

U71Mn 轨道表面激光再制造 FeCrNiB 熔覆层 工艺与组织性能

段韶岚¹, 雷卫宁^{1,2}, 任维彬^{1,2}

(1. 江苏理工学院 机械工程学院, 江苏 常州 213001)

(2. 江苏省先进材料设计与增材制造重点实验室, 江苏 常州 213001)

摘要: 针对 U71Mn 轨道表面磨损及激光再制造的表面耐磨性不足、气孔缺陷易发等再制造难点, 提出并验证了脉冲激光熔覆制备轨道表面 FeCrNiB 熔覆层的工艺与方法。结果表明: 熔覆层顶部主要分布细小致密的等轴晶、中部交错存在较多的树枝晶, 树枝晶晶粒具备长大条件已存在初次晶臂和二次晶臂, 熔覆层底部呈现出的胞状晶组织, 大致垂直于熔覆层与基体的界面; 熔覆层中 Cr₇C₃ 硬质相和纳米级极细粒状和片状珠光体组织的存在, 使熔覆层具有较高硬度及耐磨性, 熔覆层的平均硬度(HV_{0.2})由 3038 MPa 提升至 7350 MPa; 在同等的摩擦磨损条件下, 熔覆层的耐磨性提高了 5 倍左右; 对接试样的抗拉强度略小于基体的抗拉强度, 但仍能满足钢轨使用要求。

关键词: 激光再制造; FeCrNiB 合金; 轨道表面; 熔覆层

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4675-07

国产 U71Mn 钢轨常被用于重载运输轨道和高速轨道上, 因运输载荷的不断加和高铁车轮的重复作用, 常因高周疲劳出现表面磨损、压陷等现象, 且轨道表面熔覆时会因基体与熔覆层元素不匹配、熔覆层与基体的界面硬度下降、熔覆层易开裂和易出现气孔等缺陷^[1,2]。针对上述问题, 国内外学者进行大量研究。李英男等^[3]研究者在道岔尖轨表面上制备了 Fe-W-Cr 铁基复合涂层, 实现了表面的硬度及耐磨性能的显著提高。国外的 Dobuzhskaya 等^[4]学者研究发现钢轨钢的耐磨性随着钢轨钢中碳含量的增加和珠光体层间距离的减小而增加。但是碳含量过高会降低钢的耐大气腐蚀能力, 导致在露天料场的高碳钢易锈蚀。圣保罗大学 Gustavo、Masoumi 等^[5,6]研究学者通过不同热处理方法提高钢轨的耐磨性, 并证实了样品耐磨性的显著提高。

但上述研究又具有相对局限性, 具体表现在: 针对 U71Mn 高速轨道表面熔覆层制备研究相对较少, 表面力学性能, 强化机制未见详细阐明; 相关制备工艺不够优化, 熔覆层性能有待进一步的提升。

综上, 本研究采用脉冲激光优化工艺, 通过优化工艺参数等方法, 在 U71Mn 轨道表面制备了铁基 FeCrNiB 合金的熔覆层, 并验证了该熔覆层具有良好的金相组织及力学性能。

1 实验

试验所用的基材为 U71Mn 轨道钢钢材, 三维尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm。选用成形性良好、力学性能优异且自熔性好的奥氏体不锈钢型铁基合金粉末 FeCrNiB 合金为熔覆合金材料, 因为 U71Mn 钢轨的使用条件要求熔覆层要具有较强的耐腐蚀性、耐磨性和抗氧化性, 所以粉末中配有 Cr、Mo、Ni 元素, 并且 Ni 元素能起到熔覆层抗开裂性作用; 为使合金具有自熔性, 提升熔池的流动性, 粉末中配有一定量的 Si 和 B 元素, 而这些元素也都是原基材中不存在的元素, 可以起到提高表面性能的作用。该铁基合金粉末颗粒度为 150~180 μm (80~00 目) 的条状或块状颗粒, 基体及 FeCrNiB 合金主要成分见表 1。

试验前对 U71Mn 钢材表面进行砂纸打磨, 以去除表面铁锈及氧化膜, 并用丙酮乙醇溶液进行超声波清洗烘干去除油污。将 FeCrNiB 合金粉末置于 DSZF-2 型真空干燥箱内, 150 °C 干燥 2 h。将基体预热至 250~300 °C, 保温 15 min。试验采用 YLS-4000 型光纤激光再制造成形系统, 该系统为四路同轴送粉方式, 熔覆成形过程中对熔池施加纯度为 99.99% 的 Ar 进行保护, 防止熔池发生氧化。熔覆完成后, 将试样沿横截面切开, 经砂纸打磨、机械抛光后, 采用 5 g FeCl₃+20 mL

