

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.08

CMT电弧增材制备交叠层状异质材料的微观结构和机械性能

张琪¹, 王晓丽¹, 周子博¹, 肖楠¹, 丁红瑜², 胡庆贤^{1*}

1. 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003

2. 江苏科技大学 海洋装备研究院, 江苏 镇江 212100

摘要: 异质材料增材制造作为增材制造领域的一个前沿方向,通过一体化的结构功能设计,克服了单一材料的性能局限,实现了传统单一材料无法达到的综合性能。本研究中,采用冷金属过渡电弧增材制造(CMT-WAAM)技术,利用高强钢(HSS)和低碳钢(LCS)焊丝,采用正交沉积策略制备了交叠层状异质金属(OLH)试样,成形良好且无明显冶金缺陷。HSS试样中主要为针状马氏体, LCS试样中主要为多边铁素体,而在OLH试样中, HSS区域主要为马氏体和部分铁素体, LCS区域主要为铁素体和部分马氏体。OLH试样中HSS区硬度约为340.7 HV,与HSS试样硬度(326.0 HV)接近,而LCS区硬度约为245.9 HV,相较于LCS试样硬度(171.1 HV)提高143.8%。OLH试样结合了HSS试样的抗拉强度和LCS试样的延展性,拉伸性能介于HSS和LCS试样之间。

关键词: 异质金属; 高强钢; 低碳钢; CMT-WAAM。

中图分类号: TG457 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0066-11

Microstructure and Mechanical Properties of Overlapping Layered Heterostructured Materials Fabricated by CMT Additive Manufacturing

ZHANG Qi¹, WANG Xiaoli¹, ZHOU Zibo¹, XIAO Nan¹, DING Hongyu², HU Qingxian^{1*}

1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China

2. Institute of Marine Equipment, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China

Abstract: Heterogeneous materials additive manufacturing represents a cutting-edge direction in the additive manufacturing field. Its core significance lies in overcoming the performance limitations of single materials and achieving comprehensive properties unattainable with traditional materials through spatially integrated structural functional design. In this study, utilizing cold metal transfer wire arc additive manufacturing (CMT-WAAM) technology, samples of high-strength steel (HSS), low-carbon steel (LCS), and overlapping layered heterogeneous (OLH) were fabricated. Macroscopic and microscopic examinations revealed no significant defects. In the OLH samples, the HSS regions developed predominantly ferrite, while the LCS regions formed martensite. The HSS zones showed comparable hardness (340.7 HV) to monolithic HSS (326.0 HV). In contrast, the LCS zones exhibited a 143.8% increase in hardness (245.9 HV) compared to monolithic LCS (171.1 HV). The OLH samples combined HSS-grade tensile strength with LCS-level ductility.

Keywords: heterogeneous materials; high-strength steel; low-carbon steel; CMT-WAAM

引用格式: 张琪, 王晓丽, 周子博, 等. CMT电弧增材制备交叠层状异质材料的微观结构和机械性能[J]. 电焊机, 2025, 55(10): 66-76.

Citation: ZHANG Qi, WANG Xiaoli, ZHOU Zibo, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Overlapping Layered Heterostructured Materials Fabricated by CMT Additive Manufacturing[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 66-76.

收稿日期: 2025-08-28

基金项目: 江苏省研究生科研创新项目(KYCX24_4122)

作者简介: 张琪(1998—),男,硕士,主要研究电弧增材制造工艺及过程数值模拟。E-mail: 231110601229@stu.just.edu.cn。

通讯作者: 胡庆贤, huqingxian@126.com。

0 引言

增材制造(AM)技术因其逐层沉积制造工件的特点,受到研究人员的广泛关注^[1-2]。相较于传统制造,AM技术不仅可以实现复杂结构的快速加工制造,在材料选择上更不受约束,可实现不同材料分布的自定义设计与制备^[3-5]。

交叠层状异质结构(OLH)材料是一类具有复杂结构的新型结构复合材料。OLH不仅通过局部成分相互作用协同结合了组成金属的性质^[6-7],实现了超越传统混合规则预测的性能指标^[8-10],而且降低了增材过程中由热积累^[11]引起的各向异性,表现出性能差异小的特点。因此,OLH材料表现出优于同质结构材料的综合性能。在航空航天、国防部门、生物医学工程和建筑行业具有广阔的应用前景^[12-14]。

不同金属^[15]在热物理性质上存在显著差异,导致在增材制造过程中形成非均相界面。这些界面通常含有脆性金属间化合物(IMCs),会降低界面结合强度^[16-17]。研究证实,热输入是调控界面IMC层厚度的关键工艺参数^[18-19]。Karim等人^[20]通过CMT制造了316L不锈钢/4043铝的双金属部件,在低热输入条件下(<1.2 kJ/mm),Fe/Al界面的IMC厚度保持在 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下,峰值抗拉强度为 130 MPa ;增加热输入(>2.0 kJ/mm)可使IMCs增厚至 $>12\text{ }\mu\text{m}$,引起界面脆化,强度降低至 100 MPa 以下。Chen等人^[21]采用WAAM制造了304不锈钢/低碳钢的双金属结构,实现了高强度和延展性的协同结合,与单片304不锈钢相比,抗拉强度(Y方向)提高了87.2%。

然而,WAAM的逐层沉积和瞬态热循环会导致热积累的空间异质性显著。经历严重热积累的区域会加剧热循环或峰值温度升高,损害层间冶金结合并加剧机械性能的各向异性。研究表明,在WAAM过程中采用交替沉积策略可以提高界面特性。Liu等人^[15]通过交替沉积WAAM制备Ni-Al-Cu/steel组件,促进层间联锁结构产生协同强化效应。与传统的WAAM相比,这种方法减少了各向异性,提高了21%以上的整体拉伸性能。Guo等人^[11]使用等离子弧增材制造技术制备了具有不同层间结构的高氮钢(HNS)/高强度钢(HSS)双金属多层

材料,实现了兼具强度和延性的HNS-HSS双金属体系。

MG100-G高强度钢具有优异的比强度、高延展性、断裂韧性和良好的焊接性^[22-25]。ER50-6低碳钢具有优异的成形性、良好的焊接性能和低成本的特点^[26-27]。通过这两种材料制备异质结构材料是实现高强度-高韧性的一种很有前途的方法,在建筑、工程机械和铁路运输领域展现出可扩展的应用潜力。在本研究中,使用MG100-G和ER50-6焊丝通过CMT-WAAM制备了高强度、低碳钢和OLH样品,研究了异质结构材料沉积策略与常规同质材料沉积策略对材料微观结构和力学性能的影响,验证了通过WAAM沉积策略控制OLH试样力学性能的可行性。

