

# 固溶处理对脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 构件力学性能的影响

袁晓静<sup>1</sup>, 邱贺方<sup>1</sup>, 曾繁琦<sup>1</sup>, 罗伟蓬<sup>1</sup>, 王旭平<sup>1</sup>, 杨俊华<sup>2</sup>

(1. 火箭军工程大学 作战保障学院, 陕西 西安 710025)

(2. 火箭军驻孝感军代室, 湖北 孝感 432000)

**摘 要:** 为研究固溶处理对微弧等离子增材制造 Inconel 625 构件力学性能的影响, 分别在 950、1050、1150 和 1250 °C 条件下对脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件试样进行了 90 min 固溶处理。试验表明, 随着固溶温度升高, 晶粒再结晶程度不断增大, 生长取向发生变化; 出现回溶现象, 析出物逐渐减小, 位错密度逐渐降低且分布位置集中在晶界区域。固溶强化提升了结构的抗拉强度, 内部存在的 Laves 相对位错滑移的阻碍作用减弱使薄壁构件的延伸率得到提升。在 1150 °C 环境固溶处理后, 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件屈服强度、抗拉强度及延伸率达到最优。这为优化脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁构件工艺提供了理论支撑。

**关键词:** 微弧等离子增材制造; 固溶处理; Inconel 625 合金; 组织演变规律; 力学性能

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)11-4297-09

镍铬基高温合金在中、高温 (600~900 °C) 环境具有较高的力学性能、良好的耐蚀性以及优良的高温自润滑性能, 广泛用于航空航天、核能化工领域动力推进系统的热端部件, 是航空发动机机匣、涡轮导向器和叶片、航天发动机涡轮泵、内燃机排气阀、缸盖等高温核心部件的主要选材之一<sup>[1-3]</sup>。但是, 采用传统减材加工方法存在加工工艺复杂、成本高的不足, 近年来发展的增材制造技术制备的 Inconel 625 合金部件力学性能已经达到锻件水平, 这为其工程应用提供了新的途径<sup>[4-6]</sup>。

然而, 研究证实, 增材制造的 Inconel 625 合金由于特殊的拓扑密堆构型呈现出硬脆性, 特别是制造过程中随沉积层增加导致 Laves 相析出逐渐增多, 引起点缺陷成为裂纹的起源而导致构件局部力学性能降低<sup>[7,8]</sup>。因而, 采用后处理对提升增材制造的镍基高温合金结构性能显得尤为重要<sup>[9-11]</sup>。Hu<sup>[12]</sup>等人研究了激光快速成形 Inconel 625 合金构件的最佳固溶处理温度, 结果显示: 1200 °C 下激光快速成形 Inconel 625 合金能够实现完全再结晶, 立方织构强度大大降低; 同时随着固溶温度的升高, Laves 相的回溶速率逐渐提高, 在 1200 °C 时达到最大。吕耀辉<sup>[13]</sup>等人研究了等离子熔覆 Inconel 625 合金构件的后处理特性, 指出

在均匀化固溶时效处理情况下, Nb 元素的偏析得到控制, 并控制了  $\delta$  相的析出, 但由于晶粒的长大, 导致合金力学性能下降。以上研究表明, 通过固溶处理能够有效地促进 Laves 相回溶。此外, 杜金辉<sup>[14]</sup>等采用固溶处理优化了 IN718 合金结构的微观组织结构, 获得了较为优异的性能。吕豪<sup>[15]</sup>等对激光增材制造 GH4099 合金进行热处理, 研究结果显示: 1120 °C 固溶处理后发生了明显的再结晶, 柱状晶转变为细小的等轴晶。Cao<sup>[16]</sup>等研究固溶处理对激光增材 IN718 合金结构性能显示, 720 °C/8 h 条件下析出  $\gamma''$  相, 在晶粒内部均匀弥散分布。

作为增材制造技术领域的重要技术之一, 微弧等离子增材制造 (micro-arc plasma additive manufacturing, MPAM) 技术具有束斑小、热输入变化大、生产效率高、突出优势, 在制造镍基高温合金构件领域具有重要的工程应用前景<sup>[17,18]</sup>。但采用脉冲微弧等离子制备的合金构件是否可以提升结构性能尚未深入研究。

基于此, 采用脉冲微弧等离子增材制造系统制备了镍基高温合金薄壁件, 分别在 950、1050、1150 和 1250 °C 4 个不同的温度条件下进行了 90 min 固溶处理, 结合 SEM、XRD、EBSD 对固溶处理后的试样进行微观组织表征并测试其力学性能。

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 军内综合研究 (WJ2020015)

作者简介: 袁晓静, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 火箭军工程大学作战保障学院, 陕西 西安 710025, 电话: 029-84742408, E-mail: yuanxj2003@163.com

1 实验

脉冲微弧等离子增材制造技术<sup>[18]</sup>, 以等离子熔覆沉积技术为基础, 通过数字化控制平台实现较高精度的零件沉积成形以及再制造, 构成脉冲微弧等离子增材制造系统。其原理如图 1 所示。

