

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.03.06

# 沉积电流对电弧增材制造316H/AFA钢微观组织和力学性能的影响

王 点<sup>1,2,3</sup>, 韦有翔<sup>4</sup>, 付 雨<sup>1</sup>, 敖三三<sup>4</sup>, 文玉华<sup>1</sup>

1. 四川大学 机械工程学院, 四川 成都 610051
2. 中国核动力研究设计院 核反应堆系统设计技术重点实验室, 四川 成都 610213
3. 核能增材制造四川省重点实验室, 四川 成都 610213
4. 天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300350

**摘要:** 为实现核电用316H不锈钢基板表面含铝奥氏体不锈钢(AFA)层的制备,采用CMT电弧增材制造技术,研究了沉积电流对316H/AFA钢复合构件的成形性能、微观组织和力学性能的影响,通过优化工艺参数获得了良好的单道多层成形效果。设定117 A、133 A、148 A三组沉积电流,固定摆动长度为2.25 mm,通过单道单层试验确定各电流对应的最佳摆动宽度。借助金相显微镜、EBSD、XRD等手段表征构件微观组织与物相,结合单轴拉伸试验测试其力学性能,并验证AFA钢层的高温氧化膜形成能力。结果表明,三组沉积电流对应的最佳摆动宽度分别为11.0 mm、12.5 mm和13.5 mm。随沉积电流升高,AFA沉积层的层宽与层高均增大,且层宽受电流影响更明显。AFA沉积层内主要为沿沉积方向生长的柱状奥氏体晶粒,晶粒长度随沉积高度及电流的增加而增大。CMT电弧增材制造的316H/AFA钢具有优异的力学性能,其断裂伸长率超过40%,316H/AFA界面结合强度优异。AFA钢层在800 °C空气环境中氧化120 h后,表面可能自发生成致密的Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>氧化膜。本研究为316H不锈钢表面电弧增材制造AFA钢的工艺优化、组织性能调控及工程化应用提供了重要的实验依据。

**关键词:** 电弧增材制造; AFA钢; 沉积电流; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG444 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)03-0044-10

## Effect of Deposition Current on Microstructure and Mechanical Properties of Wire-Arc Additive Manufactured 316H/AFA Steel

WANG Dian<sup>1,2,3</sup>, WEI Youxiang<sup>4</sup>, FU Yu<sup>1</sup>, AO Sansan<sup>4</sup>, WEN Yuhua<sup>1</sup>

1. School of Mechanical Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China
2. Science and Technology on Reactor System Design Technology Laboratory, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, China
3. Nuclear Power Additive Manufacturing Key Laboratory of Sichuan Province, Chengdu 610213, China
4. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China

**Abstract:** To achieve the preparation of an Aluminum-containing Austenitic Stainless Steel (AFA) layer on the surface of nuclear-grade 316H stainless steel substrates, wire arc additive manufacturing (WAAM) technology was employed. The study investigated the influence of deposition current on the formability, microstructure, and mechanical properties of the 316H/AFA steel composite components, achieving excellent single-pass multi-layer forming results through the optimization of process parameters. Three groups of deposition currents—117 A, 133 A, and 148 A—were set, with a fixed weaving length of 2.25 mm. The optimal weaving width corresponding to each current was determined via single-pass single-layer experiments. The microstructure and phase composition of the components were characterized using metallographic microscopy, EBSD, and XRD. Mechanical properties were tested via uniaxial tensile tests, and the ability of the AFA steel layer to form a high-temperature oxide film was verified. The results indicated that the optimal weaving widths corresponding to the

收稿日期: 2026-01-15 修回日期: 2026-02-05

基金项目: 核能增材制造四川省重点实验室开放课题(HG2024206)

作者简介: 王 点(1994—),男,博士研究生,工程师,主要从事反应堆结构设计研究。E-mail:915344780@qq.com。

three deposition currents were 11.0 mm, 12.5 mm, and 13.5 mm, respectively. As the deposition current increased, both the layer width and layer height of the AFA deposit increased, with the layer width being more significantly affected by the current. The AFA deposit primarily consisted of columnar austenite grains growing along the deposition direction, and the grain length increased with both deposition height and current. The 316H/AFA steel fabricated by WAAM exhibited excellent mechanical properties, with an elongation at break exceeding 40%, and superior interfacial bonding strength at the 316H/AFA interface. After oxidation in an air environment at 800 °C for 120 hours, the AFA steel layer could spontaneously form a dense  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oxide film on its surface. This study provides significant experimental support for the process optimization, microstructure and property control, and engineering application of AFA steel fabricated via arc additive manufacturing on 316H stainless steel surfaces.

**Keywords:** Arc-based additive manufacturing; AFA steel; deposition current; microstructure; mechanical properties

引用格式: 王点, 韦有翔, 付雨, 等. 沉积电流对电弧增材制造 316H/AFA 钢微观组织和力学性能的影响[J]. 电焊机, 2026, 56(3): 44-53.

Citation: WANG Dian, WEI Youxiang, FU Yu, et al. Effect of Deposition Current on Microstructure and Mechanical Properties of Wire-Arc Additive Manufactured 316H/AFA Steel[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(3): 44-53.

## 0 引言

核能作为经济、高效、安全、绿色的清洁能源,是解决当前各国能源危机的重要手段。相较于商用轻水堆,铅冷快堆由于固有安全性高、可靠性好、产生核废料少和经济效益高等优势,是近年来重点研发的第四代先进核能系统之一<sup>[1]</sup>。要充分发挥铅冷快堆的经济性,需要将其工作温度提升至 500 °C 以上<sup>[2]</sup>。液态铅铋共晶合金(Lead-bismuth eutectic, LBE)是铅冷快堆的主要候选冷却剂<sup>[3]</sup>。奥氏体不锈钢具有良好的高温力学性能、优异的加工性能和焊接性等优点,是反应堆用结构件的成熟选材<sup>[4]</sup>。然而,奥氏体不锈钢中含有的 Ni 元素(10~16 wt.%) 在 LBE 中的溶解度比 Fe、Cr 高出约两个数量级<sup>[5]</sup>,这会导致奥氏体不锈钢在高于 500 °C 的 LBE 环境中发生严重的溶解腐蚀<sup>[5-6]</sup>,无法满足铅铋快堆 500 °C 以上运行的性能要求。因此,如何提高奥氏体不锈钢的耐高温 LBE 腐蚀性能是目前需要解决的重要问题。