收稿日期: 2021-12-10

基金项目: 国家自然科学基金(51975264); 装备再制造技术国防科技重点实验室基金(6142005180402); 国家商用飞机制造工程技术研究中心创新基金(COMAC-SFGS-2021-610)

作者简介: 段韶岚, 女, 1997 年生, 硕士, 江苏理工学院机械工程学院, 江苏 常州 213001, E-mail: 2534052535@qq.com

表 1 试验材料成分

Table 1 Composition of test material ($\omega/\%$)

Material	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	C	B	Fe
U71Mn rail	-	-	-	1.10~1.50	0.15~0.35	0.65~0.77	-	Bal.
FeCrNiB	1.0~1.8	14~16	0.7~1.3	-	0.8~1.2	0.1~0.2	1.1~1.4	Bal.

HCl+20 mL C₂H₅OH 的混合溶液腐蚀 10~15 s。各试样参数如表 2 所示。光斑直径为 3 mm，激光脉宽为 10 ms，占空比为 1:1，载气流量 180 L/h，送粉转盘转速为 80 r/min，为使熔覆的表面平整搭接率选择 40%。通过改变激光功率和扫描速度来改变表面熔覆层的性能。

对试样腐蚀后，采用 Primotech 正置金相显微镜对熔覆层及基体的金相组织进行观察，选用 HXD-1000TMS 数显式显微硬度计分析熔覆层中硬度分布情况，针对高倍组织结构和元素分布选择 SIGMA 500 场发射扫描电镜，采用 MDW-02 摩擦磨损试验机对熔覆前后的覆层进行往复摩擦磨损试验，摩擦磨损试验测试试样尺寸为 15 mm×15 mm×10 mm，试验在室温且无润滑的条件下进行，摩擦副选用 $\Phi 6$ mm 的 GCr15 钢球。采用 No.4 参数进行激光熔覆逐层堆积 FeCrNiB 合金材料填满凹槽，为消除熔覆件内应力，进行去应力退火，加热至 300 °C 后炉冷。制备出对接试样，凹槽拉伸示意图及试样尺寸如图 1 所示。

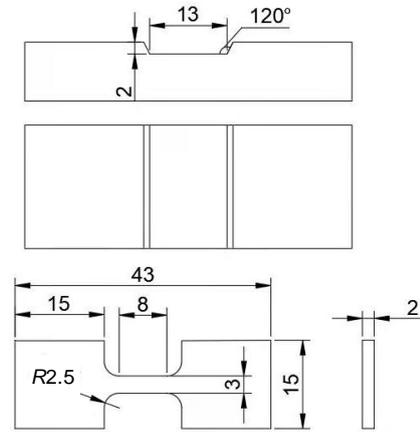


图 1 梯形凹槽横向拉伸示意图及试样尺寸
Fig.1 Tensile schematic diagram of trapezoidal groove on transverse and size of tensile sample

表 2 试验参数

Table 2 Experiment parameter

Sample No.	Power, P/W	Scanning speed, V _s /mm s ⁻¹	Feeding rate, V _f /g min ⁻¹	Defocusing amount/mm	Cladding width/mm	Cladding height/mm
1	1200	5	22	15	3.284	0.937
2	2000	5	22	15	3.284	1.152
3	2500	6	22	15	2.734	1.321
4	2500	5	22	15	2.842	1.639
5	3000	5	22	15	3.099	1.624

2 结果与分析

2.1 熔覆层宏观形貌分析

按照表 2 的工艺参数分别进行激光熔覆成形，基体和熔覆层的宏观形貌及尺寸分别见图 2 及表 3。当激光功率较小时，粉末吸收的能量不足以熔化粉末，熔池窄而浅且熔体粘度大，容易引起球化现象，成型的表面粗糙度大，如 No.1, No.2 熔覆层熔高不足，出现未熔合、焊瘤、边缘塌陷等熔覆缺陷，熔道成形效果不佳、熔合线弯曲，导致合金元素损伤，收缩率增加，破坏了熔覆层的组织与性能。此外这 2 组的稀释率都普遍偏高，会造成熔覆层元素扩散，导致熔覆层性能下降。随着激光功率的增加，当输入能量近似等于熔池粉末熔化所需能量时，熔池粉末可以完全熔化，此时致密度高，表面平整粗糙度较小且表面强度较高，No.3 和 No.4 提高了激

