

激光增材修复 300M 高强度钢的显微组织与力学性能

李东洋^{1,2}, 杨光^{1,2}, 任宇航^{1,2}

(1. 沈阳航空航天大学 机电工程学院, 沈阳 110136; 2. 石家庄海山实业发展总公司试飞站, 石家庄 050208)

摘要: 为了挖掘航空高强度钢构件修复技术的经济效益和科研价值, 适配航空航天领域发展需求, 采用激光增材修复技术对 300M 高强度钢基体裂纹进行修复。对修复试样的显微组织、元素分布、静态力学性能及断口形貌进行研究。结果表明, 修复区组织自顶层向基体方向依次呈现贝氏体 → 马氏体+贝氏体 → 回火马氏体的梯度特征, 热影响区组织主要为不均匀的马氏体, 热处理后各区域均转变为均匀的回火马氏体和贝氏体混合组织。沉积态试样修复区硬度高于基体, 但热影响区存在软化; 沉积态拉伸试样抗拉和屈服强度低、塑性好, 断口为准解理形貌, 经合适热处理后强度大幅提高但塑性显著下降, 断口转变为韧性断裂。

关键词: 激光增材修复技术; 300M 高强度钢; 显微组织; 力学性能; 热处理

中图分类号: TG456.7

文献标志码: A

DOI: 10.3969/j.issn.2095-1248.2026.04.005

Microstructure and mechanical properties of laser additive manufacturing-repaired 300M high-strength steel

LI Dongyang^{1,2}, YANG Guang^{1,2}, REN Yuhang^{1,2}

(1. College of Mechatronical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China; 2. Flight Test Station, Shijiazhuang Haishan Industrial Development General Company, Shijiazhuang 050208, China)

Abstract: To tap into the economic benefits and scientific research value of repair technology for aerospace high-strength steel components and meet the development needs of aerospace field, laser additive manufacturing repair technology was employed to repair cracks in 300M high-strength steel substrates. The microstructure, element distribution, static mechanical properties, and fracture morphology of the repaired specimen were analyzed. Results indicate that the microstructure of the repair zone exhibits a gradient characteristic from the top layer to the substrate: Bainite → Martensite + Bainite → Tempered Martensite. The heat-affected zone primarily consists of non-uniform Martensite. After heat treatment, all regions transform into a uniform mixture of tempered Martensite and Bainite. The as-deposited specimen shows higher hardness in the repair zone compared to the substrate, but softening occurs in the heat-affected zone. The as-deposited tensile specimen demonstrates low tensile and yield strength, good plasticity and a quasi-cleavage fracture morphology. After appropriate heat

收稿日期: 2026-03-07 修回日期: 2026-03-30 接受日期: 2026-04-02

基金项目: 国家重点研发计划项目(项目编号: 2022YFE0122600)。

作者简介: 李东洋(1997—), 男, 辽宁沈阳人, 助理工程师, 主要研究方向为增材制造技术, E-mail: ldyqwer008@163.com。

treatment, the strength increases significantly, but plasticity decreases markedly, and the fracture mode transitions to ductile fracture.

Key words: laser additive manufacturing repair technology; 300M high-strength steel; microstructure; mechanical properties; heat treatment

300M 钢为低合金高强度钢,因其高强度、高韧性和良好的疲劳性能,被广泛应用于飞机起落架、主承力构件等关键领域^[1-3]。这些构件在服役过程中易产生疲劳裂纹、磨损和腐蚀等损伤,直接更换成本高昂。因此,发展高效、可靠的修复再制造技术具有重大的经济和长远价值^[4-5]。传统修复技术(如电弧焊、氩弧焊)热输入大,易导致 300M 高强度钢热影响区软化、晶粒粗大、形成残余应力甚至引发焊接裂纹,严重降低构件性能^[6-7]。激光增材修复技术具有能量密度高、热输入小、冷却速度快、热影响区窄等优点,可实现与基体的冶金结合,为 300M 高强度钢构件的修复提供了新途径^[8-12]。

国内外已有相应研究,激光增材修复态的 300M 高强度钢的组织存在显著不均匀性,修复区(repair zone, RZ)、热影响区(heat-affected zone, HAZ)和基材区(substrate zone, SZ)的相组成与性能各异,导致修复件力学性能常低于锻件标准^[13-15]。针对受损 300M 高强度钢构件的激光增材修复研究尚未形成体系,因此,本文系统探究激光增材修复 300M 高强度钢的工艺-组织-性能关系,分析修复区、热影响区和基材区的组织形成和演化规律,并阐述其对断裂过程的影响,为完善 300M 高强度钢的激光增材修复技术提供基础性数据和理论支持。

1 试验材料及方案

试验所用的激光增材修复设备为沈阳航空航天大学自主搭建的 LDM-800 激光增材制造设备,其配备 4 喷嘴同轴送粉系统,光纤激光器最大输出功率为 6 kW。所用粉末为旋转电

