

不同焊接材料电弧增材复合板组织 与性能对比研究

王海林*, 王金凤, 张元好, 杨鋈伟, 詹洪顺, 江梦茹, 陈海洋

(湖北汽车工业学院汽车材料学院, 湖北 十堰 442002)

摘 要: 为优化 H13 钢基复合板的堆焊工艺及性能, 选用不同焊接材料, 采用电弧增材技术制备高强复合板, 对比分析其微观组织形貌、显微维氏硬度、冲击韧性及断口特征。结果表明: 高强层底部和中部组织主要由铁素体、回火马氏体、淬火马氏体及少量残余奥氏体组成; 顶部组织则以铁素体、淬火马氏体和少量残余奥氏体为主, 回火马氏体占比显著降低。单一焊丝所制复合板高强层硬度 (HV) 均值为 684, 冲击韧度为 7.37 J/cm^2 , 堆焊层断口呈解理断裂; 复合焊丝制备复合板高强层硬度 (HV) 降至 606.7, 316L 过渡层的塑性缓冲作用使冲击韧度提升 14% 至 8.41 J/cm^2 , 断口表现为准解理断裂。

关键词: 过渡层; 高强层; 热作模具钢; 显微组织; 冲击韧度

中图分类号: TG442

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)03-0149-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.03.017

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Comparative study on the microstructure and properties of arc additive composite plates with different welding materials

WANG Hailin*, WANG Jinfeng, ZHANG Yuanhao, YANG Siwei,
ZHAN Hongshun, JIANG Mengru, CHEN Haiyang

(School of Automotive Materials, Hubei University of Automotive Technology, Shiyan 442002, Hubei, China)

Abstract: To optimize the welding process and performance of H13 steel-based composite plates, different welding materials were selected and two high-strength composite plates were fabricated using arc additive manufacturing. The microstructure morphology, micro-Vickers hardness, impact toughness, and fracture characteristics of these plates were compared and analyzed. The results indicate that the bottom and middle parts of the high-strength layer are mainly composed of ferrite, tempered martensite, quenched martensite and a small amount of residual austenite, while the top layers are mainly composed of ferrite, quenched martensite and a small amount of residual austenite, with a significantly reduced proportion of tempered martensite. The average vickers hardness of the high-strength layer in Scheme A is 684. While in Scheme B it drops to 606.7, the vickers hardness curve changes more gradually. The impact toughness of the composite plate in Scheme A is 7.37 J/cm^2 , and the fracture surface of the overlay shows cleavage fracture. In scheme B, the introduction of the 316 L transition layer plays a plastic buffering role, increasing the impact toughness to 8.41 J/cm^2 , with an increase of 14%. The fracture surface of the overlay presents quasi-cleavage fracture.

Key words: transition layer; high strength layer; hot work die steel; microstructure; impact toughness

收稿日期: 2025-07-27; 修回日期: 2025-09-09; 接受日期: 2025-09-11

基金项目: 大学生创新训练计划项目 (DC2025051); 十堰市引导性科研项目 (25Y241)。

作者简介: 王海林, 1988 年出生, 男, 湖北十堰人, 硕士, 主要从事材料连接及表面改性, E-mail: 1353906413@qq.com。

0 引言

热作模具是航空工业、石化能源等关键领域的核心基础装备,其制造水平直接决定了国家制造业的整体发展层次^[1-2]。在各种类模具产品中,热作模具的应用占比颇高,其服役性能与使用寿命一直备受行业关注^[3]。由于热作模具需长期处于严苛的工况环境中,需持续承受反复高温、高压作用,同时面临冲击载荷与冷热疲劳的双重影响,因此在服役过程中易因热磨损、结构变形、热腐蚀及热疲劳裂纹等问题导致失效^[4-6]。相较于生产全新模具的方式,基于堆焊原理发展而来的电弧增材再制造技术(Wire and Arc Additive Manufacturing,WAAM),是一种以电弧为热源,通过分层制造、逐层叠加的方式自下而上构建的三维实体的新兴技术。将该技术应用用于热锻模具的表面改性 with 修复工作中,不仅能够有效提升材料利用率、大幅降低制造成本,还可显著延长模具的服役寿命,在工业领域展现出极为广阔的应用潜力^[7-8]。