光功率后，表面较 No.1, No.2 有明显改善，稀释率也下降。No.3 同时又加快了扫描速度，使得熔道表面光洁度不高、试样表面有粘粉现象。

No.4 明显稀释率较低，冶金结合质量好。宏观表面光洁度较高且未出现过烧等现象。但当功率过大时周围粉末熔化量会增加熔池会更宽，造成过烧现象^[7]。综上所述第 4 组参数具有较好的宏观形貌。确定对应激光再制造成形优化工艺参数为：激光功率 2500 W，扫描速度 5 mm/s，送粉速率为 22 g/min。

2.2 熔覆层组织分析

图 3 给出了基体和熔覆层自下而上不同位置的金相组织。如图 3a 基体主要组织为铁素体和少量颗粒状渗碳体，其中渗碳体零星分布在晶粒边界，这与文献 [8] 中一致。由于激光熔覆具有快速凝固的特征，所以熔覆层底部为粗大的胞状晶，并伴随一定的外延生

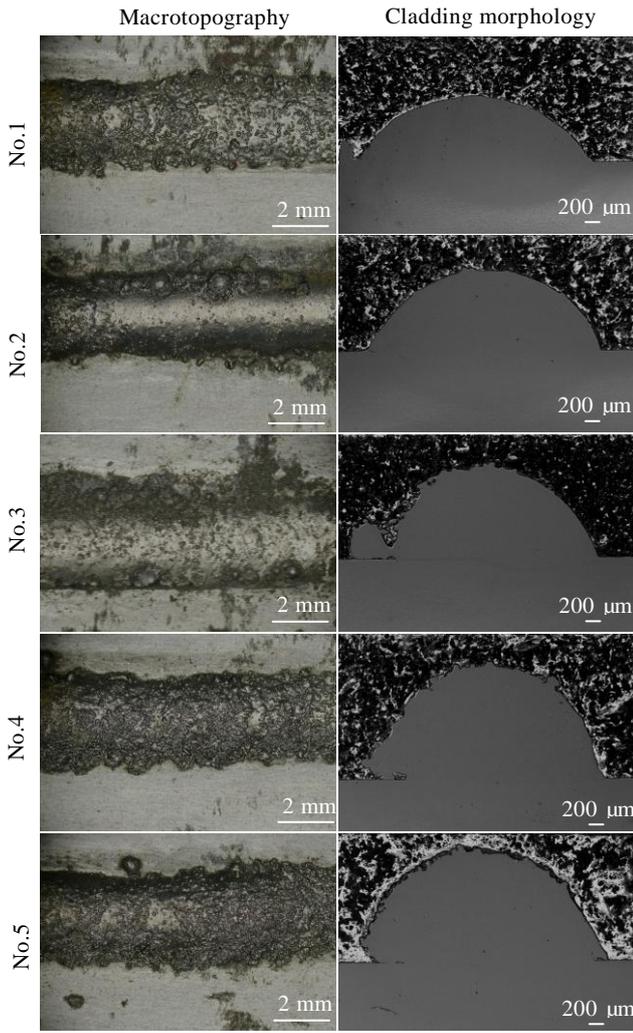


图 2 基体熔覆层的宏观形貌

Fig.2 Macromorphologies of cladding layer of substrate

长趋势。如图 3b 柱状晶组织沿着扩散方向由基体与熔覆层结合的界面垂直方向向外延升,在靠近结合界面附件的熔覆区多为较大的胞状晶以及少量垂直于界线的柱状组织组成,原因是基材与熔覆层温度梯度大,晶粒没有充足长大的条件。图 3c 是熔覆层中间部位的组织,主要由粗大的树枝晶组成,枝晶自下而上生长,初次枝晶臂比较长,二次晶臂也有长大的条件^[9]。因为远

表 3 基体熔覆层的尺寸

Table 3 Size of cladding layer of substrate

Sample No.	Weld width/ μm	High melting/ μm	Weld penetration/ μm	Dilution rate/%
1	3456	1018	379	27.13
2	3384	1152	417	26.58
3	3040	1399	330	19.09
4	2992	1731	399	18.73
5	3442	1703	498	22.63

离结合界面后具有更好的保温条件,熔覆层的温度梯度较小,晶粒有充分长大的条件,晶粒生长速度快,尺寸大,有利于晶体孕育并定向成长。如图 3d 熔覆层顶部由胞状晶和鱼骨状枝晶继续生长而转变成等轴晶,等轴晶区组织致密,分布均匀,有一定的倾斜角。过冷度愈大,形核率和长大速率愈大,形核率的增加速度更大,因而比值(形核率/长大速度)愈大,晶粒就越细^[10]。从图 3a~3d 可以看出轨道表面与熔覆层结合良好,无明显气孔及裂纹等成形缺陷,熔覆层组织均匀致密,形成了良好的冶金结合。在成形过程中,熔覆层顶部与空气直接接触,散热条件良好,温度梯度大,会形成较大的过冷度,使晶粒组织具备细化条件。