极法制备的 300M 高强度钢粉末,直径为 40 ~ 190 μm ,其粒度分布曲线如图 1 所示,其化学成分如表 1 所示。在进行修复试验前,将粉末置于 120 $^{\circ}\text{C}$ 的真空干燥箱中干燥 4 h,以确保充分去除水分和挥发性物质。

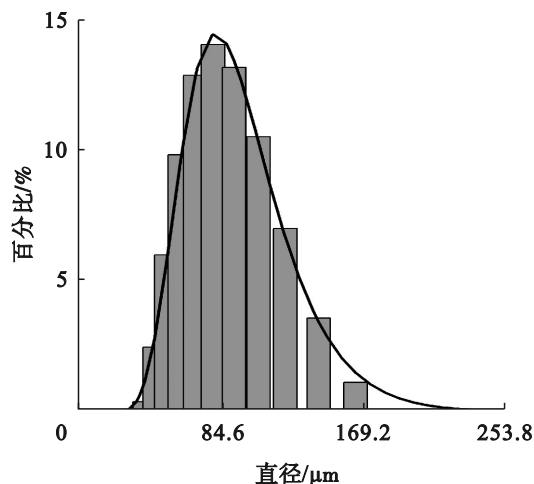


图 1 300M 高强度钢粉末粒度分布曲线

整个激光增材修复试验均在充满高纯氩气的保护环境中进行,以有效隔绝氧气。在同材质的 300M 高强度钢 $\phi 75$ mm 棒料上,切取厚度为 15 mm 圆饼作为基材。为模拟材料损伤情况,采用线切割方法在基材上切割出开口角度 45 $^{\circ}$ 、槽深 7 mm、槽顶宽 19 mm 的梯形凹槽,基材尺寸如图 2a 所示,该凹槽槽顶中心线经过圆饼的圆心。根据前期的工艺试验,激光增材修复的主要工艺参数设置如下:激光功率为 1 800 W,扫描间距为 1.8 mm,单层熔覆高度为 0.6 mm,扫描路径为单层内往复扫描,相邻沉积层的熔道相错,修复后的试样宏观形貌如图 2b 所示。在 SIGMA 146 型人工智能箱式电阻炉中进行热处理,热处理工艺参数为:500 ~ 650 $^{\circ}\text{C}$ /1 h, 870 $^{\circ}\text{C}$ /1 h, 油淬(oil quen-

ching, OQ), 300 ℃/1 h×2, 空冷 (air cooling, AC)。采用线切割法,分别在沉积态和热处理后的修复试样上沿沉积方向切取小块样品进行金相分析。利用 OLYMPUS GX51 型光学显微镜、ZEISS Sigma300 型扫描电子显微镜及电子背散射衍射等分析手段,对 300M 高强度钢

激光沉积修复试样进行修复槽横截面的显微组织表征和相组成分析。通过显微硬度测试、室温静态拉伸试验,取样位置如图 2c 所示,试样尺寸如图 2d 所示。结合断口宏、微观分析,深入研究修复试样的强度、塑性及其断裂机制。

表 1 300M 高强度钢的化学成分									%
元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
质量分数 w	0.40~0.46	1.45~1.80	0.60~0.90	0.65~0.95	1.65~2.00	0.30~0.45	0.05~0.10	≤0.01	≤0.01

