

DOI:10.16356/j.1005-2615.2025.03.013

激光冲击强化与热处理对电弧增材制造镍铝青铜 性能影响

刘铄涵¹, 戴宁¹, 程筱胜¹, KULADEEP Rajamudili²

(1. 南京航空航天大学机电学院, 南京 210016; 2. 克兰菲尔德大学 SATM 学院, 贝德福德郡 MK430AL)

摘要: 围绕电弧增材制造(Wire arc additive manufacturing, WAAM)镍铝青铜(Nickel-aluminum bronze, NAB)的显微组织演变及力学性能调控, 结合激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)与退火热处理工艺, 分析了不同处理条件下材料的微观结构及表面力学性能演变机制。结果表明: LSP 处理后材料表层晶粒显著细化, 显微硬度由 182 HV 提升至 223.5 HV, 同时表面形成最高达 572 MPa 的残余压应力层; 后续热处理通过静态再结晶机制优化了晶相组织, 利用 LSP 引入的位错能量促进晶界重构, 在保留近表面硬化特性的同时, 使材料表层硬度整体提升至 202 HV, 并显著消除了残余应力。本文旨在为 WAAM NAB 的表面强化策略提供参考, 拓展 LSP 与热处理在增材制造金属材料中的应用潜力。

关键词: 激光冲击强化; 电弧增材制造; 镍铝青铜; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1; TG156.2 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-2615(2025)03-0517-10

Effect of Laser Shock Peening and Heat Treatment on Properties of WAAM NAB

LIU Shuohan¹, DAI Ning¹, CHENG Xiaosheng¹, KULADEEP Rajamudili²

(1. College of Mechanical and Electronic Engineering, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing 210016, China; 2. School of Aerospace, Transport and Manufacturing, Cranfield University, Bedfordshire MK430AL, England)

Abstract: This study explores the microstructural evolution and mechanical property enhancement of wire arc additive manufacturing (WAAM) nickel-aluminum bronze (NAB) by combining laser shock peening (LSP) and annealing heat treatments. The influence of various processing conditions on the material's microstructure and surface mechanical properties is investigated. The findings reveal that LSP refines the surface grains, leading to a notable increase in microhardness from 182 HV to 223.5 HV and the formation of a compressive residual stress layer reaching up to 572 MPa. Subsequent heat treatment optimizes the phase structure through static recrystallization, aiding grain boundary reconstruction by utilizing the dislocation energy introduced by LSP. This dual treatment approach maintains near-surface hardening effects while adjusting overall surface hardness to 202 HV and effectively alleviating residual stress. The study aims to offer insights into surface strengthening strategies for WAAM-produced NAB and broaden the potential application of LSP and heat treatment in additively manufactured metallic materials.

Key words: laser shock peening (LSP); wire arc additive manufacturing (WAAM); nickel-aluminum bronze (NAB); heat treatment; microstructure; mechanical property

基金项目: 国家重点研发计划(2023YFB4603901)。

收稿日期: 2025-03-17; **修订日期:** 2025-04-15

通信作者: KULADEEP Rajamudili, 男, 研究员, E-mail: kuladeep.rajamudili@cranfield.ac.uk。

引用格式: 刘铄涵, 戴宁, 程筱胜, 等. 激光冲击强化与热处理对电弧增材制造镍铝青铜性能影响[J]. 南京航空航天大学学报(自然科学版), 2025, 57(3): 517-526. LIU Shuohan, DAI Ning, CHENG Xiaosheng, et al. Effect of laser shock peening and heat treatment on properties of WAAM NAB[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics (Natural Science Edition), 2025, 57(3): 517-526.

镍铝青铜(Nickel aluminum bronze, NAB)合金是一种添加了镍和铁合金元素的二元铜铝体系^[1],因其优异的耐腐蚀、气蚀腐蚀和侵蚀性能,被广泛应用于船舶螺旋桨、泵、阀以及水下紧固件等海洋部件^[2-3]。然而,传统铸造NAB合金中常存在气孔及残余马氏体相 β 等缺陷,限制了其性能的进一步提升。为此,电弧增材制造(Wire arc additive manufacturing, WAAM)、摩擦焊接和搅拌摩擦加工等先进制造技术逐渐被引入NAB合金的制造过程中^[4]。WAAM技术以其制造周期短、成形效率高及产品性能优异的显著优势,被广泛视为直接服务于装备制造业的前沿成形技术^[5]。然而,WAAM加工合金仍存在残余应力、变形和各向异性微观结构等缺陷,限制了其在工业中的广泛应用,使其未能充分发挥潜力^[6]。而合金材料的表面性质及内部组织结构对其机械性能和力学性能具有重要影响,尤其在高性能工程应用中更为显著^[7]。因此,激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)、喷丸处理、电解抛光及热处理等表面处理工艺被广泛引入合金材料的后处理过程,以优化其综合性能。针对WAAM制备的NAB合金,结合LSP与热处理等后处理工艺,可有效调控其微观组织、残余应力分布及表面力学性能,从而改善其缺陷并提升整体性能,为其在高端装备制造领域的应用提供理论依据和技术支持。

图1展示了激光冲击强化过程的原理示意图^[8]。在LSP工艺中,脉冲激光束穿过透明约束层辐照至吸收层,吸收层吸收激光能量后形成等离子体。在约束层的限制下,膨胀等离子体产生的高压冲击波向被加工材料内部传播^[9]。当冲击波压力超过材料的弹性极限时,材料发生塑性变形,导致微观结构变化,如表层晶格畸变、位错增殖及晶粒细化等。此外,LSP在近表面区域引入有益的残余压应力,提升材料的疲劳性能和耐磨性^[8]。相较于喷丸、滚压、内挤压等传统强化技术,LSP能够形成更深且数值更大的残余压应力影响层,同时具备精确控制和定位能力,可处理传统工艺难以覆盖的区域^[10]。图2为LSP诱导的材料表层应力及梯度微观结构示意图^[11]。冲击波在样品表面引发显著的塑性变形,其变形程度由表及里逐渐减弱,从而形成由细化晶粒 \rightarrow 位错胞(壁) \rightarrow 位错线构成的梯度微观结构。同时,表面区域产生高残余压应力,而材料内部则形成残余拉应力,这种残余应力场及梯度纳米晶层是LSP技术的两个显著特征。

