $P=300\text{ W}, S=33\text{ mm/s}$

Fig. 5 Microhardness contour maps of laser remelting layer for different parameters. (a)  $P=600\text{ W}, S=66\text{ mm/s}$ ; (b)  $P=300\text{ W}, S=33\text{ mm/s}$

### 3.4 重熔试样的电化学腐蚀行为

300M 钢基体以及激光重熔试样在 3.5% NaCl 溶液中的动电位极化曲线如图 6 所示( $i$  为电流密度,单位为  $\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ),表 2 给出了 300M 钢基体及其重熔试样在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线拟合结果( $\beta_a$  和  $\beta_c$  为 Tafel 斜率)。由图 6 可知:300M 钢基体及其重熔试样均表现为阳极活性溶解,不存在明显的钝化区,这表明 300M 钢的耐蚀性较差。与基体相比,在  $P=300\text{ W}, S=33\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  和  $P=600\text{ W}, S=66\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  工艺参数下得到的重熔试样的自腐蚀电位( $E_{\text{corr}}$ )分别为  $-505.378, -506.816\text{ mV}$ ,均发生了正移。在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔试样的自腐蚀电流密度( $i_{\text{corr}}$ )最小,为  $0.529\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ,基材的自腐蚀电流密度最大,为  $0.867\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ,说明在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔试样的腐蚀速率最小。

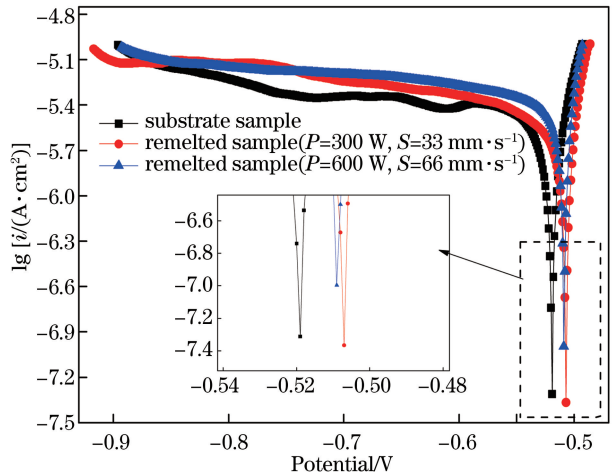


图 6 基体试样和重熔试样在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线

Fig. 6 Polarization plots of substrate and remelted samples in 3.5% NaCl solution

表 2 不同工艺下基体试样和重熔试样在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线的拟合结果

Table 2 Polarization curve fitting results of substrate and remelted samples in 3.5% NaCl solution under different processes

Sample	$E_{\text{corr}}/\text{mV}$	$i_{\text{corr}}/(\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	$\beta_a/(\text{mV} \cdot \text{dec}^{-1})$	$\beta_c/(\text{mV} \cdot \text{dec}^{-1})$
Substrate sample	-518.201	0.867	9.7	18.2
Remelted sample ( $P=300\text{ W}, S=33\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	-505.378	0.529	7.1	20.1
Remelted sample ( $P=600\text{ W}, S=66\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	-506.816	0.817	6.3	23.2

Note: dec represents decade.

图 7 为基体试样和重熔试样在 3.5% NaCl 溶液中的电化学阻抗谱(EIS),其中,  $Z'$  为阻抗的实部,  $Z''$  为阻抗的虚部,  $|Z|$  为阻抗模。从 Nyquist 和 Bode 图可以看出:基体试样及重熔试样在 3.5%

NaCl 溶液中的阻抗谱在高频阶段和低频阶段均由一个容抗弧组成,这表明基体试样在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀过程受电荷转移的控制。容抗弧的圆弧半径越大,说明试样的总阻抗越大<sup>[15]</sup>,基体试样的