1 试验方法

1.1 原材料与设备

采用CMT-WAAM电弧增材制造系统制备试样,设备示意如图1a所示。基板尺寸为 $200\text{ mm}\times 200\text{ mm}\times 16\text{ mm}$ 的Q235B碳素结构钢板。增材材料为直径 1.2 mm 的MG100-G高强度低合金钢(HSS)和ER50-6低碳结构钢(LCS)焊丝,焊丝与基板的化学成分如表1所示。在试样增材制造前,对Q235B基板进行抛光处理以去除表面氧化层,随后使用丙酮清洗以消除氧化物和油污等污染物。

1.2 样品制备

为对比研究,采用两种沉积策略制备了三种样品:低碳钢薄壁结构、高强度钢薄壁结构以及交叠层状异质结构块体。

(1)薄壁结构:分别使用ER50-6和MG100-G焊丝,通过单道多层的方式沉积薄壁件结构。沉积路径如图1b所示,Z轴为增材方向,层间扫描路径沿X轴单向往复。两种焊丝的具体工艺参数详见表2。

(2)交叠层状异质结构:采用MG100-G与ER50-6焊丝交替沉积的策略制备块体样品。其沉积路径如图1c所示,Z轴为增材方向,层间扫描路径在X轴与Y轴之间交替进行,以形成三维互锁的异质结构。工艺参数与表2一致。

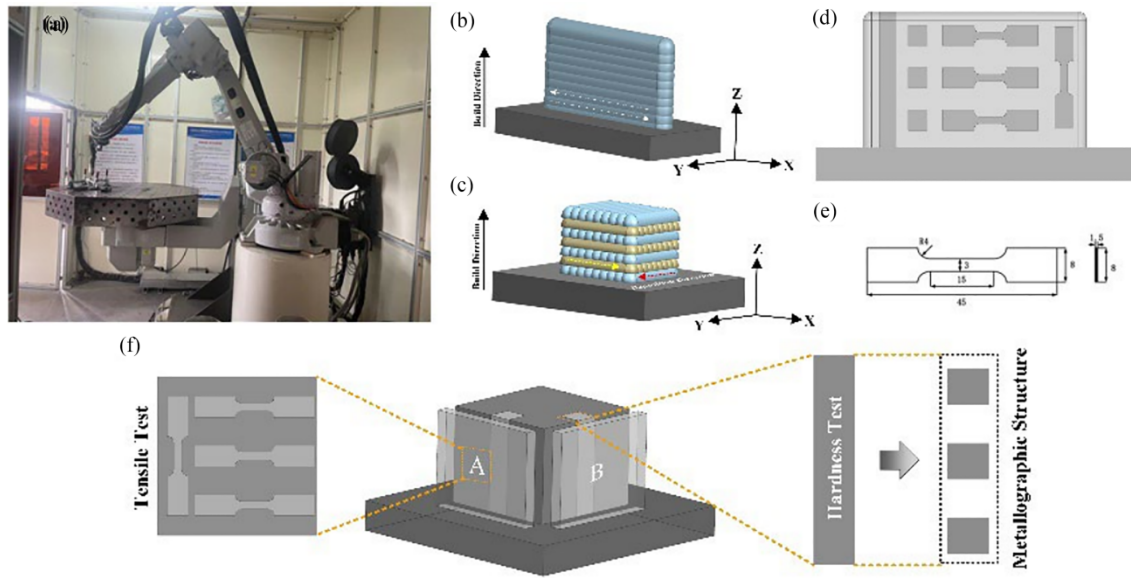


图1 WAAM 增材及取样示意:(a)CMT-WAAM系统;(b)薄壁增材示意;(c)块体增材示意;(d)薄壁取样位置原理;(e)拉伸试样尺寸;(f)块体取样位置原理

Fig. 1 Schematic diagram of WAAM and sampling: (a) CMT-WAAM system; (b) schematic diagram of the thin-wall; (c) schematic diagram of the bulk; (d) schematic diagram of the sampling location for thin-wall; (e) schematic diagram of tensile sample dimensions; (f) schematic diagram of the sampling location for bulk

表2 工艺参数
Table 2 Deposition parameters

工艺参数	MG100-G wire	ER50-6 wire
电流/A	212	192
电压/V	17.3	16.5
送丝速度/(m·min ⁻¹)	6.9	6.0
行走速度/(mm·s ⁻¹)	6.0	6.0
保护气体	18%CO ₂ +82%Ar	18%CO ₂ +82%Ar
气体流量/(L·min ⁻¹)	20	20
层间温度/°C	50~70	50~70

图2a为由ER50-6和MG100-G焊丝制备的交叠层状异质结构(OLH)。图2b、2c分别为ER50-6和MG100-G焊丝沉积的薄壁结构,三者均呈现完整几何形貌且无明显缺陷。为便于后续分析,分别

命名为:LCS(低碳钢 ER50-6)、HSS(高强度钢 MG100-G)和OLH(交叠层状异质材料)。

所有分析样品均通过线切割从沉积态试样上截取。薄壁结构的拉伸试样取样方向平行于沉积高度方向,具体取样位置及试样尺寸分别如图1d、1e所示。薄壁结构的取样位置如图1d所示,拉伸试样具体尺寸见图1e。对于块体OLH试样,为便于后续分析,根据图1f将相邻表面分别定义为OLH-A和OLH-B平面。金相样品经研磨、抛光后,采用体积分数为0.25%的硝酸酒精溶液腐蚀5~10 s,通过光学显微镜进行显微组织表征。拉伸试验在电子万能试验机上以0.9 mm/min的应变速率进行。采用扫描电子显微镜(SEM)及配套能谱仪(EDS)分析