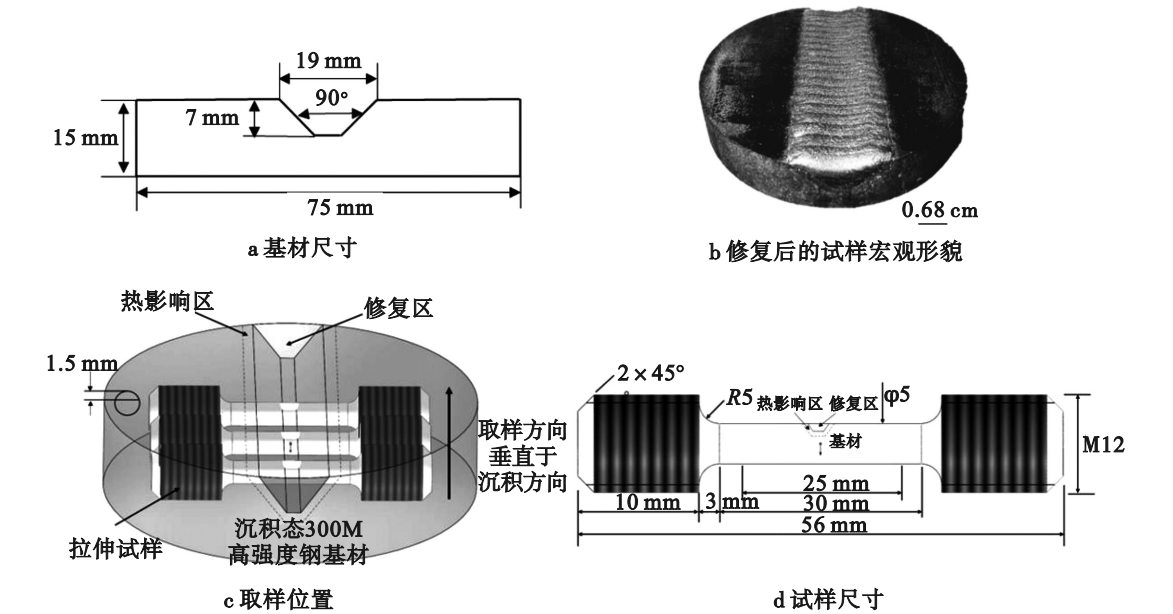


图 2 激光沉积修复 300 M 高强度钢试样制备及拉伸取样尺寸示意图

2 修复区的组织梯度与元素分布

2.1 宏观形貌

对修复的梯形槽横截面进行宏观观察,低倍宏观形貌图如图 3 所示,可见修复区与基体形成了连续、致密且无宏观缺陷(如裂纹、未熔合、大气孔)的冶金结合层。修复区底部与基体结合的界面平直、清晰,表明激光熔池与基体发生了充分的熔化与混合,实现了完全的冶金结合。在金相样品腐蚀过程中,整个修复区域的蚀刻响应与基体存在明显差异,导致二者在对比度上存在明显差异。

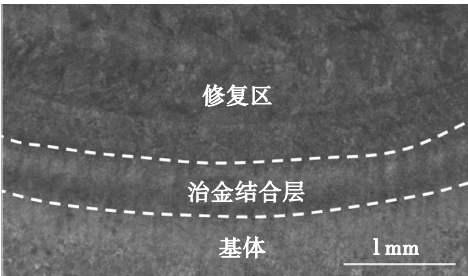


图 3 修复的梯形槽横截面低倍宏观形貌图

2.2 修复区的组织梯度

激光沉积是一个极快的非平衡凝固的过程,冷却速率极高,后续沉积层会对已沉积层进行反复的热循环。这种独特的物理冶金过程导致修复区在厚度方向上呈现典型的梯度

组织特征,在图 4a 所示的宏观形貌图中,可将修复区分成 3 个区域,分别为底部平晶区、中部柱晶区和顶部细晶区。

1)底部平晶区

在紧邻基体的结合界面,熔池金属与低温基体接触,产生了极大的温度梯度 G 和较快的凝固速率 R ,其比值 G/R 满足了平面凝固条件,因而修复区底部形成了一个约 1 mm 的平面晶区,修复区低倍形貌如图 4a 所示,底部高倍 SEM 图如图 4b 所示。作为第一层沉积,直接接触冷基板,冷却速率极快,过冷奥氏体直接转变为马氏体(约 1 μm)。随后经历了后续所有沉积层带来的反复热循环作用,相当于经历了多次短暂的“原位回火”,因此形成回火马氏体。

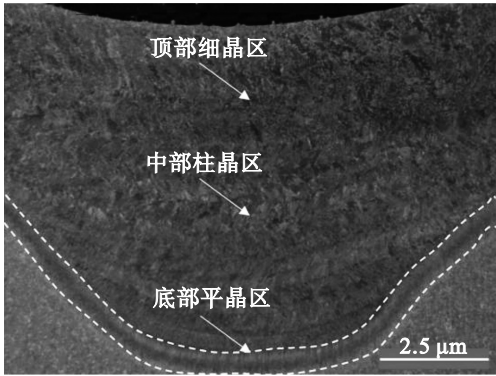
2)中部柱晶区

修复区中部区域的冷却速率相较于底部区域有所减慢,但成分过冷仍起主导作用,形成了发达的、方向性极强的外延生长柱状树枝

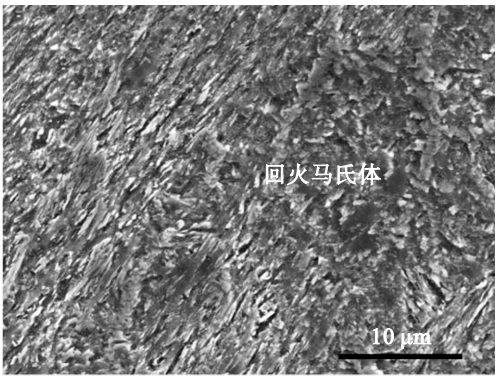
晶,如图 4c 所示。这些柱状树枝晶持续从底部结合区向上生长,贯穿多个沉积层,具有典型的外延生长特性。该区域的显微组织同样由细小的板条马氏体构成(约 2 μm),但由于冷却速率稍慢,马氏体板条束和块的尺寸相较于底部略有增大。随着沉积层数增加,热累积效应增强,冷却速率降低,其冷却速率可能介于马氏体和贝氏体转变的临界冷却速率之间,因此形成马氏体与贝氏体的混合组织。