H13 钢是当前使用热作模具领域应用最为广泛的材料,凭借优异的淬透性、耐磨性及抗热疲劳性能^[9],在该领域占据重要地位。目前,学术界针对 H13 热作模具钢开展了材料表面改性研究,其技术路线多集中于激光熔覆增材方向。薛胜利等^[10]通过激光熔覆技术在 H13 钢表面制备 WC 增强 Ni 梯度涂层,试验结果表明,该涂层可使模具钢表面显微硬度最大值达到基体材料的 4 倍左右,而磨损量仅为基体的 18%。杨鹏宇等^[11]则在 H13 钢表面构建了两不同成分的 Fe 基合金涂层,测试数据显示,涂层平均硬度 (HV) 约为 600,相较于 H13 钢基体硬度提升幅度达 41.2%。刘立君等^[12]以 H13 模具钢为研究对象,基于超声辅助激光熔覆技术制备强化层,重点探究超声功率对熔覆层尺寸及微观组织性能的调控作用,研究发现,施加超声振动后,熔覆层内部晶粒显著细化,其显微硬度 (HV) 平均值为 706;而未施加超声振动的熔覆层,显微硬度 (HV)

平均值为 584,前者较后者硬度提升约 21%。此外,卢红杰等^[13]采用电弧增材工艺,在 H13 基板上分别制备单道多层与多道多层熔覆层,并分析工艺参数对熔覆层磨损性能的影响,结果显示多道多层熔覆层搭接区域的磨损性能劣于非搭接区域。

在热作模具钢表面采用电弧堆焊时,不同类型焊丝的组合作用会对堆焊层综合力学性能产生影响。为此,笔者以 H13 热作模具钢作为基板,选用 YD557 焊丝、316L 不锈钢焊丝进行组合,旨在探索优化堆焊工艺参数。通过电弧增材的方式制备兼具高强耐磨性与良好韧性的复合板件,对比不同复合板微观组织形貌、显微维氏硬度、冲击韧性及断口形貌差异特征,分析不同焊接材料对复合板显微组织和力学性能的影响,实现对 H13 热作模具钢基堆焊复合板性能的优化,为增材制造技术在热作模具钢领域的进一步广泛应用提供理论依据和试验数据支撑。

1 试验材料、设备及方法

1.1 试验材料

基体材料选用退火态 H13 热作模具钢(牌号为 4Cr5MoSiV1),该材料兼具优良的强热性、较高的淬透性及强韧性,可满足热锻模具服役过程中的严苛性能要求,其主要化学成分如表 1 所示,规格为 250 mm×100 mm×20 mm。焊前先用砂纸对钢板表面进行打磨处理,去除表面氧化膜及其他附着污染物,再用丙酮清洗表面,清除残留油污等杂质,最后用无水乙醇二次清洗,使基板呈金属光泽,清洗后放置于干燥器皿中保持干燥待用。

两种焊接材料直径均为 1.6 mm,具体化学成分如表 2 所示,YD557 药芯焊丝,其堆焊工艺优良,焊接过程中电弧稳定、飞溅小、焊后易脱渣、焊道成型美观,熔敷金属具有很好的高温硬度和耐冷热疲劳性能。316L 不锈钢焊丝焊接工艺性能良好、电弧稳定、脱渣容易,熔敷金属具有良好的耐腐蚀与抗裂性。

表 1 H13 钢材化学成分
Table 1 Chemical composition of H13 steel

%

C	Cr	Si	Mo	V	Mn	S	P
0.32 ~ 0.42	4.75 ~ 5.50	0.80 ~ 1.20	1.10 ~ 1.75	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.50	≤0.030	≤0.030

表 2 焊丝化学成分
Table 2 Chemical compositions of welding wire

%

Welding wires	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	W	Co	Fe
YD557	≤0.60	≤3.00	≤0.80	2.00 ~ 4.00	≤2.00	≤1.00	6.50 ~ 8.50	≤2.00	Bal.
316L	≤0.04	0.50 ~ 2.50	≤1.00	17.0 ~ 20.0	2.0 ~ 3.0	11.0 ~ 14.0			Bal.