图2 宏观形貌:(a)OLH;(b)HSS;(c)LCS

Fig. 2 Macroscopic morphology diagrams: (a)OLH; (b)HSS; (c)LCS

断面形貌。维氏显微硬度测试使用半自动硬度计, 载荷 500 gf, 保载 10 s, 间距 0.5 mm。

2 试验结果与分析

2.1 显微组织分析

在 CMT-WAAM 沉积过程中, 随着沉积层数的增加, 主要散热机制从基板传导逐渐转变为环境空气对流, 导致整体冷却速率下降。然而, 在已冷却

表面重新开始沉积时会产生瞬时最高冷却速率, 而在沉积终止阶段则出现最低冷却速率。图 3a、3b 为利用 JMatPro 计算得到的高强钢 (HSS) 和低碳钢 (LCS) 的连续冷却转变 (CCT) 曲线。理论 CCT 分析表明, HSS 的微观组织与冷却速度有关: 高冷速下, 形成板条马氏体和少量铁素体; 冷速降低, 则促进贝氏体和残余铁素体的生成。相比之下, LCS 在整个冷却过程中主要形成多边形铁素体相, 其组织受冷却速率变化的影响较小。

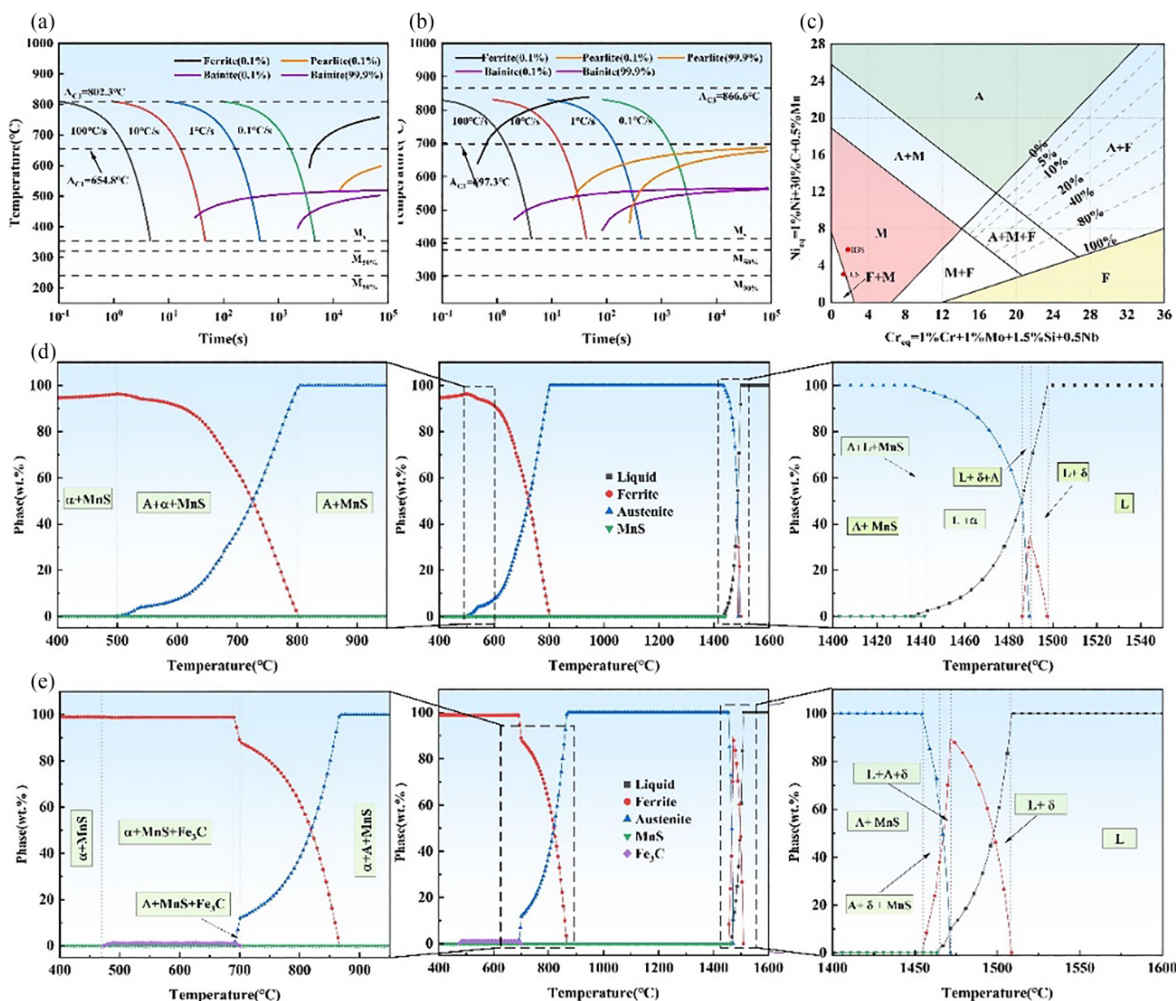


图3 热力学曲线: (a) Schaeffler 图; (b) HSS 的 CCT 曲线; (c) LCS 的 CCT 曲线; (d) HSS 平衡相图; (e) HSS 平衡相图
Fig. 3 Thermodynamic curve: (a) Schaeffler diagram; (b) CCT diagram for HSS; (c) CCT diagram for LCS; (d) HSS equilibrium phase diagram; (e) HSS equilibrium phase diagram.

图 4a、4b 分别为 CMT-WAAM 制备的 HSS 和 LCS 试样的金相组织。由于 CMT-WAAM 工艺的快速凝固特性, 两种材料均形成了非平衡组织。HSS 组织主要由马氏体组成。这是由于高冷却速率抑制了奥氏体向平衡相的扩散型转变, 迫使非扩

散型转变为马氏体。同样地, LCS 主要由沿晶界分布的多边形铁素体和少量层状珠光体组成, 呈现细小均匀的晶粒结构。这主要归因于其较低的淬透性 (使 CCT 曲线右移) 以及层间热循环促进的碳元素再分布与碳化物析出^[28]。观察到的 HSS 和 LCS

