

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.07.03

Inconel 718 步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材 微观组织及性能

张程¹, 张刚^{1*}, 刘忠义¹, 石玟¹, 魏涛²

1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050

2. 中国机械研究总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150028

摘要: 针对镍基高温合金 TIG 电弧增材存在组织及性能各向异性的共性难题, 提出采用步进填丝双脉冲钨极氩弧焊 (Double-Pulse-TIG, DP-TIG) 方法开展了 Inconel718 镍基高温合金的增材制造试验, 重点研究分析了高频脉冲电流振幅对增材件组织及性能的影响规律。利用红外热成像仪测量了熔池温度场, 并结合电子背散射衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 图像揭示了微观组织演变的内在热力学原因。通过拉伸试验表征了试件力学性能变化, 并分析了断口形貌特征。研究结果表明: 当高频脉冲电流幅值由 20 A 增加到 100 A 时, 熔池温度梯度 G 减小, 熔池凝固速率 R 增大, 凝固参数 $G \times R$ 和 G/R 都减小, 组织向等轴晶方向转变; 平均晶粒大小由 56.2 μm 减小到 49.7 μm , 在 $\langle 001 \rangle$ 方向上的取向密度从 21.16 增加到 28.32; 横向抗拉强度基本保持不变, 约为 740 MPa; 纵向抗拉强度由 729 MPa 增加到 756 MPa。高频脉冲电流幅值调控可以弱化增材件各向异性, 横纵向塑性明显改善增强。

关键词: 镍基高温合金; 双脉冲 TIG; 凝固速率; 微观组织; 各向异性

中图分类号: TG444 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)07-0036-07

Microstructure and Properties of Inconel 718 Alloy Additively Manufactured by Double Pulsed TIG with Stepped Filling Wire

ZHANG Cheng¹, ZHANG Gang^{1*}, LIU Zhongyi¹, SHI Yu¹, WEI Tao²

1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou 730050, China

2. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China

Abstract: Aiming at solving the anisotropy of microstructure and properties commonly existing in traditional arc welding, the component of Inconel 718 was additive manufactured by double-pulse-TIG (DP-TIG). The influence by the amplitude of high frequency pulse current on the microstructure and properties of the components is specially studied. The temperature field of molten pool was got by infrared thermal imager, and the thermodynamic reasons of microstructure evolution were revealed by Electron Back Scatter Diffraction (EBSD). The mechanical properties of the samples were characterized by tensile test, and the fracture morphology was analyzed. The results show that when the amplitude of high frequency pulse increases from 20 A to 100 A, the temperature gradient G of molten pool decreases, the solidification rate R of molten pool increases, the solidification parameters $G \times R$ and G/R decrease, and the microstructure changes to equiaxed crystal; The average grain size decreased from 56.2 μm to 49.7 μm , and the orientation density on the $\langle 001 \rangle$ direction increased from 21.16 to 28.32; The horizontal tensile strength is about 740 MPa which is nearly constant. The vertical tensile strength increased from 729 MPa to 756 MPa. By controlling the amplitude of high frequency pulse current, the anisotropy of the components is weakened and the plasticity and toughness in both transverse and longitudinal directions is enhanced.

Keywords: nickel-based superalloy; DP-TIG; solidification rate; microstructure; anisotropy

收稿日期: 2024-05-06 修回日期: 2024-07-26

基金项目: 国家自然科学基金(52265050); 甘肃省科技重大专项(22ZD6GA008)

作者简介: 张程(1998—), 男, 硕士研究生。E-mail: zc49571819@gmail.com。

通讯作者: 张刚(1986—), 男, 副研究员, 主要从事金属增材制造、焊接过程传感等方面的研究。E-mail: zhanggang@lut.edu.cn。

0 引言

镍基高温合金被广泛应用于核电、航空航天等领域^[1],核电中小型堆的快速制造以及航空航天中对关键部件的修复成为了镍基高温合金在生产应用中新的挑战。Inconel 718 镍基高温合金是沉淀强化高温合金,存在多种强化相,因此采用传统手段进行加工制造具有一些弊端,如铸造容易出现黑斑^[2],而锻造的生产周期过长。针对以上问题,采用增材制造技术能在保证其性能的前提下极大缩短制造周期以及制造成本^[3]。