2.3 熔覆层与基体界面元素分布

基体与熔覆层界面横向 EDS 元素线分布如图 4a 所示,同一水平线上元素分布较为均匀,元素的扩散良好。基体与熔覆层界面纵向 EDS 元素分布如图 4b 所示,自下而上进行元素扫描,在距离为 180 μm 处是熔覆层与基体界面处,该处 Fe、Cr 两元素有略微突变,但在结合区两侧的元素分布均匀,元素浓度梯度较低。浓度梯度越低,宏观成分偏析的程度越轻,激光熔覆层与基体之间的冶金结合也就越好^[11,12]。依据能谱线扫描获得的结合区附近元素分布可知, Mn、Ni 和 Si 3 种元素大体呈均匀分布。

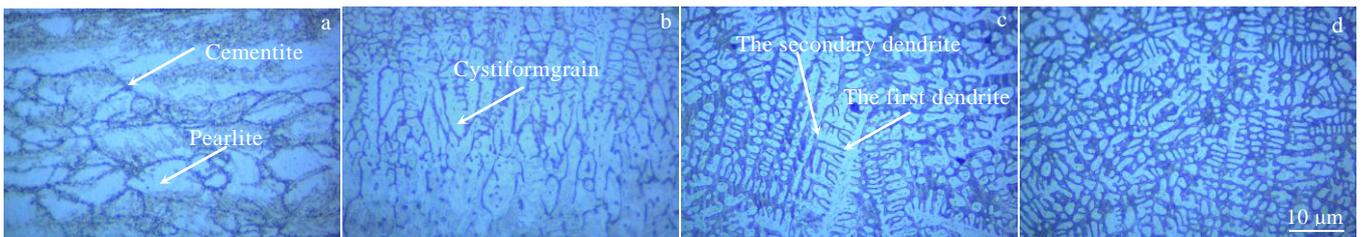


图 3 基体、熔覆层底部、熔覆层中部及熔覆层顶部的 OM 组织

Fig.3 OM microstructures of substrate (a), bottom of cladding layer (b), middle of cladding layer (c), and top of cladding layer (d)

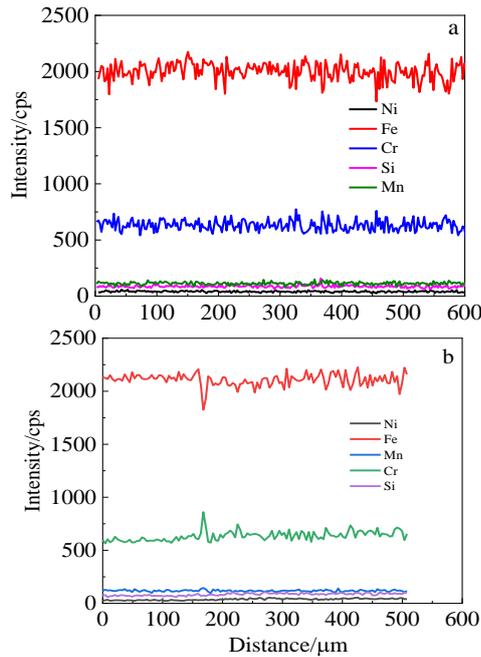


图 4 熔覆层与基体界面横向及纵向 EDS 元素线分布

Fig.4 EDS element line distributions of the interface of the cladding layer and substrate: (a) horizontal and (b) vertical

2.4 熔覆层显微硬度分析

不同的激光功率和扫描速度都会使硬度有大幅度的提升。图 5 给出了最优参数下铁基合金熔覆层表面的硬度曲线及对应的压痕照片。基体硬度(HV_{0.2})为 3038 MPa 左右,熔覆层硬度(HV_{0.2})在 7350 MPa 左右,提升了近 242%。熔覆层段曲线较为平整,性能比较稳定。熔覆层组织中的 Fe 与 Ni 元素易形成 (Fe, Ni) 固溶体,提高强度的同时又保持良好的塑韧性。合金中 Cr 含量达 14.55%, Cr 能阻止石墨化进而能促进碳化物的形成并提高碳化物的硬度^[13]。