近年来的研究表明,含铝奥氏体不锈钢(AFA 钢)在 500~600 °C 低氧浓度的液态铅或铅铋环境中能自发形成  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜而表现出优异的耐腐蚀能力<sup>[2,7]</sup>。Ejenstam 等人研究发现 Fe-13.9Ni-14.4Cr-2.49Al-2.5Mo-0.89Nb-0.08C(质量百分比,下同)钢在氧浓度为  $10^{-7}$  wt.% 的 550 °C 静态铅液中腐蚀 1 年后,由于表面形成了薄的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜(<100 nm)而没有

发生铅的渗透<sup>[8]</sup>。Shen 等人设计制备的 Fe-14Ni-14Cr-2.5Al-1Nb-0.1C 钢在 550 °C 动态 LBE(流速 1.8 m/s,氧含量  $5 \times 10^{-7} \sim 5 \times 10^{-6}$  wt.%) 中腐蚀 4 008 h 后,表面未见明显的腐蚀坑和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  氧化膜剥落<sup>[9]</sup>。自发生长的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜与基体有很好的结合力,因而能有效提高氧化膜与基体界面间的耐热循环能力,而且还不受结构件的形状和尺寸限制。此外, $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜在铅铋腐蚀过程中发生破裂或剥落后,Al 原子还可以扩散到裂纹等缺陷位置,实现  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜的自我修复<sup>[9-10]</sup>。理论上,AFA 钢可以作为新的结构材料用来制备铅铋快堆的容器。但考虑到核反应堆用结构材料的成熟性和开发周期,现阶段在奥氏体不锈钢容器内表面制备耐 LBE 腐蚀的 AFA 钢合金层是更切实可行的。

通过物理气相沉积(PVD)或磁控溅射可在奥氏体不锈钢表面制备合金涂层,但制备的合金涂层与基体不是冶金结合,因而易开裂剥落<sup>[11-12]</sup>。另外,PVD 和磁控溅射工艺复杂,且受构件形状和尺寸的限制<sup>[13]</sup>。电弧熔丝增材制造(WAAM)技术具有制造成本低、堆积速度快、制造尺寸和形状自由、对金属材质不敏感和构件组织致密且力学性能好等优点<sup>[14-15]</sup>,采用 WAAM 在奥氏体不锈钢表面制备 AFA 钢合金层,不仅将具有优良的冶金结合和耐热循环的能力,而且是最有望大规模应用的工程化技术。

针对急需提高奥氏体不锈钢容器耐 500 °C 以上 LBE 腐蚀和冲刷性能的迫切需求,本研究以核电用

316H不锈钢为基板,采用丝材电弧增材制造技术制备AFA钢合金层,研究沉积电流对316H/AFA钢的微观组织和力学性能的影响,为奥氏体不锈钢表面AFA钢耐LBE腐蚀层的电弧增材制造工艺优化、组织性能调控及工程化应用提供实验依据与技术指导。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料

试验选用上海米来超合金公司生产的316H不锈钢板作为电弧增材制造的基板,焊材选用课题组自主研发的直径1.2 mm实心AFA钢焊丝,该焊丝由AFA钢锭经多道次轧制、拉拔、热处理和表面处理工序制成,其名义成分为Fe-14Cr-14Ni-2.3Al-1Nb-0.1C。试验用AFA丝材如图1a所示。

### 1.2 试验方法

#### 1.2.1 电弧增材制造

采用Fronius TPS320i型焊机的冷金属过渡(CMT)焊接模式,搭配ABB IRB1400型机器人开展AFA钢电弧增材制造试验。首先根据AFA沉积层的层宽、层高和连续性等成形效果,获得合适的单道单层工艺窗口。在单道单层成形工艺的基础上,

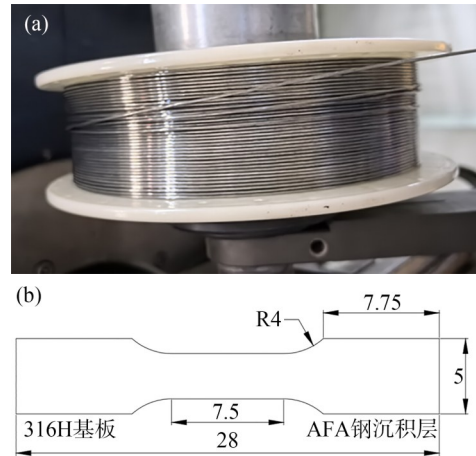


图1 (a)试验用AFA丝材;(b)拉伸试样尺寸(单位:mm)

Fig. 1 (a)AFA wire; (b)dimensions of the tensile specimen (Unit: mm)

进行AFA钢电弧增材单道多层试验,研究不同沉积电流下316H/AFA钢的成形规律、微观组织和力学性能。参考沉积电流对316不锈钢电弧增材成形效果的影响<sup>[16]</sup>,本试验设置117 A、133 A和148 A三组沉积电流,具体的电弧增材工艺参数如表1所示。为减少AFA焊丝沉积过程中的氧化,选用外加气体脱罩配合焊枪喷嘴的双气路保护措施。通过OPT/I WF Reel D300送丝装置调节送丝速度来控制电流和电压,送丝装置为OPT/I WF Reel D300,送丝速度由匹配的焊机控制。

表1 316H/AFA钢的CMT电弧增材工艺参数

Table 1 CMT WAAM parameters used for preparing 316H/AFA steel

编号	沉积电流/I/A	电弧电压/U/V	送丝速度/(m·min <sup>-1</sup> )	焊枪速度/(mm·s <sup>-1</sup> )	热输入/(J·mm <sup>-1</sup> )	焊枪气流量/(L·min <sup>-1</sup> )	气罩气流量/(L·min <sup>-1</sup> )
AFA-1	117	19.0	4.3		494.00		
AFA-2	133	19.4	5.0	4.5	573.37	18	20
AFA-3	148	19.8	5.7		651.20		

#### 1.2.2 微观组织表征

采用电火花线切割切取试样进行微观组织表征和力学性能测试。将试样用80~2000#金相砂纸打磨后进行机械抛光后,用王水(浓硝酸:浓盐酸=1:3)腐蚀10 s,完成金相制样。采用ZEISS Scope.A1金相显微镜对CMT电弧增材316H/AFA钢截面的不同位置进行金相组织观察,进一步用ZEISS Smartzoom 5超景深显微镜观察晶粒形貌。

采用X射线衍射仪(XRD, Philips X'PertPro MPD)对CMT电弧增材316H/AFA钢进行物相分析。测试参数为:工作电压40 kV,电流40 mA,扫