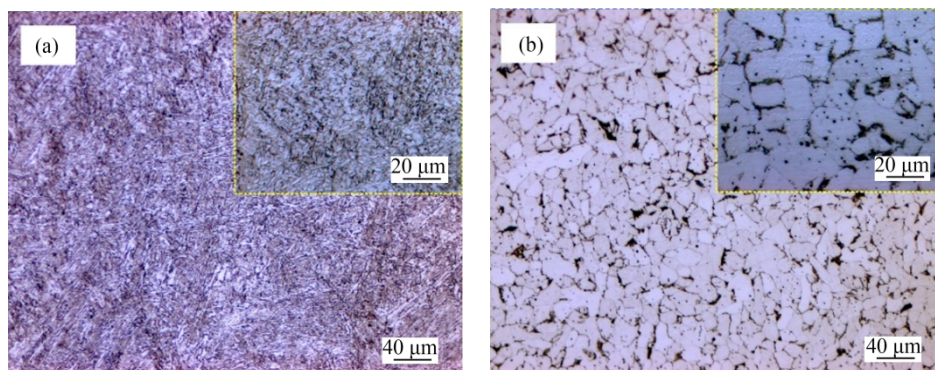


图4 试样金相组织: (a)HSS; (b)LCS

Fig. 4 Metallographic microstructure of sample: (a) HSS; (b) LCS

基本组织与已有研究结果一致^[29]。

在CMT-WAAM加工过程中,快速冷却、陡峭热梯度和循环再热的协同作用促进了非平衡组织的形成。Schaeffler图可用于预测HSS凝固过程中的组织演变^[30]。该图通过以下关系式计算铬当量(Cr_{eq})和镍当量(Ni_{eq}):

$$Cr_{eq} = Cr\% + Mo\% + 1.5 \times Si\% + 0.5 \times Nb\% \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = Ni\% + 30 \times C\% + 0.5 \times Mn\% \quad (2)$$

依据表1的化学成分,通过式(1)、式(2)计算得到HSS的铬当量与镍当量,并将其标绘于图3a中。理论预测表明,HSS的凝固组织将落入马氏体区,这一预测与图4a的实验金相观察结果一致。为进

一步阐明相变机理,利用JmatPro软件对HSS和LCS的相变动力学进行了模拟,结果如图3d、3e所示。模拟结果表明二者具有一致的凝固顺序:首先发生 $L \rightarrow L + \delta$ 转变,随后枝晶 δ -Fe(高温铁素体)转变为 γ -Fe(奥氏体)。在CMT-WAAM工艺条件下,HSS的快速冷却速率限制了奥氏体在高温区的保留,仅能形成极少量的铁素体便被冷却至 M_s 点以下,最终形成了以马氏体为主的组织。相比之下,LCS的奥氏体则有更长的稳定时间,足以完成向珠光体(α -Fe+ Fe_3C)的完全转变。此外,模拟还预测了两种合金在冷却过程中均有MnS夹杂物的析出。

图5为由HSS与LCS交替沉积形成的OLH结

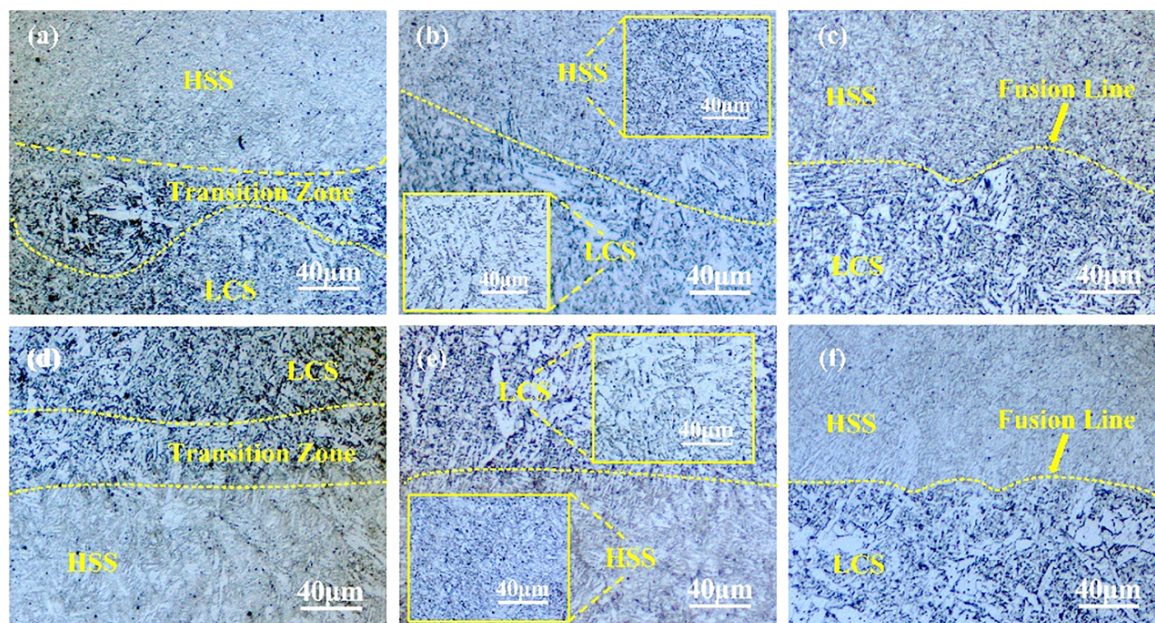


图5 金相显微组织: (a)OLH-A顶部; (b)OLH-A中部; (c)OLH-A底部; (d)OLH-B顶部; (e)OLH-B中部; (f)OLH-B底部

Fig. 5 Metallographic microstructures (a) the top of OLH-A; (b) the middle of OLH-A; (c) the bottom of OLH-A; (d) the top of OLH-B; (e) the middle of OLH-B; (f) the bottom of OLH-B.

构的金相组织。HSS 区域主要由针状马氏体和少量不规则的铁素体组成(图 5a~5c),而 LCS 区域则以不规则铁素体为基体,并含有局部马氏体岛。Cr 和 Ni 从 HSS 区扩散至 LCS 区,使 LCS 区局部浓度提升至足以引发马氏体相变的水平;同时,C 从 LCS 区向 HSS 区扩散,增加了界面碳浓度,促进了 HSS 区铁素体形核^[21]。

HSS-LCS 界面包含过渡区和以细晶为特征的熔合区,其中熔合区的高过冷度促进了细小枝晶凝固。在熔合区热梯度作用下,过渡区形成了垂直于熔合线的择优晶粒生长方向。不同区域的微观组织差异主要源于晶体生长取向,晶粒通常沿负热梯度方向扩展。在异种金属 CMT-WAAM 沉积过程中,复杂的热循环导致散热路径动态变化,从而改变了各区域的晶粒生长方向。图 5 分别展示了 OLH-A 和 OLH-B 试样不同位置的微观组织,表明 OLH-A 的组织混合程度显著低于 OLH-B。此外,OLH-A 具有更细小的晶粒结构,这源于沉积过程中增强的对流散热,从而降低了热积累。