然而,LSP在材料表面引入残余压应力的同时,为平衡扭矩,会在材料内部产生残余拉应力。这些拉应力可能加速疲劳裂纹的萌生与扩展,并增

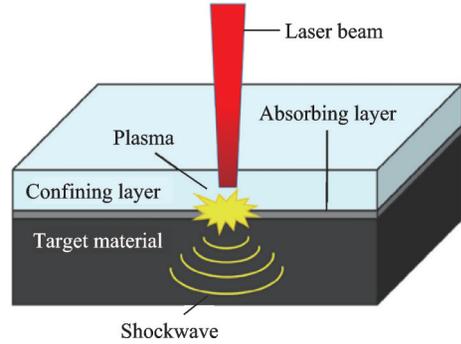


图1 LSP实验装置示意图^[8]

Fig.1 Schematic diagram of the LSP experimental setup^[8]

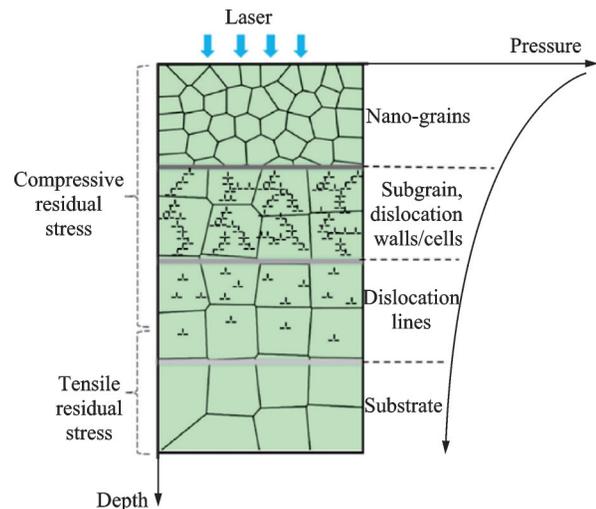


图2 LSP诱导的梯度微观结构及残余应力示意图^[11]

Fig.2 Schematic diagram of gradient microstructure and residual stress induced by LSP^[11]

加应力腐蚀开裂的风险,从而限制LSP处理材料的长期服役性能。为优化材料性能并降低上述风险,结合适当的热处理工艺是一种有效的解决方案。热处理可通过静态再结晶机制调控微观组织,促进位错重排和晶界重构,从而缓解残余应力集中,改善材料内部的应力分布。同时,热处理还能优化材料的综合力学性能,使其在疲劳强度、耐腐蚀性及抗应力腐蚀性能之间取得平衡,满足不同工况下的工程应用需求。此外,热处理能够有效缓解WAAM工艺引起的NAB合金中原始各向异性微观结构,从而显著改善材料的疲劳性能和耐腐蚀性能^[12]。Shakil等^[13]的研究表明,在675℃退火6h后,WAAM NAB合金的晶粒尺寸显著小于铸造条件下的NAB合金,且退火后的微观组织呈现出较弱或接近随机分布的织构。同时,退火处理后的材料展现出优异的力学性能,包括较高的屈服强度、抗拉强度和疲劳强度。不仅如此,Chi等^[14]研究了热处理结合LSP对WAAM Ti17钛合金微观结构、残余应力和力学性能的影响,发现LSP可在材料表面引入高密度位错和孪晶,细化微观结构,并

在热处理后的材料表面形成压缩残余应力,从而提高抗拉强度、屈服强度和硬度,验证了热处理+LSP工艺在优化 WAAM Ti17 钛合金性能方面的有效性。而 Kumar 等^[15]探讨了热处理与 LSP 联合应用对选择性激光熔化制造的 17-4PH 不锈钢微观结构和力学性能的影响,结果显示该方法显著提高了材料的硬度、强度和延展性。上述研究表明,通过结合 LSP 与热处理,不仅能够显著改善材料的力学性能,还能有效优化残余应力分布和微观结构。将 LSP 与热处理联合应用,可以为提升复杂几何形状部件的机械性能提供理论依据,并为相关工艺优化提供指导方向。

本文以 WAAM NAB 为研究对象,研究了 LSP 及热处理后处理工艺对其组织和力学性能的影响,并深入分析了工艺过程中材料的微观组织响应行为。通过微观组织表征,阐明了 LSP 及热处理对材料晶粒细化效应及织构演化行为的影响规律;结合显微硬度测试和残余应力测量,揭示了激光冲击强化及热处理对材料力学性能的调控机制,进而探讨了二者对材料性能的作用机制及其协同效应。

1 实验及方法

实验材料为 WAAM NAB,其主要成分如表 1 所示。将原始材料切割成两个 50 mm×30 mm×10 mm 的长方形试样,用砂纸将其表面打磨平整,再用丙酮将其表面擦拭干净,风干备用。

表 1 WAAM NAB 的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of WAAM NAB (mass fraction) %

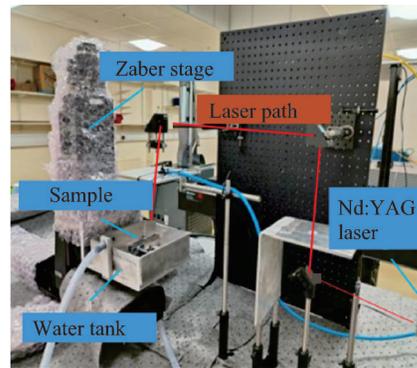
Al	Fe	Ni	Mn	Cu
9	3.5	4.5	1.2	余量

LSP 实验设备如图 3(a) 所示,采用 Nd:YAG 激光器作为光源,激光参数设置为脉宽 10 ns,频率 10 Hz,波长 532 nm,能量密度 5.8 GW/cm²,脉冲密度 10 000 pulse/cm²,光斑搭接率为 50%,并以流动水膜作为约束层。为对比分析不同处理工艺的影响,在两块试样上采用相同的激光加工参数进行重复实验,其中一块试样不做其他处理,另一块试样进行后续热处理。

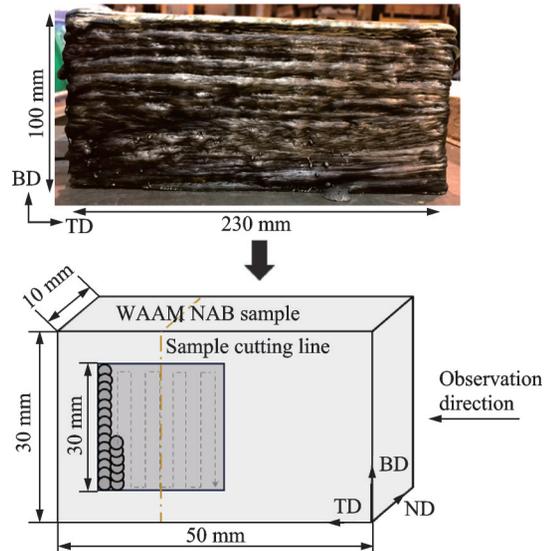
NAB 的再结晶温度通常在 500 °C 至 750 °C 之间,因此选用加热温度 675 °C、持续时间 6 h 的退火处理。将一块已进行激光冲击强化处理的试样置于炉内,同时在靠近试样表面位置处安装热电偶,以实时监测炉内温度变化。