3)顶部细晶区

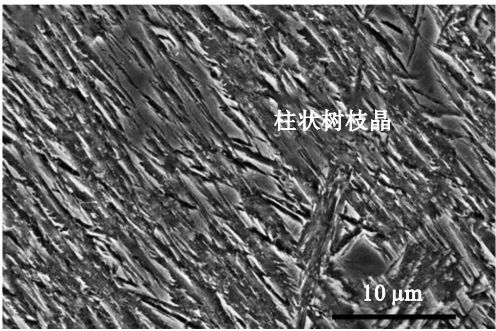
作为最后一层沉积,虽然没有后续加热,但已沉积部分保持在高温状态,因此该区域冷却速率最慢,过冷奥氏体在高温区间(300~550 $^{\circ}\text{C}$)转变为贝氏体,如图 4d 所示,贝氏体的尺寸相对中部柱状树枝晶区明显变大(约 5 μm)。同时,马氏体板条形态模糊,且在板条内部和边界有非常细小的碳化物析出。



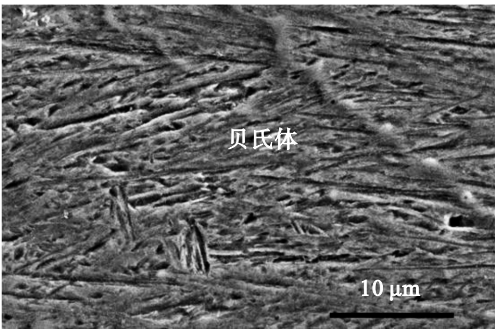
a 修复区低倍形貌



b 底部高倍SEM图



c 中部高倍SEM图



d 顶部高倍SEM图

图 4 修复区不同区域的显微组织

2.3 热影响区组织分析

热影响区是基体受激光热循环影响但未熔化的区域。根据修复工艺条件下的基体热传递效应^[16],HAZ从界面到基体可大致分为3个亚区,如图5a所示。

1)粗晶区(宽度80 μm):紧邻修复界面,该区域被加热到奥氏体相变点(A_{c3})以上甚至接近液相线温度,原始奥氏体晶粒发生严重粗化。在随后的极快冷却下,形成了粗大的板条马氏体,如图5b所示。

2)细晶区(宽度130 μm):该区域被加热

至 A_{c3} 附近,原始组织完全奥氏体化。但由于温度相对不高,奥氏体晶粒未充分长大,冷却后形成细小的马氏体,如图5c所示,其性能(强韧性匹配)通常优于基体。

3)不完全相变区(宽度220 μm):该区域被加热到 A_{c1} — A_{c3} 之间,发生部分奥氏体化。冷却后,新形成的奥氏体转变为马氏体,而未溶的原始相(铁素体和碳化物)得以保留,形成了一种马氏体和回火母相的混合组织,如图5d所示。该区域常存在一个轻微的“软化区”。

图5 热影响区的显微组织

2.4 热处理后修复区组织分析

经过500~650 $^{\circ}\text{C}$ 保温1 h、870 $^{\circ}\text{C}$ 油淬(OQ)1 h、300 $^{\circ}\text{C}$ 空冷(AC)2 h热处理后,沉积态修复区组织呈现阶梯分布特征消失,整个修复区、热影响区和基材区转变为均匀的回火马氏体与贝氏体的混合组织,如图6a—6c所示。这种均匀化组织是其强度提升的根本原因。同时整个修复区、热影响区和基材区无明显的条带组织不均匀、微裂纹等应力集中导致的组

织缺陷,验证了热处理工艺已充分释放修复过程产生的残余应力,无显著残余应力集中。

2.5 元素分布

通过SEM配备的能谱仪(energy dispersive spectroscopy, EDS)跨越修复区与基体结合界面的EDS线扫描图如图7a所示,测试Fe、Cr、Ni、Mo、C等主要元素的分布特征如图7b—7g所示。所有主要合金元素在界面处均呈现平滑的梯度过渡,无浓度剧烈波动情况,表明