描角度25°~90°,扫描速度0.02°/s。利用配备有能谱仪(EDS)和电子背散射衍射(EBSD)探头的JEOL JSM 7100F扫描电子显微镜(SEM)进行EDS元素分析和EBSD表征分析,EBSD工作电压为20 kV,电流为15 mA,扫描步长为1 μm。

#### 1.2.3 力学性能测试

为了研究CMT电弧增材316H/AFA钢的AFA合金层与316H基材界面的结合强度,对316H/AFA钢进行单轴拉伸力学性能测试,拉伸试样尺寸如图1b所示。采用TSE电子万能试验机进行单轴拉伸试验,拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,通过视频引伸计测量拉

伸应变。

## 2 结果与讨论

### 2.1 沉积电流对成形效果的影响

丝材电弧增材制造利用电弧熔化金属丝材逐层堆积成形<sup>[17]</sup>。为保证316H/AFA钢单壁件成形尺寸满足拉伸力学性能测试取样要求,在CMT电弧增材参数中引入摆动参数。针对表1设定的三组316H/AFA钢CMT电弧增材工艺参数,首先在常温的316H基板上开展单道单层工艺试验,即在316H基板上单道次沉积单层AFA合金层,以探索合适的摆动参数,具体成形效果如表2、图2所示。结果表明,沉积电流133 A、摆动长度2.25 mm时,摆动宽度为11.0 mm和12.5 mm均能获得连续、无可见孔洞的AFA沉积层;而沉积电流为117 A和148 A时,不同摆动长度和摆动宽度下沉积的AFA合金层或中心不连续,或伴有缺陷,如图2所示。另外,同一摆动长度下(如AFA-1的2.25 mm),随摆动宽度从14.0 mm降低至11.0 mm可消除成形缺陷。

表2 不同沉积电流的摆动工艺及成形效果

Table 2 Oscillation process and forming effect under different deposition currents

编号	摆动类型	摆动长度 /mm	摆动宽度 /mm	摆动高度 /mm	成形效果	
AFA-1	a	Z型摆动	2.25	14.0	0	中心不连续
	b	Z型摆动	1.50	14.0	0	中心不连续
	c	Z型摆动	2.25	13.0	0	中心不连续
	d	Z型摆动	4.50	13.0	0	边缘不连续
	e	Z型摆动	2.25	12.0	0	伴有缺陷
	f	Z型摆动	2.25	11.0	0	成形连续
AFA-2	g	Z型摆动	2.25	12.5	0	成形连续
AFA-3	h	Z型摆动	2.25	14.0	0	伴有缺陷

基于单道单层成形试验结果,确定了3种不同沉积电流下的摆动长度为2.25 mm,摆动宽度随沉积电流升高分别为11.0 mm、12.5 mm和13.5 mm, AFA-3的摆动宽度降低为13.5 mm,以消除成形缺陷,具体成形工艺参数及最终成形尺寸如表3所示。以此为基础,开展CMT电弧增材316H/AFA钢单道多层成形制造。采用平行往复的电弧增材沉积路径,利用红外测温枪检测层间温度低于60 °C时开始沉积下一层,直至沉积出总高度大于20 mm、长度大

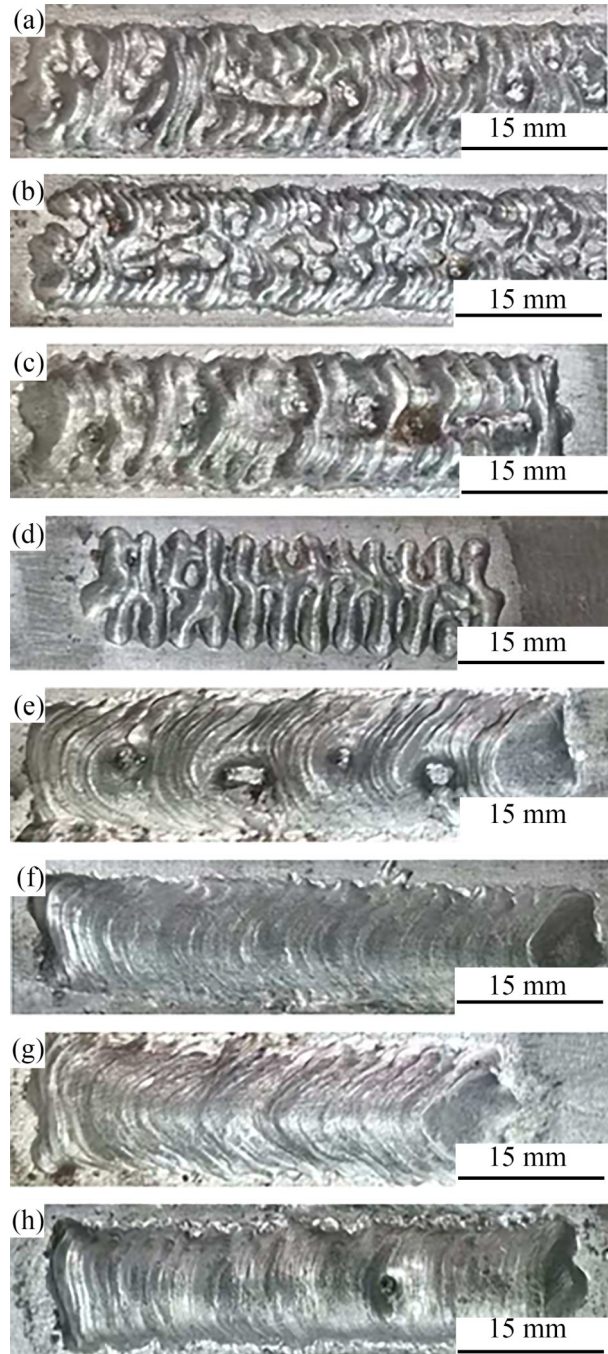


图2 不同摆动参数下的成形效果:(a-f)沉积电流117 A;(g)沉积电流133 A;(h)沉积电流148 A

Fig. 2 Forming effects under different oscillation parameters: (a-f)  $I=117$  A; (g)  $I=133$  A; (h)  $I=148$  A

于130 mm的AFA钢。成形效果及成形尺寸如图3所示。根据图4所示的316H/AFA钢单壁件的截面图和CT图,增材件的316H/AFA交界和AFA沉积层交界良好,未观察到氧化物夹层或氧化物夹渣,AFA沉积层也未发现气孔、未熔合等缺陷。另外,AFA