增材制造以热源不同可区分为高能束增材制造与电弧增材制造,其中电弧增材制造利用电弧作为热源,焊丝作为主要填充材料,拥有设备成本低、对工作环境要求不高的优点^[4],但是增材过程中熔池的非平衡凝固最终导致成型件在不同方向上存在组织和性能的各向异性^[5],严重影响了其在大规模工业生产中的应用。为了解决这个问题,研究人员往往采用改善工艺和热处理的方法。文献[6]分别采用四种焊接模式进行电弧增材,分别为冷金属过渡(Cold Metal Transfer, CMT)、脉冲冷金属过渡(Cold Metal Transfer-Pulse, CMT-P)、先进冷金属过渡(Cold Metal Transfer-Advance, CMT-ADV)、先进脉冲冷金属过渡(Cold Metal Transfer-Pulse+Advance, CMT-PADV)结果表明 CMT-ADV 模式下得到的沉积件沿横向和纵向的抗拉强度、屈服强度、延伸率的差值均小于 CMT、CMT-PADV 和 CMT-P 模式。文献[7]采用高强度激光电弧复合增材,发现沉积件<001>方向织构强度减小,屈服强度的各向异性减弱。文献[8]对沉积件进行 300 °C/5 h 热处理,发现热处理后的沉积件垂直和水平方向泰勒因子之差减小,使得性能各向异性减弱。沉积件出现各向异性的根本原因是熔池的非平衡凝固,因此,本研究主要研究步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材制造过程中通过改变脉冲电流幅值来改变熔池凝固参数,进而对沉积件机械性能各向异性缺陷进行调控,并通过熔池冷凝行为变化解释了各向异性弱化,塑韧性增强的物理机制,为提高电弧增材 Inconel 718 镍基高温合金机械性能奠定理论基础和关键技术支撑。

1 试验原理与系统

1.1 试验原理

步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材制造试验原理如图 1 所示。在增材过程中,高脉冲群电流阶段送丝机不送丝,电弧熔化基板形成熔池并对熔池产生剧烈搅拌作用,改变熔池流动状态进而改变熔池温度梯度与凝固速率;低脉冲群电流阶段送丝机定量送丝,电弧熔化焊丝形成熔滴并将熔滴平稳过渡于熔池中进行增材。以上方法通过送丝波形与脉冲波形匹配可以弱化电弧-熔滴-熔池系统的强耦合作用,实现分别对熔池和熔滴的独立控制,从而更容易通过改变脉冲电流参数来改变熔池流动状态。

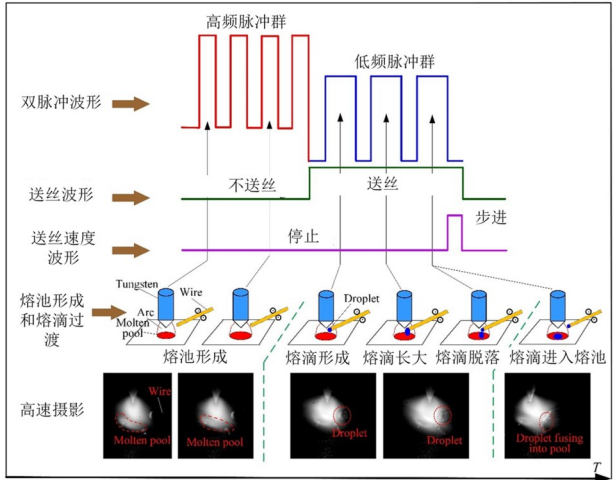


图 1 步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材制造试验原理

Fig. 1 Principal diagram of wire filling stepped-DP-TIG AM

表 1 316L 和 Inconel718 化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of 316L and Inconel718 (wt. %)

材料	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Fe
316L	12	17	—	2	—	Bal.
Inconel 718	53	19	5	2.5	0.8	Bal.

材料	Al	Si	Mn	Co	C
316L	—	1	2	—	0.09
Inconel 718	0.4	0.35	0.3	0.7	0.08

1.2 试验材料

在 316L 不锈钢基板上熔化 Inconel718 焊丝进行 10 层的沉积增材制造直壁墙试验,其中 316L 基板与 Inconel718 焊丝的化学成分如表 1 所示。

1.3 试验系统

沉积工艺参数如表 2 所示,在不改变其他参数

表 2 沉积工艺参数

Table 2 Depositing process parameters

高频脉冲群			低频脉冲群			焊速	送丝角度	送丝速度	弧长
基值/A	峰值/A	频率/Hz	基值/A	峰值/A	频率/Hz	$/(mm \cdot s^{-1})$	$/(^{\circ})$	$/(m \cdot min^{-1})$	/mm
60	160	140	70	90	20	1.7	35	1	3
80	140	140	70	90	20	1.7	35	1	3
100	120	140	70	90	20	1.7	35	1	3