2.2 显微硬度分析

图 6 为 HSS、LCS 和 OLH 试样的显微硬度分布,局部区域存在不均匀的硬度分布,这是由不同的热循环过程导致的。如图 6a~6d 所示,HSS 试样和 LCS 试样的显微硬度分布范围分别为 300~360 HV 和 160~180 HV,平均硬度分别为 326.0 HV 和 171.1 HV。图 6e、6h 表明,OLH 试样沿构建方向的显微硬度呈现周期性特征,这与成分和微观结构的循环波动相对应。在 OLH 试样中,HSS 区和 LCS 区的平均显微硬度分别约为 340 HV 和 240 HV。LCS 区域硬度的显著增加归因于 Cr 从 HSS 区扩散至 LCS 区,通过固溶强化提高了硬度^[31-32]。

为研究 OLH 试样不同表面硬度分布的差异,选取相邻表面的 OLH-A 和 OLH-B 试样进行分析。OLH-A 的硬度波动程度大于 OLH-B,这主要源于两方面:一是 OLH-A 较高的冷却速率形成了更细小且尺寸分布不均的晶粒;二是,Cr 和 Ni 等元素的扩散不充分,使得 OLH-A 的整体硬度波动范围大于 OLH-B。与 LCS 试样相比,OLH 试样中 LCS 区的硬度提高了 143.8%,而 HSS 区的硬度与 HSS 试样相比基本保持不变。显然,相较于 OLH 试样,LCS

和 HSS 试样的硬度分布表现出更低的硬度值、更窄的范围和更均匀的分布。随着铁素体含量的减少和马氏体含量的增加,位错密度的上升有助于在 CMT-WAAM 中获得更高的硬度值。

2.3 拉伸性能分析

从 Z 方向和高性能 X 方向选取试样:HSS 拉伸试样标记为 H1 和 H4;LCS 试样标记为 L1 和 L4;OLH-A 试样标记为 A1 和 A2;OLH-B 试样标记为 B1 和 B3。图 7 显示了 HSS、LCS 和 OLH-A/B 试样在 X、Y 和 Z 方向上的拉伸性能,由图可知,HSS 和 LCS 试样在 X 和 Z 方向上都表现出相似的拉伸性能。这主要归因于 CMT 的低热输入特性,结合受控的层间热输入和熔池搅拌效应,共同促进了晶粒细化,从而削弱了试样的各向异性。HSS 试样的抗拉强度和屈服强度分别约为 950 MPa 和 780 MPa,而 LCS 试样的抗拉强度和屈服强度分别约为 420 MPa 和 320 MPa。OLH 试样的拉伸性能介于 HSS 和 LCS 之间,且增材方向的性能优于水平方向。这是由于界面枝晶生长方向与 X 轴拉伸载荷方向垂直,阻碍了滑移带传播和裂纹扩展,从而提高强度^[33]。

2.4 断口形貌分析

图 8 显示了 HSS、LCS 和 OLH 试样的拉伸断口形貌。HSS 试样呈现小而浅的韧窝并伴有撕裂棱和大量夹杂物,表现为混合断裂特征;LCS 试样则显示出大而深的韧窝,表现韧性断裂特征;OLH 试样具有撕裂棱和浅韧窝,且第二相颗粒显著减少,表现出韧性断裂特征。值得注意的是,OLH 试样水平方向的韧窝尺寸小于增材方向,这与前文观察到的水平方向更高抗拉强度的结果相一致。此外,断口中非等轴韧窝的存在表明多层结构中在变形过程中产生了由层间应力传递引发的局部剪切应力。在 HSS/LCS 界面处,硬度梯度平缓且差异最小化,有效缓解了应力集中,确保了 HSS 与 LCS 之间的协调变形^[34-35]。

对所有试样断口的进一步观察发现,其表面均存在尺寸、数量和形态各异的夹杂物。如图 9 所示的 EDS 分析表明,位于韧窝内的第二相夹杂物存在明显的 Mn 和 Si 富集现象,这表明它们主要是在增材制造过程中,由熔池内 Si 促进的 Mn-O 键合反应形成的球状脱氧产物(MnO)。这类脆性夹杂物在