表3 不同沉积电流的摆动参数及成形尺寸

Table 3 Oscillation parameters and forming dimensions under different deposition currents

编号	沉积电流/A	摆动长度/mm	摆动宽度/mm	层宽/mm	层高/mm
AFA-1	117	2.25	11	13.6	2.3
AFA-2	133	2.25	12.5	14.8	2.2
AFA-3	148	2.25	13.5	15.4	2.2

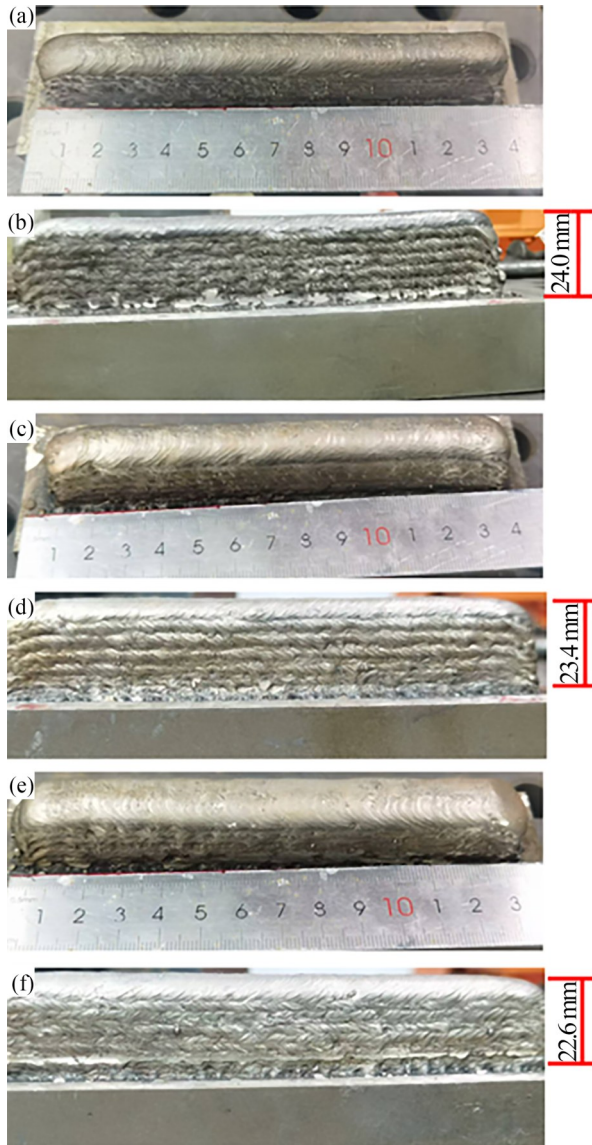


图3 CMT电弧增材制造316H/AFA钢:(a-b)AFA-1;(c-d)AFA-2;(e-f)AFA-3

Fig. 3 316H/AFA steel produced by CMT WAAM: (a-b)AFA-1; (c-d)AFA-2; (e-f)AFA-3

合金层间具有明显的界面。根据AFA沉积层的第一层与第二层(见图5a)和第三层与第四层(见图5b)之间的交界处的EDS线扫结果,电弧增材制造

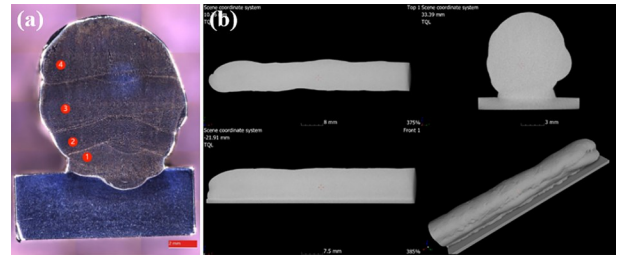


图4 CMT电弧增材制造316H/AFA钢的(a)截面图和(b)CT图

Fig. 4 (a) Cross-sectional view and (b) CT image of the CMT arc additive manufacturing 316H/AFA steel

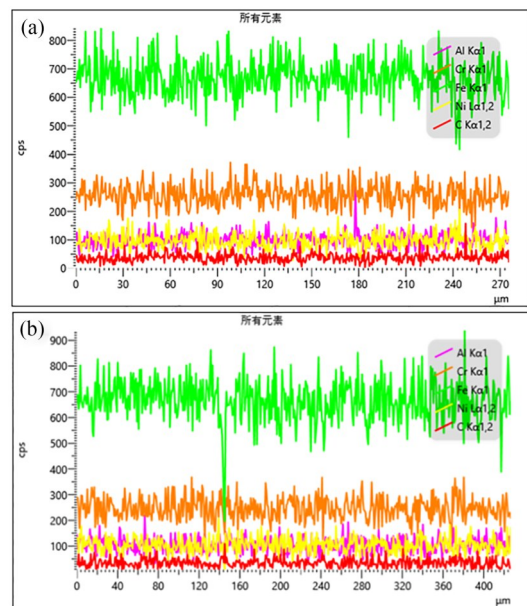


图5 图4a中AFA沉积层的(a)第一层与第二层和(b)第三层与第四层交界处的EDS线扫结果

Fig. 5 EDS line scan results at the interfaces between (a) the first and second layers, and (b) the third and fourth layers of the AFA deposition layer shown in Fig. 4a

的AFA钢的Fe、Cr、Ni和Al元素在不同沉积层间分布均匀,沉积层交界处未出现元素偏聚和氧化物。

记录沉积过程中不同沉积电流下每层AFA合金层的层宽和层高,沉积电流对前12层AFA合金层的层宽和层高的影响如图6所示。沉积初期,由于所用常温316H基板与AFA沉积层的温差较大,导致AFA沉积层散热较快,在施加摆动的作用下,沉积电流对前6层AFA合金层的层宽和层高的影响的差异不明显。从第7层开始,由于热量累计增多且AFA沉积层高度大于10 mm,导致散热速度变慢,沉积电流增大引起多次热循环累计的热量明显,单位时间内熔覆的AFA钢更多。具体表现为:随沉积

