

IN625合金激光熔覆修复EA4T钢显微组织及力学性能研究

方喜风¹, 王 睿¹, 霍会宾², 杨 倩², 孙晓光¹

(1. 中车青岛四方机车车辆股份有限公司, 山东 青岛 266111)

(2. 西安增材制造国家研究院有限公司, 陕西 西安 710117)

摘要: 选用IN625高温合金作为修复原材料, 对EA4T车轴钢表面进行激光增材修复研究, 通过X射线衍射仪、扫描电子显微镜、维氏硬度计以及万能实验机分析了IN625激光熔覆试样不同区域相组成、显微组织及晶粒尺寸, 并测试了其力学性能。结果表明: IN625激光熔覆层底部为多种生长方向的柱状晶组织, 中部为单一生长方向的柱状晶组织且晶粒尺寸最大, 顶部为以等轴晶为主的杂晶区域; 熔覆层和基体发生了Ni、Cr和Fe元素的互扩散作用, 扩散区域大约为9 μm; IN625激光熔覆试样综合力学性能远高于EA4T基体材料, 显微硬度达到295 HV_{0.2}、抗拉强度达到888 MPa、延伸率达到38.0%。

关键词: 激光熔覆修复; IN625合金; EA4T钢; 显微组织; 力学性能

中图法分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0435-08

1 引言

车轴是机车车辆转向架的关键承载部件, 由于服役过程中受到扭矩、弯矩及静压应力等复合交变应力, 在轮座、集电环座、齿轮座等配合部位会产生微振磨蚀造成的周向划痕等损伤, 检修退卸和组装过程中则会产生划伤, 这些微小缺陷可能导致整轴的损伤累积和疲劳破坏, 直接危及车辆运行安全^[1]。因此, 为了保障机车车辆的安全服役, 当车轴损伤深度超过相关标准规定时, 需对其进行封存报废处理^[2]。激光增材修复技术是基于激光快速成型和再制造理念发展起来的一种先进修复技术, 该技术利用高能激光束和运动控制系统作为热源和控制路径驱动, 针对各种原因产生的划伤、磨损和腐蚀等损伤零件进行局部高质量修复, 具有基材变形小、基体冶金结合以及热影响区可控等优点, 在车轴零件修复再制造领域表现出巨大潜力^[3-6]。

EA4T车轴钢是EN 13261中规定的高速铁路客车及重载机车专用钢种, 其化学成分设计兼顾高强度、韧性, 优异的抗疲劳性能及低温性能。主要合金元素包括铬(Cr)、钼(Mo)等, 通过固溶强化和细化晶粒机制提升材料性能; 碳含量控制在约0.4%, 以平衡强度与塑性。EA4T广泛应用于地铁车轴、大功率机车及高速列车车轴^[2]。

肖棚等^[7]在EA4T车轴钢表面激光熔覆24CrNiMo合金粉末, 结果表明熔覆层主要为马氏体组织, 底部为胞状枝晶, 中部为柱状晶和枝晶, 顶部为取向随机的细小枝晶, 熔覆层硬度达到368~409 HV_{0.2}, 拉伸强度达到1017 MPa, 屈服强度达到943 MPa, 均明显高于基体, 然而塑性和疲劳性能有所下降。Chen等^[8]采用Fe-Cr-Ni合金在EA4T车轴上进行激光熔覆试验, 研究表明熔覆层的疲劳裂纹扩展速率低于基体试样。Xie等^[9]通过激光熔覆技术在EA4T钢上制备了Fe314合金熔覆层, 结果表明, 熔覆层的显微组织为柱状晶和等轴晶体, 晶间析出物主要包括Fe₃C、FeB和Cr₂C₃, 在熔覆区内越靠近结合区, Cr元素含量越低, Fe元素含量越高, 同时熔覆层表现出优于基材的耐腐蚀性。李从辰等^[10]同样在EA4T钢表面激光熔覆Fe314不锈钢, 结果表明结合区组织由熔覆层底部的平面晶和垂直于界面生长的粗大树枝晶组成, 熔覆层中部和上部组织以交叉树枝晶为主; 熔覆层显微硬度在338~404 HV_{0.2}之间, 且熔覆试样抗拉性能增加, 屈服强度与抗拉强度均高于标准值, 但塑性韧性降低。Wang等^[11]采用了激光熔覆技术对列车车轮表面进行的改性, 通过在激光熔覆过程中添加La₂O₃稀土元素在轮轨表面制得了晶粒更加细化的Fe基合金层, 使得车轮表面的磨耗特性和滚动接触疲劳特性有所提升。