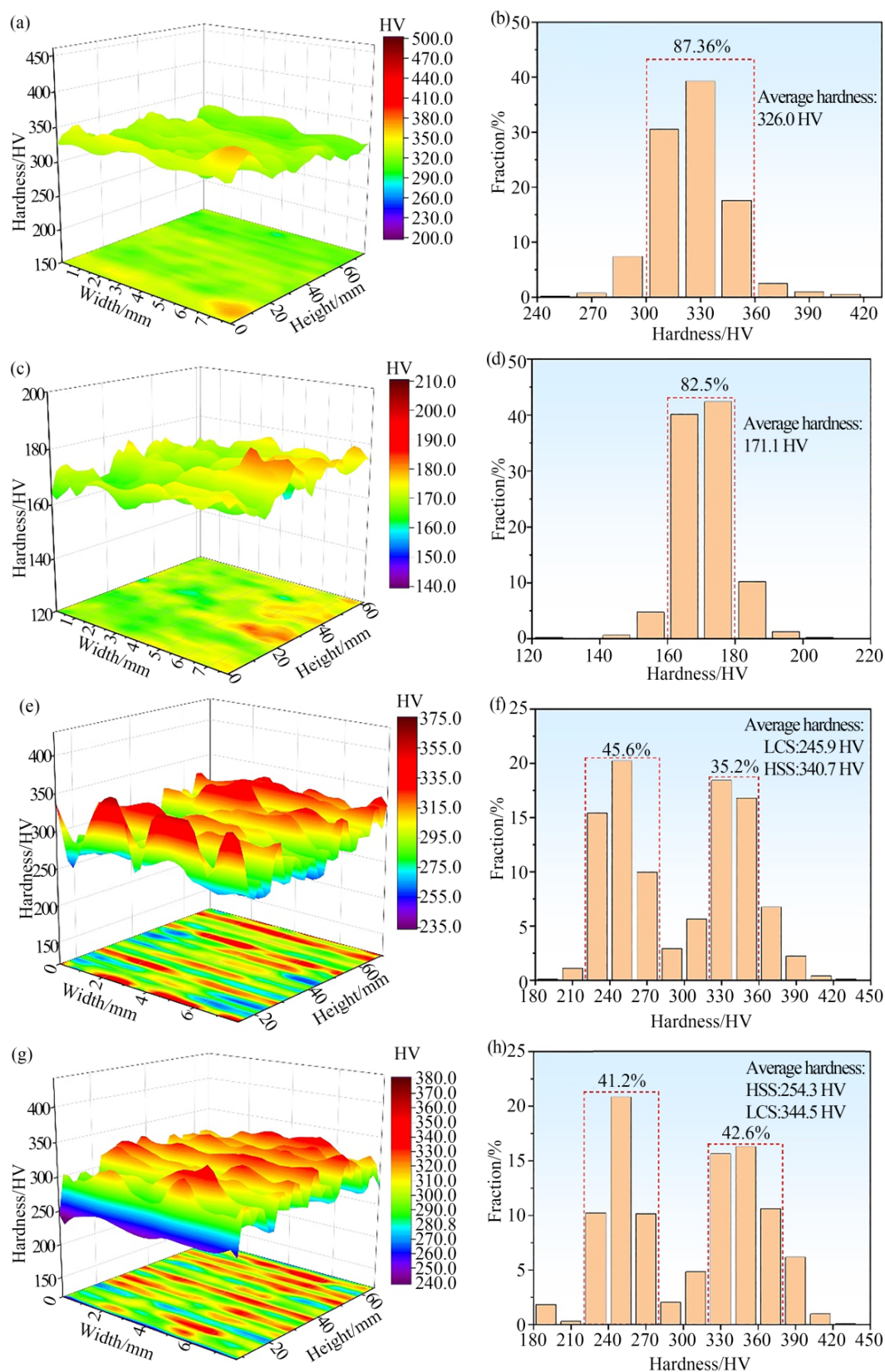


图6 不同试样的显微硬度分布:(a-b)HSS试样;(c-d)LCS试样;(e-f)OLH-A试样;(g-h)OLH-B试样

Fig. 6 microhardness distribution in different samples: (a-b) HSS sample; (c-d) LCS sample; (e-f) OLH-A sample; (g-h) OLH-B sample

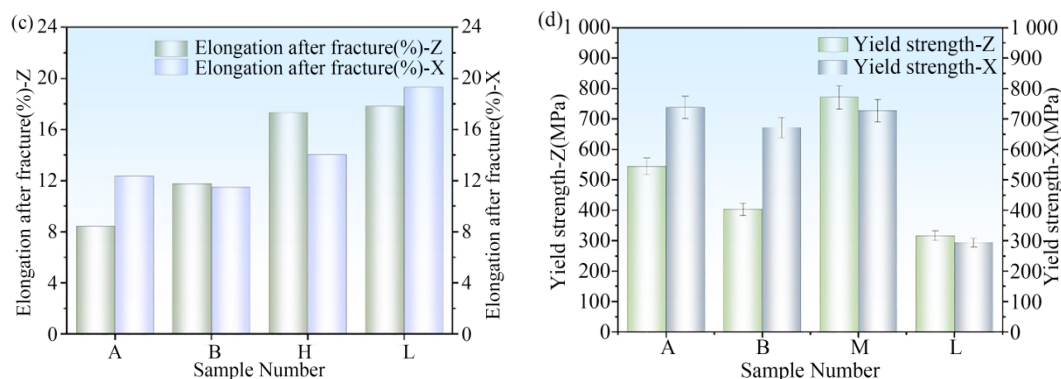


图 7 拉伸性能: (a) 应力-应变曲线; (b) 抗拉强度; (c) 断后伸长率; (d) 屈服强度

Fig. 7 Tensile properties: (a) Stress-strain curve; (b) Tensile strength; (c) Elongation after fracture; (d) Yield strength.

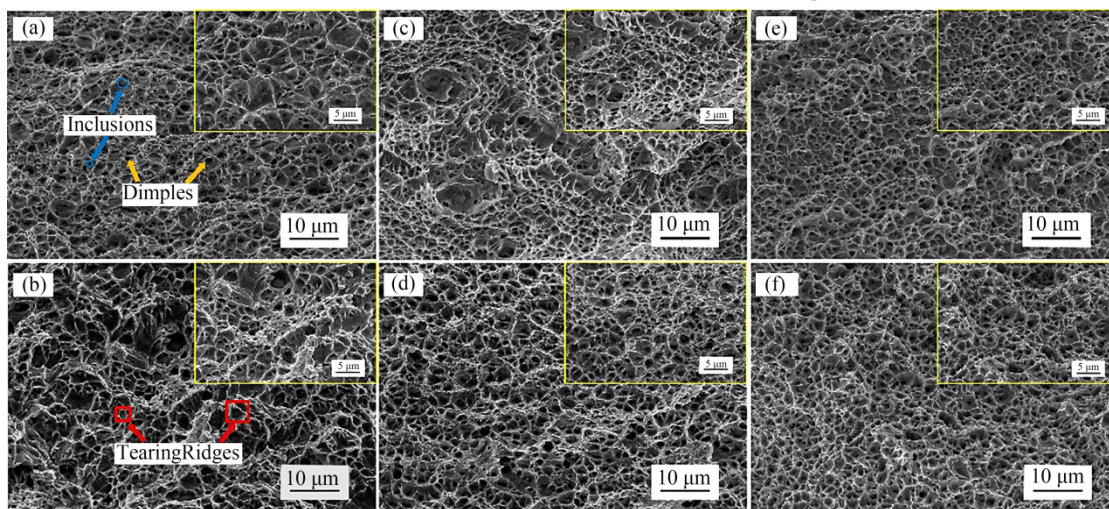
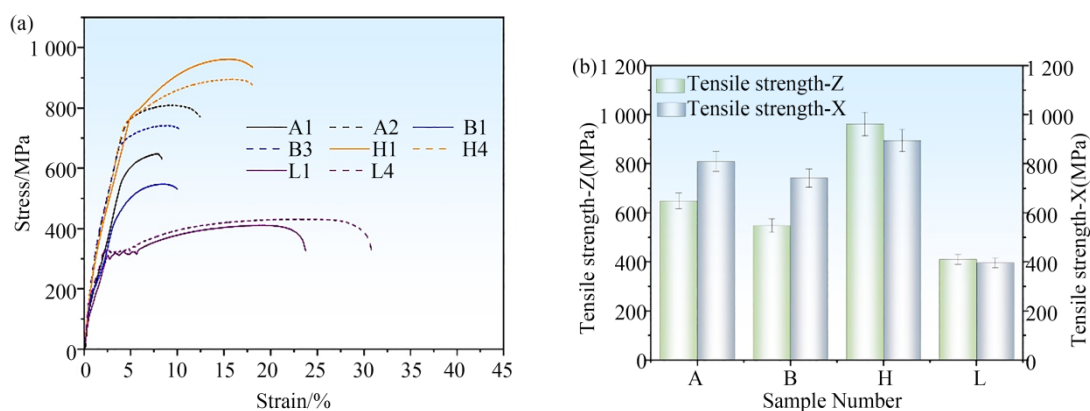