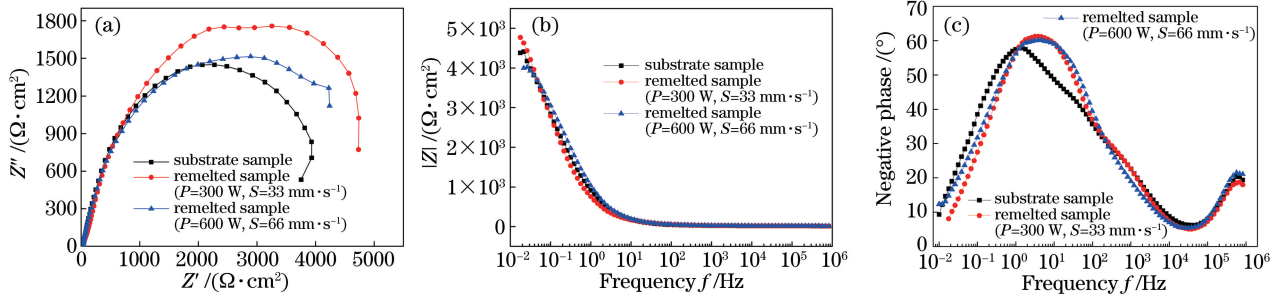


图7 基体试样和重熔试样在 3.5%NaCl 溶液中的电化学阻抗谱。(a) Nyquist 图;(b) Bode 图(阻抗);(c) Bode 图(相位角)  
Fig. 7 Electrochemical impedance spectra of substrate and remelted samples in 3.5% NaCl solution. (a) Nyquist plots; (b) Bode plots (impedance); (c) Bode plots (phase angle)

容抗弧半径最小,说明基体试样的耐蚀性最差。激光重熔以后,试样表面的容抗弧半径增大,因此基体的耐蚀性得以增强。在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔试样的容抗弧半径最大,说明该试样的耐蚀性最强。从图 7(b)中可以看出,在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到重熔试样的总阻抗最大,这与图 7(a)的分析结果一致。

图 8 为 300M 钢在 3.5%NaCl 溶液中 EIS 的等效电路,采用  $R(QR)$  等效电路对图 7 的实验结果进行拟合,拟合参数如表 3 所示,其中  $R_s$  为溶液电阻, $R_{ct}$  为漏电电阻; $Q$  为双电层电容的常相位角元件, $n_{ct}$  为表征与电容性质相关的值。不同试样的  $R_s$  变化不大,在  $P=300\text{ W}$  功率下得到的重熔试样的  $R_{ct}$  最大,这说明其腐蚀速率最小,这与动电位极化曲线的分析结果一致。在激光重熔过程中,由于冷

却速率较大,形成了 C、Si 等固溶度较大的马氏体组织,通常情况下马氏体的自腐蚀电位较高<sup>[16]</sup>,因此重熔区域形成的马氏体以及残余奥氏体具有良好的耐蚀性<sup>[17]</sup>。而热影响区组织在热循环作用下发生了部分回火,生成了大量的碳化物,容易形成电偶腐蚀,弱化材料的耐蚀性。此外,重熔组织的不均匀性也会造成材料耐蚀性的下降,与基材相比,激光重熔后组织的耐蚀性得到了提高。

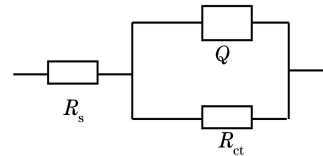


图8 300M 钢在 3.5%NaCl 溶液中的等效电路图  
Fig. 8 Equivalent circuit of 300M steel in 3.5% NaCl solution

表3 基体试样和重熔试样在 3.5%NaCl 溶液中 EIS 的拟合结果

Table 3 EIS fitting results of substrate and remelted samples in 3.5% NaCl solution

Sample	$R_s / (\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q / (\Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s})$	$n_{ct}$	$R_{ct} / (\Omega \cdot \text{cm}^2)$
Substrate sample	20.12	$2.69 \times 10^{-4}$	0.63	518.60
Remelted sample ( $P=300\text{ W}$ , $S=33\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	16.70	$3.96 \times 10^{-4}$	0.70	7245
Remelted sample ( $P=600\text{ W}$ , $S=66\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	17.18	$2.63 \times 10^{-4}$	0.69	4971

## 4 结 论

研究了相同的热输入下,不同激光功率和扫描速率对 300M 合金钢重熔表面组织及硬度的影响,并分析了重熔层的电化学腐蚀行为,得到以下结论: 1)重熔组织主要由马氏体、残余奥氏体以及回火马氏体组成。在相同的热输入下,激光扫描速率越大,重熔层的宽度越大,重熔区域的冷却速率越大,形成的枝晶越细小,热影响区的回火效应也就越明显。2)重熔表面的组织呈交替分布状,重熔表面的显微硬度变化也具有一定的规律。在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔表面的硬度均值约为

580 HV,在  $P=600\text{ W}$  和  $S=66\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔表面的均值约为 704 HV,较快的扫描速率使马氏体的淬火效应更明显。3)300M 钢基体的自腐蚀电位约为  $-518.201\text{ mV}$ ,在  $P=300\text{ W}$  和  $S=33\text{ mm/s}$  条件下得到的重熔试样的组织较为均匀,自腐蚀电位正移至  $-505.378\text{ mV}$ ,容抗弧半径以及电化学阻抗值最大,耐蚀性最好。4)激光重熔的非平衡特征在促进 300M 钢晶粒细化、硬度提高等方面具有较大优势,但激光重熔过程中的组织均匀性受激光热源以及扫描路径等的影响较大,后续将进一步探究激光光斑形状、重熔组织的差异性对电化学腐蚀行为的影响机理。