熔覆材料的选择对于激光修复EA4T车轴尺寸及性

能的恢复具有至关重要的作用。理论上,选择与基体化学成分一致的材料进行修复,界面附近应力失配、微观组织缺陷等均可控制在较好的范围,能有效提高界面性能。但由于 EA4T 车轴材料经过调制处理后具有较高的强韧性,采用相同材料熔覆则无法进行后续热处理,存在较多马氏体组织,造成熔覆层强度高但塑韧性差,无法满足车轴整体性能需求。所以,本项目选用异质材料作为激光修复原材料。一般对于异质修复材料的选择需要考虑:(1)热膨胀系数匹配原则;(2)熔点匹配原则;(3)润湿性原则;(4)力学性能匹配原则等。基于以上原则,本工作选用 IN625 高温合金粉末作为 EA4T 车轴钢激光修复原材料。何广忠等^[12]采用优化后的工艺参数在 EA4T 上激光熔覆 IN625 镍基粉末,其熔覆试样拉伸性能优于母材标准要求,冲击性能优于基材的冲击性能,疲劳寿命与基材相当,达到了车轴服役性能的要求,可用于后续高速动车组 EA4T 车轴的修复。Nehem 等^[13]研究了激光定向能量沉积 IN625 和 IN625-SS304L 复合材料与 SS304L 基板界面性能的比较,结果表明 IN625 和 IN625-SS304L 热影响区厚度分别为 26 和 12.5 μm ,热处理后,两种试样的热影响区均减少了 50%。徐庆东等^[14]对激光成形修复 IN625 合金不同区域组织进行了研究,结果表明修复区组织为呈外延生长的柱状枝晶,相组成为 γ 基体相、沿晶界析出的 Laves 相以及少量 MC 型碳化物,层与层界面处 Laves 相析出急剧增加形成层间过渡区。本实验采用 IN625 高温合金粉末作为修复材料对 EA4T 车轴钢进行激光熔覆,重点研究熔覆层不同区域以及界面处微观组

织结构,并对熔覆试样显微硬度以及拉伸性能做表征,以期为高速列车车轴的激光增材修复提供参考。

2 实验

选用 IN625 高温合金作为 EA4T 车轴激光修复粉末原材料,其化学成分和 EA4T 基体化学成分如表 1 所示,IN625 高温合金粉末流动性为 15.4 s/50 g,粒径统计结果如图 1 所示,其中 $D_{10}=61.28 \mu\text{m}$, $D_{50}=91.15 \mu\text{m}$, $D_{90}=137.61 \mu\text{m}$,粉末形貌如图 2 所示,粉末球形度较好,但有部分卫星粉颗粒和不规则粉末颗粒的存在。

采用本单位自研 ALM-6000C 超高速激光熔覆系统平台进行 EA4T 激光熔覆修复实验,该系统配备有 6000 W 光纤激光器、高速熔覆头、双粉缸送粉器、水冷机以及 KUKA6 轴机器人运动装置等。实验前将 IN625 合金粉末放置 120 $^{\circ}\text{C}$ 真空干燥箱内烘干 2 h 后倒入送粉器中,并用砂纸打磨、清洗 EA4T 基材表面后固定在工作台上。通过前期实验确定 IN625 激光增材修复 EA4T 钢最佳工艺参数为:激光功率 1400 W,熔覆速度 0.05 m/s,送粉速率 2 r/min,搭接率为 70%,单层往复式扫描策略,上下熔覆层之间扫描方向呈 0 $^{\circ}$ 。

采用线切割机将 IN625 激光熔覆块体和 EA4T 基板一起切割后作为金相分析试样,对其纵截面进行机械研磨并抛光,选用王水($\text{HNO}_3:\text{HCl}=1:3$)进行腐蚀后采用 JSM-7900F 场发射扫描电子显微镜观察试样微观组织;采用 Bruker D8 Discover 型 X 射线衍射仪(XRD)对 IN625 熔覆试样进行微区物相结构分析,光斑尺寸为 0.3 mm,角

表 1 EA4T 基体材料和 IN625 合金粉末化学成分
Table 1 Chemical composition of EA4T substrate and IN625 alloy powder (wt%)

Material	Ni	Cr	Mo	Nb	Mn	Si	C	Ti	Al	P	S	Cu	Fe	V	Co	O	N
EA4T	0.29	1.04	0.26	-	0.69	0.16	0.27	-	-	<0.001	0.001	0.14	Bal.	0.04	-	0.037	0.032
IN625	Bal.	21.62	9.24	4.02	0.01	0.10	0.005	0.14	0.23	0.009	0.002	0.02	2.18	-	0.08	0.012	0.007

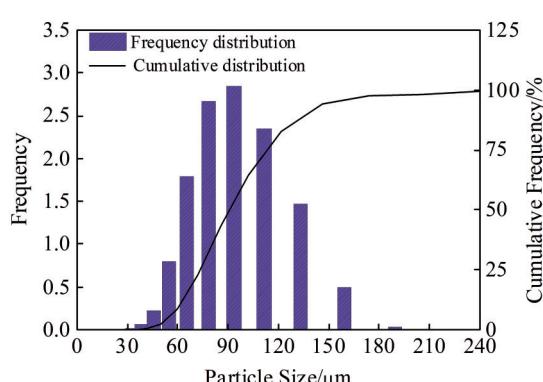


图 1 IN625 合金粉末粒径分布

Fig.1 Particle size distribution of IN625 alloy powder

度为 20 $^{\circ}$ ~115 $^{\circ}$,分别对 IN625 试样顶部、中部以及底部进行表征测试;采用氩离子抛光去应力,抛光电流 2.2 mA,电压 5.0 kV,抛光时间为 6 h,抛光后试样通过背散射电子衍射(EBSD)进行晶体结构、晶粒尺寸以及织构测试,并使用 Channel 5 软件进行数据处理。显微硬度测试采用 HM-210D 显微维氏硬度计,试样载荷为 1.96 N,加载时间为 20 s,从熔覆层与基体界面位置处开始上下两侧每隔 0.1 mm 进行一次测量,各测量 8 个点后设定为每隔 0.2 mm 测量一次,直至熔覆层顶部和基体底部,同一深度测量 3 个点取平均值;采用 INSTRON 5982 万能试验机进行室温拉伸性能测试,每组 3 根试样,求其平均值。