采用脉冲等离子弧以“阶梯型”工艺熔覆成形 Inconel 625 合金薄壁构件。表 1 给出了微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件的工艺参数。基板材料为尺寸 180 mm×120 mm×10 mm(长×宽×厚)的 45 钢, 使用砂纸打磨光亮并用丙酮清洗。设计的 Inconel 625 薄壁构件样品, 尺寸为 70 mm×35 mm×3 mm(长×宽×厚)。

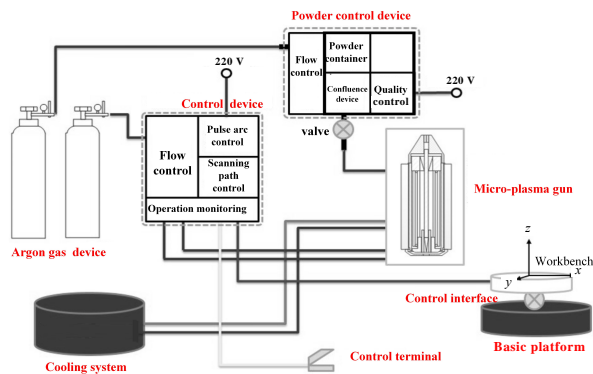


图 1 微弧等离子增材制造系统原理图  
Fig.1 Schematic diagram of micro arc plasma additive manufacturing system

表 1 Inconel 625 合金薄壁构件成形工艺参数

Table 1 Forming process parameters of Inconel 625 alloy thin wall components

Main parameter	Value
PMPAM current/A	90→85→80→75→70
Base current/A	45
Rise time of pulse arc current/s	0.1
Pulse arc interval time/ms	50.0
Gas protection delaying time/s	6.0
Substrate material	Steel
Substrate size/mm	180×120×10
Ion gas flow rate (Ar)/L·min <sup>-1</sup>	1.7
Protective gas flow (Ar)/L·min <sup>-1</sup>	12
Powder feed flow rate/L·min <sup>-1</sup>	5.5
Pulse arc time/ms	90.0
Duty cycle/%	60
Scanning speed/mm·min <sup>-1</sup>	260

根据热处理规范, 采用合肥科晶公司生产的 OTF-1200X 管式炉, 将脉冲微弧等离子增材制造的 Inconel 625 薄壁试样分别在 950、1050、1150、1250 ℃ 温度下进行固溶处理, 保护气体为氩气, 管式炉升温速率 20 ℃/min, 待达到指定温度后放入试样, 保温 90 min 后随炉冷却至室温。

采用 240#、300#、600#、1000#水砂纸在机械磨抛机上进行打磨, 并用金刚石抛光剂进行抛光。采用布鲁克 X 射线衍射仪对条状试样顶部区域、中间部位和底部区域进行 XRD 测试。最大功率: 3 kW; 靶材: Co 靶; 设置扫描参数为 2°/min。

为研究脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金组织演变规律和固溶处理对组织影响规律, 用 10%CrO<sub>3</sub> 电解腐蚀方法对试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 20 s。采用 Hitachi S-3400N 型扫描电子显微镜, 同时装配 EBSD 及 EDS 探头, 表征不同区域元素, 对材料的织构、晶粒尺寸、应变情况、晶粒取向差进行分析。设置参数为: 加速电压 0.3~30 kV; 低真空范围 6~270 Pa。

分别取脉冲微弧等离子增材制造薄壁件底部、中部、顶部的不同位置区域, 采用 Buehler 全自动维氏显微硬度计对不同区域和不同热处理状态的试样进行测试, 加载 500 g 载荷, 加载时间为 10 s。

根据 GB/T 228A224, 使用 INSTRON 5982B18430 型拉力机进行单轴拉伸试验, 设置拉伸试验条件: 标距 4 mm, 拉伸速率 0.075 mm/min(屈服前); 2 mm/min(屈服后), 在测试过程中采用视频引伸计对拉伸过程进行全程监测和数据记录。

2 结果与讨论

2.1 脉冲微弧等离子增材制造薄壁件结构特征

图 2 为根据表 1 给出增材制造工艺参数获得的 Inconel 625 合金薄壁构件, 其中等离子枪扫描速度设定为 260 mm/min, 最终成型的薄壁构件厚度控制在(3.5±0.2) mm, 如图 2a 所示。可以看到, 热量控制较好, 沉积态试样重熔度高, 沉积层表面未出现层间未熔和开裂等情况。图 2b 为减材处理后的薄壁板结构, 试样厚度为(2±0.2) mm, 结构一致性保持较好。

图 3a~3c 是薄壁试样不同位置的 SEM 组织。可以看出, 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件的底部到顶部组织呈现外延生长特点。沉积层底部区域由胞状晶和短小的柱状晶组成, 以一次枝晶为主, 二次枝晶不明显; 中部区域的二次枝晶开始明显, 晶粒趋于粗大; 在顶部区域一次枝晶较为分散, 二次枝晶开始填满

枝晶间的部分区域,甚至出现了三次枝晶的萌发,极少部分枝晶顶部出现间断,具有等轴晶的趋向<sup>[19, 20]</sup>。图 3d 和 3e 给出了脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件中部位置和顶部位置的高倍组织,可以看出在晶粒边界均析出了  $\gamma'$ 、Laves 以及  $M_xC$  相关相。对此,由