在扫描电镜高倍下发现,在熔覆层中晶界处出现粒状和片状的极细珠光体,组织极细,片层间距为纳米级^[14]。珠光体是由铁素体和渗碳体层层相间的机械混合物,它既有较高的强度和硬度,又有良好的冲击韧性。片状珠光体的硬度和断裂强度随着片间距的缩小而增大,这是由于片间距越小,单位体积钢中的铁素体与渗碳体的相界越多,对位错运动阻碍越多,即塑性变形抗力越大,因而硬度和强度都越大^[15]。而在图 6 中晶界中的珠光体片间距已经到达纳米级,提高了熔覆层的硬度和强度,粒状珠光体较片状珠光体具有更好的塑性和韧性。

熔覆层较高的硬度正好满足了钢轨表面硬度较高

的需求,可以有效地提升钢轨的使用寿命。

2.5 熔覆层物相分析

为验证熔覆层晶内和晶界强化析出相的物相成分,对熔覆层中部进行 XRD 物相分析,其结果如图 7 所示,熔覆层组织中含有铁素体(α -Fe)、Fe_{80.1}Cr_{11.7}、Cr₇C₃ 相。Cr₇C₃ 硬质相具有硬度和结合强度高、耐磨性好、抗腐蚀和抗氧化能力强的优点^[16],常在熔覆层晶内和晶间析出,从而改善或增强熔覆层的性能。熔覆层中能成功原位合成 Cr₇C₃ 相主要由于在激光熔覆过程中吸收了大量激光能量且当表面温度达到一定程度时便会激发 Cr 和 C 元素自发反应生成 Cr₇C₃。为了进一步研究演变机制,对熔覆层中可能的化学反应进行了相关热力学计算。从热力学角度出发,该体系的研究只需重点考虑含量较多的元素 Cr、Fe 与 C 之间生成碳化物的化学反应。它们之间存在以下反应^[17]:

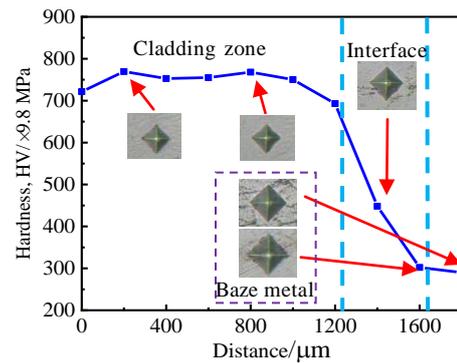


图 5 No.4 试样的显微硬度及对应的压痕

Fig.5 Microhardness and corresponding indentation of sample No.4

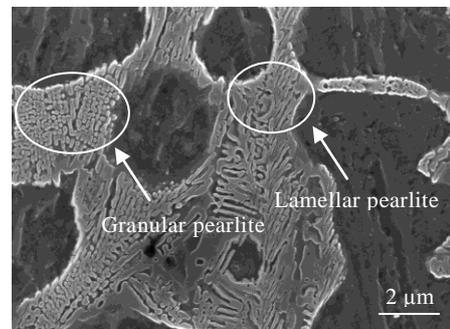


图 6 熔覆层中部微观结构

Fig.6 Microstructure of the middle of the cladding layer

$$\Delta G' = 25.92 - 0.023T \quad (298 \text{ K} < T < 463 \text{ K}) \quad (4)$$

$$\Delta G' = 26.67 - 0.025T \quad (463 \text{ K} \leq T < 1115 \text{ K}) \quad (5)$$

$$\Delta G' = 10.34 - 0.010T \quad (1115 \text{ K} \leq T < 1808 \text{ K}) \quad (6)$$

标准 Gibbs 自由能 $\Delta G'$ ($\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$) 与温度的关系如图 8 所示。 $\Delta G'$ 越小反应越容易进行, 所以 Cr_7C_3 在熔池中是比较稳定和易合成的相, 而 Fe_3C 很难生成或含量很少。因此, XRD 和 SEM 检测到熔覆层中含有大量的 Cr_7C_3 而没有 Fe_3C 。

此外, 由于 B、Si 等固溶强化元素会在铁基合金中形成一定量的硼化物和硅化物等强化相, 但由于 B、Si 元素含量较少, 所以其形成的物相没有在 XRD 图谱中有明显的衍射峰。