图 3(b) 为 LSP 样品示意图,本实验所用样品

取自 WAAM 的镍铝青铜材料,其主要打印参数如表 2 所示。在样品 20 mm×20 mm 区域内进行单



(a) LSP equipment



(b) Schematic diagram of LSP sample

图 3 实验试样制备

Fig.3 Specimens design and preparation

表 2 WAAM NAB 的打印参数

Table 2 Deposition parameters of WAAM NAB

工艺参数	值
等离子气体	Ar
等离子气体流量/(L·min ⁻¹)	0.8
保护气体	Ar
保护气体流量/(L·min ⁻¹)	8
焊接电流/A	200
焊接电压/V	23.4
送丝速度/(m·min ⁻¹)	2.2
移动速度/(mm·s ⁻¹)	4.5
堆积方式	往复

次激光冲击强化处理,其中 BD、TD、ND 分别对应 WAAM NAB 材料打印过程中的堆积方向、焊枪移动方向以及法向方向。实验共设计 4 组对照样品:未处理组、仅热处理组、仅 LSP 处理组及 LSP+热处理组。为制备金相试样,使用 500 至 2 000 目砂纸对样品表面进行逐级打磨,确保表面平整光滑。随后,将 5 g FeCl₃ 溶解于 20 ml HCl 和

80 ml 蒸馏水配制成刻蚀溶液对试样表面进行刻蚀处理,以便后续金相显微观察。

采用 TESCAN S8000 扫描电子显微镜进行电子背散射衍射 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 及扫描电镜 (Scanning electron microscope, SEM) 分析,以深入研究样品的微观结构和晶粒取向。为评估 LSP 及热处理对材料硬度的影响,采用 Innovatest® Falcon 500 硬度测试仪测量 4 组样品的维氏硬度,测试过程中施加加载质量为 500 g,加载持续时间为 10 s。为了探究 LSP 与热处理对材料表面残余应力的影响,采用钻孔法结合应变片测量技术对残余应力进行表征。

2 结果与讨论

2.1 微观组织演化

对比图 4(a) 和 4(b) 的显微组织形貌可以发现,在 675 °C 退火处理 6 h 后,材料的晶粒形貌发生显著转变,主要表现为大面积等轴晶粒的显著增加。这表明退火促进了材料的静态再结晶和晶界

迁移,使得晶粒形态趋于均匀化。这一过程主要受晶界能降低驱动,细小晶粒由于高界面能而被吞并,而较大晶粒在再结晶过程中生长,最终形成等轴晶组织。

然而,由 LSP 处理后的组织形貌(图 4(c))表明,表层晶粒由原始的大面积等轴晶粒转变为细长且狭窄的小晶粒结构。这一变化源于激光冲击引入的高应变率塑性变形,使得位错密度急剧增加,并促进亚晶界和孪晶的形成。在冲击波作用下,材料内部发生剧烈的动态回复和动态再结晶,导致晶粒细化。此外,LSP 诱导的残余压应力对晶粒形态具有调控作用,使其沿一定方向拉长,表现出各向异性的形貌特征。

在先 LSP 再退火的材料显微组织(图 4(d))中,激光冲击引入的晶粒细化及晶体形貌变化在整体微观结构中已不明显。但在等轴大晶粒内部及晶界附近,仍可观察到大量细小晶粒分布。这表明在退火过程中,LSP 诱导的位错消除及应力释放促进了晶粒的长大,但由于 LSP 产生的高密度位错在热处理下具有一定的热稳定性,部分细小晶粒仍得以保留。此外,LSP 形成的细小晶粒可作为形核点,加速再结晶,使得最终晶粒分布更加均匀。

对比图 5 中 4 组材料的晶粒尺寸分布可见,在未处理组中,晶粒面积主要分布在 0~2 800 μm^2 这一较小尺寸范围内,占比约 63.8%。这表明在增材制造后的初始组织中,晶粒以较小尺寸为主,但同时也存在一定比例的大尺寸晶粒。

热处理后,晶粒尺寸分布发生显著变化。0~2 800 μm^2 范围内的晶粒比例下降至 57.5%,而面

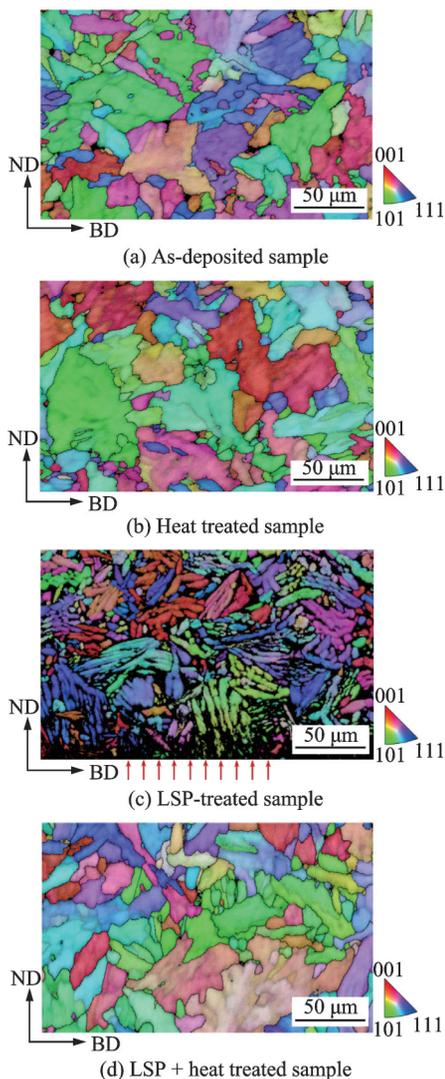
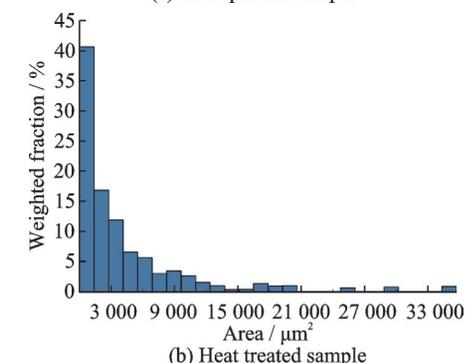
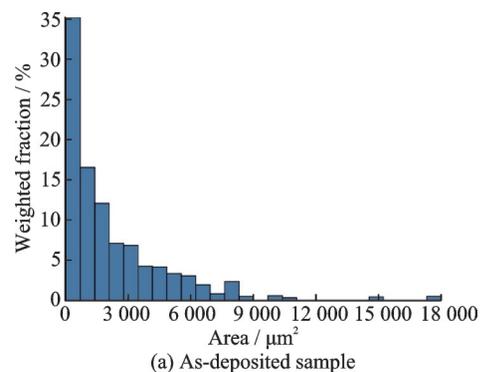