## 参 考 文 献

- [1] Zhang S S, Li M Q, Liu Y G, et al. The growth behavior of austenite grain in the heating process of 300M steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(15): 4967-4972.
- [2] Tsai M C, Chiou C S, Du J S, et al. Phase transformation in AISI 410 stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 332(1/2): 1-10.
- [3] Kong D J, Zhang L, Song R G, et al. Effect of laser quenching on fatigue properties and fracture morphologies of 40CrNiMo high strength steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(11): 1103005.  
孔德军, 张垒, 宋仁国, 等. 激光淬火对 40CrNiMo 高强度钢疲劳性能与断口形貌的影响 [J]. *中国激光*, 2013, 40(11): 1103005.
- [4] Jin M, He D Y, Wang Z J, et al. Microstructure and properties of laser clad 2205 dual-phase stainless steel/TiC composite coatings [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(11): 111403.  
靳鸣, 贺定勇, 王曾洁, 等. 激光熔覆 2205 双相不锈钢/TiC 复合涂层的显微组织与性能 [J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(11): 111403.
- [5] Campanelli S L, Angelastro A, Posa P, et al. Fiber laser surface remelting of a nickel-based superalloy by an integrated rectangular laser spot [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2018, 111: 42-49.
- [6] Wang Z, Zhang Q K, Guo P S, et al. Effects of laser surface remelting on microstructure and properties of biodegradable Zn-Zr alloy [J]. *Materials Letters*, 2018, 226: 52-54.
- [7] Luo X M, Wang X, Chen K M, et al. Surface layer high-entropy structure and anti-corrosion performance of aero-aluminum alloy induced by laser shock processing [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(1): 57-66.  
罗新民, 王翔, 陈康敏, 等. 激光冲击诱导的航空铝合金表层高熵结构及其抗蚀性 [J]. *金属学报*, 2015, 51(1): 57-66.
- [8] Chen H X, Kong D J. Effects of laser remelting speeds on microstructure, immersion corrosion, and electrochemical corrosion of arc-sprayed amorphous Al-Ti-Ni coatings [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 771: 584-594.
- [9] Dudek A, Wronska A, Adamczyk L. Surface remelting of 316 L + 434 L sintered steel: microstructure and corrosion resistance [J]. *Journal of Solid State Electrochemistry*, 2014, 18(11): 2973-2981.
- [10] Chan W K, Kwok C T, Lo K H. Effect of laser surface melting and subsequent re-aging on microstructure and corrosion behavior of aged S32950 duplex stainless steel [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 207: 451-464.
- [11] Liu F G, Lin X, Song K, et al. Microstructure and mechanical properties of laser forming repaired 300M steel [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(3): 325-334.  
刘丰刚, 林鑫, 宋衍, 等. 激光修复 300M 钢的组织及力学性能研究 [J]. *金属学报*, 2017, 53(3): 325-334.
- [12] Tao X G, Han L Z, Gu J F. Effect of tempering on microstructure evolution and mechanical properties of X12CrMoWVNbN10-1-1 steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 618: 189-204.
- [13] Yan W, Zhu L, Sha W, et al. Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 517(1/2): 369-374.
- [14] Liu X X, Cheng X, Wang H M, et al. Influence of processing conditions on formation of stray grains in DD5 single-crystal superalloys by laser melting multi-traced deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(6): 0602009.  
刘小欣, 程序, 王华明, 等. 不同工艺条件对激光熔蚀化多道沉积 DD5 单晶高温合金杂晶的影响 [J]. *中国激光*, 2017, 44(6): 0602009.
- [15] Cao C N. Principles of electrochemistry of corrosion [M]. 3rd ed. Beijing: Chemical Industry Press, 2008: 176-177  
曹楚南. 腐蚀电化学原理 [M]. 3 版. 北京: 化学工业出版社, 2008: 176-177.
- [16] Mi F Y, Wang X D, Wang B, et al. Influence of microstructure on the corrosion resistance for low carbon steel [J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2010, 30(5): 391-395.  
米丰毅, 王向东, 汪兵, 等. 显微组织对低碳钢耐蚀性的影响 [J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2010, 30(5): 391-395.
- [17] Yang J L, Huang F, Guo Z H, et al. Effect of retained austenite on the hydrogen embrittlement of a medium carbon quenching and partitioning steel with refined microstructure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 665: 76-85.