1.2 试验设备及方法

焊接系统由 Miller Dimension812 焊机、Miller 70Series 送丝机及 Miller Cool Mate3 冷却水箱及焊接机器人构成。金相试样经砂纸逐级打磨、抛光后进行腐蚀处理, YD557 焊丝堆焊试样用 4% 硝酸酒精腐蚀液, 316L+YD557 焊丝堆焊试样在腐蚀液 (1 mL 硝酸+10 mL 盐酸+1 g 硫酸铜) 中腐蚀, 通过 MDJ-200 型金相显微镜观察显微组织。从堆焊复合板上切割制备标准冲击试样 (10 mm×10 mm×55 mm), 缺口开在堆焊层, 试样以熔合线 (复合界面) 为中心, 上半部分为堆焊层, 下半部分为基板, 厚度均为 5 mm, 采用 QJBCS-300J 型数显摆锤式冲击试验机测试冲击韧度, 使用 JSM-7900F 型扫描电子显微镜观察断口形貌。采用 TouchVicker10ZPro 型维氏硬度计测试硬度, 沿着基体层-热影响区-堆焊层进行测量, 施加载荷为 50 N, 加载时间 10 s, 测试点间距为 1 mm, 每个测试点重复测量 3 次并取平均值, 硬度测试点分布示意图如图 1 所示。

1.3 试验方案

选用 YD557 焊丝、316L 不锈钢焊丝进行堆

焊时, 先在基材上进行单层单道成形试验, 探究工艺参数对单层单道宏观形貌的影响规律, 先控制焊接电压为 20 V, 焊丝干伸长为 16 mm, 保护气体为混合气体 (80%Ar+20%CO₂), 气体流量为 18 L/min, 焊接速度为 300 mm/min 时, 在 300 ~ 420 mm/min 范围内每隔 30 mm/min 调节送丝速度, 得到不同送丝速度下单层单道的熔覆形貌。再控制送丝速度为 330 mm/s 及其它参数不变时, 在 20 ~ 30 V 的范围内改变焊接电压, 通过对比发现, 焊接电压在 20 ~ 24 V 焊接时飞溅较小、单道宽度均匀、无空洞等焊接缺陷, 确定的具体焊接工艺参数如表 3 所示。选取不同焊丝进行如图 2 所示的多层多道电弧增材制造复合板, 具体的试验方案 A、B 如表 4 所示。

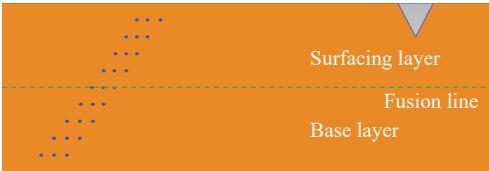


图 1 硬度测试点示意
Fig. 1 Schematic diagram of hardness testing points

表 3 不同焊丝单层单道焊接工艺参数
Table 3 Welding process parameters for single layer and single pass welding with different welding wires

Welding wires	Voltage/V	Current/A	Welding speed/(mm·min ⁻¹)	Wire feeding speed/(mm·min ⁻¹)	Protective gas flow rate/(L·min ⁻¹)
YD557	20	220 ~ 250	300	330	18
316L	22	190 ~ 230	300	330	18

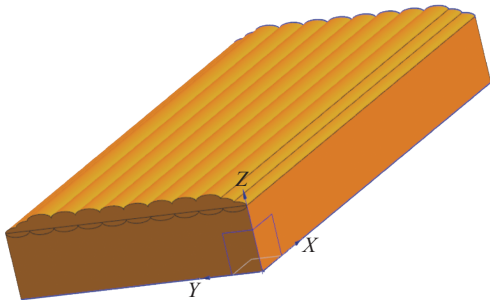


图 2 多层多道电弧增材制造示意
Fig. 2 Schematic diagram of multi-layer multi-pass arc additive manufacturing

基板多层多道堆焊过程中, 焊前先用钢刷清除前一道焊缝成形时在表面产生的氧化皮, 避免杂质影响焊接质量; 焊缝间搭接率控制在 40%~50%^[14-15], 确保焊缝搭接紧密, 有效避免凹坑等表面缺陷的产生。第一层各道焊缝的冷却时间为 5 min, 冷却期间对焊缝表面进行锤击处理, 一方面敲除焊接飞溅产生的金属液滴, 另一方面在焊缝未完全冷却时破碎柱状晶, 增加晶核数目, 实现晶粒细化, 提高材料的塑性与韧性。单层堆焊完成后, 层间冷却时间为