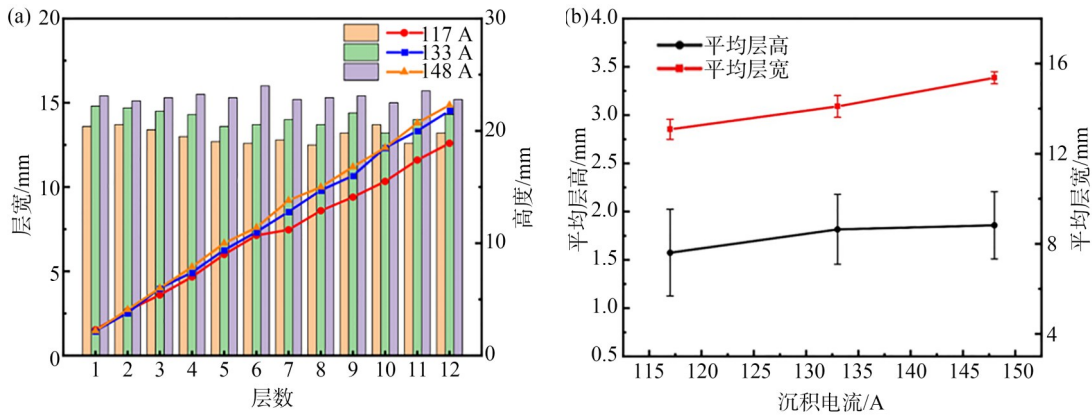


图6 沉积电流对(a)不同层数下的层宽和层高度和(b)对平均层高、平均层宽的影响

Fig. 6 Influence of deposition currents on (a) layer width and layer height under different numbers of layers, and (b) average layer height and average layer width

电流升高, 沉积层层宽和层高均增大。另外, AFA 沉积层表面为圆弧状, 在 Z 型摆动的电弧力和熔滴作用力的共同作用下, 沉积熔池趋于向边缘流动, 导致沉积电流升高对沉积层层宽的影响更显著。因此, 从第 7 层开始, 不同沉积电流下同一 AFA 沉积层的层宽和层高差异明显 (见图 6a), AFA 沉积层的平均层宽和层高随沉积电流增大而增大 (见图 6b)。

### 2.2 CMT 电弧增材 316H/AFA 钢的微观组织

从 316H/AFA 钢的截面 (XOZ 面) 上切取包含

316H 基板和 AFA 合金层的 T 形试样, 用来进行宏观形貌和金相组织观察, 如图 7 所示。图 7a 中能清楚看到沿沉积方向逐层叠加的 AFA-1 合金层, 层与层间的界面明显, 单层 AFA 合金层的厚度约为 2 mm。进一步用金相显微镜观察了 AFA 钢的上部、中部和靠近 316H 基板的底部沉积层的金相组织, 如图 7b~7g 所示。与观察位置无关, AFA 沉积层的金相组织主要为沿沉积方向生长的柱状奥氏体晶粒。由于在一定润湿角下, 熔池为表面向两边铺展的椭圆

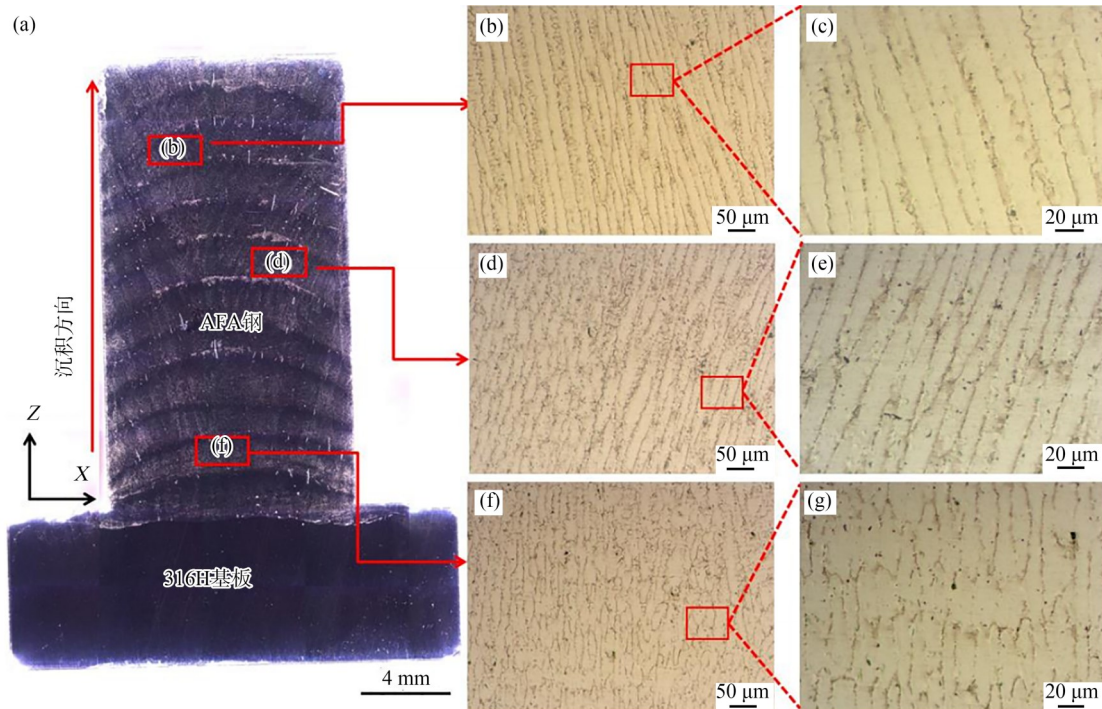


图7 AFA-1 试样的金相照片: (a)宏观形貌; (b-c)顶部区; (d-e)中部区; (f-g)底部区金相照片

Fig. 7 Optical images of the AFA-1 sample: (a) Low-magnification image; (b-c) top region; (d-e) middle region; (f-g) bottom region

形,且中间温度高、两侧温度低,在空冷的情况下形核过冷度大,导致形成了沿沉积层两侧和中心高度方向生长的柱状晶<sup>[15]</sup>。对比图7c、7e、7g可知,AFA沉积层柱状晶的形状沿沉积高度方向变化,底部区柱状晶为短条状,中部区柱状晶的轴长比增大,顶部区柱状晶进一步沿沉积方向生长。根据电弧增材制造的热循环特性,沉积层的底部在增材初始时受热循环次数少,且通过316H基板散速度快,因此晶粒形核容易,生长受限,形成沿沉积方向生长的短条状柱状晶。随沉积层数和高度增加,AFA合金层中部受热循环增加,因此晶粒形核过冷度减小,形核难度增大<sup>[18]</sup>。另外,中部区散热速度减慢,高温停留时间延长使柱状晶进一步沿沉积方向生长,