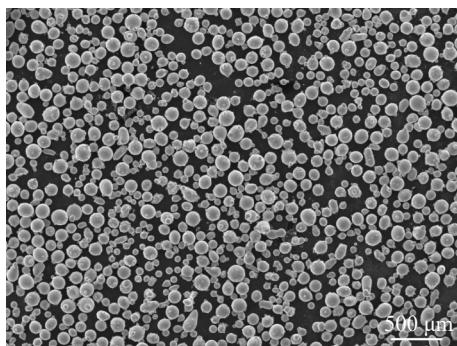


图2 IN625合金粉末形貌
Fig.2 Morphology of IN625 alloy powder

3 结果与讨论

3.1 IN625激光熔覆层微观组织

图3所示为激光熔覆IN625合金试样纵截面外观形貌及宏观组织照片,观察图3a可以发现,熔覆试样未出现宏观裂纹、气孔等缺陷,表现出较好的熔覆质量。从图3b腐蚀后的IN625合金熔覆层低倍显微形貌可以看到若干呈抛物线形状的熔池边界线。在激光熔覆过程中,由于激光能量呈高斯分布,中心能量高于边缘能量的特征使得粉末熔化后熔池中心温度高于边缘温度,熔池中部温度高,表面张力小,而边缘温度低,表面张力大,熔池边缘处的流体在剪切力的作用下沿着固液界面向内流动,在底部中心区域相遇后向上流动,形成了具有漩涡特征的熔流,最终形成了抛物线形状的熔池^[15]。在熔覆过程中单道之间的搭接率为70%,即后一个熔池会覆盖前一个熔池的一部分,最终形成图3b所示的熔池形态。

图3a中A、B、C 3个白色框选区域的微观组织结构如图3c、3d、3e所示,即分别对应激光熔覆IN625合金试样的顶部区域、中部区域以及底部区域。在激光熔覆过程中,靠近基板的初始沉积层表现出了不同生长方向的枝晶组织结构,如图3e所示,白色箭头表示了晶粒的生长方向。随着沉积层数的增加,最大温度梯度方向逐渐平行于沉积高度方向,熔体凝固时,先前的晶粒作为后续凝固层的成核位点并在热流的作用下呈枝晶状单向生长,主干方向与温度梯度方向平行的枝晶生长更占优势,逐渐淘汰掉与最大温度梯度方向存在较大取向差的枝晶,最终形成了贯穿多个沉积层具有外延生长特性的柱状晶组织^[16-17],如图3d所示。在熔覆试样的顶部位置出现了以等轴晶为主的杂晶区域,如图3c所示,当激光熔覆进行到最后一层时,不会受到后续激光的重熔作用,并且已沉积层积累了足够的热量,增大了最后一沉积层的温度梯度,进而增大凝固速度,使得晶体形貌趋向等轴晶转变,因此在成形件表面形成一层很薄的等轴晶区^[18]。

为了更加深入了解激光熔覆IN625合金试样在不同熔覆高度的微观组织变化规律,对激光熔覆IN625合金试样的顶部、中部以及底部区域分别进行了EBSD测试。图4a~4c激光熔覆IN625合金试样IPF图结果显示,在熔覆高度上,熔覆层内部显微组织呈现区域分布的特点,在熔覆层底部区域与基体直接相连,能够直接向基板进行传热,冷却速率较高,晶粒没有足够的时间生长,因此晶粒细小;随着激光熔覆的进行,热循环和热累积作用导致基体和熔覆层底部温度提高,中部区域与底部区域之间的温度梯度降低,冷却速度也随之降低,足够长的保温时间使得晶粒发生了长大;顶部区域上部分晶粒代表了激

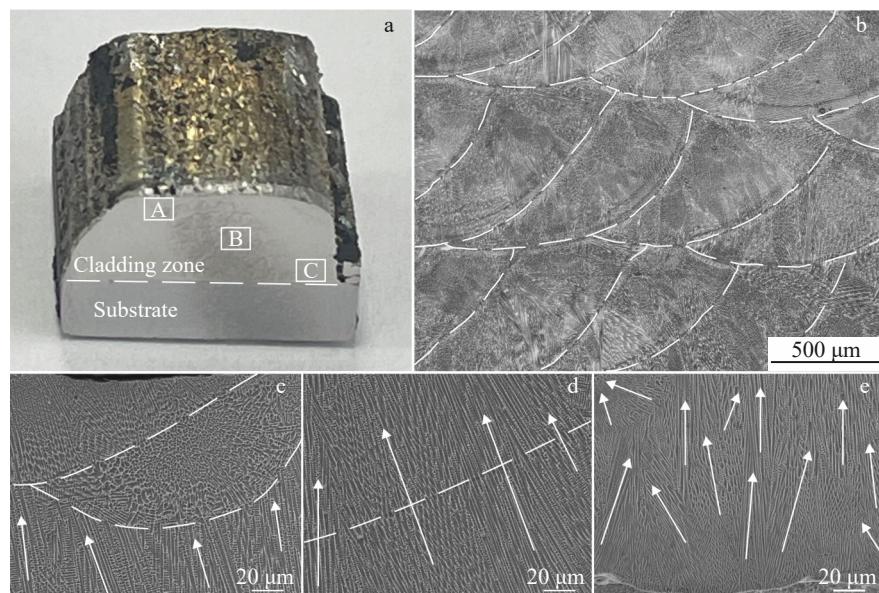


图3 激光熔覆IN625合金试样外观形貌及宏观组织照片
Fig.3 Morphology of laser cladding IN625 alloy sample (a), macrostructure (b), top microstructure (region A in Fig.3a) (c), middle microstructure (region B in Fig.3a) (d), and bottom microstructure (region C in Fig.3a) (e)