30 min, 待测温枪测得焊缝温度降至 100~150 ℃ 时, 再进行下一层堆焊。

表 4 不同堆焊试验方案
Table 4 Different welding schemes

Schemes	First layer of surfacing welding	Second layer of surfacing welding	High strength wear-resistant layer
A	YD557	YD557	YD557
B	316L	YD557	YD557

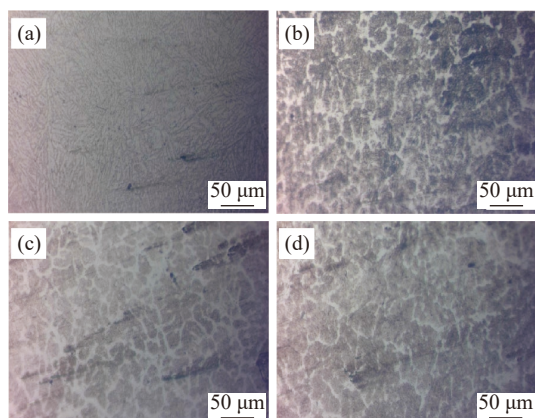
2 试验结果及分析

2.1 金相组织分析

图 3 为方案 A 堆焊试样金相组织。由图 3(a) 可知, 堆焊后基材区组织主要由等轴状或柱状铁素体与片状珠光体构成, 呈现长条带状分布特征^[16]; 图 3(b) 对应堆焊层底部靠近熔合线区域的组织, 图 3(c) 为堆焊层中部区域组织, 堆焊层底部和中部显微组织均以铁素体、回火马氏体、淬火马氏体为主, 并含有少量残余奥氏体; 图 3(d) 所示为堆焊层顶部区域组织, 主要为铁素体、淬火马氏体及少量残余奥氏体, 马氏体间分布有 Mo 与 Cr 形成的碳化

物强化相,该相有利于提升堆焊层的硬度,但对韧性产生不利影响。金相图显示,堆焊层各区域均未出现气孔、裂纹等缺陷,表明层间实现了良好的冶金结合。

堆焊层不同区域呈现出差异化组织形貌,主要原因是各区域在堆焊过程中经历了不同的热循环历程。堆焊第一层后,液态金属冷却速度较快,根据铁碳相图,冷却初期先析出 δ -Fe, 剩余液相随后可能进入 δ -Fe 和奥氏体的两相区;后续剩余液相继续转变为 δ -Fe 与奥氏体,同时伴随 δ -Fe 向奥氏体的转变,凝固结束时的组织由 δ -Fe 与奥氏体组成。由于焊接过程中严格控制冷却时间与层间温度,确保其未超过 230 $^{\circ}\text{C}$ 的 M_s 线(马氏体转变起始温度),凝固组织继续冷却时,首先发生 δ -Fe 向奥氏体的转变,且 YD557 焊丝中 Cr、Mo 元素能够稳定铁素体,使得少量 δ -Fe 能够在室温下存在^[17],同时过冷奥氏体发生马氏体转变,最终形成铁素体、淬火马氏体与少量残余奥氏体的组织形态^[18]。堆焊第二层时,第一层堆焊金属会受到二次热循环作用,距离结合面近的区域发生奥氏体化,冷却后重新转变为奥氏体化前的组织;距离结合面较远的区域,其马氏体组织经历回火处理,转变为回火马氏体。堆焊第三层时,金属基本不经历或仅经历微弱的热循环,马氏体转变完成后组织状态基本保持稳定。基于上述热循环规律,堆焊层底部和中部组织主要为铁素体、回火马氏体和少量残余奥氏体为主,而顶部组织则主要由铁素体、马氏体(以淬火马氏体为主)及少量残余奥氏体构成。由于回火马氏体易被硝酸酒精腐蚀,呈现出较深颜色,淬火马氏体则不易被腐蚀,呈现出较浅颜色^[19],从图 3 可看出,堆焊层底部回火马氏体组织含量明显多于中部与顶部区域。