图 3f 不同位置的 XRD 图谱给予证实。分析表明 XRD 图谱中以 (111)、(200) 为主。结构中的相主要包括:  $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Nb})(\text{FCC})$ 、 $\gamma''(\text{Ni}_3\text{Nb})(\text{DO}_{22})$ 、 $\delta(\text{Ni}_3\text{Nb})(\text{DO}_a)$ 、 $\text{MC}((\text{Mo}, \text{Nb})\text{C})$ 、 $\text{M}_6\text{C}((\text{Mo}, \text{Nb})_6\text{C})$ 、 $\text{M}_{23}\text{C}((\text{Mo}, \text{Cr})_{23}\text{C})$  以及 Laves( $\text{Ni}, \text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Nb}, \text{Ti}, \text{Mo})$  等。

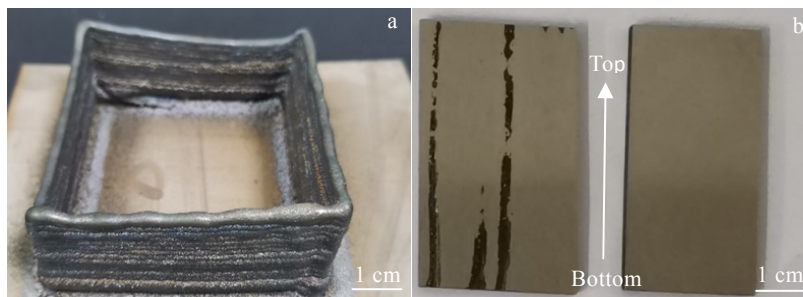


图 2 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁构件

Fig.2 Inconel 625 thin-walled components fabricated by pulsed micro arc plasma additive manufacturing (a) and after reducing material handling (b)

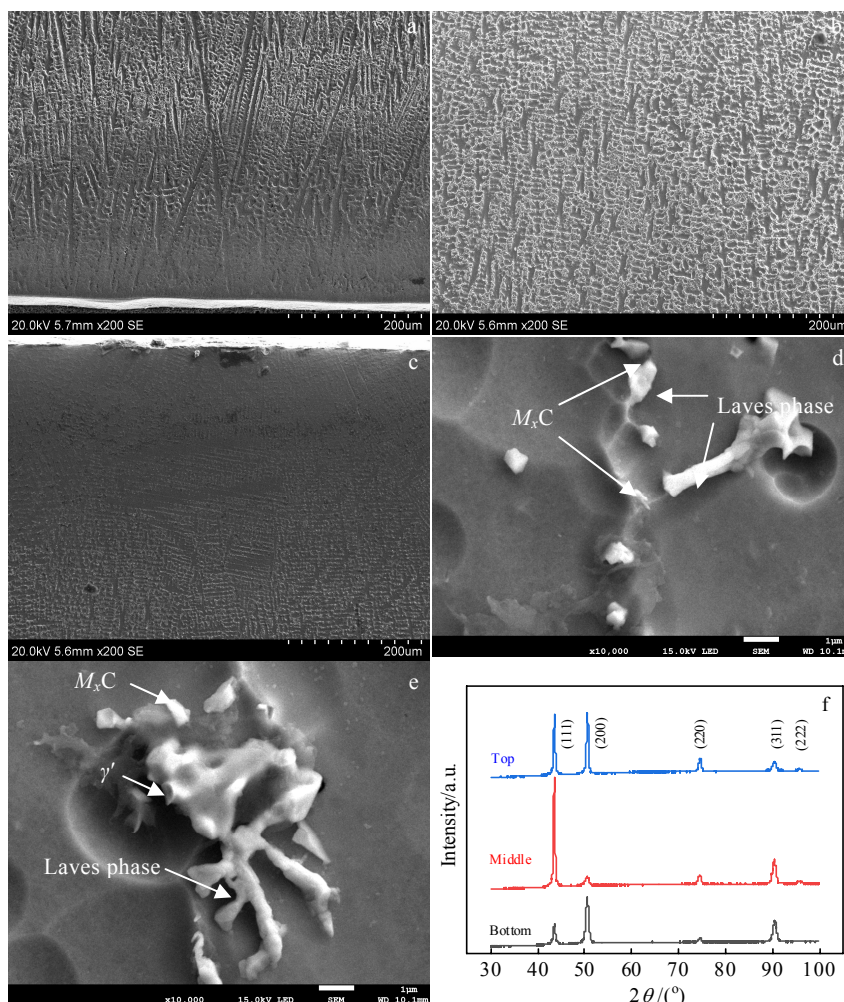


图 3 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件 SEM 组织与 XRD 图谱

Fig.3 SEM microstructures (a~e) and XRD patterns (f) of Inconel 625 thin-walled parts manufactured by pulsed micro arc plasma additive: (a) bottom, (b, d) middle, and (c, e) top

更有研究表明, Laves 相为增材试样中的脆性相, 它的析出会大量消耗基体中的 Nb, Mo 等基体强化元素, 使得基体软化, 进而会影响增材试样的力学性能。

## 2.2 固溶处理后增材制造 Inconel 625 合金的力学性能

为消除薄壁结构脆性 Laves 相对结构性能的影响, 对脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件进行固溶处理。其中, 取薄壁构件底部平行于扫描方向(y 方向)试样分别在 950、1050、1150 和 1250 °C 4 个不同的温度条件下进行 90 min 固溶处理, 并进行拉伸强度测试和显微硬度测试。