的前提下,三组试验的高频脉冲群振幅分别为 20 A, 60 A, 100 A。步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材制造平台由焊接系统、送丝系统、视频及采集系统和控制系统组成,如图 2 所示。焊接系统由 TIG 焊机和双脉冲波形控制系统组成。采用 LabView 软件平台设计了双脉冲电流波形并通过硬件输出到焊机。TIG 焊机采用唐山松下产业机器有限公司的 TSP300 晶闸管型焊机,送丝机采用唐山松下产业机器有限公司的 YI-18TH 型高效填丝装置。温度采集系统由 DIAS PYROVIEW 512N 短波红外成像仪、CAVILUX HF 脉冲激光光源等配件组成。其中红外成像仪每秒能拍摄 60 帧温度场照片,采集范围 900~2 500 ℃。运动控制系统由单轴滑台配合 UR-5 型机器人手臂组成,利用机器人手臂固定 TIG 焊枪,单轴滑台控制焊接方向。试验用 316L 不锈钢基板尺寸 100 mm×40 mm×8 mm, Inconel 718 焊丝直径为 1.2 mm。保护气体采用 99.999% 的氩气,气体流量 15 L/min。

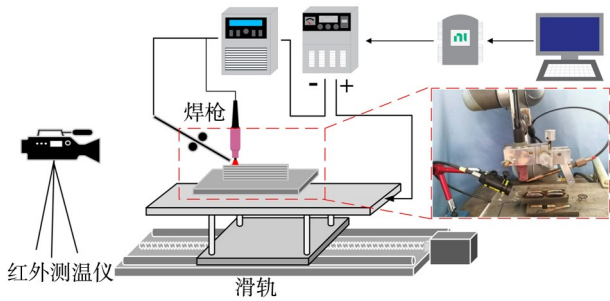


图 2 步进填丝双脉冲 TIG 电弧增材制造试验系统

Fig. 2 Experimental system of wire filling stepped-DP-TIG AM

1.4 测试系统

水平(O-X)和垂直(O-Z)方向的硬度试样和拉伸试样是从沉积的薄壁件中获得的,如图 3 所示。拉伸试样的尺寸如图 4a 所示。由于它们是非标准的小尺寸试样,因此使用图 4b 所示的一对定制夹具来固定试样以获得可靠的数据。每个沉积件分别在垂直和水平方向上各取两个试样以统计试样的抗拉强度。实验使用的拉伸试验机为 INSTRON

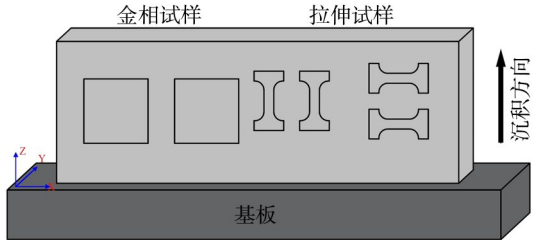


图 3 金相及拉伸试样位置

Fig. 3 The locations of the metallographical test samples and tensile test samples

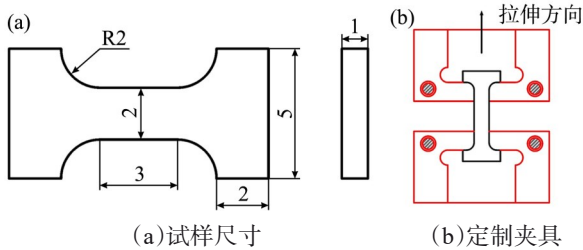


图 4 拉伸试验

Fig. 4 Tensile test

3400 万能拉伸试验机。

2 试验结果与分析

2.1 高频脉冲振幅对熔池凝固参数的影响

增材过程中通过红外成像仪得到熔池温度场信息如图 5 所示。已知 Inconel 718 的固相线和液相线分别为 1 256 ℃和 1 336 ℃^[9], TIG 焊熔池平均温度约为 1 500 ℃^[10], 根据熔融金属形态及温度分布确定熔池大小并计算其温度梯度 G 。由于固相线是 1 256 ℃, 在温度场中将温度阈值设置为 1 256 ℃, 即可标记熔池边界, 通过将两张不同时间点的照片进行叠加, 测量熔池边界的移动速度得到近似的凝固速率 R , 测量步骤如图 6 所示。统计三组参数下 1~10 层增材进行 1 s 到 2 s 时熔池的温度梯度 G 以及凝固速率 R , 如图 7 所示。计算并统计 G/R 和 $G \times R$, 如图 8 所示。