(a) 基材区; (b) 堆焊层底部; (c) 堆焊层中部; (d) 堆焊层顶部

图 3 方案 A 不同位置的显微组织

Fig. 3 Microstructure of scheme A at different positions

方案 B 堆焊试样各区域的显微组织如图 4 所示,图 4(a) 为 316L 不锈钢焊丝堆焊过渡层与基材

的交界区域,清晰反映二者界面结合状态。图 4(b) 为过渡层形貌,该区域呈现规则胞状组织;胞壁因 Cr、Mo 元素偏析更耐腐蚀,在光学显微镜下表现出更高的亮度。胞状组织边界被高密度位错缠结形成厚位错壁,且大范围形成位错网,可对各方向的位错滑移起到良好钉扎作用^[20]。图 4(c) 为过渡层与高强层交界区域,界面比较明显,图 4(d)(e) 分别为 YD557 焊丝堆焊高强层底部和中部的组织特征,主要由网状铁素体与回火马氏体构成,回火马氏体组织的形成源于堆焊后续高强层焊道时下层已成形成焊道受到的回火作用,使下层原有马氏体转变为回火马氏体。相较于方案 A,方案 B 因首层堆焊 316L 不锈钢焊丝,YD557 堆焊层的铁素体晶粒更为粗大,且回火马氏体的含量有所降低。图 4(f) 为 YD557 高强层顶部区域组织,主要由板条状马氏体与针状马氏体的混合物、铁素体及少量的残余奥氏体组成。该组织形成的可能与顶部位于堆焊最外层,冷却速度更快有关,更有利于马氏体转变^[15],使针状马氏体极为细小;且由于马氏体转变为不完全相变,因此会有少量残余奥氏体分布在针状马氏体晶界周围。

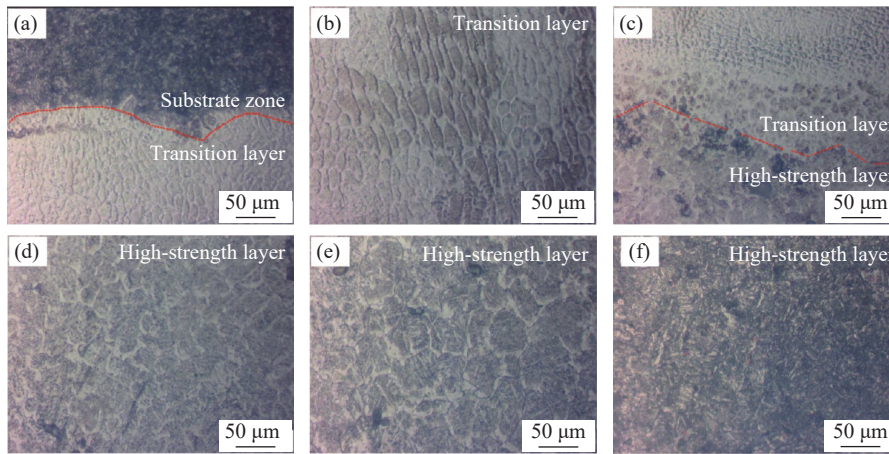
2.2 显微硬度分析

图 5 为方案 A、B 冲击试样距离熔合线不同位置的显微硬度分布。焊接热循环会对不同层焊道及同层焊道间的区域产生作用,促使各区域形成差异化组织结构;这种组织结构的不均匀性最终导致试样截面不同位置显微硬度呈现明显差异。从硬度整体变化趋势来看,沿“基材区→熔合区→高强层”,硬度呈梯度递增分布,堆焊层硬度较基板层有显著提升。堆焊过程的热量积累对基材的热影响区产生淬火作用,使该区域硬度高于基材区,与此同时,焊丝中的合金元素会向基体扩散,对硬度提升也有一定作用。堆焊层越靠近表面,硬度值越高,核心原因是最上层未受到后续焊道的回火作用,金相组织以高硬度的淬火马氏体为主;中间层因持续承受上层焊道的回火处理,使原有淬火马氏体转变为片状回火马氏体,故硬度较表层略低。

方案 A 基材区平均硬度 (HV) 为 212.8,距离熔合线上 1 mm 以上的中间层平均硬度 (HV) 为 638.3,距离熔合线上 3 mm 以上的高强层平均硬度 (HV) 为 684,高强层平均硬度约为基材的 3.2 倍;方案 B 基材区的平均硬度 (HV) 为 207.2,距离熔合线上 1 mm 以上的过渡层平均硬度 (HV) 为 417.5,距离熔合线上 3 mm 以上的高强耐磨层平均硬度 (HV) 为 606.7,高强层平均硬度约为基材的 2.9 倍。对比可知,方案 A 与方案 B 基材区硬度差异较小,而高强层硬度 (HV) 差值接近 80,增加 316L 焊丝作为过