图 4 不同处理试样表层组织的 EBSD 取向分布图

Fig.4 EBSD orientation maps of different treatment samples



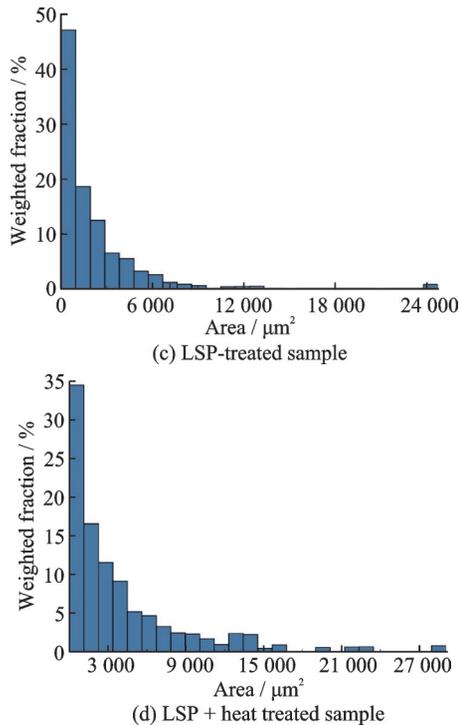


图5 不同处理试样的晶粒尺寸分布

Fig.5 Grain size distribution of different treatment samples

积大于 $5\,000\ \mu\text{m}^2$ 的晶粒数量明显增加。这说明退火促进了晶粒长大,部分小晶粒由于晶界能降低的驱动力被吞并,而较大晶粒在再结晶和晶界迁移过程中进一步增长,导致整体晶粒尺寸分布向大尺寸方向偏移。这一变化反映了典型的晶粒粗化机制,即高温下晶界迁移增强,较小晶粒因高界面能被较大晶粒吸收,使得最终组织表现出更均匀的等轴晶特征。

由LSP处理后的晶粒尺寸分布(图5(c))表现出截然不同的趋势。与未处理样品相比,LSP使得 $3\,000\sim 8\,000\ \mu\text{m}^2$ 范围内的晶粒显著细化,转变为更小尺寸的晶粒,导致 $0\sim 2\,800\ \mu\text{m}^2$ 范围内晶粒比例上升至 78.1% 。这一变化主要源于激光冲击诱导的剧烈塑性变形,使得晶粒内部产生高密度位错,并形成大量亚晶界和孪晶结构,在动态再结晶作用下,促使晶粒细化。同时,LSP产生的冲击波作用导致残余压应力的引入,进一步抑制晶粒长大,保持了较小的晶粒尺寸。

由LSP后退火处理的样品(图5(d))表现出综合性的晶粒尺寸分布特征。与单独退火处理相比,该样品中 $5\,000\ \mu\text{m}^2$ 及以上的晶粒数量进一步增加,但仍保留了约 60% 的小面积晶粒(即 $< 2\,800\ \mu\text{m}^2$)。这一分布特征说明,尽管退火促进了部分晶粒长大,但由于LSP预先引入的高密度位错和细小晶粒在热处理过程中部分稳定存在,因此并未完全被吞并。这一机制可以归因于以下几点:LSP诱导

的细晶提供了大量形核点,使得在退火过程中,细小晶粒能够部分保持,而非完全消失;热处理在消除LSP产生的残余应力的同时,也促进了部分晶粒长大,使整体晶粒分布向更均匀的方向演变;LSP处理的微观组织含有较高比例的高角度晶界,在后续退火过程中能有效阻碍晶界迁移,抑制过度晶粒长大。

这一晶粒尺寸分布趋势与图4中的显微组织演变结果高度一致,进一步验证了LSP与热处理的协同效应:LSP通过塑性变形诱导晶粒细化,而退火则在释放残余应力的同时,促进晶粒长大,但仍保留部分细化组织,从而在微观结构上实现更均匀、更稳定的晶粒调控。这一协同作用不仅影响显微组织的演变,还可能对力学性能产生深远影响。

为深入探究上述过程的内在机制,本文进一步对材料内部的晶界特征进行了分析。由于金属塑性变形主要通过位错滑移和变形孪晶两种机制实现^[16],而LSP工艺通常会在材料中诱发高应变速率^[8]。在此条件下,位错运动倾向于形成低角度晶界(Low-angle grain boundaries, LAGBs),而LAGBs很难转变为高角度晶界(High-angle grain boundaries, HAGBs)^[17]。

图6为不同处理试样的晶界错角分布图,通过对表层 $200\ \mu\text{m}$ 深度范围内的材料进行显微组织表征发现,未处理的WAAM NAB试样中, $2^\circ\sim 10^\circ$ 范围内的LAGBs占比为 13.7% ,而大于 10° 的高角度晶界占比为 86.3% 。经过热处理后,晶界分布未发生显著变化,这表明原始WAAM NAB显微组织具有较高的热稳定性,其晶界分布已接近热力学平衡状态。然而,经过LSP处理后,材料表层组织中的LAGBs比例显著增加至 65% ,这一现象证实了实验中激光诱导的冲击波通过在WAAM NAB表面引入大量位错实现了晶粒细化。位错积累会导致原粗晶中出现位错线,位错线相互交叉形成不同方向的位错墙,为了最小化总能量状态,位错线和位错墙会转变为亚晶界,并最终转变为晶界^[18]。随着上述过程的叠加,最终获得了实验中观察到的具有稳定尺寸的细化晶粒。

经过LSP和热处理的材料恢复了 11.2% 的LAGBs,这一现象可归因于退火过程中提供的热能为晶界迁移和晶粒长大创造了条件。HAGBs因表面能和驱动力较高,在退火过程中优先迁移并吞并LAGBs附近的小晶粒,导致HAGBs比例增加。随着退火时间延长和温度升高,晶粒长大趋势更明显,部分LAGBs被吞并或转变为HAGBs。 $675\ ^\circ\text{C}$ 的中高温退火 $6\ \text{h}$ 为晶界重排和再结晶提供了足够能量,可能引发静态再结晶,特别是