2.6 熔覆层耐磨性能分析

采用硬度较为均衡的第 4 组参数熔覆多道试样进行摩擦磨损试验, 试验参数及试验结果如表 4 所示。在相同的磨损参数下, 基体的磨损量为熔覆层的 5~8 倍, 基体的磨损深度是熔覆层的 3~6 倍, 熔覆层的耐磨性较基体有明显的提高, 耐磨性与磨损量和磨损深度都成正比, 所以熔覆层的耐磨性较基体提升了 5 倍左右。图 9a 为基体在 30 N 试验力作用下表面的磨损形貌, 有较深的犁沟, 金属块脱落形成的凹坑与周边颗粒状的金属磨屑。这是由于在摩擦磨损过程中, 试样表面因产生瞬时高温而发生软化, 导致局部金属强度降低, 在剪切应力的作用下, 表面发生黏着转移以及层状剥落^[18]。

图 9c 为基体 45 N 试验力下的磨损微观形貌, 随试验力的增加, 磨痕深度宽度都明显变大, 黏着磨损更加明显。磨痕底部粗糙度变大, 这是因为试验力增加使得相对运动的力增加, 表面损伤更严重。在划痕两端还出现少量的金属螺脊。图 9e 为上半部分为 30 N 试验力, 下半部分为 45 N 试验力作用下表面的磨损形貌。熔覆层中犁沟划痕非常浅, 趋近于光滑, 且磨屑几乎消失。熔覆层耐磨强化机制在于新生硬化相、碳化物和硼化物的析出, 可以作为异质形核质点, 强化相和富铬化合物 Fe-Cr 阻碍了晶粒的增长, 因此提高了凝固过程中的形核率, 促进了晶体的形核, 使熔覆层晶粒得以细化。珠光体的片间距越小, 耐磨性越好, 疲劳损伤程度越轻^[19], 提高了熔覆层的耐磨性。

2.7 拉伸性能对比

实验测得基体平均抗拉强度 897.2 MPa, 熔覆层与基体结合平均抗拉强度 843.1 MPa, 略小于基体的平均抗拉强度, 这是由于受熔覆层成形多道次搭接的影响, 搭接处力学性能受后续成形热输入影响, 抗拉强度有所下降, 此外熔覆材料与基体为异种材料, 元素比例不同也有一定的影响。

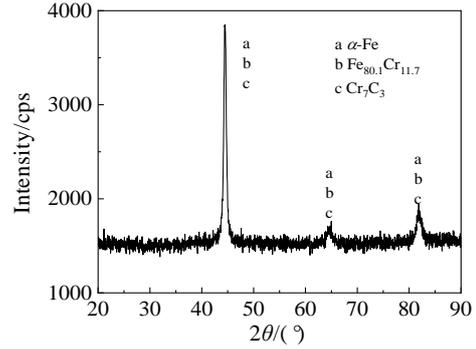


图 7 激光熔覆层的 XRD 图谱

Fig.7 XRD pattern of laser cladding layer

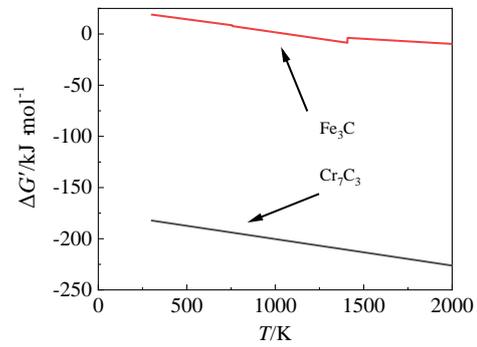


图 8 Cr-C 和 Fe-C Gibbs 自由能与温度的关系曲线

Fig.8 Relationship between Cr-C, Fe-C Gibbs free energy and temperature

表 4 摩擦磨损试样参数

Table 4 Parameters of friction and wear samples

Wear position	Test force/N	Time/min	Slewing rate/r min ⁻¹	Wear mass loss/mg	Wearing depth/μm
Matrix	30	30	240	1	15
	45	30	240	0.4	45
Cladding	30	30	240	0.2	5
	45	30	240	0.15	7

图 10 为 2 种位置的拉伸性能曲线, 可见, 有明显的屈服阶段, 但对接试样的屈服阶段较短。2 条曲线具有相似的趋势, 但对接试样的伸长率不及基体。图 11a 为基体拉伸试样的断口形貌, 断面上有韧窝、撕裂脊、分离裂纹的特征, 形成混合模式的断裂机制, 但密集的韧窝和长短不一的分离裂纹表明此为韧性断裂。对接试样端口外部与基体类似, 有韧窝、撕裂脊、分离裂纹的特征, 但在拉伸试验中部出现部分沿晶断裂现象如图 11b 所示, 呈现冰糖状断口, 原因可能是内部存在部分残余应力。