渡层后, 基材区与高强层中间的硬度曲线变化更平缓, 硬度分布梯度显著减小, 主要原因是 316L 不锈钢焊丝和 YD557 焊丝成分存在差异, 方案 A 中间层形成的回火马氏体硬度远高于方案 B 过渡层形

成的规则胞状组织硬度, 且过渡层会对高强层产生一定稀释作用, 使高强层各区马氏体组织形态不同, 有效缓解了基材与高强层之间的硬度突变, 实现硬度梯度优化。



(a) 熔合区; (b) 过渡层; (c) 过渡层与高强层交界; (d) 高强层底部; (e) 高强层中部; (f) 高强层顶部

图4 方案B不同位置的显微组织

Fig. 4 Microstructure of scheme B at different positions

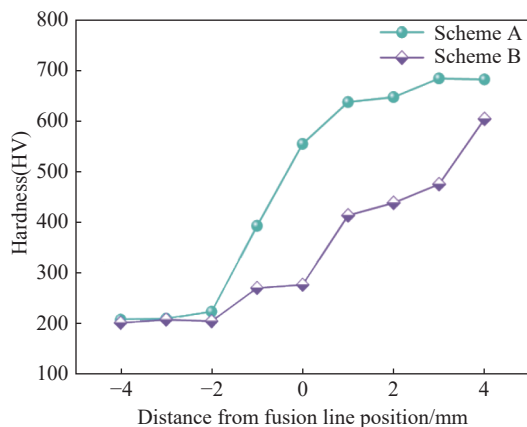


图5 不同方案试样显微硬度分布

Fig. 5 Microhardness distribution of samples from different schemes

2.3 冲击韧度及断口形貌分析

图6为两种不同方案冲击试样的冲击韧度对比结果。方案A复合板冲击韧度为 7.37 J/cm^2 , 方案B通过添加 316L 焊丝作为过渡层后, 冲击韧度提升至 8.41 J/cm^2 , 较方案A提高 14%。过渡层的引入可缓解基材与 YD557 高强层之间的组织与性能突变, 减少应力集中, 为冲击韧度提升提供了结构支撑。尽管未实现冲击韧度的大幅突破, 但该结果验证了过渡层在优化复合板韧性方面的可行性。

方案A复合板冲击试样断口形貌如图7所示。基板层断口存在明显撕裂带, 且分布有大量细小均匀的韧窝, 断裂类型判定为韧性断裂; 堆焊层断口出现大量河流花样, 以扇形解理断面为主, 仅在局部区

域出现少量深度较浅韧窝, 整体呈现脆性断裂特征, 故判定为解理断裂。基板层发生韧性断裂的主要原因在于, 母材组织以铁素体为主, 该组织具有强度低、塑性高的特性; 而堆焊层组织为粗大针状马氏体, 其强硬性特征导致该区域产生脆性断裂。

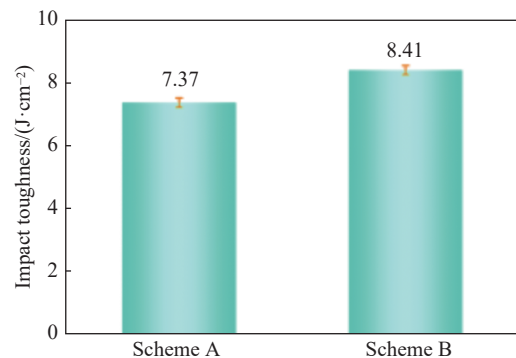
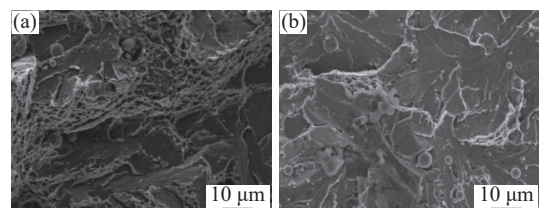


图6 不同方案试样的冲击韧度值

Fig. 6 Impact toughness values of the test specimens from different schemes

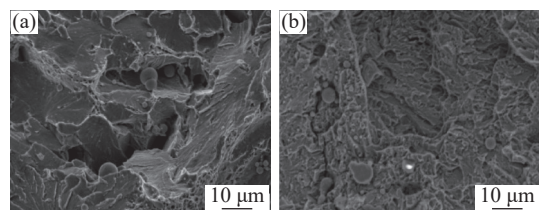


(a) 基板层; (b) 堆焊层

图7 方案A冲击试样断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology of the impact specimens for scheme A