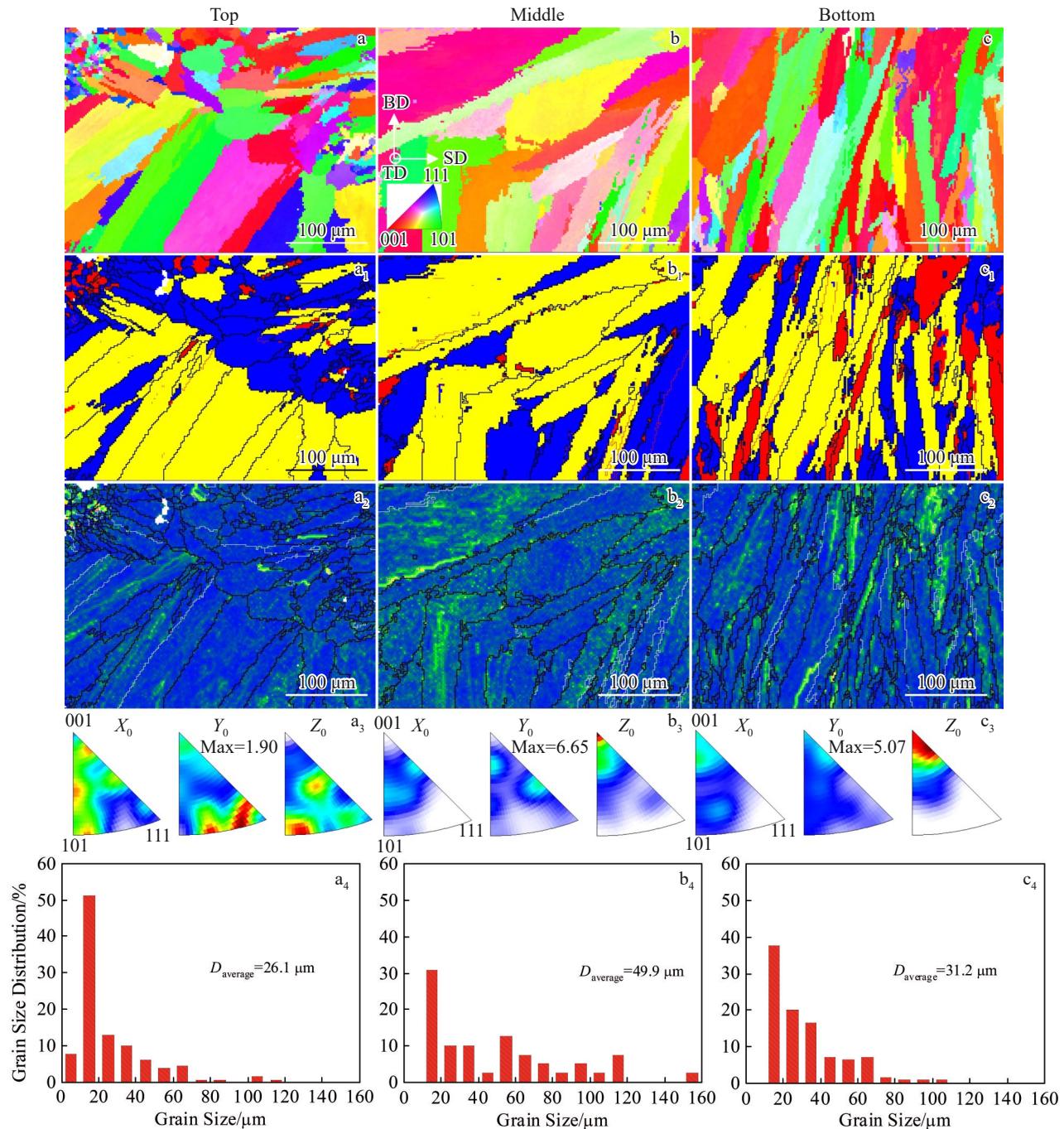


图 4 激光熔覆 IN625 合金试样 IPF 图、再结晶分布图、反极图以及晶粒尺寸统计

Fig.4 IPF diagrams (a–c), recrystallization distribution diagrams (a₁–c₁), local strain distribution (a₂–c₂), inverse polar diagram (a₃–c₃) and grain size distribution (a₄–c₄) of sample top (a), middle (b) and bottom (c) of laser cladding IN625 alloy

光熔覆形成的初始晶粒,该区域晶粒位于熔覆最后一层,未经过重熔,因此晶粒保持了原始状态,没有特定晶体取向,且晶粒尺寸较小。图4a₄~4c₄晶粒尺寸统计图也得出同样的结论,激光熔覆 IN625 试样顶部平均晶粒尺寸 26.1 μm ,中部平均晶粒尺寸为 49.9 μm ,底部为 31.2 μm ,试样顶部晶粒最小,而中部晶粒尺寸最大。图4a₃~4c₃为 IN625 激光熔覆试样不同区域的反极图,熔覆层中部和底部区域的晶粒取向为 $Z_0/[001]$ 方向,织构强度由熔覆层底部的 5.07 增加到熔覆层中部的 6.65。