轴长比增加。顶部区熔池热量累计最大,熔池温度最高,柱状晶进一步沿沉积方向生长。

与AFA-1类似,AFA-2试样和AFA-3试样的AFA沉积层的金相组织也是以沿两侧和中心高度方向生长的柱状晶,且沿沉积高度方向上的柱状晶生长趋势相同。图8为AFA-2试样的宏观形貌和AFA合金层不同区域的金相照片。与AFA-1试样不同的是,AFA-2试样和AFA-1试样的AFA合金层的同一区域的柱状晶大小不同。通过对比AFA-1、AFA-2和AFA-3可知,随沉积电流提高,柱状晶短轴方向的宽度增大,相同面积内晶界数量减少,表明由沉积电流提升带来的电弧增材热输入增大会促进柱状奥氏体晶粒生长。

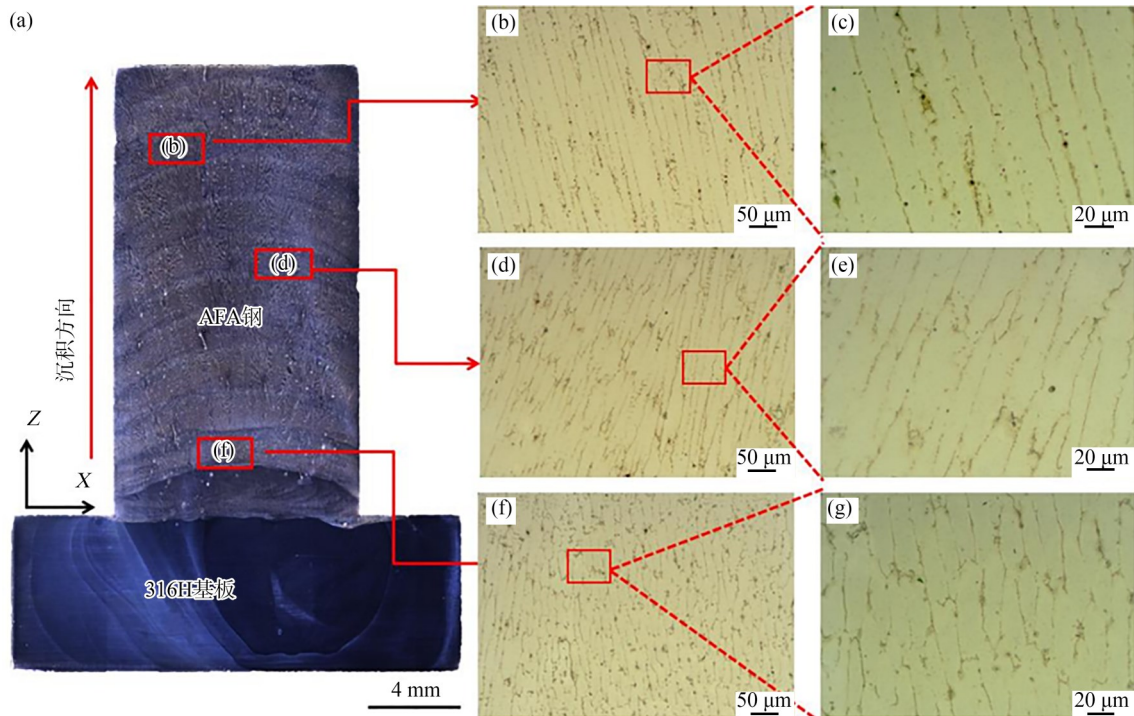


图8 AFA-2试样的金相照片:(a)宏观形貌;(b-c)顶部区;(d-e)中部区;(f-g)底部区金相照片

Fig. 8 Optical images of the AFA-2 sample: (a) Low-magnification image; (b-c) top region; (d-e) middle region; (f-g) bottom region

AFA合金层沿沉积方向和垂直于沉积方向的EBSD结果如图9所示。根据图9所示的EBSD反极图(IPF)及其对应的相图与晶界特征分布的叠加图,电弧增材制造的AFA合金层形成明显的沿沉积方向生长的柱状奥氏体晶粒,还具有少量较小的等轴奥氏体晶粒,奥氏体晶粒具有大量小角度晶界(LAGB)。观察方向垂直于沉积方向,AFA合金层的奥氏体晶粒呈等轴状。

### 2.3 CMT 电弧增材 316H/AFA 钢的力学性能和 $Al_2O_3$ 氧化膜形成能力

为研究316H基板与AFA钢沉积层的界面结合强度,设计平行段横跨316H基材与AFA钢沉积层的拉伸试样,如图10a所示,开展室温单轴拉伸试验,获得的拉伸应力-应变曲线和力学性能柱状图分别如图10a、10b所示。结果表明,三组沉积电流下增材成形的316H/AFA钢在拉伸试验过程中均产

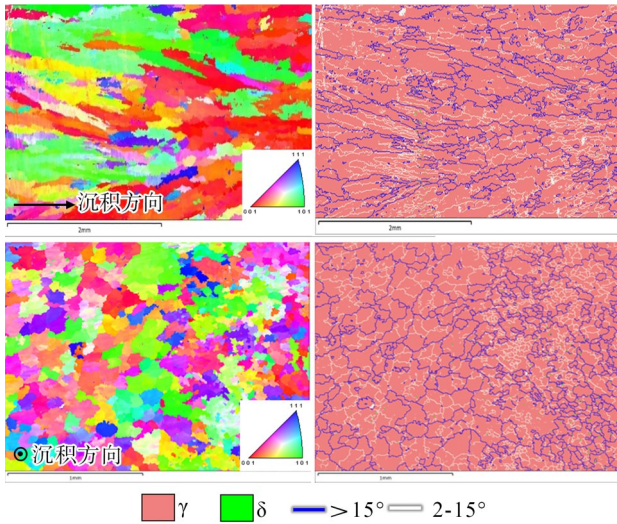


图9 AFA合金层沿沉积方向和垂直于沉积方向的EBSD结果  
Fig. 9 EBSD results of the AFA layer along and perpendicular to the deposition direction