方案 B 复合板冲击试样的断口形貌如图 8 所示。基板层断口形貌中同样出现许多细小的韧窝,表明基板区域的断裂类型为韧性断裂;而方案 B 在堆焊层中引入 316L 不锈钢焊丝作为过渡层,从图 8(b) 堆焊层断口可见,部分区域存在小尺寸解理面,同时伴随等轴韧窝和大的撕裂韧窝,整体表现为准解理断裂特征。



(a) 基板层; (b) 堆焊层

图 8 方案 B 冲击试样断口形貌

Fig. 8 Fracture morphology of the impact specimens for scheme B

3 结论

1) 高强度层底部和中部显微组织以铁素体、回火马氏体、淬火马氏体为主,含少量残余奥氏体;顶部组织主要为铁素体、淬火马氏体和少量残余奥氏体。受后续焊道回火作用影响,高强度层底部回火马氏体组织含量高于中部与顶部。

2) 两种方案的基材区平均硬度 (HV) 均在 210 左右,差异较小;高强度层硬度 (HV) 存在显著差异,差值近 80。方案 A 高强度层平均硬度 (HV) 为 684,方案 B 因添加 316L 焊丝过渡层,高强度层平均硬度 (HV) 降至 606.7,且硬度曲线变化更平缓。

(3) 方案 A 复合板冲击韧度为 7.37 J/cm^2 ,堆焊层呈解理断裂;方案 B 添加过渡层后,复合板冲击韧度为 8.41 J/cm^2 ,较方案 A 提高 14%,堆焊层呈准解理断裂。两种方案基板层均为韧性断裂。

参考文献

- [1] FAN M Q, ZHAO Y L, WANG C, *et al.* The development status of hot forging die steel in china[J]. Hebei Metallurgy, 2024(5): 9-13.
(樊明强, 赵英利, 王超, 等. 国内热锻模具钢的发展现状[J]. 河北冶金, 2024(5): 9-13.)
- [2] EMAMVERDIAN A A, SUN Y, CAO C P, *et al.* Current failure mechanisms and treatment methods of hot forging tools (Dies)-A review[J]. Engineering Failure Analysis, 2021, 129: 105678.
- [3] LI S H, HE W C, ZHANG X, *et al.* Research progress on surface treatment technologies of H13 hot die steel[J]. Iron & Steel, 2021, 56(3): 13-22.
(李绍宏, 何文超, 张旭, 等. H13 型热作模具钢表面改性技术研究进展[J]. 钢铁, 2021, 56(3): 13-22.)
- [4] YANG Z Y, YAN C L, TANG T Y, *et al.* Failure analysis and heat treatment process optimization of NOS525 rotary flat binaural hot forging die[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 163: 108521.
- [5] HONG X Y, XIAO G Q, ZHANG Y C, *et al.* Research on gradient additive remanufacturing of ultra-large hot forging die based on automatic wire arc additive manufacturing technology[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 116: 2243-2254.
- [6] YUAN X, WANG J, ZHU Q H, *et al.* Microstructure and abrasion resistance of Fe-based and Co-based coatings of AISI H13[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(12): 105-109, 133.
(员霄, 王井, 朱青海, 等. H13 钢的铁基和钴基熔覆层组织与耐磨性[J]. 焊接学报, 2018, 39(12): 105-109, 133.)
- [7] HONG X Y, XIAO G Q, QUAN G Z. Automatic additive manufacturing of arc fuse welding and forging composite for auto crankshaft hot forging mold[J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47(4): 170-175.
(洪小英, 肖贵乾, 权国政. 汽车曲轴热锻模焊锻复合电弧熔丝自动增材制造工艺[J]. 锻压技术, 2022, 47(4): 170-175.)
- [8] HU R Z, GUO C, YING M, *et al.* Microstructure and tribological properties on wear resistant steel prepared by wire+arc additive manufacturing[J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48(2): 194-202.
(胡瑞章, 郭纯, 营梦, 等. 电弧增材制造耐磨钢的组织结构与摩擦学性能[J]. 锻压技术, 2023, 48(2): 194-202.)
- [9] YANG C K, CHENG X N, ZHANG J, *et al.* Mechanical properties and wear behavior of W-Mo-V modified H13 tool steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(4): 30-37.
(杨成康, 程晓农, 张洁, 等. W-Mo-V 改进型 H13 模具钢的力学性能与磨损行为[J]. 金属热处理, 2021, 46(4): 30-37.)
- [10] XUE S L, LI J H, YAO F P, *et al.* Microstructure and properties of in-situ generated WC-reinforced Ni60 gradient coating by laser cladding on H13 steel[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2022, 50(6): 41-45, 51.
(薛胜利, 李金华, 姚芳萍, 等. H13 钢表面激光熔覆原位生成 WC 增强 Ni60 梯度涂层的组织及性能[J]. 稀有金属与硬