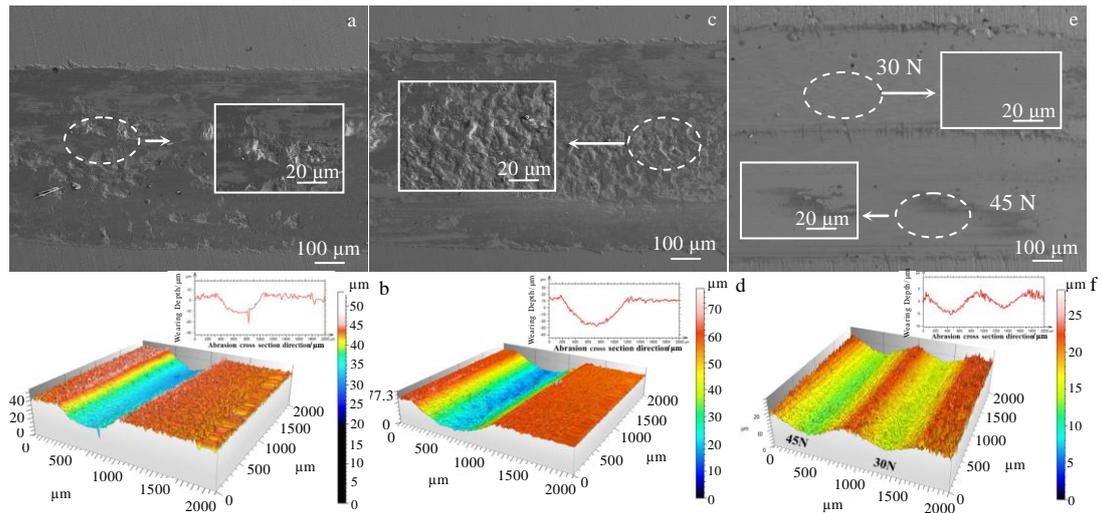


图 9 不同参数下的表面磨损形貌及对应轮廓图

Fig.9 Surface wear morphologies (a, c, e) and corresponding contours (b, d, f) under different parameters: (a, b) 30 N; (c, d) 45 N; (e, f) the upper part (30 N) and the lower part (45 N)

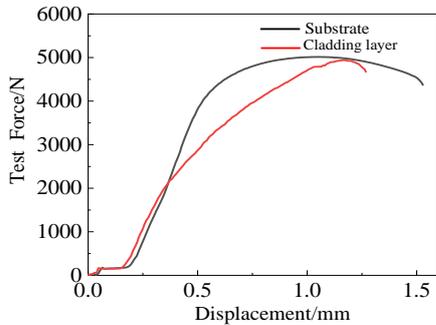


图 10 基体试样和对接试样的拉伸曲线

Fig.10 Tensile curves of matrix tensile sample and butt sample

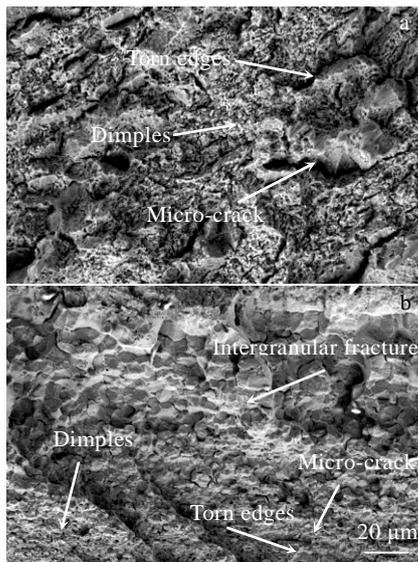


图 11 基体试样和对接试样拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of the matrix tensile sample (a) and butt sample (b)

3 结 论

1) 通过对单道激光熔覆层表面形貌、形状尺寸以及稀释率的对比分析，确定对应激光再制造成形优化工艺参数：激光功率 2.5 kW、扫描速度 300 mm/min，送粉速率 22 g/min，载气流量 180 L/h，送粉转盘转速 80 r/min。

2) FeCrNiB 合金熔覆层顶部主要为呈均匀分布的细小致密的等轴晶，中部为呈现一定生长取向增长的粗大的树枝晶，树枝晶生长迅速出现二次晶臂，底部为交错分布的树枝晶和平面胞状晶。