图 4a₁~4c₁ 为激光熔覆 IN625 合金试样顶部、中部和底部的再结晶分布图,图中蓝色区域为再结晶晶粒,黄色区域为未完成再结晶的亚结构,红色区域为未发生再结晶的原始组织。由于激光增材制造特殊的成形方式,使得熔覆试样各个区域均发生了再结晶,试样下部有少部分区域未发生再结晶。图 4a₂~4c₂ 可以看出,高应变区域(绿色)对应的是未再结晶区域,低应变区(蓝色)对应的是再结晶和亚结构区域。激光熔覆过程中,由于快速加热和冷却产生的热应力以及循环热导致 IN625 合金组织

发生局部再结晶。再结晶的驱动力是储存变形能,动态再结晶发生后变形晶粒中的位错被释放,再结晶晶粒中没有发生晶格畸变,因此,在结晶区域位错密度和应变低于未再结晶区域。

对激光熔覆IN625合金试样顶部、中部和底部进行微区XRD测试,测试结果如图5所示。熔覆层顶部和中部主要由单一的镍基奥氏体 γ 相组成,而底部测试区域由于无限接近于基板,与基板之间进行了元素的扩散与交互,尤其Fe元素,因而存在镍基奥氏体 γ 相和铁基奥氏体 γ 相两种物相。

3.2 IN625-EA4T熔合界面微观组织

图6a所示为EA4T基板上激光熔覆IN625合金材料的熔合界面形貌图,图中上部分浅色区域为IN625激光熔覆层,下部分深色区域为EA4T基板,熔覆区域和基体界面分明,过渡均匀且呈曲线状分布,在界面处还可观察到一条宽约9 μm 的浅灰色条带区域,如图中白色箭头所示,这是由于合金元素的交互扩散作用而形成的。图6b为熔合界面区域的IPF图,从图中可以看出IN625熔覆层晶粒并未延续基体晶粒的生长。

图7a对熔合界面位置处进行了线扫描测试,其结果如图7b所示,图中可以看出Ni、Cr和Fe 3种元素发生了

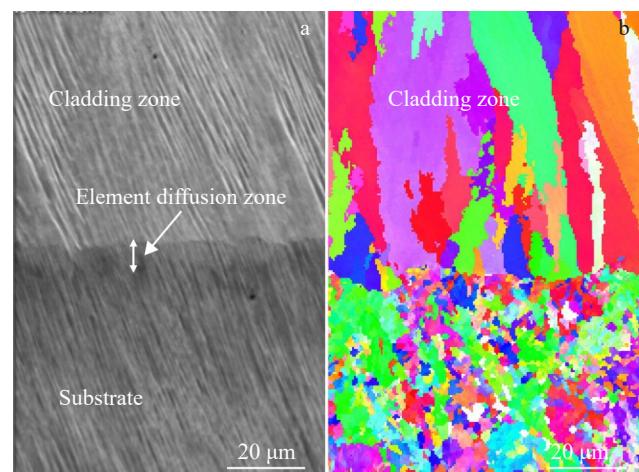


图6 熔合界面区域形貌和IPF图

Fig.6 Topography (a) and IPF diagram (b) of fusion interface region

互扩散作用,由于粉末材料和基体材料在成分上存在较大的浓度差,金属熔体在凝固过程中,固液界面前沿推动元素发生了扩散,从而造成了界面区域处成分的不均匀性。测量图中3种元素含量发生变化的距离范围均为9 μm 左右,这与图6中显示的浅灰色条带区域宽度相吻合。同时对图7a中的6个点进行了元素成分测试,结果如表2所示,点3处的Fe元素质量分数骤然增加到了14.52%,该元素发生了从基体向熔覆区的扩散;而Ni、Cr元素含量均有所降低,这两种元素发生了从熔覆区向基体的扩散,合金元素之间的交互扩散结合,表明IN625熔覆层与EA4T基体之间形成了良好的冶金结合。

3.3 显微硬度

对IN625激光熔覆试样进行显微硬度测试,其结果如图8a所示,从图中可以看出显微硬度分为3个不同的区域,从左到右分别对应熔覆层(cladding layer)、热影响区(heat affected zone, HAZ)和基体(substrate)。在IN625熔覆层中沿沉积方向上显微硬度分布相对均匀,主要集中于281~313 HV_{0.2},平均硬度295 HV_{0.2};激光熔覆界面处显微硬度有所提高,为335 HV_{0.2},在热影响区内达到最高值