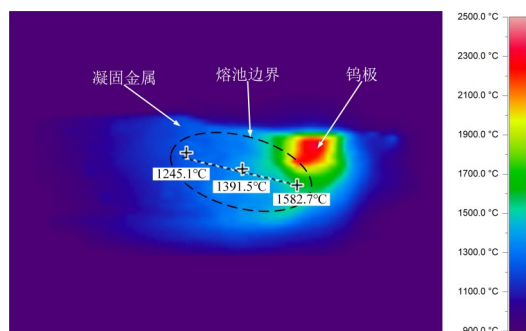


图5 熔池温度场

Fig. 5 Temperature field of the molten pool

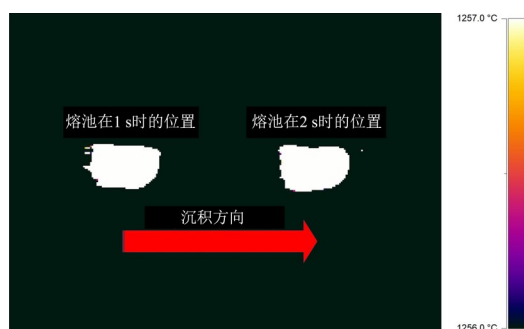


图6 1 s和2 s时熔池边界的叠加图片

Fig. 6 The superimposed picture of molten pool boundary at 1s and 2s

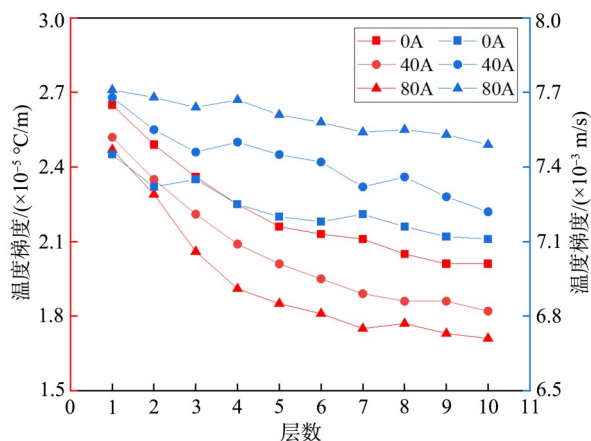
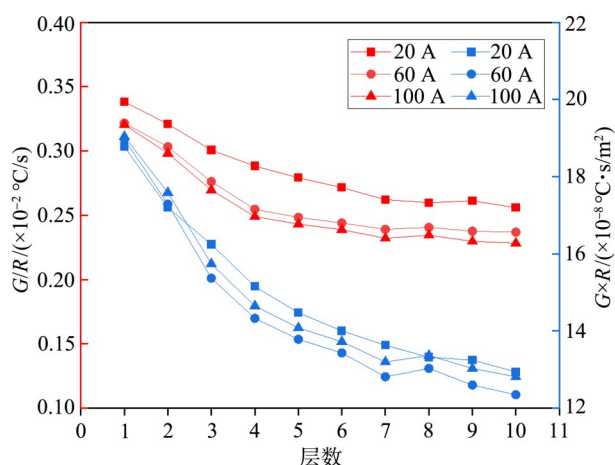


图7 不同高频脉冲振幅对凝固参数的影响

Fig. 7 Influence of different high frequency pulse amplitude on solidification parameters

由图7可以看出,随着层数增加,温度梯度 G 及凝固速率 R 值都呈下降趋势,其中,温度梯度 G 下降趋势较为明显。与传统焊接过程不同,随着增材层数增加,层间的热积累现象逐渐严重且散热条件变差,使得层间温度上升成为一个不可逆转的趋势,直到热输入和散热平衡为止^[11]。因为增材开始的第一层是在室温下的金属板上进行,熔池沿金属板进行平面散热,所以往往第一层熔池的温度梯度 G

图8 不同高频脉冲振幅对 G/R 和 $G \times R$ 的影响Fig. 8 Influence of different high frequency pulse amplitude on G/R and $G \times R$

较大,而随着多层热积累的严重以及散热条件变为沿直壁进行垂直散热,熔池的温度梯度 G 逐渐减小。熔池的温度梯度 G 逐渐减小使凝固速率 R 减小。随着高频脉冲振幅的增加,温度梯度 G 减小,这说明高频脉冲振幅的增加使熔池表面受到更大的电弧压力,从而改变熔池流动状态,促进熔池内部液态金属对流。