修复区与基体之间发生了充分的元素互扩散,形成了良好的冶金结合。其中,C元素的分布

(如图 7f所示)尤为重要,其平稳过渡避免了有害碳化物的局部聚集。

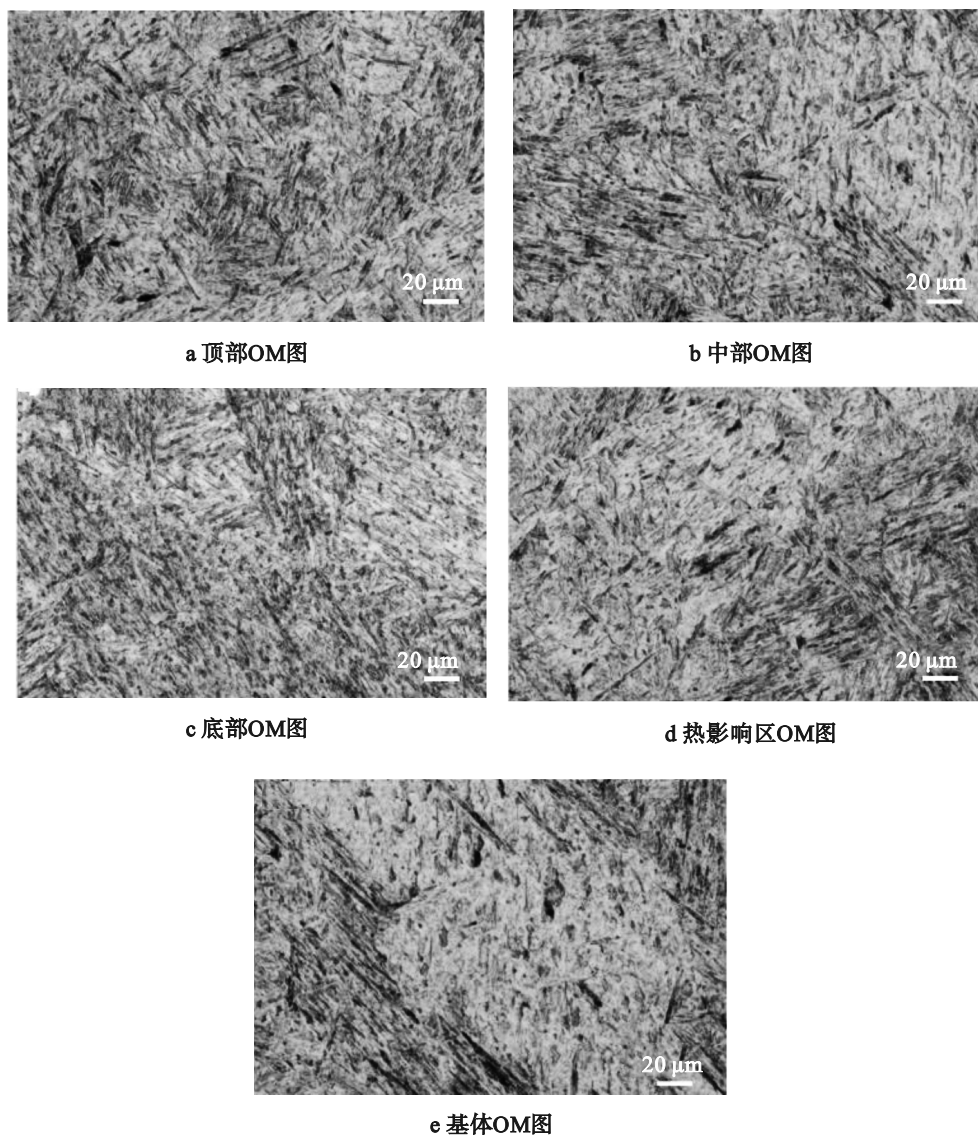


图 6 热处理后显微组织

3 力学性能

3.1 显微硬度分布

沉积态样品沿垂直于修复界面方向,以 2 mm 为间距,在沉积态样品选取 15 个硬度值测试点,分布示意图如图 8a 所示,每个硬度测试点测试 3 个数据,取算术平均值,15 个硬度值测试点的显微硬度分布曲线如图 8b 所示。

在修复区内,平均硬度约为 550 HV。该

区域硬度值较高且分布相对均匀,这与其快速凝固形成的细小板条马氏体组织密切相关。热影响区硬度呈现“鞍形”分布特征。紧邻修复界面的粗晶区,由于形成了粗大的马氏体,硬度出现一个小峰值,显微硬度值最高达 453 HV;在不完全相变区,由于出现了回火软化和未完全奥氏体化的混合组织,硬度出现一个明显谷值,最低降至约 413 HV,此即“软化区”,是潜在的力学性能薄弱环节。基体区(未热处理)的硬度稳定在约 250 HV,其组织主要