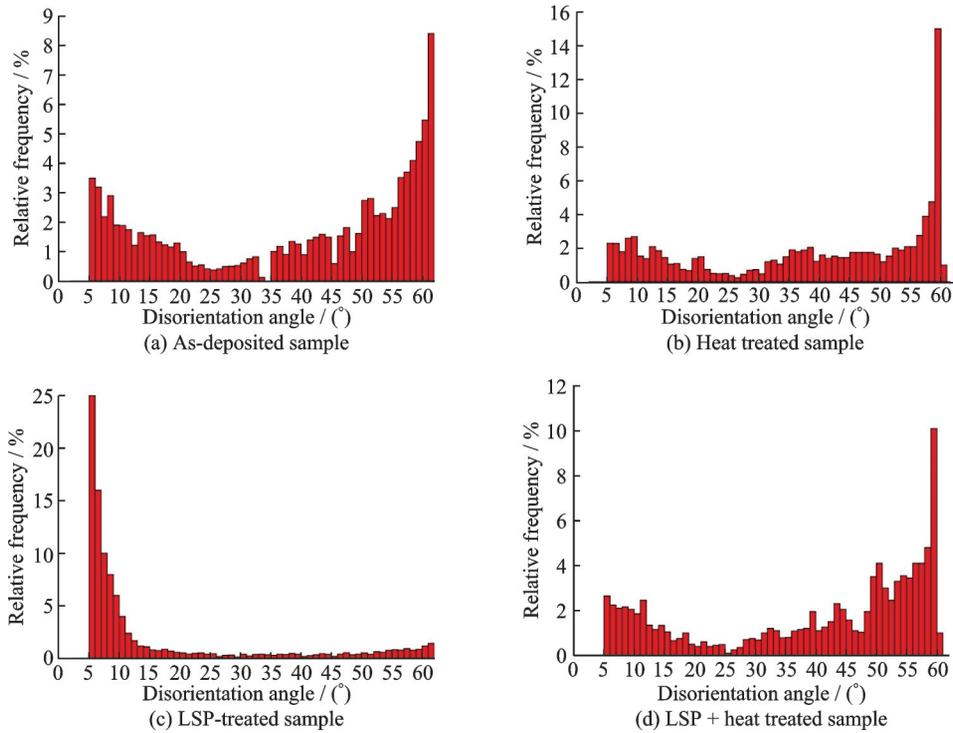


图 6 不同处理试样的晶界错角分布

Fig.6 Disorientation angle distribution of different treatment samples

在激光冲击强化材料中。LAGBs本质上是位错堆积形成,能量高且稳定性低,退火过程中倾向于重排、迁移或合并,转变为HAGBs或被吞并,因此退火后LAGBs比例通常减少,而HAGBs比例增加。

此外,LAGBs向HAGBs的转变伴随着晶粒的旋转^[17]。从图7中可以观察到,原始材料的晶粒取向呈现近似随机分布的特征;然而,经过LSP处

理后,材料内部出现了少量取向增强的趋势,表明激光冲击对织构演化具有一定的调控作用。相比之下,热处理后材料的取向增强效应显著减弱,晶粒取向重新恢复为完全随机分布状态。这一结果表明,LSP能够诱导材料内部织构的局部取向增强,而热处理则通过促进组织均匀化使材料织构重新趋于随机分布。

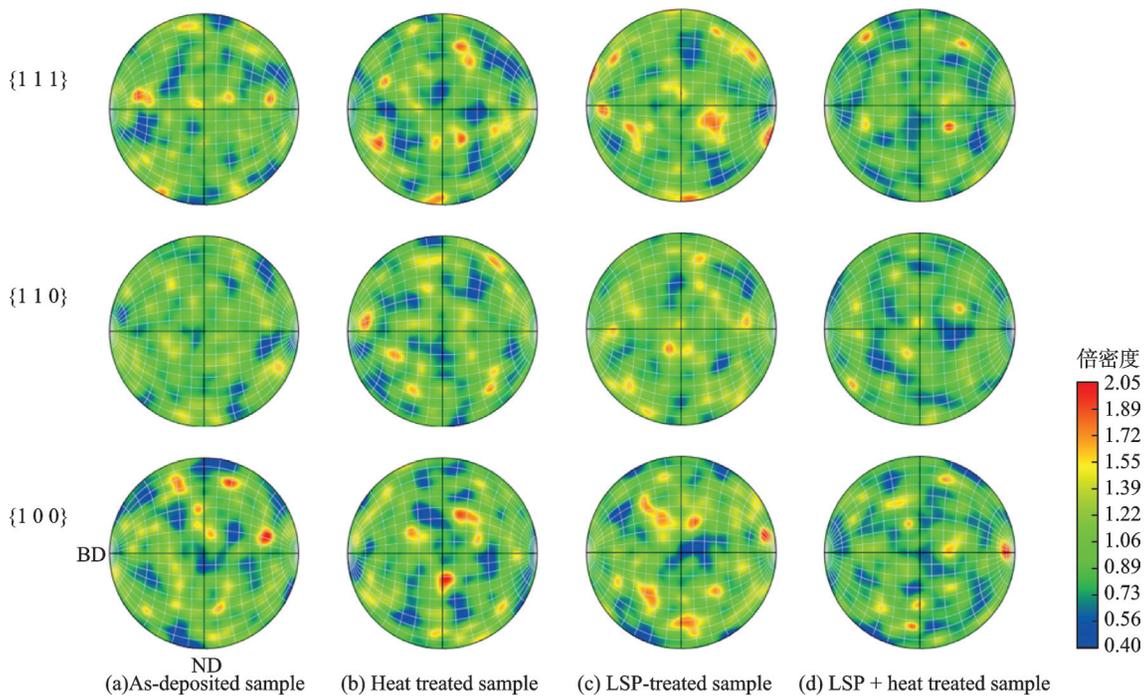


图 7 4组NAB样品中BD-ND截面的 α 相极图

Fig.7 α -phase pole figures of the BD-ND section in the four NAB samples

图8展示了LSP处理前后材料表层的扫描电子显微镜图像对比,经过LSP之后,晶粒边界变得更加清晰,且晶粒尺寸显著细化,这表明塑性变形在材料表层诱导了大量新晶界的形成。此外,晶相边缘的轮廓更加明显,这暗示表层区域可能因高应变速率的作用而产生了高密度的位错和晶格畸变。图8(c)中可以清晰地观察到WAAM NAB组织内部晶界处存在 κ_{II} 和 κ_{III} 相。其中, κ_{II} 相主要由 Fe_3Al 组成,沉淀物呈现球球形态,并倾向于在 β 相边界附近析出; κ_{III} 相则是一种NiAl金属间化合物,作为共析转变的产物,通常以层片状或球状(退化的层片状结构)形式分布在 β 相的边界,这些析出相富含镍和铝^[19]。值得注意的是,由于快速冷却抑制了共析反应 $\beta \rightarrow \alpha + \kappa$,因此在WAAM NAB组织中很难见到富铁的 κ_I 相。