图 8 试样断口 SEM 图像: (a) HSS-H1; (b) LCS-L1; (c) OLH-A1; (d) OLH-A2; (e) OLH-B1; (f) OLH-B3

Fig. 8 Fracture surface SEM images of the samples: (a) HSS-H1; (b) LCS-L1 OLH-A2; (c) OLH-A1; (d) OLH-A2; (e) OLH-B1; (f) OLH-B3

外加载荷下极易成为应力集中点,并在此处萌生微裂纹,随后向基体扩展,最终导致材料的整体断裂。

3 结论

(1) 本研究采用 CMT-WAAM 技术成功制备了

高强度钢(HSS)、低碳钢(LCS)及交叠层状异质结构(OLH)试样。宏观与微观检测均证实所有试样均无明显缺陷。

(2) HSS 与 LCS 的显微组织分别以马氏体和铁素体为主。OLH 试样中, HSS 区域主要为含少量铁素体的马氏体, LCS 区域则由含离散马氏体的铁素

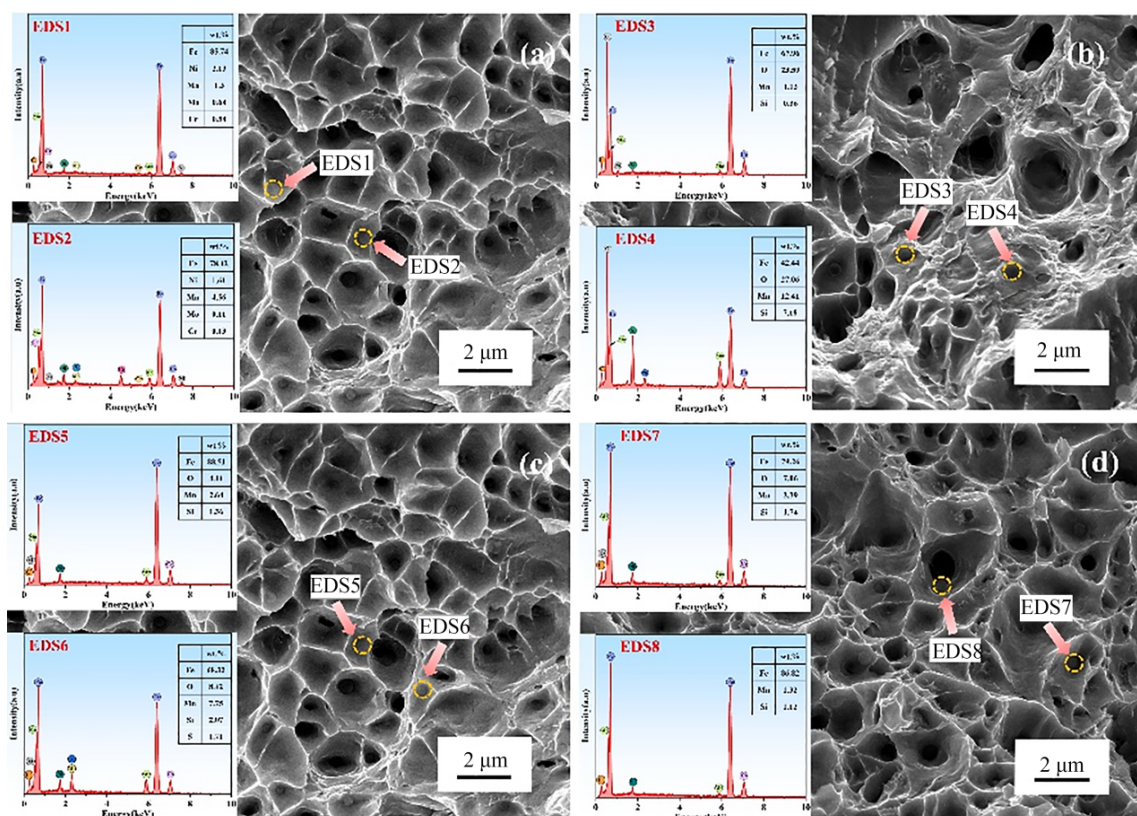


图9 拉伸断口SEM及EDS分析图像:(a)HSS-H1;(b)LCS-L1;(c)OLH-A1;(d)OLH-B3

Fig. 9 SEM and EDS images of tensile fracture surface: (a) HSS-H1; (b) LCS-L1; (c) OLH-A1; (d) OLH-B3

体相组成。HSS-LCS界面处存在过渡区和熔合区,熔合区晶粒细小,过渡区晶粒沿热梯度方向择优生长。

(3)HSS和LCS试样的平均显微硬度分别为326.0 HV和171.1 HV。OLH试样呈现周期性硬度波动,其LCS区域硬度较单一LCS提高146.1%,而HSS区域硬度与单一HSS相近。

(4)HSS与LCS试样分别具有优异的抗拉强度与延伸率,OLH试样则兼具HSS的高强度与LCS的高延展性。

(5)HSS和LCS试样均表现出各向同性,OLH试样在增材方向的性能优于水平方向。

(6)断口分析表明,OLH试样断口呈韧性断裂特征,韧窝尺寸小于HSS和LCS试样,且第二相颗粒显著减少。

(7)本研究验证了CMT-WAAM技术在制备交叠层状异质结构材料方面的可行性。OLH材料通过结合不同材料的优势,实现了高强度和延展性的协同效应,具有广阔的应用前景。

参考文献:

- [1] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92:112–224.
- [2] Tan C, Liu Y, Weng F, et al. Additive manufacturing of voxelized heterostructured materials with hierarchical phases[J]. Additive Manufacturing, 2022;54.
- [3] Gu G H, Kim R E, Kim E S, et al. Fabrication of structural and compositional heterostructured CoCrNi-CoCrFeMnNi multi-material using direct energy deposition additive manufacturing[J]. Intermetallics, 2022, 151:107726..
- [4] Li Y, Su C, Zhu J. Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects[J]. Results in Engineering, 2022, 13:100330.
- [5] Zhou S, Liu Z, Yang G, et al. Heterostructure microstructure and laves phase evolution mechanisms during inter-layer hammering hybrid directed energy deposition (DED) process [J]. Materials Science and Engi-