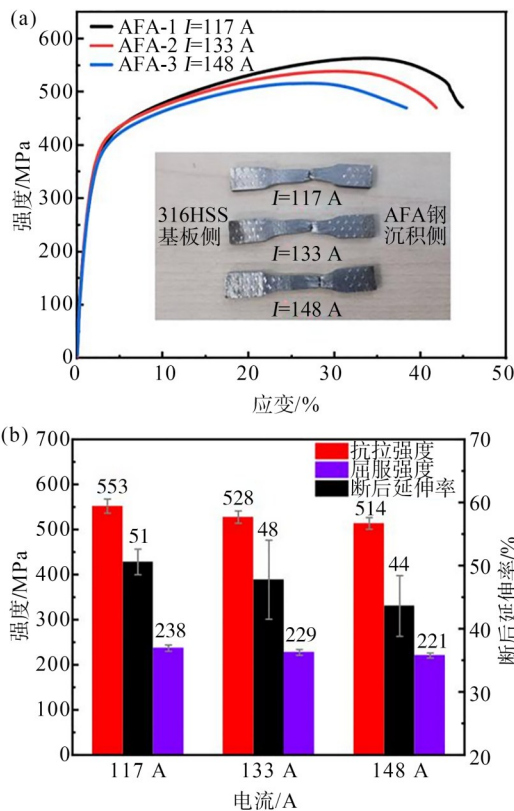


图10 316H/AFA钢的室温拉伸力学性能:(a)应力-应变曲线;(b)不同沉积电流下的力学性能

Fig. 10 Room temperature tensile properties of 316H/AFA steel: (a) stress-strain curve; (b) mechanical properties under different deposition currents

生了明显的颈缩和塑性变形,断后伸长率高于40%,且断裂位置均在AFA沉积层一侧。这说明,

CMT电弧增材316H/AFA钢的316H/AFA界面具有优异的结合强度。不同沉积电流对CMT电弧增材316H/AFA钢的力学性能影响较大。提高沉积电流后,CMT电弧增材316H/AFA钢的抗拉强度和断后伸长率均小幅度下降,屈服强度变化不明显。这是由于提高沉积电流后,沉积层的热循环更显著,奥氏体晶粒长大而导致抗拉强度和塑性降低。

为探究AFA沉积层的高温氧化防护能力,将CMT电弧增材制造的316H/AFA钢置于800 °C的空气环境中进行120 h高温氧化处理,冷却至室温后观察表面形貌。宏观结果显示,316H基材表面因高温氧化而发黑,AFA合金层表面则只形成淡黄色的氧化膜而未显著氧化,如图11a所示。AFA合金层经800 °C高温空气氧化后的XRD结果,试样中除奥氏体基体的衍射峰外,还存在Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>衍射峰。由此可知,AFA合金层表面形成了Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>膜。进一步地,采用SEM对AFA合金层表面形成的氧化膜进行元素面扫分析,结果见图11b、11c。可知,Fe、Cr、Ni元素在试样截面上均匀分布,但试样表面的氧化膜层贫Fe、Cr、Ni和Nb元素,但富Al和O元素。再结合图11a的XRD谱图,说明在800 °C的高温空气环境中,CMT电弧增材制造的AFA钢表面能自发生成致密的Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>氧化膜,氧化膜厚度约为300 nm。可据此推测,利用CMT电弧增材在316H不锈钢表面制造的AFA钢在高温LBE环境中也应具有较好的耐LBE腐蚀的能力<sup>[9]</sup>,但仍需进一步系统研究其耐LBE腐蚀能力。

### 3 结论

采用CMT电弧增材制造技术,在核电用316H不锈钢基板表面制备AFA钢合金层,探究沉积电流对316H/AFA钢成形特性、微观组织演化及力学性能的影响,主要结论如下:

(1)基于单道单层成形试验优化,确定了摆动长度固定为2.25 mm时,沉积电流117 A、133 A、148 A对应的最优摆动宽度分别为11.0 mm、12.5 mm、13.5 mm,该参数组合可实现无缺陷的单道多层成形。沉积电流对AFA沉积层尺寸有明显影响,层宽和层高均随电流升高呈增大趋势,且层宽受沉积电

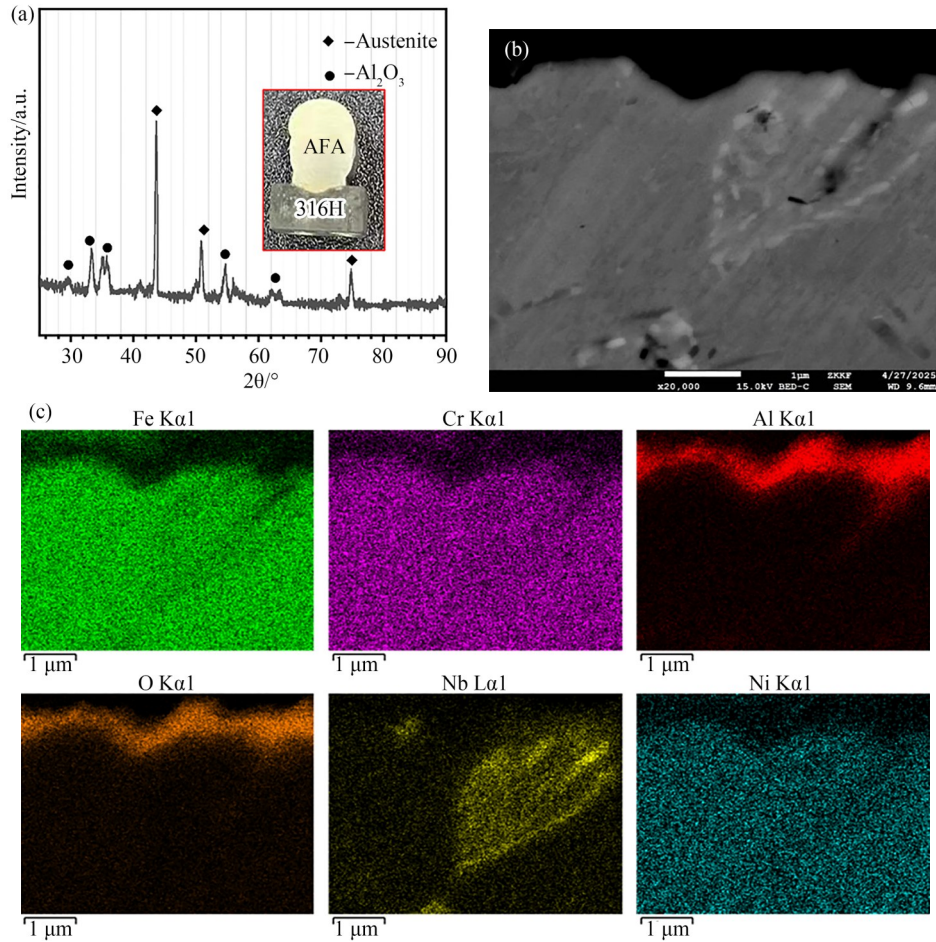


图 11 AFA 钢在 800℃ 高温空气环境中氧化后表面生成的氧化膜表征分析: (a) AFA 钢表面的 XRD 谱图; (b) AFA 试样截面的 SEM 图及其对应的 (c) 元素面扫分布图