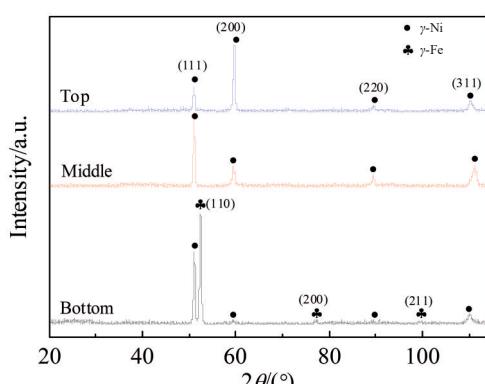


图5 激光熔覆IN625合金试样XRD图谱

Fig.5 XRD patterns of laser cladding IN625 alloy samples

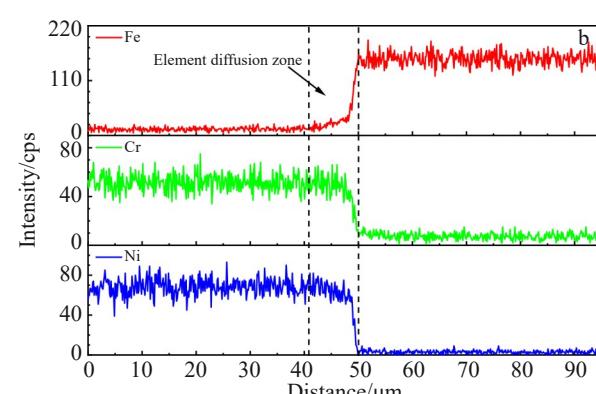
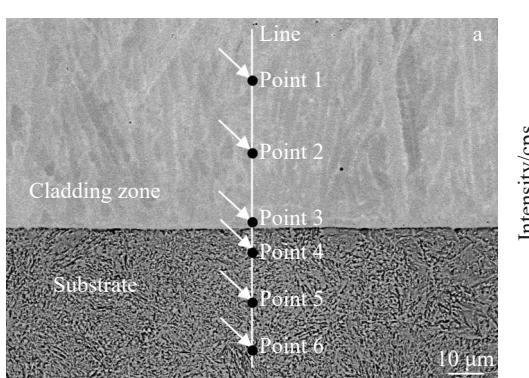


图7 熔合界面区域EDS分析

Fig.7 EDS analysis of fusion interface region: (a) scanning area and (b) element line scanning

表2 图7a中熔合界面区域元素点扫描结果

Table 2 Element point scanning in fusion interface region in Fig.7a

Point	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	9.96	-	20.70	-	5.12	57.59	6.63
2	9.53	-	20.82	-	3.72	59.09	6.85
3	9.11	-	17.54	-	14.52	50.47	6.70
4	6.98	-	1.43	0.50	91.10	-	-
5	6.71	0.35	0.89	0.78	91.27	-	-
6	7.35	0.30	1.16	0.75	90.43	-	-

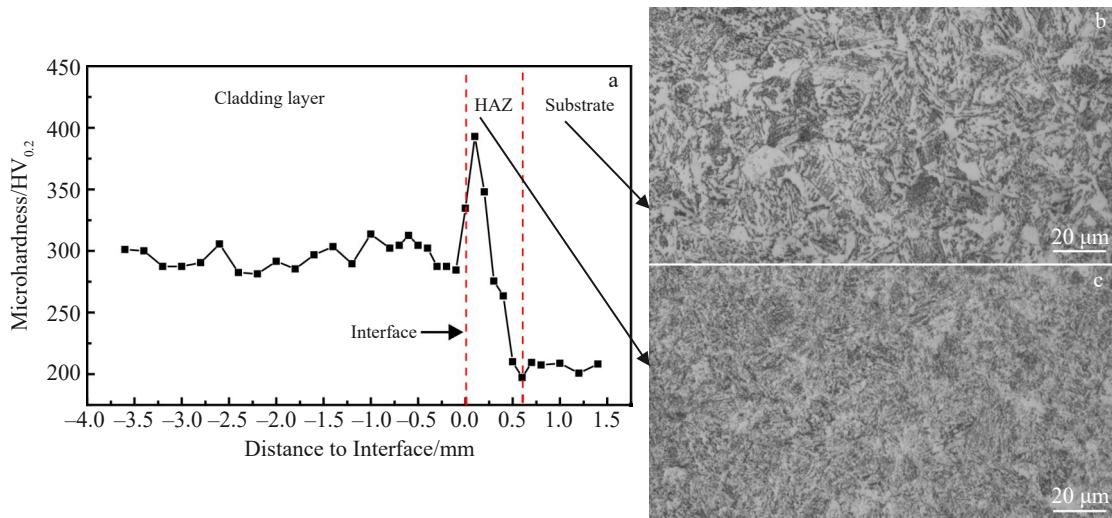


图8 激光熔覆IN625合金试样显微硬度及微观组织

Fig.8 Microhardness of laser cladding IN625 alloy sample (a) and microstructure of substrate (b) and HAZ (c)

393 HV_{0.2} 后显微硬度迅速下降, 最终稳定分布, 测得 EA4T 基体显微硬度为 197~210 HV_{0.2}, 平均硬度 206 HV_{0.2}。图 8b、8c 所示为基体 EA4T 和热影响区微观组织图, 基体组织由索氏体和块状铁素体组成, 其塑性、韧性好而硬度相对较低; 而基体顶部区域由于受到激光热作用, 在随后的快速冷却过程中发生了马氏体相变, 形成了热影响区, 从图中可以观察到热影响区组织由板条状马氏体以及残余索氏体组成, 板条状马氏体内存在高密度位错, 强度以及塑韧性均较好^[19], 因而在热影响区内显微硬度达到了最高值。