为铁素体和珠光体,具有一定的韧性和塑性。

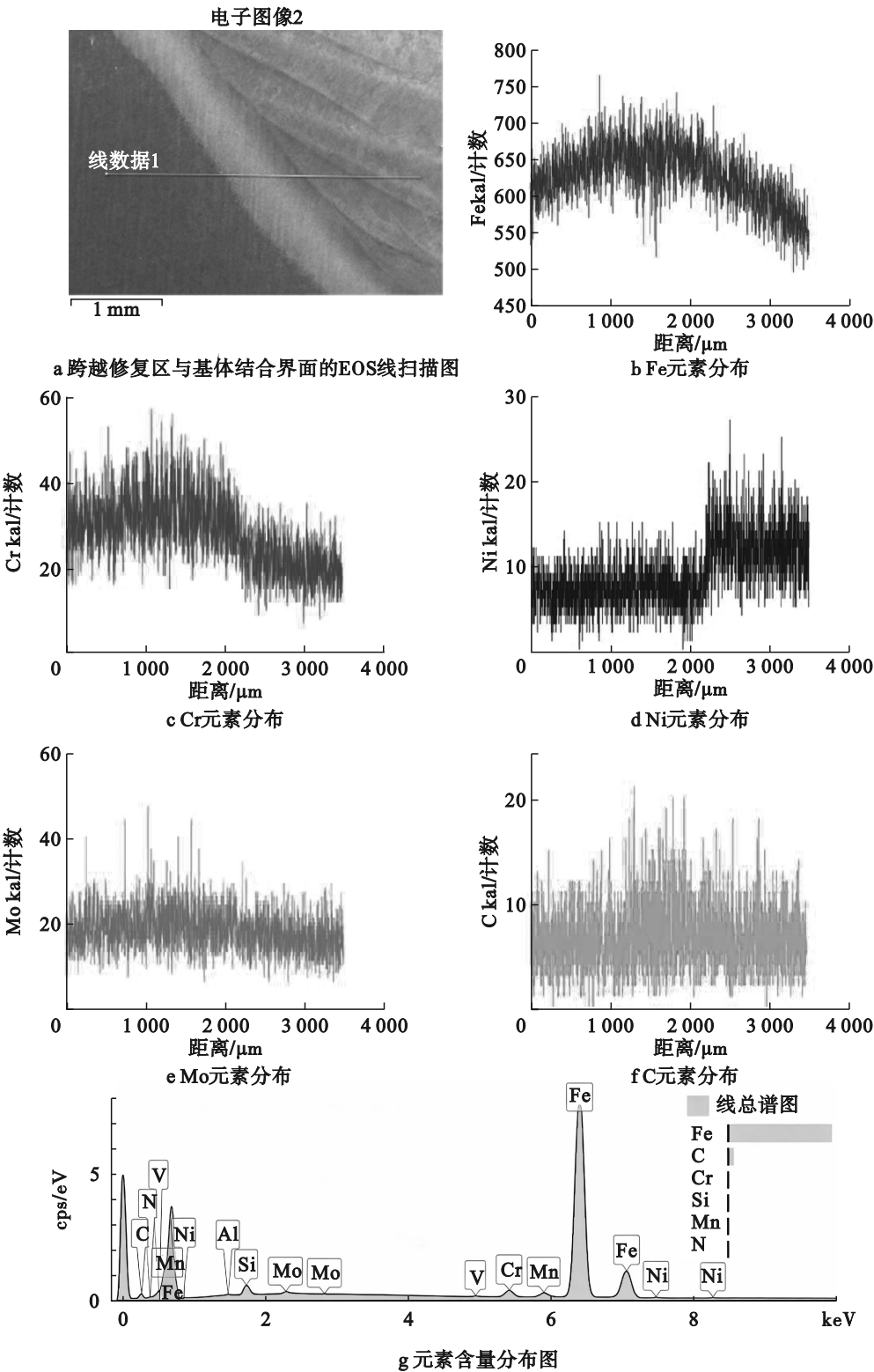


图 7 EDS 线扫描

显微硬度的波动与显微组织的梯度分布情况基本对应,可以证实,激光修复过程导致的组织不均匀性会明显影响修复试样的力学性能。

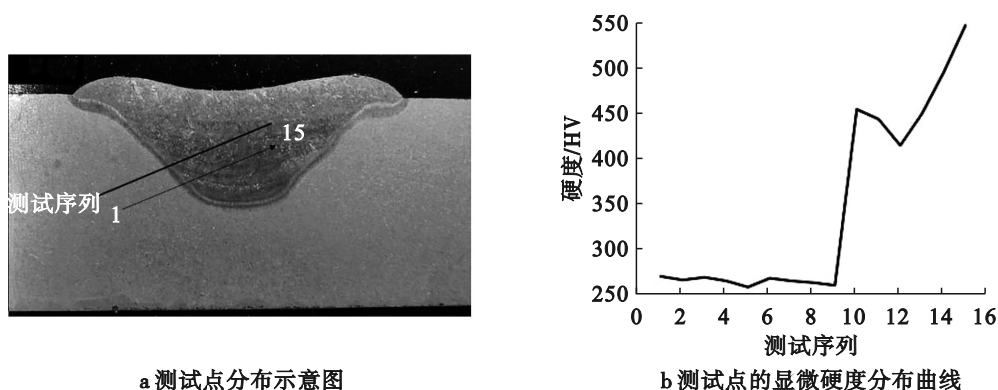


图 8 显微硬度分布

3.2 静态拉伸性能及断裂机理

3.2.1 室温拉伸性能

对沉积态和热处理后的修复试样进行室

温拉伸试验,性能数据及工程应力-应变曲线如表 2 和图 9 所示。

表 2 室温拉伸试验性能数据

试样状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%	断裂位置
锻造标准	1 950.00±22.35	1 650.00±28.62	12.50±0.42	基材
沉积态修复试样	1 104.15±36.74	760.38±41.29	23.76±1.08	基材
热处理后修复试样	2 359.56±29.81	2 187.42±33.57	9.66±0.51	基材