图 4 为不同温度固溶处理后的力学性能测试结果。其中, 图 4a 为拉伸性能测试结果(主要包括: 抗拉强度 UTS、屈服强度 YS 以及延伸率  $\delta$ )。可以看出, 抗拉强度随固溶温度的升高有所增加( $\pm 20$  MPa), 而屈服强度随固溶温度的升高逐渐降低( $\pm 30$  MPa), 1150 和 1250 °C 固溶处理后材料延伸率显著增加( $\pm 6\%$ )。图 4b 为不同温度固溶处理后显微硬度测试结果, 显微硬度  $HV_{0.5}$  随固溶处理温度的升高逐渐降低, 由均值 2394.1 MPa 降至 2116.8 MPa。由此可见, 随着固溶温度提高, 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件抗拉强度和屈服强度保持相对较为稳定, 经过固溶处理后薄壁构件的延伸率明显提高。综合来看, 在 1150 °C 固溶处理的 Inconel 625 合金薄壁构件力学性能最优。

## 2.3 固溶处理对增材制造 Inconel 625 合金组织结构影响

图 5 为沉积态及不同温度(950、1050、1150 和 1250 °C)固溶处理后的 EBSD 图像。其中图 5a 和图 5b 为纵向剖面结构表面 EBSD 图像。在不同温度下, 可以明显看出部分组织的晶粒生长取向发生部分改变, 由取向一致的柱状晶转变为取向不一的细小枝晶, 这说明结构出现了再结晶现象<sup>[21]</sup>。

为进一步研究不同温度下的晶粒变化情况, 对水平截面的晶粒特征进行了分析, 如图 5c~5e。可以看出试样经固溶处理后组织发生较明显的变化。为便于测量和反映变化规律, 取不同温度(950、1050 和 1150 °C)处理后的试样水平截面进行观察, 如图 5b~5e。对此, 运用 EDAX 软件测量晶粒尺寸如图 5f 所示, 其中 950、1050 和 1150 °C 固溶处理后, 晶粒平均直径分别为 422.533、517.524 和 724.416  $\mu\text{m}$ 。随着固溶温度的增加, 晶粒尺寸也随之增大。

## 2.4 固溶处理温度对增材制造 Inconel 625 合金取向角分布的影响

研究显示<sup>[22, 23]</sup>, 固溶处理过程中会出现部分等轴晶, 而增材制造 Inconel 625 合金结构在固溶处理过程

中的“柱状晶-等轴晶”转变主要与固溶处理过程中温度缓慢变化时的再结晶相关。这可以从统计学角度对晶界取向角进行统计分析进而反映组织再结晶程度。为此, 图 6 给出了脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件不同处理状态下试样的取向角分布。可以看到, 沉积态试样中小角度晶界(low angle grain boundary, LAGB)占比最大为 0.88, 而随着固溶温度升高, 试样中小角度晶界( $<5^\circ$ )占比逐渐减小, 1250 °C 固溶处理后的试样中小角度晶界占比仅为 0.5; 对于大角度晶界( $>15^\circ$ )(high angle grain boundary, HAGB)占比逐渐增加, 由最初沉积态中的不足 0.1 增至 0.48。相对而言, 对于  $5^\circ\sim 15^\circ$  之间的取向角(middle angle grain boundary, MAGB), 保持了较低的水平, 但比较发现在 1150 °C 时取向角水平保持较高。综合 3 个角度水平下的取向角分布, 可以看出随着固溶处理温度的升高, 晶粒的再结晶程度不断增大, 在 1250 °C 时达到最大, 从变化比例水平看, 当固溶温度为 1150 °C 时可以获得较好的取向角分布。

## 2.5 固溶处理对增材制造 Inconel 625 合金析出相枝晶间距的影响

增材制造构件的后续热处理能够实现一定的强化作用<sup>[24, 25]</sup>。固溶处理主要对 Laves 相的回溶状态产生影响, 进而影响脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁结构的性能。图 7 为沉积状态、950、1150 °C 温度下固溶后结构的显微组织形貌以及不同温度固溶处理后的平均一次枝晶间距。显然, 未固溶处理的合金结构中基体呈深色, 枝晶间白色区域为析出物。对比 950、1150 °C 温度下的固溶处理微观组织结构可以发现: 在 950 °C 温度下经过 90 min 固溶处理后, 析出物的数量略有增多, 析出相的形态由链状、片状转变为团状或不规则形状; 在 1150 °C 时, 析出物颗粒体积逐渐减小, 数量的减少导致分布逐渐均匀, 呈现回溶现象。在固溶过程中, 一次枝晶间距由 8.1696  $\mu\text{m}$  增大到 14.6115  $\mu\text{m}$ , 且与固溶处理温度呈正相关。

采用 EDS 面扫对不同固溶处理温度下构件组织中 Laves 相分布高度相关的 Nb 元素分布情况进行表征, 采用定量方法对析出物的体积分数进行采集计算, 如图 8 所示。随着固溶温度的升高, 析出物的回溶量逐渐增大、分布逐渐均匀, 由于 EDS 采用半定量方法, 故 Nb 元素的分布是相对含量, 其 EDS 面扫越均匀则回溶程度越大。由图 8d 可以看到, 析出物含量从最初的 3% 左右降低到不足 1%, 说明回溶过程进行得较为充分。