3.4 拉伸性能

对 EA4T 基体材料和 IN625 激光熔覆试样进行室温拉伸试验, 测试结果如表 3 所示, 拉伸应力-应变曲线如图 9 所示。激光熔覆 IN625-X 试样为平行于扫描方向取样, IN625-Y 为垂直于扫描方向取样。结果显示 IN625 激光熔覆试样平均抗拉强度达到 888 MPa, 屈服强度达到 617 MPa, 延伸率达到 38.0%, IN625-X 试样抗拉强度和屈服强度略高于 IN625-Y 试样, 但延伸率略低于 IN625-Y 拉伸试样; 与 EA4T 基体材料相比, IN625 激光熔覆试样具有更高的强度和韧性。

图 10a、10d 显示了激光熔覆 IN625-X 和 IN625-Y 拉

表3 EA4T 基体材料和 IN625 激光熔覆试样拉伸性能

Table 3 Tensile properties of EA4T and IN625 laser cladding specimens

Sample	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Elongation/%
IN625-X	905	636	35.5
IN625-Y	871	598	40.0
EA4T	711	550	20.0

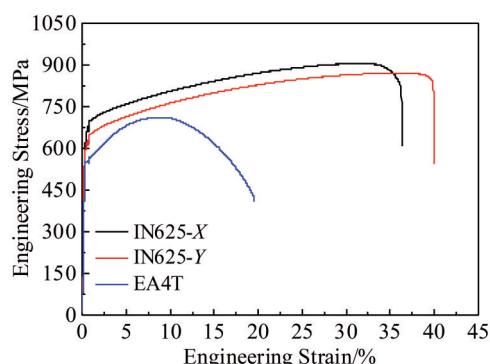


图9 IN625激光熔覆试样工程应力-工程应变曲线

Fig.9 Engineering stress-engineering strain curves of IN625-X and IN625-Y

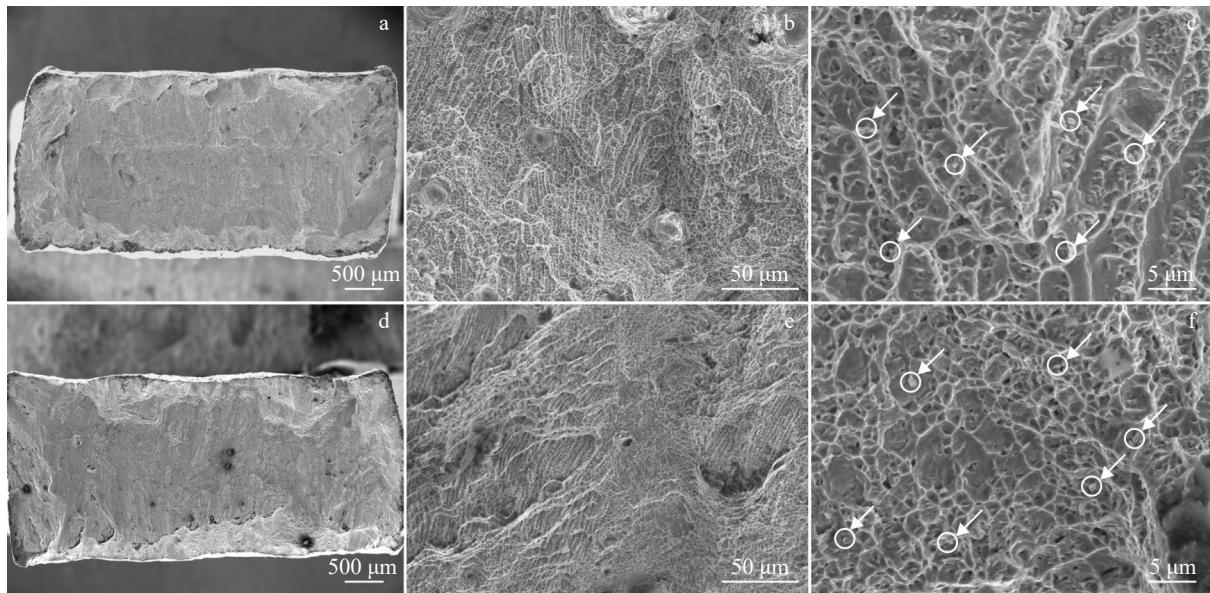


图 10 IN625 激光熔覆试样断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of IN625-X (a-c) and IN625-Y (d-f)

伸断口宏观形貌,从图中可以看出两种试样断口形貌基本相似,断口边缘处较为干净,内部较为平整且没有金属光泽。图 10b、10e 激光熔覆 IN625 低倍断口形貌图表现出典型的韧性穿晶断裂方式,裂纹的扩展沿着柱状晶的晶界定向延伸;断口处还可见少量孔洞的存在,在外力作用下,这些缺陷演化为裂纹萌生源,当所受拉应力大于成形件的抗拉强度时,裂纹通过迅速扩展释放能量,最终造成韧性断裂。图 10c、10f 高倍的形貌图可以看出断口韧窝多为等轴韧窝,且在韧窝或空洞处存在少量形状各异颗粒物如图中黑色箭头所示,分析认为这些颗粒为 Laves 相和碳化物颗粒^[20],这些颗粒物的存在为材料断裂时微孔的产生以及裂纹的起源和扩展提供了有利的条件。相比之下,IN625-Y 拉伸试样的断口韧窝虽然浅,但更加均匀且等轴化,因此呈现出比 IN625-X 拉伸试样更优异的延展性。