质合金, 2022, 50(6): 41-45, 51.)

- [11] YANG P Y, FENG G M, LI J Q, *et al.* Corrosion resistance of Fe-based coatings for H13 steel laser claddings[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2025, 62(5): 258-264.
(杨鹏宇, 冯光明, 李继强, 等. H13 钢激光熔覆 Fe 基涂层组织与耐蚀性能[J]. *激光与光电子学进展*, 2025, 62(5): 258-264.)
- [12] LIU L J, FENG M K, WANG X L, *et al.* Microstructure analysis of laser cladding strengthening layer on H13 die steel surface assisted by ultrasonic[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(6): 85-90, 96, 102.
(刘立君, 冯梦奎, 王晓陆, 等. 超声辅助 H13 模具钢表面激光熔覆强化层组织分析[J]. *焊接学报*, 2021, 42(6): 85-90, 96, 102.)
- [13] LU H J, LIU J Y. Tribological properties of hot forging die flux cored wire cladding layer by arc additive manufacturing[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2023, 15(6): 127-135.
(卢红杰, 刘建永. 热锻模药芯焊丝电弧增材制造熔覆层摩擦磨损性能[J]. *精密成形工程*, 2023, 15(6): 127-135.)
- [14] GUO L L, LIU G K, XU B R, *et al.* Study on microstructure and properties of 15-5PH surfacing on 30CrMo surface by CMT welding process[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2023, 46(6): 64-69.
(郭龙龙, 刘广阔, 徐斌荣, 等. 30CrMo 表面 CMT 堆焊 15-5PH 工艺及组织性能研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2023, 46(6): 64-69.)
- [15] NI M, HU Z Q, QIN X P, *et al.* Microstructure and mechanical properties of gradient interfaces in wire arc additive remanufacturing of hot forging die steel[J]. *Materials*, 2023, 16(7): 2639.
- [16] CHEN Y M, TONG H Y, ZHENG Y L, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Q345B steel-based surfacing composite plate[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2023, 44(8): 34-42.
(陈友明, 佟海云, 郑毅力, 等. 热处理对 Q345B 钢基堆焊复合板显微组织及力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2023, 44(8): 34-42.)
- [17] LIU Z D, CHENG S C, BAO H S, *et al.* Formation and influence factors of δ ferrite in high Cr martensitic heat resistant steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(11): 61-67.
(刘正东, 程世长, 包汉生, 等. 高铬马氏体耐热钢中 δ 铁素体形成及影响因素[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(11): 61-67.)
- [18] XIE J P, ZENG D X, SHI Q Y, *et al.* Microstructure and properties of wire arc additive manufactured 20Cr9Mo3Ni2 steel on H13 steel surface at different preheating temperatures[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(11): 102-111.
(谢津平, 曾大新, 史秋月, 等. 不同预热温度下 H13 钢表面电弧增材 20Cr9Mo3Ni2 钢的组织与性能[J]. *金属热处理*, 2023, 48(11): 102-111.)
- [19] LIU Z S, XUE D Q, HAN S H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of double metal arc additive forming part based on CMT welding[J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46(17): 184-186, 190.
(刘志森, 薛丁琪, 韩绍华, 等. 基于 CMT 焊接的双金属电弧增材成形件的组织和力学性能[J]. *热加工工艺*, 2017, 46(17): 184-186, 190.)
- [20] LIU W, LIU C S, WANG Y, *et al.* Anisotropy of mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by laser additive manufacturing[J]. *Iron & Steel*, 2024, 59(6): 155-165.
(刘伟, 刘成松, 王勇, 等. 激光增材制造 316L 不锈钢力学性能的各向异性[J]. *钢铁*, 2024, 59(6): 155-165.)