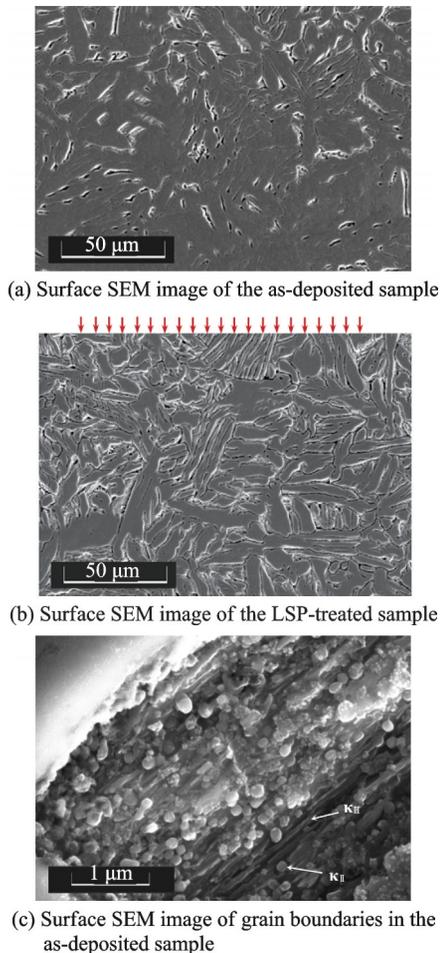


图8 LSP前后WAAM NAB表层微观形貌的扫描电子显微镜图像
Fig.8 SEM images of surface microstructure of WAAM NAB before and after LSP

图9展示了热处理后WAAM NAB表层微观形貌的SEM图像。相较于仅进行热处理的组别,经过LSP后再进行热处理的材料中,晶体边界更加清晰,晶体结构更为显著。这一现象归因于激光

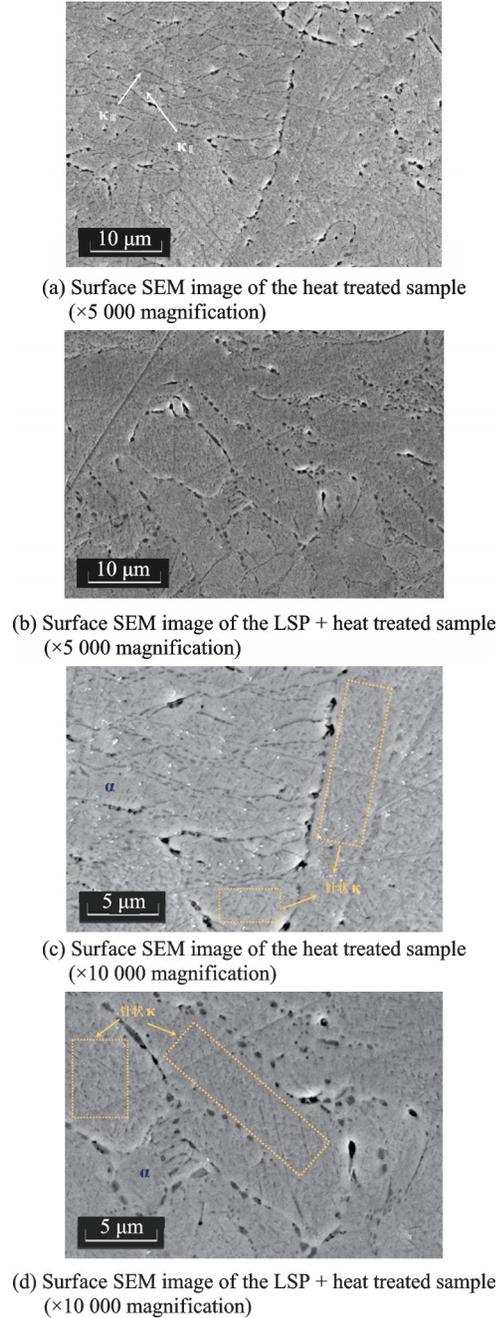


图9 热处理后WAAM NAB表层微观形貌的扫描电子显微镜图像
Fig.9 SEM images of surface microstructure of WAAM NAB after heat treatment

冲击引入的位错和残余应力在长时间热处理过程中逐渐释放,并促进了晶界的形成。此外,相较于仅经过热处理的材料,LSP后再进行热处理的材料中第二相含量相对较高。

图10为热处理后样品不同位置的能量色散谱(Energy dispersive spectroscopy, EDS)分析结果,黑色区域主要由Fe、Ni和Al元素组成,而浅色区域则对应于Cu基体相。对比样品表层与内部的EDS元素分布结果可见,LSP处理后,表层组织中析出相的数量显著增多,而内部组织中析出相对较少,以针尖状分布在 α 基体中。相比之下,仅经过

热处理的样品表层虽然也生成了第二相,但其分布密度相对较低。在图 9(c)和图 9(d)中,可以更清晰地观察到分布在 α 晶粒中的针状析出相,根据 Dharmendra 等^[20]的研究,这些针状沉淀物含有 Fe、Ni 和 Al 元素,尽管其化学成分与 κ 相相似,但由于其形态明显不同,谨慎的做法是将这些针状沉淀物 κ 确定为一个新的亚类 κ_V 。

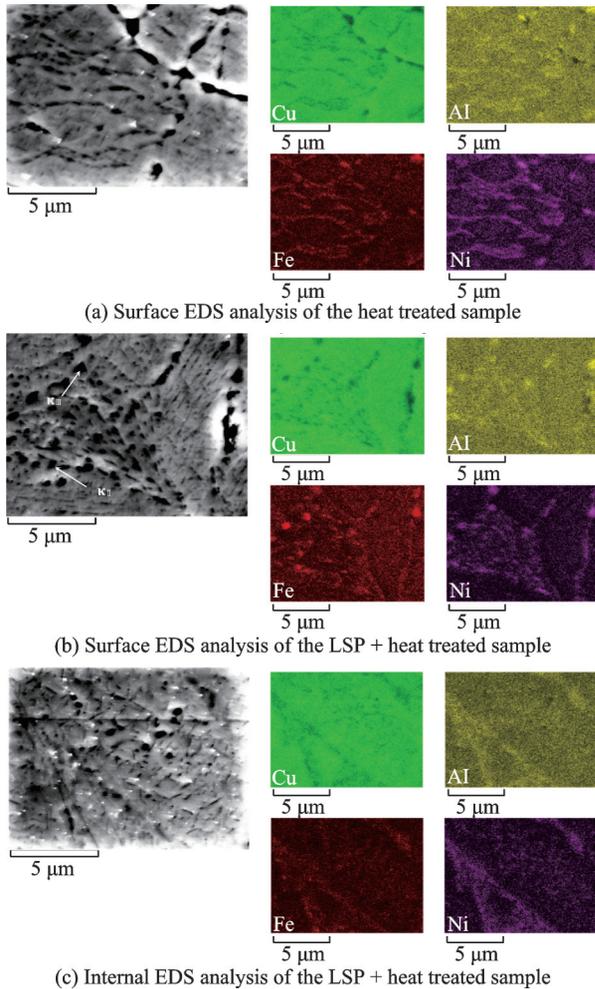


图 10 热处理后 WAAM NAB 表层微观形貌的 EDS 图

Fig.10 EDS images of surface microstructure of WAAM NAB after heat treatment

2.2 显微硬度与残余应力

图 11 展示了 4 组对照样品的表面显微硬度对比结果。未经处理的 WAAM NAB 材料其内部平均硬度为 182 HV,而经过 LSP 处理后,表面显微硬度显著提高至 223.5 HV。根据 Hall-Petch 关系式