3) 晶界处存在具有较高强度硬度的粒状和片状的极细珠光体，有利于提升熔覆层的硬度和耐磨性。

4) 基体硬度(HV_{0.2})为 3080 MPa 左右，激光熔覆层区域存在 Cr₇C₃ 硬质相，硬度提高 242%，耐磨性提高了 5 倍左右。

参考文献 References

- [1] Zhang Chunzhi(张春芝), Shang Xichang(尚希昌), Sun Shengxuan(孙晟瑄) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2022(15): 1
- [2] Zhang Leitao(张蕾涛), Zhang Hongxing(张红星), Liu Dexin(刘德鑫) *et al.* *Heat Treatment of Metals(金属热处理)* [J], 2020, 45(8): 233
- [3] Li Yingnan(李英男), Li Zhuguo(李铸国), Wang Xiaoxiang(王晓翔) *et al.* *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2020, 47(4): 130
- [4] Dobuzhskaya A B, Galitsyn G A, Yunin G N *et al.* *Steel*

- Transl*[J], 2020, 50: 906
- [5] Gustavo T, Amilton S, Helio G *et al. Wear*[J], 2020, 442-443: 203-212
- [6] Mohammad M, Edwan A A E, André P T *et al. Scientific Reports*[J], 2019, 9: 7454
- [7] Guang Zhenzhong(关振中). *Laser Processing Technology Manual*(激光加工工艺手册)[M]. Beijing: China Metrology Press, 2007: 258
- [8] Sun Xinglong(孙兴龙), Zhao Hongyang(赵红阳), Hu Xiaodong(胡小东) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(16): 168
- [9] Di Zhongbo(狄翀博), Yan Erhu(闫二虎), Chen Yuncan(陈运灿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3194
- [10] Ge Xiaolan(戈晓岚), Zhao Zhanxi(赵占西). *Fundamentals of Engineering Materials and Forming Technology*(工程材料及成形技术基础)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2016: 25
- [11] He Xing(贺星), Kong Dejun(孔德军), Song Renguo(宋仁国). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3634
- [12] Li Meiyang(李美艳), Han Bin(韩彬), Gao Ning(高宁) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2013, 40(5): 74
- [13] Li J J, Ju J, Chang W W *et al. Materials*[J], 2020, 13(11): 2443
- [14] Yang Caiding(杨才定). *Study on Development and Strengthening Mechanism of High Strength Soxaustenite Steel*(高强度索氏体钢的开发及强化机制研究)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2018
- [15] Cui Zhongqi(崔忠圻), Tan Yaochun(覃耀春). *Metallography and Heat Treatment*(金属学与热处理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2020: 250
- [16] Yuan J P, Yu Y G, Shen J. *Intermetallics*[J], 2021, 138: 107-300
- [17] Mao Meihong(茅美红), Wu Gang(吴刚), We Qianlin(吴钱林) *et al. Corrosion & Protection*(腐蚀与防护)[J], 2012, 33(6): 466
- [18] Li X C, Ding H H, Wang W J *et al. Tribology International*[J], 2021, 163: 107-152
- [19] Wu Shijie(吴世杰), Liu Lixia(刘丽霞), Peng Jun(彭军). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(11): 87

Process and Microstructure Properties of U71Mn FeCrNiB Coating by Laser Remanufacturing

Duan Shaolan¹, Lei Weining^{1,2}, Ren Weibin^{1,2}

(1. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

(2. Jiangsu Key Laboratory of Advanced Material Design and Additive Manufacturing, Changzhou 213001, China)

Abstract: Aiming at the remanufacturing difficulties of U71Mn track surface wear, low surface wear resistance and easy porosity defects caused by laser remanufacturing, the technology and method of preparing FeCrNiB coating on track surface by pulse laser cladding were proposed and verified. The results show that the top of the cladding layer is mainly distributed with fine and dense equiaxed crystals, and there are more dendrites in the middle of the cladding layer. The dendrite grains have primary and secondary crystal arms, and the lower part of the cladding layer presents a cellular crystal structure, which is roughly perpendicular to the interface. The existence of Cr₇C₃ hard phase and nano-sized granular and flake pearlite structure in the cladding layer makes the cladding layer have high hardness and wear resistance, and the average hardness (HV_{0.2}) of the cladding layer increases from 3038 MPa to 7350 MPa. Under the same friction and wear conditions, the wear resistance of the cladding layer increases by 5 times. The tensile strength of butt sample is slightly less than that of matrix, but it can still meet the requirements of rail.

Key words: laser remanufacturing; FeCrNiB alloy; orbital surface; cladding

Corresponding author: Lei Weining, Ph. D., Professor, Jiangsu Key Laboratory of Advanced Material Design and Additive Manufacturing, Changzhou 213001, P. R. China, E-mail: leiweining@just.edu.cn