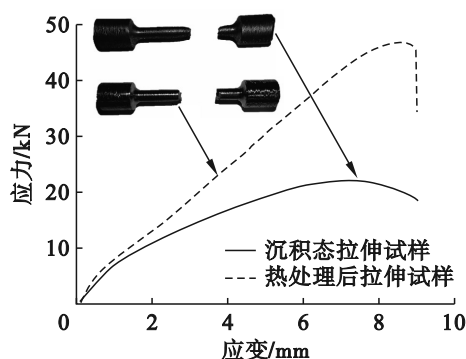


图 9 室温拉伸试验的工程应力-应变曲线

1) 沉积态试样:其抗拉强度仅有锻造标准的 60%,但其塑性(断后伸长率)远高于基材。未热处理的 300M 高强度钢基材组织为球状珠光体,组织中的铁素体和渗碳体呈球状分布,晶粒较为细小且均匀,位错密度较低,材料内部的应力集中较小,因此具有较好的塑性。沉积态拉伸试样断裂在基材上,这说明沉积层强度更高。断裂未发生在基体和沉积层结合处,说明冶金结合质量较高,结合强度较高。

2) 热处理后试样:经过淬火+回火热处理后,修复试样的抗拉强度增加了 114%,但塑性有所降低。淬火过程中快速冷却形成马氏体组织,马氏体本身硬度高但塑性较差。回火虽能部分缓解塑性,但整体塑性仍低于原始状态。热处理后的拉伸试样均断裂在基体上,这证明通过合适的热处理,可以消除热影响区的不利组织、均化整体性能,并使修复试样的静态强度完全满足使用要求。

3.2.2 断口形貌分析

1) 沉积态断口:沉积态试样拉伸断口分为放射区和剪切唇区,如图 10a 所示,剪切唇区所占比例小。放射区可见大量的河流花样、浅小的韧窝及少量二次裂纹,为典型的准解理断裂,如图 10b 所示。该断裂方式根源在于 HAZ 软化区的强度不足及界面附近可能存在显微组织应力集中。

2) 热处理后断口:热处理态试样的断口分为纤维区和剪切唇区,如图 10c 所示,剪切唇区

的面积与沉积态相比明显增大。断口完全由等轴韧窝组成,韧窝尺寸深且均匀,这是典型的微孔聚集型韧性断裂标志,如图 10d 所示。

该断裂方式说明材料在断裂前发生了塑性变形,具有较好的韧性。这与热处理后性能的全面提升和断裂位置的转移相一致。

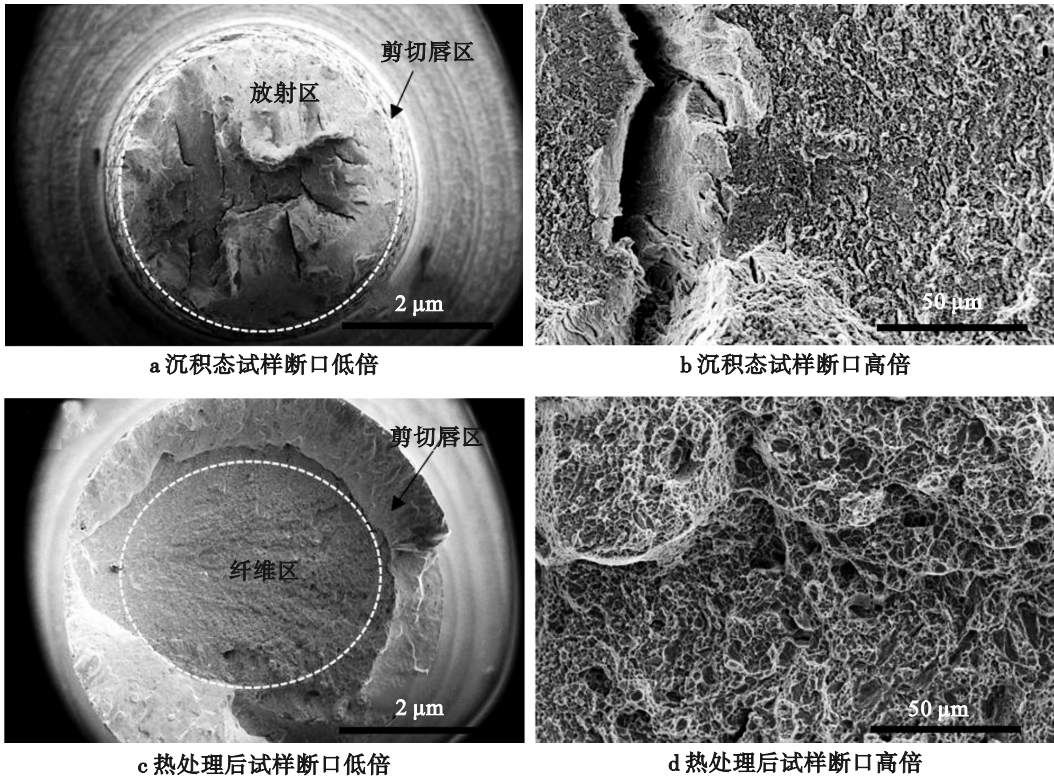


图 10 拉伸断口 SEM 形貌

4 结论与展望

4.1 结论

- 1)激光沉积修复区与 300M 钢基体实现了无缺陷的致密冶金结合,界面结合良好。修复区组织呈现显著的梯度特征:沉积态下修复区的组织从顶部到底部呈梯度分布,依次为贝氏体 → 马氏体+贝氏体 → 回火马氏体,热影响区则主要为不均匀的马氏体,依据峰值温度可分为粗晶区(粗大马氏体)、细晶区(细小马氏体)和不完全相变区(马氏体+未溶相)。
- 2)合适的热处理可实现修复区组织的均匀化,在进行 500 ~ 650 °C 保温 1 h、870 °C 油淬 (OQ) 1 h、300 °C 空冷 2 h 热处理后,修复区转变为均匀的回火马氏体和贝氏体混合组织。
- 3)沉积态样品修复区硬度高于基体,热影