随着高频脉冲振幅的增加,温度梯度 G 减小,这说明高频脉冲振幅的增加能增大电弧力,使熔池表面受到更大的压力,促进熔池内部液态金属对流,减小熔池的温度梯度 G 。同时,随着高频脉冲振幅和振幅的增加,凝固速率 R 增加,这是因为,更大的电弧力促进了液态金属向较低温度的熔池边缘流动,因此凝固速率增大。

由图8看出,随着层数增加, G/R 和 $G \times R$ 的值都呈下降趋势。根据凝固理论^[12]可知, G/R 决定了组织形态, $G \times R$ 决定了晶粒大小,如图9所示。随着增材层数的增加, G/R 值减小,微观组织从平面晶依次向胞晶、柱状枝晶、等轴枝晶转变,而对于晶粒尺寸,有逐渐粗化的趋势。结合图8、图9可知,随着高频脉冲振幅的增加, G/R 和 $G \times R$ 值都减小,微观组织向等轴晶方向转变。

2.2 高频脉冲振幅对微观组织的影响

图10为不同高频脉冲振幅下沉积件不同位置微观组织。由图10a1、10b1、10c1可以看出,底部的沉积层,熔池温度梯度 G 较大,生成了大量的树枝

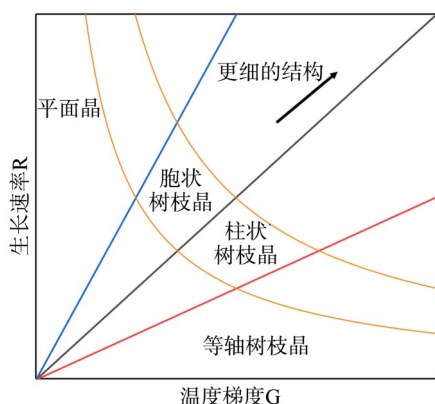


图9 温度梯度 G 与凝固速率 R 对微观组织的影响

Fig. 9 Influence of temperature gradient G and solidification rate R on microstructure

晶;且在树枝晶之间分布大量细小的胞状晶组织。随着层数的增加,由于多层热积累的现象逐渐严重,试样沿沉积件垂直散热,散热速度变慢,熔池温度梯度 G 减小,冷却速度变小,在中部试样的微观组织为定向生长的胞状树枝晶,二次枝晶开始出现,同时出现了由树枝晶向等轴晶转变的过渡区,如图 10a2、10b2、10c2 所示。由图 10a3、10b3、10c3 可知,最顶部的晶粒形态与底部、中部的不同,虽然熔池具有较小的温度梯度 G 和较小的 R ,但是因为

最顶部的沉积层不受下一层的热积累影响,这导致了沉积层最上层形成等轴晶。

对比图 10 可以发现,随着高频脉冲振幅的增加,沉积层从底部到中部的微观组织都得到了一定的细化。对比图 10a3、10b3、10c3 可以看出,随着高频脉冲振幅的增加,沉积层底部贯穿整个截面的长条状枝晶逐渐转化为较短的枝晶。这是因为高频脉冲的增大,枝晶尖端被打碎成为短树枝晶。对比图 10a2、10b2、10c2 可知,随着高频脉冲振幅的增加,沉积层中部胞状晶和树枝晶占比减小,等轴晶占比增大。高频脉冲振幅的增加能使 G/R 值减小,因此胞状树枝晶转化为树枝晶和少量的等轴晶。对比图 10a1、10b1、10c1 可知,随着高频脉冲振幅的增加,沉积层顶部的等轴晶也得到了一定的细化作用。尽管高频脉冲振幅的增加使 $G \times R$ 值减小,但是双脉冲电流波形细化晶粒的机制主要是枝晶破碎。随着脉冲振幅的增大,在高频脉冲电弧作用下使熔池内部产生湍流,导致枝晶破碎,在熔池中充当非均匀形核的质点,从而形成细小等轴晶。