同时, 表 2 给出脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金基体相中的各元素含量 EDS 能谱点分析结

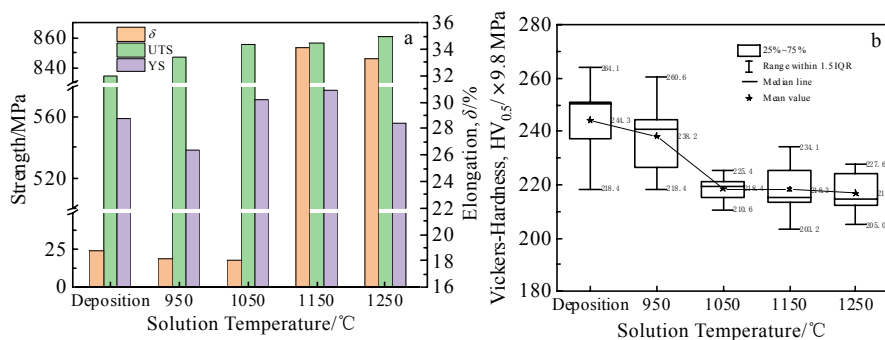


图 4 脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁件不同温度固溶处理后的力学性能

Fig.4 Mechanical properties of Inconel 625 thin-walled parts manufactured by pulsed micro arc plasma additive after solution treatment at different temperatures: (a) tensile properties and (b) micro-hardness

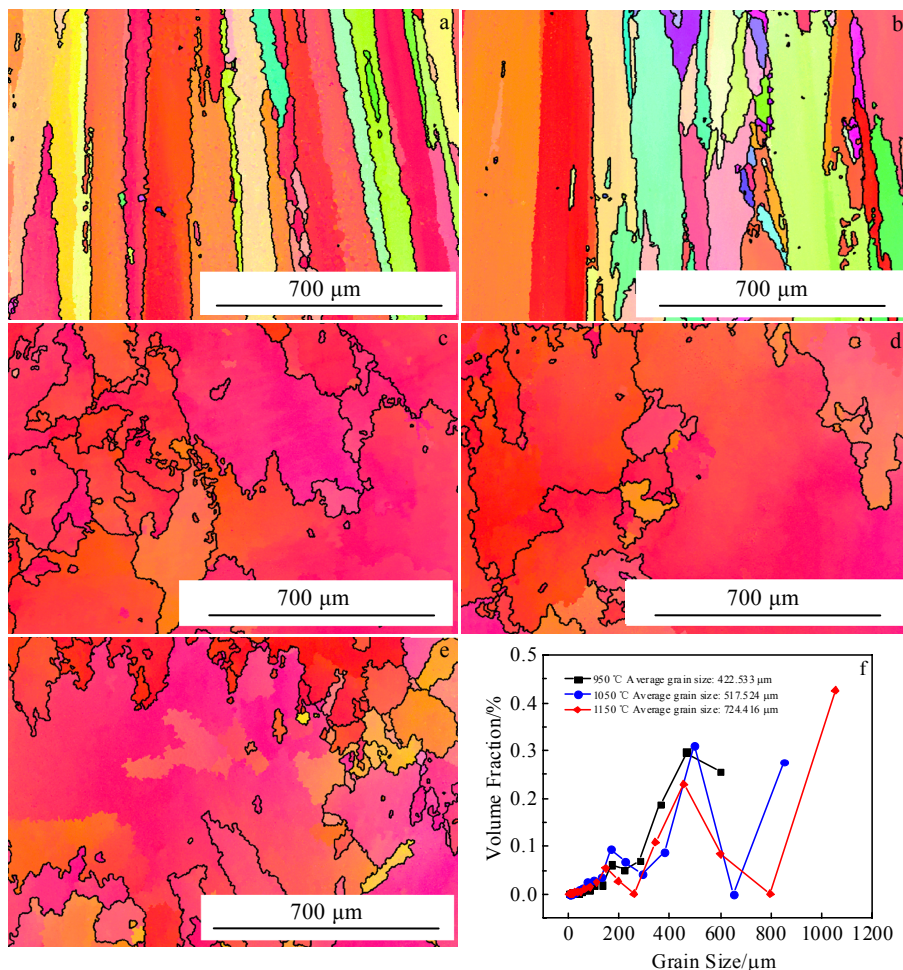


图 5 固溶处理对增材制造 Inconel 625 合金晶粒尺寸的影响

Fig.5 Effect of solution treatment temperature on grain size of Inconel 625 alloy manufactured by additive: (a) deposition, (b) 950 °C, (c) 1050 °C, (d) 1150 °C, and (e) 1250 °C; (f) grain size distribution

果。可以看到随着固溶温度的提高, Nb、Mo 元素在基体中的固溶度有了明显增加。这说明固溶强化机制随固溶温度的升高逐渐增大。

研究显示, 局部取向差较大, 则位错分布更密集、位错密度更大<sup>[26]</sup>, 为此需要阐明应变强化对结构性能的影响。针对此, 采用 KAM 图(kernel average misorientation)