Fig. 11 Characterization of the oxide film formed on the surface of AFA steel after oxidation in air environment at 800 °C: (a) XRD pattern of the AFA steel surface; (b) SEM image of the cross-section of the AFA sample, and its corresponding (c) elemental mapping distribution

流的影响更大,这一规律在沉积层高度超过 10 mm 后(第7层起)尤为突出。

(2) CMT 电弧增材制造的 AFA 合金成形质量好, AFA 沉积层间的元素分布均匀。AFA 沉积层内的晶粒主要为沿沉积方向生长的柱状奥氏体晶粒,且柱状晶长度随沉积层数增加而增大,提高沉积电流能促进柱状晶生长。

(3) CMT 电弧增材 316H/AFA 钢的断裂伸长率高于 40%, 316H/AFA 界面结合强度优异。提高沉积电流后, 316H/AFA 钢的抗拉强度和断后伸长率均小幅下降, 屈服强度变化不明显。

(4) 800 °C 空气环境下氧化 120 h 后, CMT 电弧增材制造的 AFA 合金表面能自发生成致密的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化膜。

#### 参考文献:

- [1] Lorusso P, Bassini S, Del Nevo A, et al. GEN-IV LFR development: Status & perspectives [J]. Progress in Nuclear Energy, 2018, 105: 318–331.
- [2] Pint B A, Su Y F, Brady M P, et al. Compatibility of alumina-forming austenitic steels in static and flowing Pb [J]. Jom-Us, 2021, 73(12): 4016–4022.
- [3] 史轩铭, 谭季波, 张兹瑜, 等. 铅冷快堆候选结构材料液态铅铋共晶环境中疲劳行为研究进展 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2025, 45(5): 1187–1195.  
SHI X M, TAN J B, ZHANG Z Y, et al. A review on fatigue behavior of candidate structure materials for lead-cooled fast reactors in liquid lead-bismuth eutectic [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2025, 45(5): 1187–1195.
- [4] 徐杰, 李荣斌. 核聚变堆用结构材料的研究进展 [J].

- 2020, 41(6):41-47.
- XU J, LI R B. Research progress of structural materials for nuclear fusion reactors[J]. *Nonferrous Metal Materials And Engineering*, 2020, 41(6):41-47
- [5] Zhang J, Li N. Review of the studies on fundamental issues in LBE corrosion[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2008, 373(1-3):351-377.
- [6] 龚星, 肖军, 王浩, 等. 铁素体/马氏体钢和奥氏体不锈钢的液态铅铋腐蚀行为与机理[J]. *核科学与工程*, 2020, 40(05):864-871.
- GONG X, XIAO J, WANG H, et al. Corrosion behavior and mechanisms of ferritic/martensitic steels and austenitic stainless steels in liquid lead bismuth eutectic [J]. *Nuclear Science and Engineering*, 2020, 40(05):864-871.
- [7] Yamamoto Y, Brady M P, Lu Z P, et al. Creep resistant, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-forming austenitic stainless steels [J]. *Science*, 2007, 316:433-436.
- [8] Ejenstam J, Szakálos P. Long term corrosion resistance of alumina forming austenitic stainless steels in liquid lead[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2015, 461:164-170.
- [9] Shen L, Cao G, Lang D, et al. Fe-14Ni-14Cr-2.5Al steel showing excellent corrosion-resistance in flowing LBE at 550 °C and high temperature strength[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2023, 587:154703.
- [10] Shen L, Wu B, Zhao K, et al. Reason for negative effect of Nb addition on oxidation resistance of alumina-forming austenitic stainless steel at 1323 K[J]. *Corrosion Science*, 2021, 191:109754.
- [11] Rivai A K, Takahashi M. Corrosion investigations of Al-Fe coated steels, high Cr steels, refractory metals and ceramics in lead alloys at 700 °C [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, 398(1-3):146-52.
- [12] Yamaki-Irisawa E, Numata S, Takahashi M. Corrosion behavior of heat-treated Fe-Al coated steel in lead - bismuth eutectic under loading[J]. *Progress in Nuclear Energy*, 2011, 53(7):1066-1072.
- [13] 张禹, 张钧, 王晓阳, 等. 模具零件表面涂层技术的研究[J]. *模具工业*, 2023, 49(3):1-7
- ZHANG Y, ZHANG J, WANG X Y, et al. Research on surface coating technology of die and mould parts [J]. *Die & Mould Industry*, 2023, 49(3):1-7.
- [14] 熊俊, 薛永刚, 陈辉, 等. 电弧增材制造成形控制技术的研究现状与展望[J]. *电焊机*, 2015, 45(9):45-50.
- XIONG J, XUE Y G, CHEN H, et al. Status and development prospects of forming control technology in arc-based additive manufacturing[J]. *Electric Welding Machine*, 2015, 45(9):45-50.
- [15] 王树文, 陈树君, 赵骐跃, 等. 高强铝合金电弧增材制造的研究进展[J]. *材料工程*, 2024, 52(7):1-14.
- WANG S W, CHEN S J, ZHAO Q Y, et al. Research progress in arc additive manufacturing of high-strength aluminum alloys [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 52(7):1-14.
- [16] FENG Y, FAN D. Investigating the forming characteristics of 316 stainless steel fabricated through cold metal transfer (CMT) wire and arc additive manufacturing [J]. *Materials*, 2024, 17:2184.
- [17] 李岩, 苏辰, 张冀翔. 电弧熔丝增材制造综述: 物理过程、研究现状、应用情况及发展趋势[J]. *焊接*, 2020(9):31-37.
- LI Y, SU C, ZHANG J X. A review of wire arc additive manufacturing from aspects of physical process, research status, application situation, and development trend[J]. *Welding & Joining*, 2020(9):31-37.
- [18] 张云舒, 吴斌涛, 赵昀, 等. 电弧熔丝增材制造传热传质数值模拟研究现状与展望[J]. *机械工程学报*, 2024, 60(8):65-80.
- ZHANG Y S, WU B T, ZHAO Y, et al. Research progress in the numerical simulation of heat and mass transfer during wire arc additive manufacturing[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2024, 60(8):65-80.