为进一步确定晶粒细化的作用,对不同高频脉冲振幅下 IPF 染色图中晶粒尺寸进行统计,结果如

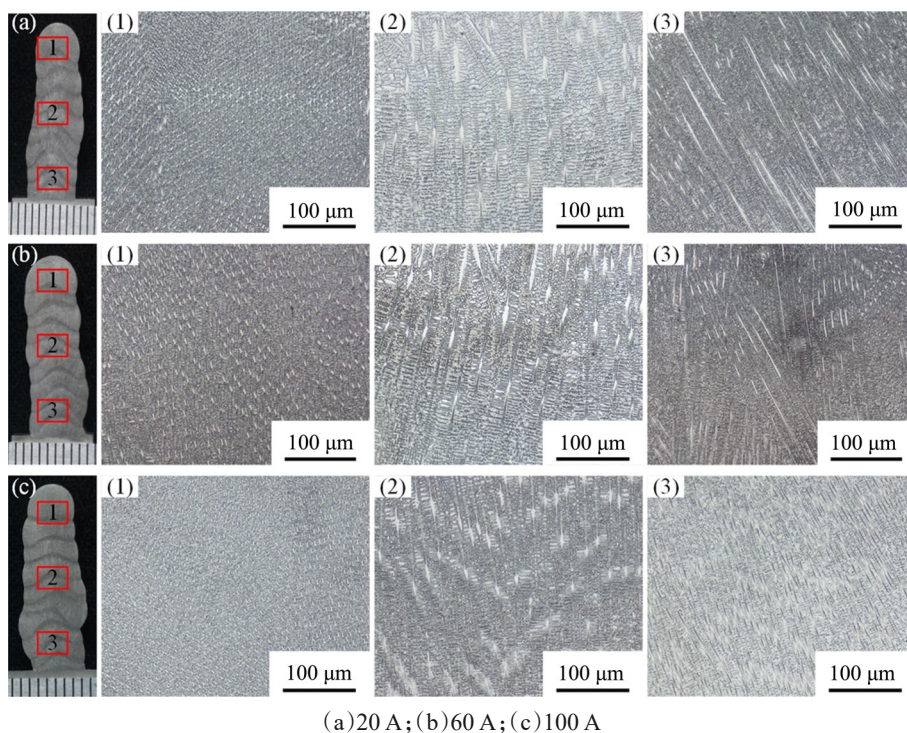


图 10 高频脉冲振幅对沉积件不同位置微观组织的影响

Fig. 10 Influence of high frequency pulse amplitude on microstructure at different positions

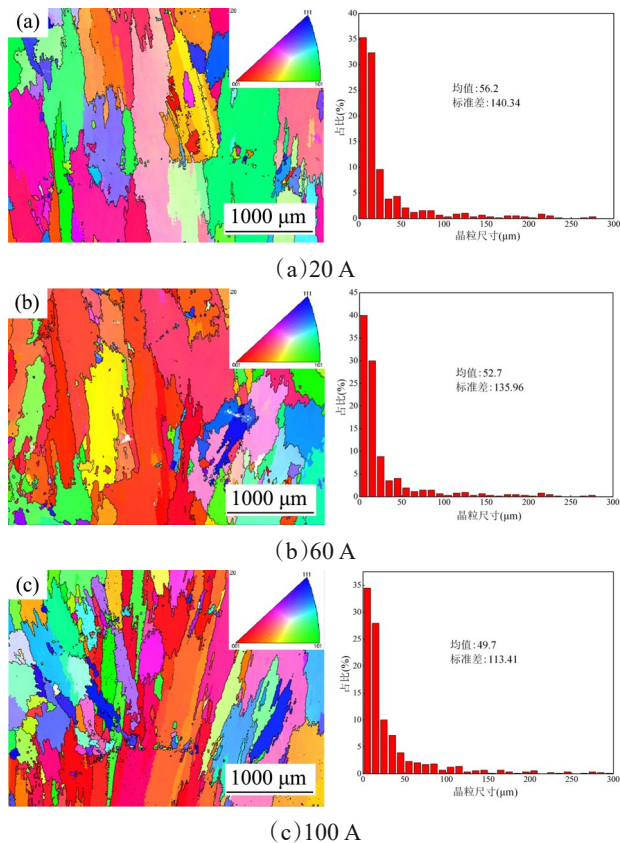


图 11 不同高频脉冲振幅下晶粒尺寸

Fig. 11 Grain size under different high frequency pulse amplitude

图 11 所示。随着高频脉冲振幅增加,柱状枝晶尺寸减小,层间区域等轴晶数量增加且尺寸减小,说明高频脉冲振幅增加对晶粒有细化作用。当高频脉冲振幅从 20 A 增加到 100 A 时,平均晶粒尺寸从 56.2 μm 减小到 49.7 μm ;尺寸分布的标准偏差从 140.34 μm 减小到 113.41 μm ,晶粒尺寸分布更均匀。

分析了不同高频脉冲振幅下平行于沉积方向的样品的组织,结果如图 12 所示。在极图中用红色十字标注了标准立方体组织($\{100\}<001>$)。图案表现出明显的板状组织特征,柱状晶沿 $<001>$ 方向生长,晶粒具有一定的选择性取向。当脉冲电流振幅从 20 A 增加到 100 A 时,样品在 $<001>$ 方向上的取向密度在 25 左右,说明组织各向异性变化不大。