4 结 论

1)IN625 激光熔覆试样底部区域和中部区域为柱状晶组织,且底部区域柱状晶组织表现出多种生长方向,而中部区域表现为平行于最大温度梯度单一的生长方向,试样顶部出现以等轴晶为主的杂晶区域;试样顶部、中部以及底部平均晶粒尺寸分别为 26.1、49.9 和 31.2 μm,顶部晶粒尺寸最小,而中部晶粒尺寸最大;试样中部和底部区域晶粒分布有 $Z_0/[001]$ 择优取向,组织强度由熔覆层底部的 5.07 增加到熔覆层中部的 6.65。

2)IN625 激光熔覆层和 EA4T 基体结合界面分明、呈曲线状分布,且发生了 Ni、Cr 和 Fe 元素的互扩散作用,Ni、Cr 元素由熔覆层向基体扩散,Fe 元素由基体向熔覆

层扩散,3 种元素含量发生变化的范围大约为 9 μm。

3)熔覆层、热影响区及基体层 3 个区域硬度分布不同,熔覆层平均硬度为 295 HV_{0.2},EA4T 基体层显微硬度为 206 HV_{0.2},热影响区由于马氏体相变引起硬度值的提高,达到了硬度最高值 393 HV_{0.2}。

4)IN625 激光熔覆试样抗拉强度达到 888 MPa,屈服强度达到 617 MPa,延伸率达到 38.0%,与 EA4T 基体材料相比,IN625 激光熔覆试样具有更高的强度和韧性。

参考文献

References

- [1] Zhou Suxia(周素霞), Xie Jilong(谢基龙), Song Zhanxun(宋占勋). *Machinery Manufacturing*(机械制造)[J], 2008, 46(1): 65
- [2] Zhang Haonan(张浩楠), Zhang Jiwang(张继旺), Li Xing(李行) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(10): 279
- [3] Zhang Jie(张杰). *Microstructure and Properties of Inconel 718 Alloy Repaired by Laser Additive Remanufacturing*(激光增材再制造 Inconel 718 合金的组织与性能研究)[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2024
- [4] Ansari M, Jabari E, Toyserkani E. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 294: 117117
- [5] Chen Wenjing, Cai Qing, Luo Zhaoyang et al. *Materials Letters*[J], 2023, 335: 133733
- [6] Huang Qi(黄琪), Gao Xu(高旭), Liu Dong(刘栋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1058
- [7] Xiao Peng(肖棚), Gao Jiewei(高杰维), Liu Ligen(刘里根) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(7): 7
- [8] Chen Wenjing, Chen Hui, Li Congchen et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2017, 79: 120
- [9] Xie Yujiang. *International Journal of Electrochemical Science*[J],

- 2020, 15(11): 11584
- [10] Li Congchen(李丛辰), Chen Wenjing(陈文静), Xiang Chao(向超) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2016, 46(5): 73
- [11] Wang W J, Fu Z K, Cao X *et al. Tribology International*[J], 2016, 94: 470
- [12] He Guangzhong(何广忠), Zheng Chenggong(郑成功), Liu Weiliang(刘伟亮). *Welding Machine*(电焊机)[J], 2022, 52(10): 37
- [13] Nehem T, Mayuri B, Shashi B P *et al. Rapid Prototyping Journal*[J], 2023, 4(29): 818
- [14] Xu Qingdong(徐庆东), Wang Shugang(王述钢), Le Guomin(乐国敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1598
- [15] Nayak S K, Mishra S K, Jinoop A N *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29(11): 7636
- [16] Reichardt A, Dillon R P, Borgonia J P *et al. Materials & Design*[J], 2016, 104: 404
- [17] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 509(1–2): 98
- [18] Yadav S, Jinoop A N, Sinha N *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 108(11/12): 3779
- [19] Tsay L W, Liu Y C, Lin D Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 384(1/2): 177
- [20] Qin Lanlan(秦兰兰). *Study on the Microstructure and Mechanical Properties of Deposited-IN625 Nickel-Based Super-Alloy by Laser Additive Manufacturing*(激光增材制造 IN625 镍基高温合金组织及性能研究)[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2017

Microstructure and Mechanical Properties of EA4T Steel Repaired by Laser Cladding IN625 Alloy

Fang Xifeng¹, Wang Rui¹, Huo Huibin², Yang Qian², Sun Xiaoguang¹

(1. CRRC Qingdao Sifang Co., Ltd, Qingdao 266111, China)

(2. National Institute Corporation of Additive Manufacturing, Xi'an 710117, China)

Abstract: IN625 superalloy was used to repair the surface of EA4T axle steel by laser cladding. The phase composition, microstructure, grain size and mechanical properties of different areas of IN625 laser cladding samples were analyzed by X-ray diffractometer, scanning electron microscope, Vickers hardness tester and universal experimental machine, respectively. The results show that the bottom of the IN625 laser cladding layer is the columnar crystal structure with multiple growth directions, the middle is the columnar crystal structure with single growth direction and the grain size is the largest, and the top is the mixed crystal region dominated by equiaxial crystal. The interdiffusion of Ni, Cr and Fe occurs between the cladding layer and the substrate, and the diffusion region is about 9 μm . The microhardness is 295 HV_{0.2}, the tensile strength is 888 MPa and the elongation is 38.0%.

Key words: laser cladding repair; IN625 alloy; EA4T steel; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Sun Xiaoguang, Ph. D., Professor, CRRC Qingdao Sifang Co., Ltd, Qingdao 266111, P. R. China, Tel: 0086-532-87808925, E-mail: sunx_sf@126.com