响区存在软化现象,硬度分布与修复区显微组织梯度分布特征相吻合。

4)沉积态修复试样室温拉伸强度和屈服强度远低于锻件标准,但塑性好,断裂发生于基体,断口为准解理形貌;经合适热处理后,修复试样室温拉伸强度和屈服强度均远高于锻造标准,同时塑性略有降低,断口转变为韧性断裂。

4.2 研究不足与后续研究方向

- 1)本文仅针对既定优化工艺下激光沉积修复 300M 高强度钢的热影响区,完成了亚区划分与尺寸定量表征,未系统分析激光功率、扫描速度等关键工艺参数对热影响区总宽度及各亚区尺寸的影响规律,制约了热影响区组织精准调控与工艺优化的深度。后续将通过单因素变量与正交试验,量化关键工艺参数对热影响区尺寸的影响权重,提出热影响区窄化

与组织均匀化的调控方法,为修复工艺的工程化定型提供数据支撑。

2)本文未对激光沉积非平衡热循环引发的残余应力开展系统分析,未能明确修复态与热处理后试样残余应力的分布特征与演化机理,亦未厘清其对力学性能的影响规律。后续将采用X射线衍射法,系统分析各区域的残余应力分布,明确热处理制度对残余应力的调控效果,为抑制修复件变形开裂、提升服役安全性提供理论依据。

3)本文仅开展了室温拉伸性能分析,未针对300M高强度钢航空关键承力件的实际服役工况系统研究修复件的疲劳性能,未能明确其疲劳性能关键指标与失效机制,无法全面验证修复工艺的工程适用性。后续将参照航空超高强度钢相关测试标准,系统开展修复件的高周与低周疲劳测试,绘制 $S-N$ 曲线并明确疲劳极限,结合断口形貌表征揭示疲劳裂纹萌生与扩展机制,为修复件的装机服役提供完整的性能支撑。

参考文献(References):

- [1] Youngblood J L, Raghavan M. Correlation of microstructure with mechanical properties of 300M steel[J]. Metallurgical Transaction, 1977, 8(9): 1439-1448.
- [2] Tomita Y, Okawa T. Effect of microstructure on mechanical proper ties of isothermally bainite-transformed 300M steel[J]. Materials Science and Engineering, 1993, 172(1/2): 145-151.
- [3] 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, 2011, 528(15): 4967-4972.
- [4] 张慧萍,王崇勋,杜煦.飞机起落架用300M超高强度钢发展及研究现状[J].哈尔滨理工大学报, 2011, 16(6): 73-76.
- [5] Best K F. High strength materials for aircraft landing gear[J]. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 1986, 58(7): 14-24.
- [6] Vilar R. Laser cladding[J]. Journal of Laser Applications, 1999, 11(2): 64-79.
- [7] 王浩,李天赐,张乐乐.焊接技术在金属结构修复中的应用和发展现状[J].焊接, 2017(1): 18-26.
- [8] Gadag S P, Srinivasan M N, Mordike B L. Effect of laser processing parameters on the structure of ductile iron[J]. Materials Science and Engineering, 1995, 196(1/2): 145-154.
- [9] Oñoro J, Ranninger C. Fatigue behaviour of laser welds of high-strength low-alloy steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 68(1): 68-70.
- [10] Kattire P, Paul S, Singh R, et al. Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2015, 20: 492-499.
- [11] Hu Y P, Chen C W, Mukherjee K. Development of a new laser cladding process for manufacturing cutting and stamping dies[J]. Journal of Materials Science, 1998, 33(5): 1287-1292.
- [12] Leunda J, Soriano C, Sanz C, et al. Laser cladding of vanadium-carbide tool steels for die repair[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 345-352.
- [13] 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.
- [14] 秦仁耀,周标,马瑞,等.激光熔化沉积修复40CrNiMoA 高强钢的组织与性能[J].失效分析与预防, 2018, 13(5): 275-280.
- [15] 刘丰刚,张文军,刘奋成,等.激光增材制造低合金超高强度钢的组织与力学性能研究进展[J].航空制造技术, 2022, 65(增刊1): 77-85.
- [16] 王迪,黄锦辉,谭超林,等.激光增材制造过程中循环热输入对组织和性能的影响[J].金属学报, 2022, 58(10): 1221-1235.

(责任编辑:吴萍 英文审校:侯宁)