2.3 高频脉冲振幅对力学性能的影响

图 13、图 14 分别是 Inconel718 沉积件在垂直(O-Z)和水平(O-X)方向的应力-应变曲线。图 15 是不同方向拉伸强度的统计。随着高频脉冲振幅的增加,横向抗拉强度在 740 MPa 左右,纵向抗拉强

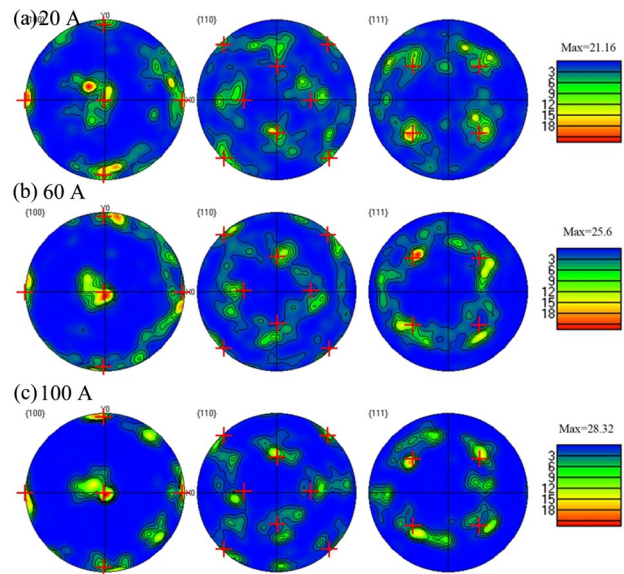


图 12 不同高频脉冲振幅下组织强度

Fig. 12 Texture strength at different high frequency pulse amplitude

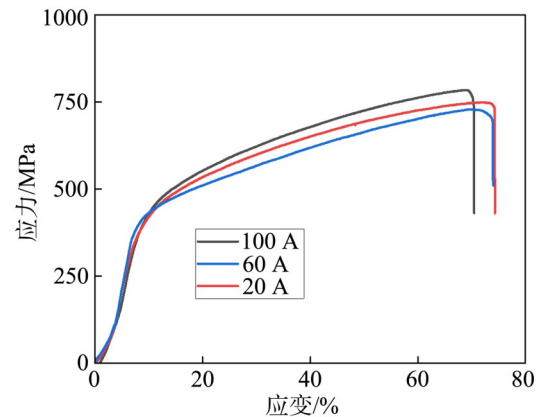


图 13 高频脉冲振幅对垂直方向抗拉强度的影响

Fig. 13 Effect of high frequency pulse frequency on vertical tensile strength

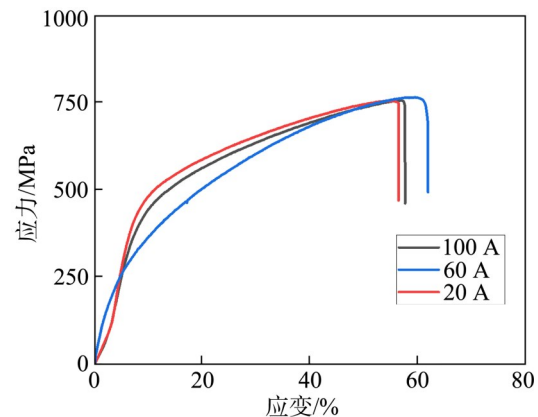


图 14 高频脉冲振幅对水平方向抗拉强度的影响

Fig. 14 Effect of high frequency pulse frequency on horizontal tensile strength

度从 20 A 下的 729 MPa 提升到 100 A 下的 756 MPa。国际标准 AMS5596^[13] 要求的 Inconel718 锻造件的合格抗拉强度为 965 MPa, 不同高频脉冲振幅下沉积层在水平方向和垂直方向上的最大抗拉强度分别可达到标准锻板的 76% 和 78%, 横纵向抗拉强度差距不大。