$$\sigma_T = \sigma_{T_0} + k_T d^{-1/2}$$

式中: σ_T 为材料的屈服强度, σ_{T_0} 为初始屈服强度, k_T 为材料常数, d 为晶粒尺寸。晶粒的尺寸越小,材料的显微硬度越高,因此 LSP 处理引入的晶粒细化效应使材料表现出较未经处理样品更高的强

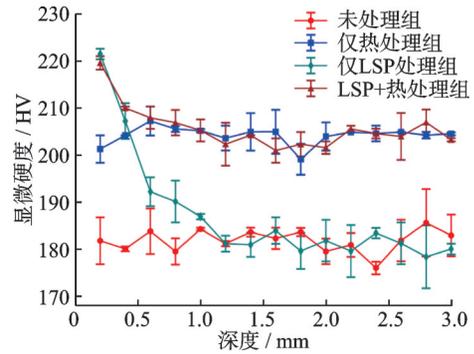


图 11 4 组不同处理 NAB 样品的截面显微硬度分布
Fig.11 Cross-section microhardness distribution of four groups of NAB samples under different treatments

度。此外,激光冲击波引发的剧烈塑性变形导致了位错的大量生成和累积,这些位错通过相互缠结和堆积形成位错密集区,从而提高了材料的硬度^[8]。同时,该硬度增强效应可延伸至材料内部约 1 mm 的深度。材料的表面硬度随着深度的增加逐渐下降,直至恢复至未处理材料的平均硬度值。这一梯度分布是由 LSP 引起的塑性应变的梯度性质造成的。当激光诱导的冲击波传播到内部时,其幅度减小,导致晶粒尺寸和位错密度的梯度分布,这导致硬度的梯度分布。因此,LSP 所产生的表面强化效应具有一定的深度限制。

热处理后,材料表层的硬度整体显著提升至 202 HV。根据 Shen 等^[21]的研究,在 650 °C 下进行时效处理 6 h 后,NAB 合金内部会析出大量的 κ 相。这些析出相的形成是硬度提升的主要原因,因为 κ 相相比基体较软的 Cu- α 相具有更高的硬度。因此,热处理引起的硬度增加可以归因于材料中大量第二相的析出,这也与前文提到的显微图像中析出的第二相相呼应,这些析出相通过强化作用有效提高了材料的硬度性能。

经过 LSP 与后续退火处理的样品,其表层硬度整体提升至 202 HV,并且在约 0.4 mm 深度范围内仍保留显著的表面硬化特性,近表面硬度依然维持在 220 HV 左右。这表明,尽管退火过程中部分残余应力得到释放,并伴随位错的复原与重排,但 LSP 诱导的强化机制仍在热处理后保持了一定程度的作用。LSP 通过高应变率塑性变形在材料表层引入高密度位错及残余压应力,热处理促进了位错的复原与重排,但 LSP 产生的高密度位错在表层可能相互缠结或形成位错壁,从而部分保留了强化效应。此外,LSP 形成的高角度晶界在退火过程中具有较高的热稳定性,进一步抑制了位错的完全湮灭。不仅如此,LSP 处理后,表层晶粒被显著细化,而热处理在促进部分晶粒长大的同时,仍保

留了一定比例的小晶粒。根据 Hall-Petch 关系,细小晶粒的存在有助于维持较高的硬度水平,从而在 LSP 与退火的协同作用下,使材料表层保持增强的力学性能。

由此可见,虽然热处理通过静态再结晶、晶界迁移和应力释放影响材料的微观结构和取向,但并不能完全消除 LSP 所引发的硬化效应。相反,LSP 产生的细晶强化、位错强化及残余压应力作用在退火后仍部分存留,从而使最终的微观组织表现出兼具硬度提升和组织稳定性的协同优化效果。

如图 12 所示,由 4 组样品的残余应力分布结果表明,与未处理组相比,经 LSP 处理后,材料表面形成了显著的残余压应力层,其影响深度可达 600 μm ,表面最大残余压应力值为 572 MPa。然而,热处理过程显著促进了材料内部的应力释放,导致残余应力几乎完全消除,仅在表层约 70 μm 范围内存在少量残余应力。残余应力的松弛主要与弹性应变向非均匀微观塑性应变的转变有关。在位错和界面丰富的区域,空位或原子的扩散在加热条件下会变得更加容易,在 LSP 过程中产生的位错和其他缺陷会促进空位和原子的扩散;其次,细化的晶粒增加了晶界和界面的数量,这意味着扩散路径的增加。675 $^{\circ}\text{C}$ 达到了 NAB 材料的再结晶温度,因此在此温度下材料内部会发生静态再结晶,同时一些位错带开始逐渐演变成晶粒或亚晶界,残余应力将在原始压缩和拉伸区域之间以及同一区域内的不同相和晶粒之间重新分布。综上所述,LSP 能够在材料表层引入高幅值的残余压应力场,而退火处理对深层应力场的应力松弛具有显著作用。此外,结合硬度测试结果可知,LSP 后辅以热处理,可在保留一定表面硬化和晶粒细化效应的同时,使材料获得更均匀的组织分布和较高的整体硬度。

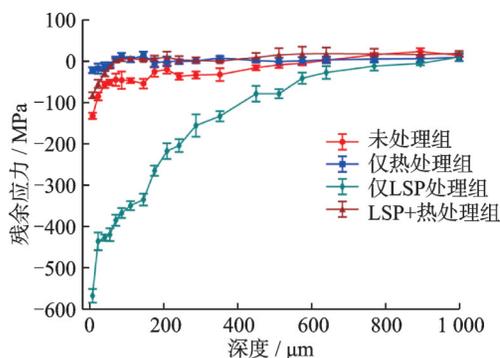


图 12 4 组不同处理 NAB 样品的残余应力分布

Fig.12 Residual stress distribution of four groups of NAB samples under different treatments