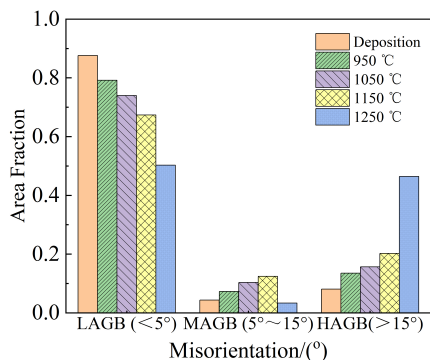


图 6 固溶处理对脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金取向角的影响

Fig.6 Effect of solution treatment temperature on orientation angle of Inconel 625 alloy manufactured by pulsed micro arc plasma additive

来反映位错的密集程度及分布。图 9 给出了脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金在不同固溶处理状态下的 KAM 图。

如图 9a 所示, 沉积形成的微观结构中晶粒内部绿色点大量分布, 这说明位错主要分布在晶粒内部且分布密度很高。经过 950 °C 固溶处理后位错密度依然较大(图 9b); 但是经过 1150 °C 固溶处理后(图 9c)位错

密度骤降, 且主要分布在晶界区域。基于此, 图 9d 给出了取向角差分布曲线, 可以看到 1150 和 1250 °C 固溶处理后的取向差角度小、位错密度低, 这说明: 1150 和 1250 °C 固溶处理下再结晶对位错的滑移阻碍作用降低, 应变强化将对结构强度的影响能力降低。由此显示, 随着固溶温度升高, 固溶强化作用逐渐增强, 而应变强化作用逐渐降低; 固溶和应变 2 种强化机制同时影响构件力学性能。

不同处理温度下, 应变强化和固溶强化在固溶处理中占主导地位, 其中应变强化的影响作用更加明显, 这与文献表述一致<sup>[2]</sup>。随固溶温度的升高, 虽然 Laves 相中的合金强化元素向基体回溶促使固溶强化机制增强, 进而增加了试样抗拉强度, 但位错密度降低导致应变强化作用降低更加明显, 因此 2 种强化机制对屈服强度的综合贡献作用逐渐减弱; 1150 °C 固溶处理后位错密度明显降低, 对位错滑移的阻碍作用减小使试样的塑性得到提高。综上所述, 1150 °C 为微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件的最佳固溶处理温度。

此外, 采用多种腐蚀剂( $\text{FeCl}_2$ ,  $\text{CrO}_3$  溶液等)都无法达到较好的腐蚀效果。由此, 可见微弧等离子增材制造 Inconel 625 薄壁构件的耐腐蚀性在固溶处理后得到了很大提升。这说明 Laves 相的回溶及其他强化机制的共同作用会对沉积构件的耐腐蚀性能产生影响。

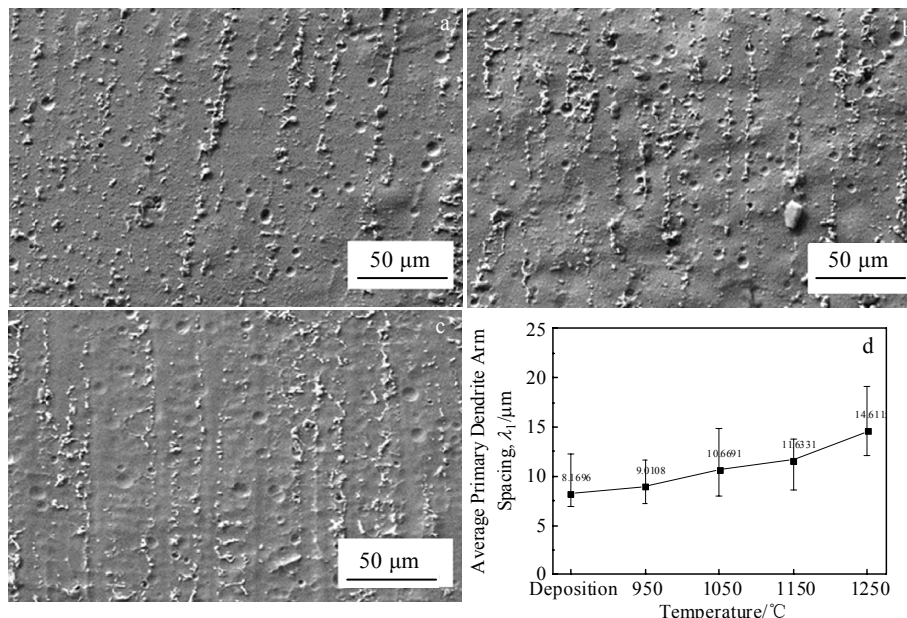


图 7 固溶处理温度对薄壁件一次枝晶间距的影响

Fig.7 Effect of solution treatment temperature on primary dendrite spacing of thin-walled parts: (a) deposition, (b) 950 °C and (c) 1150 °C; (d) average primary dendrite spacing