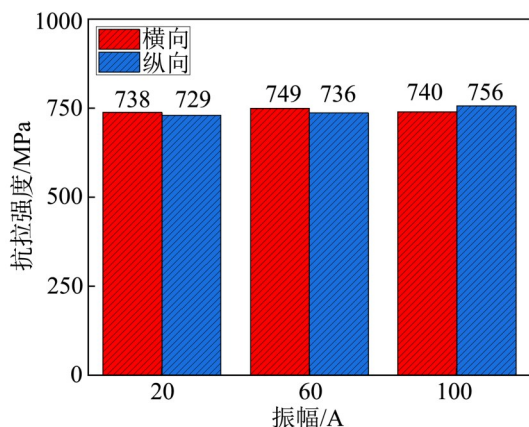


图 15 抗拉强度统计

Fig. 15 Tensile strength statistics

不同高频脉冲振幅下的断口相貌分别如图 16 所示。由图可知, 无论横向还是纵向的断口相貌所反映出来的断裂机制都是以准解理断裂为主的混合断裂, 断口相貌主要由韧窝与小解理平面组成。其中, 20 A 振幅下横向及纵向试样断口都存在明显撕裂边缘。随着高频脉冲振幅的增加, 横纵向断口撕裂边缘特征都减少, 韧窝数量增多且深度增加, 说明横纵向试样塑性都增强。

3 结论

(1) 随着高频脉冲振幅增加, 温度梯度 G 减小, 凝固速率 R 增加, G/R 和 $G \times R$ 的值都减小, 微观组织更倾向于向等轴晶方向转变。

(2) 双脉冲电流波形细化晶粒的机制主要是枝晶破碎, 随着脉冲振幅的增大, 脉冲电流破碎枝晶的能力增强, 当高频脉冲振幅从 20 A 增加到 100 A, 平均晶粒尺寸从 $56.2 \mu\text{m}$ 减小到 $49.7 \mu\text{m}$, $\langle 001 \rangle$ 方向取向密度变化不大, 组织各向异性弱化。

(3) 随着高频脉冲振幅的增加, 纵向的抗拉强度得到了提升, 从 729 MPa 提升到 756 MPa, 横纵向断口韧窝数量增多, 塑性提升。在各向异性变化

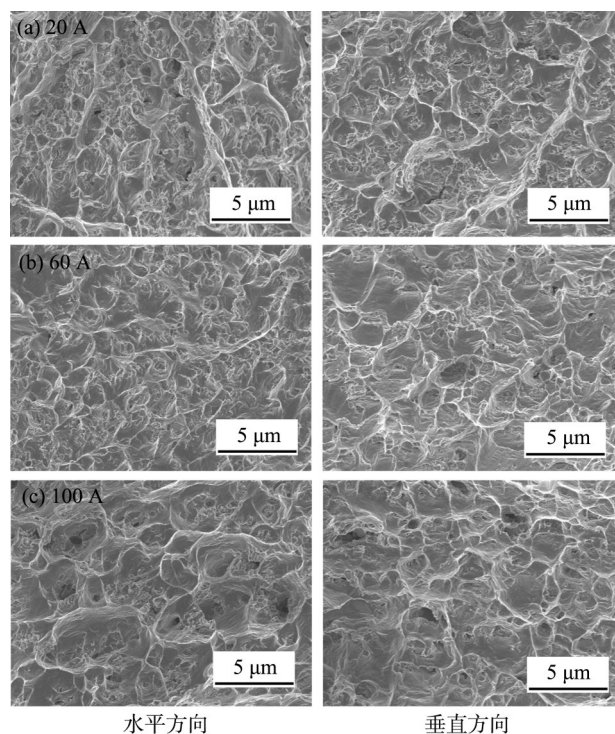


图 16 不同高频脉冲振幅下断口形貌

Fig. 16 Fracture morphology under different high frequency pulse amplitudes

不大的前提下, 材料总体性能得到了一定提升。

参考文献:

- [1] 潘坚, 王家胜. 航天专用材料发展趋势[J]. 中国航天, 2002(9): 41-45.
PAN J, WANG J S. Development of Special Space Materials[J]. Aerospace China, 2002(9): 41-45.
- [2] 王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(S2): 482-486.
WANG H Y, AN Y Q, LI C Y, et al. Research Progress of Ni-based Superalloys[J]. Materials Reports, 2011, 25(S2): 482-486.
- [3] 孙暄, 胡斌, 熊智慧, 等. 航空航天领域用增材制造金属材料的研究进展[J]. 上海金属, 2024(3): 1-12.
SUN X, HU B, XIONG Z H, et al. Progress in Research on Additive Manufactured Metallic Materials Reserved for Aerospace Field[J]. Shanghai Metals, 2024(3): 1-12.
- [4] 田彩兰, 陈济轮, 董鹏, 等. 国外电弧增材制造技术的研究现状及展望[J]. 航天制造技术, 2015(2): 57-60.
TIAN C L, CHEN J L, DONG P, et al. Current State and Future Development of the Wire Arc Additive Manufacture Technology Abroad[J]. Aerospace Manu