3 结 论

本文探讨了激光冲击强化(LSP)及其结合热处理对电弧增材制造(WAAM)镍铝青铜(NAB)组织结构与力学性能的影响,主要得出以下结论:

(1)WAAM NAB 未经处理时,组织表现出典型的柱状晶与等轴晶混合形态。675 $^{\circ}\text{C}$ 退火 6 h 促进了组织的均匀化,使晶粒尺寸增大,同时降低了残余应力。LSP 处理在 WAAM NAB 表层引入了高密度位错和低角度晶界(LAGBs),显著促进了晶粒细化。先 LSP 再退火的复合处理方式部分消除了 LSP 诱导的高密度位错,但仍保留了一定程度的细化组织。此外,LSP 可诱导材料内部形成特定的晶粒取向择优分布,而热处理则通过静态再结晶机制促使晶粒取向重新趋于完全随机化,实现组织的均匀化。

(2)LSP 处理显著提高了 WAAM NAB 的表面硬度(由 182 HV 提升至 223.5 HV),并在约 1 mm 深度范围内保持强化效应,同时在表层 600 μm 内可引入高达 572 MPa 的残余压应力。退火处理通过 κ 相析出使整体硬度提升至 202 HV,同时释放了大部分残余应力。先 LSP 再退火的方式使硬度介于仅 LSP 和仅退火之间,说明两者的复合作用在一定程度上调节了组织和力学性能,表明 LSP 引发的微观组织变化在热处理后仍能对硬度产生贡献。

(3)本文结合 LSP 与热处理手段,分析了不同工艺对 WAAM NAB 微观组织及力学性能的协同作用,为优化增材制造 NAB 的后处理策略提供了实验依据。通过对微观组织和力学性能演变分析,揭示了不同处理方式对晶粒取向及显微硬度、残余应力演变的影响,为深入理解 LSP 及热处理对增材制造合金性能调控提供了新的视角。

本文的结果表明,LSP 结合合理的热处理工艺可有效调控 WAAM NAB 的组织结构与力学性能,为其在高强度、高耐蚀性的应用领域提供了技术支持。

参考文献:

- [1] ANANTAPONG J, UTHAISANGSUK V, SURANUNTCHAI S, et al. Effect of hot working on microstructure evolution of as-cast Nickel Aluminum Bronze alloy[J]. Materials & Design, 2014, 60: 233-243.
- [2] CULPAN E A, ROSE G. Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze[J]. Journal of Materials Science, 1978, 13(8): 1647-1657.
- [3] 宋德军, 胡光远, 卢海, 等. 镍铝青铜合金的应用与研究现状[J]. 材料导报, 2007, 21(S3): 450-452, 459.

- SONG Dejun, HU Guangyuan, LU Hai, et al. Application and research status of Ni-Al bronze alloy[J]. *Materials Reports*, 2007, 21(S3): 450-452, 459.
- [4] DHARMENDRA C, HADADZADEH A, AMIRKHIZ B S, et al. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in wire-arc additively manufactured nickel aluminum bronze[C]//Proceedings of TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition. Cham: Springer International Publishing, 2019: 443-453.
- [5] 方力, 侯智文, 黄俊润, 等. 电弧熔丝增材制造复合填充路径规划算法[J]. *南京航空航天大学学报*, 2019, 51(1): 98-104.
- FANG Li, HOU Zhiwen, HUANG Junrun, et al. Composite filling path planning algorithm for wire and ARC additive manufacturing[J]. *Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics*, 2019, 51(1): 98-104.
- [6] KUMAR V, MANDAL A. A critical investigation of the anisotropic behavior in the WAAM-fabricated structure[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2024, 30(5): 1023-1045.
- [7] GAO Y, YANG W Y, HUANG Z Z, et al. Effects of residual stress and surface roughness on the fatigue life of nickel aluminium bronze alloy under laser shock peening[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2021, 244: 107524.
- [8] ZHANG C Y, DONG Y L, YE C. Recent developments and novel applications of laser shock peening: A review[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2021, 23(7): 2001216.
- [9] LIAO Y L, YE C, CHENG G J. A review: Warm laser shock peening and related laser processing technique[J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 78: 15-24.
- [10] 李伟, 李应红, 何卫锋, 等. 激光冲击强化技术的发展和应用[J]. *激光与光电子学进展*, 2008(12): 15-19.
- LI Wei, LI Yinghong, HE Weifeng, et al. Development and application of laser shock processing[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2008(12): 15-19.
- [11] ZHAO J F, PAN X L, LI J, et al. Laser shock peened Ti-6Al-4 V alloy: Experiments and modeling [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2022, 213: 106874.
- [12] SHEN C, MU G, HUA X M, et al. Influences of postproduction heat treatments on the material anisotropy of nickel-aluminum bronze fabricated using wire-arc additive manufacturing process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 103(5): 3199-3209.
- [13] SHAKIL S I, SHAKERIN S, RAHMDEL K, et al. Fatigue response of wire-arc additive manufactured nickel-aluminum bronze (NAB) in the post-annealed condition[J]. *International Journal of Fatigue*, 2024, 187: 108472.
- [14] CHI J X, CAI Z Y, WAN Z D, et al. Effects of heat treatment combined with laser shock peening on wire and arc additive manufactured Ti17 titanium alloy: Microstructures, residual stress and mechanical properties [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 396: 125908.
- [15] KUMAR P S, DINESH BABU P, GAUTAM J, et al. Synergistic integration of laser shock peening and heat treatment for refined microstructure and enhanced mechanical properties in additively manufactured 17-4PH stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 328: 118395.
- [16] LU J Z, LUO K Y, ZHANG Y K, et al. Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5354-5362.
- [17] LIU Q, FANG L M, XIONG Z W, et al. The response of dislocations, low angle grain boundaries and high angle grain boundaries at high strain rates[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 822: 141704.
- [18] LU J Z, LUO K Y, ZHANG Y K, et al. Grain refinement of LY2 aluminum alloy induced by ultra-high plastic strain during multiple laser shock processing impacts[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(11): 3984-3994.
- [19] JAHANAFROOZ A, HASAN F, LORIMER G W, et al. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1983, 14(10): 1951-1956.
- [20] DHARMENDRA C, AMIRKHIZ B S, LLOYD A, et al. Wire-arc additive manufactured nickel aluminum bronze with enhanced mechanical properties using heat treatments cycles[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101510.
- [21] SHEN C, PAN Z X, DING D H, et al. The influence of post-production heat treatment on the multi-directional properties of nickel-aluminum bronze alloy fabricated using wire-arc additive manufacturing process[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 411-421.