- neering: A, 2023, 886: 145668.
- [6] Wang Y F, Huang C X, Wang M S, et al. Quantifying the synergetic strengthening in gradient material [J]. *Scripta Materialia*, 2018; 150: 22–25.
- [7] Ma H, Zhao Y, Lyu Z, et al. What are the “dispersive shear bands” on the surfaces of layered heterostructured materials [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2023, 181: 105467.
- [8] Ji W, Zhou R, Vivegananthan P, et al. Recent progress in gradient-structured metals and alloys [J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 140: 101194.
- [9] Li J, Zhang Q, Huang R, et al. Towards understanding the structure–property relationships of heterogeneous-structured materials [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 186: 304–311.
- [10] Wang Y, Zhu Y, Yu Z, et al. Hetero-zone boundary affected region: A primary microstructural factor controlling extra work hardening in heterostructure [J]. *Acta Materialia*, 2022, 241: 118395.
- [11] Guo S, Li Y, Duan M, et al. Microstructure and mechanical properties of high nitrogen steel–high strength steel bimetallic multi-layered steels fabricated by plasma-arc additive manufacturing [J]. *Materials Today Communications*, 2023, 37: 107538.
- [12] Jiang F, Wang Y, Yang Z, et al. Mechanism of increased strength and ductility of martensite–austenite composite steel with different thickness ratios [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 841: 143035.
- [13] Li Z, Liu Y, Wang Y, et al. Hierarchical strain band formation and mechanical behavior of a heterostructured dual-phase material [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 162: 25–37.
- [14] Romero-Resendiz L, El-Tahawy M, Zhang T, et al. Heterostructured stainless steel: Properties, current trends, and future perspectives [J]. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2022, 150: 100691.
- [15] Liu J, Miao Y, Wang Z, et al. Improved strength in nickel–aluminum bronze/steel bimetallic component fabricated using arcing–wire arc additive manufacturing with alternating deposition strategy [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, 111: 89–103.
- [16] Liu F C, Dong P, Khan A S, et al. Amorphous interfacial microstructure and high bonding strength in Al–Fe bimetallic components enabled by a large-area solid-state additive manufacturing technique [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 308: 117721.
- [17] Liu K, Yan Z, Pan R, et al. Interfacial bonding and microstructural evolution in Inconel–copper bimetallic structures fabricated by directed energy deposition–arc [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 898: 146381.
- [18] Cao R, Yu G, Chen J H, et al. Cold metal transfer joining aluminum alloys–to–galvanized mild steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213 (10): 1753–1763.
- [19] Zhang H, Liu J. Microstructure characteristics and mechanical property of aluminum alloy/stainless steel lap joints fabricated by MIG welding–brazing process [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528 (19–20): 6179–6185.
- [20] Karim M A, Jadhav S, Kannan R, et al. Investigating stainless steel/aluminum bimetallic structures fabricated by cold metal transfer (CMT)–based wire–arc directed energy deposition [J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 81: 104015.
- [21] Chen Y, Zuo X, Zhang W, et al. Enhanced strength–ductility synergy of bimetallic laminated steel structure of 304 stainless steel and low-carbon steel fabricated by wire and arc additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 856: 143984.
- [22] Chen M T, Cai A, Pandey M, et al. Mechanical properties of high strength steels and weld metals at arctic low temperatures [J]. *Thin-walled structures*, 2023, 185: 110543.
- [23] Ke K, Xiong Y H, Yam M C H, et al. Shear lag effect on ultimate tensile capacity of high strength steel angles [J]. *Journal of Constructional Steel Research*, 2018, 145: 300–314.
- [24] Zhang T, Chen M T, Cai A, et al. Behaviour of high strength steel butt joints exposed to arctic low temperatures [J]. *Thin-Walled Structures*, 2023, 192: 111157.
- [25] Zhou Z, Chen Y, Yam M C H, et al. Experimental investigation of a high strength steel frame with curved knee braces subjected to extreme earthquakes [J]. *Thin-Walled Structures*, 2023, 185: 110596.
- [26] Bhattacharya A, Banerjee S A, Sharma M, et al. IN718–LCS bi-metallic deposition by wire arc additive manufacturing: Issues, mitigation strategies, and interfacial behavior [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 140: 204–223.
- [27] Huang H, Zhang Z, Jin X, et al. Microstructure and mechanical properties of low-carbon high-strength steel

- fabricated by submerged arc additive manufacturing[J]. Materials Today Communications, 2025, 43: 111796.
- [28] Badoniya P, Srivastava M, Jain P K. Microstructural Characteristics and Mechanical Performance of WAAM Fabricated LCS-SS 316L Bimetallic Structure Under Forced Cooling [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025: 1-15.
- [29] Rafieazad M, Nemani A V, Ghaffari M, et al. On Microstructure and Mechanical Properties of a Low-Carbon Low-Alloy Steel Block Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021; 30(7): 4937-4945.
- [30] Rodrigues T A, Bairaño N, Farias F W C, et al. Steel-copper functionally graded material produced by twin-wire and arc additive manufacturing (T-WAAM) [J]. Materials & Design, 2022, 213: 110270.
- [31] Ahsan M R U, Tanvir A N M, Ross T, et al. Fabrication of bimetallic additively manufactured structure (BAMS) of low carbon steel and 316L austenitic stainless steel with wire + arc additive manufacturing [J]. Rapid Prototyping Journal, 2019, 26(3): 519-530.
- [32] Raut LP, Taiwade R V. Microstructure and Mechanical Properties of Wire Arc Additively Manufactured Bimetallic Structure of Austenitic Stainless Steel and Low Carbon Steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(10): 8531-8541.
- [33] Wang C, Liu T G, Zhu P, et al. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 796: 140006.
- [34] Koseki T, Inoue J, Nambu S. Development of Multi-layer Steels for Improved Combinations of High Strength and High Ductility [J]. Materials Transactions, 2014, 55(2): 227-237.
- [35] Spalek N, Brunow J, Braun M, et al. WAAM Fabricated Laminated Metal Composites [J]. Metals, 2021, 11(12): 1948.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>