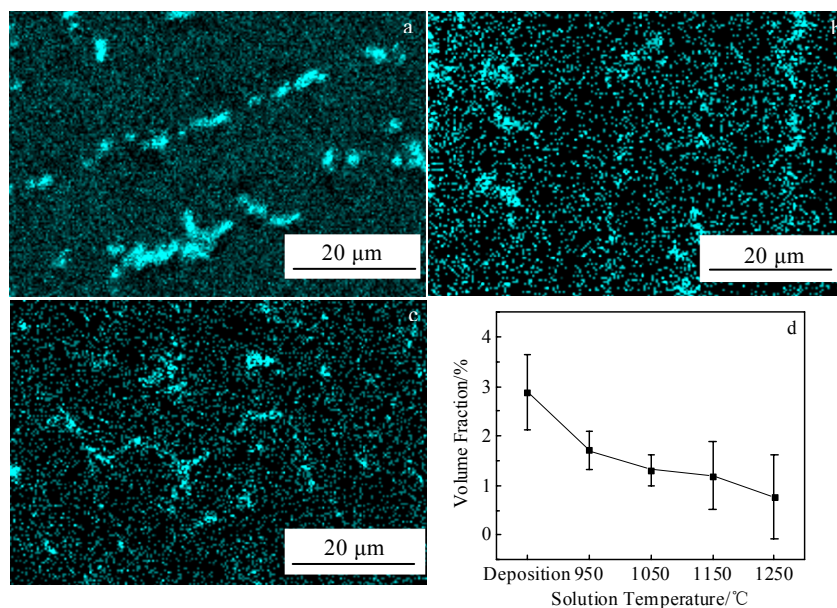


图 8 固溶处理温度对薄壁件 Nb 元素回溶程度的影响

Fig.8 Effect of solution treatment temperature on the degree of Nb element resolution of thin-walled parts by EDS mappings: (a) deposition, (b) 950 °C, and (c) 1150 °C; (d) volume fraction of precipitated phase

表 2 脉冲等离子增材制造 Inconel 625 合金结构中的 EDS 点分析各元素含量

Table 2 Contents of element analyzed by EDS in Inconel 625 alloy structure manufactured by pulsed plasma additive (ω/%)

Heat treatment	Ni	Cr	Nb	Mo	Fe	Si
Depositing	65.8	22.6	1.9	8.6	0.7	0.3
Solution at 950 °C	64.3	22.5	2.8	9.1	0.9	0.4
Solution at 1050 °C	63.0	22.6	3.1	9.8	1.0	0.5
Solution at 1150 °C	64.3	22.1	3.2	9.2	0.8	0.4
Solution at 1250 °C	63.2	22.5	3.5	9.4	0.9	0.5

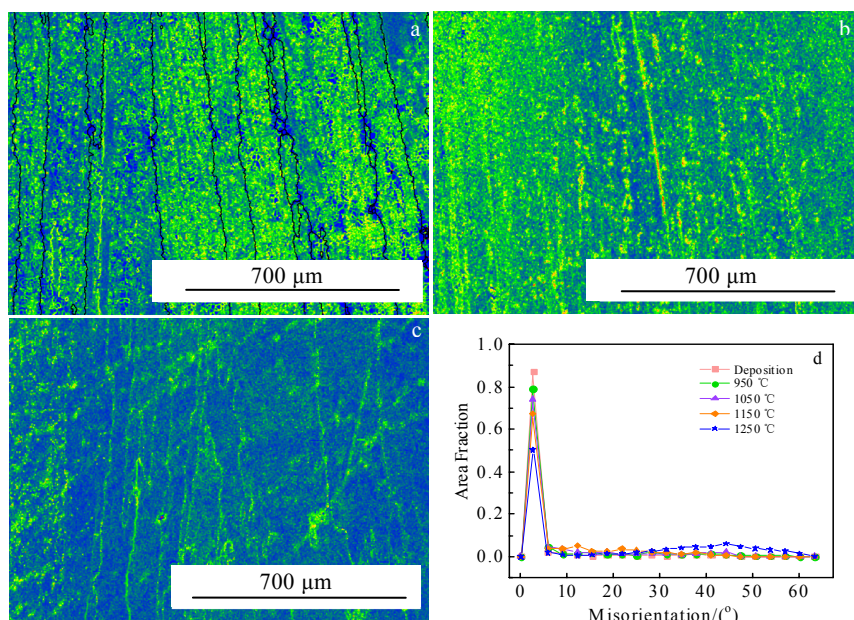


图 9 微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金的 KAM 图

Fig.9 KAM diagram of Inconel 625 alloy produced by micro arc plasma additive: (a) deposition, (b) 950 °C and (c) 1150 °C solution treatment; (d) orientation angle distribution

### 3 结 论

1) 固溶处理过程中晶粒的再结晶程度不断增大, 晶粒生长取向由一致变得杂乱, 有少部分等轴晶组织出现, 织构强度逐渐降低, 晶粒尺寸随固溶温度的升高呈现逐渐增大的趋势。

2) 固溶处理后, 析出相有所增多且形态由链状、片状转变为团状或不规则形状; 随着温度进一步升高, 1150 °C 固溶处理后析出物颗粒体积分数明显减少, 呈现回溶现象。分析表明, 固溶处理过程中起主要作用的固溶强化和应变强化表现为竞争作用。

3) 固溶处理有利于提升微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁件性能。脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 合金薄壁构件的抗拉强度随固溶温度的升高得到增强。由于 Laves 相回溶过程及应变强化的综合作用影响, 屈服强度逐渐降低; 1150 °C 固溶处理后材料塑性得到显著提升。

#### 参考文献 References

- [1] Zhang Jun(张 军), Jie Ziqi(介子奇), Huang Taiwen(黄太文) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1145
- [2] Jafari Davoud, Vaneker Tom H J, Gibson Ian. *Materials & Design*[J], 2021, 115: 109 471
- [3] Chen Jianjun, Ding Yutian, Gao Yubi *et al. Rare Metal Material and Engineering*[J], 2021, 50(1): 14
- [4] Chen Xiujuan(陈秀娟), Zhao Guorui(赵国瑞), Dong Dongdong(董东东) *et al. Chinese Journal of Laser*(中国激光)[J], 2019, 46(12): 70
- [5] Yang Qiyun, Wu Yudao, Sha Fei. *Materials for Mechanical Engineering*[J], 2016, 40(6): 83
- [6] Feng Yingchao(冯英超), Liu Jinping(刘金平), Wang Shijie(王世杰) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2018, 39(6): 81
- [7] Inaekyan K, Kreitchberg A, Turenne S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 768: 138 481
- [8] Lee J, Turner M, Copin E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 31: 342
- [9] Gao shuang, Hou Jieshan, Guo Yongang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(9): 1735
- [10] Rios S, Colegrove P A, Williams S W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 264: 45
- [11] Wang Yangfan, Chen Xizhang, Su Chuanchu. *Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 374: 116
- [12] Hu Y L, Lin X, Zhang S Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 330
- [13] Lv Yaohui(吕耀辉), Xu Fujia(徐富家), Liu Yuxin(刘玉欣) *et al. Materials Science & Technology*(材料科学与工艺)[J], 2013, 21(2): 14
- [14] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Deng Qun(邓 群) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2359
- [15] Lv Hao(吕 豪), Yang Zhibin(杨志斌), Wang Xin(王 鑫) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(10): 1 002 003
- [16] Cao Y, Bai P, Liu F *et al. Materials*[J], 2020, 13(2): 340
- [17] Lu Zhenyang(卢振洋), Liu Feng(刘 锋), Jiang Fan(蒋 凡) *et al. Rare Metal Material & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 524
- [18] Yuan Xiaojing(袁晓静), Guo Xiaohui(郭晓辉), Guan Ning(关 宁) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(8): 25
- [19] Wang Kaibo, Liu Yuxin, Sun Zhe *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 819: 152 936
- [20] Tao Lin(陶 琳), Cheng Ming(程 明), Song Guangsheng(宋广胜) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2012, 4(2): 1
- [21] Yang Qiyun(杨启云), Wu Yudao(吴玉道), Sha Fei(沙 菲) *et al. Material for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2016, 40(6): 83
- [22] Hu Yunlong, Lin Xin, Zhang Shuya *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 767: 330
- [23] Jicai Feng, Yibo Liu, Qingjie Sun *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2015, 17(10): 1480
- [24] Guo Longlong, Zheng Hualin, Liu Shaohu *et al. International Journal of Electrochemical Science*[J], 2016, 11(7): 5507
- [25] Almangour B, Yang J M. *Materials & Design*[J], 2016, 110(15): 914
- [26] Banerjee Arunima, Messina Sara, Begley Matthew R *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 205: 114 188

## Effect of Solution Treatment on Mechanical Properties of Inconel 625 Fabricated by Pulsed Micro-arc Plasma Additive Manufacturing

Yuan Xiaojing<sup>1</sup>, Qiu Hefang<sup>1</sup>, Zeng Fanqi<sup>1</sup>, Luo Weipeng<sup>1</sup>, Wang Xuping<sup>1</sup>, Yang Junhua<sup>2</sup>

(1. Combat Support College of Rocket Army Engineering University, Xi'an 710025, China)

(2. Military Representative Office of Rocket Army in Xiaogan, Xiaogan 432000, China)

**Abstract:** In order to improve the mechanical properties of Inconel 625 alloy thin-walled members fabricated by pulsed micro-arc plasma additive manufacturing, the members were solution treated at 950, 1050, 1150 and 1250 °C. The results show that with the increase of solution temperature, the degree of grain recrystallization increases and the growth orientation becomes disordered. The dislocation density decreases gradually and the distribution position is concentrated in the grain boundary region. The precipitates decrease gradually, showing a re-dissolution phenomenon. With the increase of temperature, the solution strengthening inside the structure improves the tensile strength, but the weakening of strain strengthening leads to the decrease of yield strength. At the same time, the blocking effect of Laves relative dislocation slip is weakened, and the elongation of thin-walled members is improved. The yield strength, tensile strength and elongation reach the comprehensively optimum after solution treatment at 1150 °C. This provides technical support for the performance optimization of Inconel 625 thin-walled components manufactured by micro-arc plasma additive manufacturing.

**Key words:** micro-plasma additive manufacturing; solution treatment; Inconel 625 alloy; microstructure evolution; mechanical properties

---

Corresponding author: Yuan Xiaojing, Ph. D., Associate Professor, Combat Support College of Rocket Army Engineering University, Xi'an 710025, P. R. China, Tel: 0086-29-84742408, E-mail: yuanxj2003@163.com