

激光重熔对In718熔覆层组织与性能的影响

晁祥瑞, 黄勇, 陈子鹏, 许学虎, 李文建, 王宁, 张志虎

Effect of laser remelting on microstructure and properties of In718 cladding layer

引用本文:

晁祥瑞,黄勇,陈子鹏,许学虎,李文建,王宁,张志虎. 激光重熔对In718熔覆层组织与性能的影响[J]. *激光技术*, 2023, 47(4): 506–512.

CHAO Xiangrui,HUANG Yong,CHEN Zipeng,XU Xuehu,LI Wenjian,WANG Ning,ZHANG Zhihu. Effect of laser remelting on microstructure and properties of In718 cladding layer[J]. *Chinese Journal of Liquid Crystals and Displays*, 2023, 47(4): 506–512.

您可能感兴趣的其他文章

1. 激光熔覆Fe06+(TiC/Mo)复合涂层硬度及耐磨性能研究

引用本文: 杨凯欣, 孙文磊, 肖奇, 等. 激光熔覆Fe06+(TiC/Mo)复合涂层硬度及耐磨性能研究[J]. *激光技术*, 2023, 47(3): 393–399.

2. WC质量分数对激光熔覆Ni基涂层组织和性能的影响

引用本文: 王杉杉, 师文庆, 吴腾, 等. WC质量分数对激光熔覆Ni基涂层组织和性能的影响[J]. *激光技术*, 2023, 47(4): 463–468.

3. Ni60激光熔覆工艺参量对涂层裂纹及厚度的影响

引用本文: 黄海博, 孙文磊. Ni60激光熔覆工艺参量对涂层裂纹及厚度的影响[J]. *激光技术*, 2021, 45(6): 788–793.

4. CeO₂对激光熔覆Ni60合金涂层组织及性能的影响

引用本文: 陈顺高, 张晓明, 郑启池, 等. CeO₂对激光熔覆Ni60合金涂层组织及性能的影响[J]. *激光技术*, 2017, 41(6): 904–908.

5. 激光熔覆复合涂层WC对裂纹产生机理影响研究

引用本文: 李镛昌, 魏昕. 激光熔覆复合涂层WC对裂纹产生机理影响研究[J]. *激光技术*, 2023, 47(1): 52–58.

文章编号: 1001-3806(2023)04-0506-07

激光重熔对 In718 熔覆层组织与性能的影响

晁祥瑞¹, 黄勇^{1,2*}, 陈子鹏³, 许学虎³, 李文建⁴, 王宁⁵, 张志虎²

(1. 新疆农业大学 机电工程学院, 乌鲁木齐 830052; 2. 新疆工程学院 机电工程学院, 乌鲁木齐 830023; 3. 新兴铸管阜康能源有限公司, 昌吉 831500; 4. 新疆汇翔激光科技有限公司, 克拉玛依 833699; 5. 新疆工程学院 激光智能制造与再制造工程技术研究中心, 乌鲁木齐 830023)

摘要: 为了解决激光熔覆 In718 合金力学性能差的问题, 选择不同的扫描速率对 In718 合金熔覆层进行了激光重熔处理, 采用光学显微镜、扫描电镜和能谱仪观察显微组织结构和特征, 检测不同物相的成分并分析微观偏析对显微组织的影响, 通过力学检测设备对涂层的显微硬度与抗拉强度进行检测。结果表明, Laves 相主要由 Nb 与 Mo 元素的偏析所导致, 与未重熔相比, 重熔后的涂层气孔明显减少, 且不同的重熔扫描速率对组织与性能的影响也不同, 4 个涂层的 Laves 相体积分数由 34.1% 减少至 24.6%、16.7% 和 19.6%, 平均硬度由 250.3 HV 提高至 261.5 HV、276.9 HV 和 268.0 HV, 抗拉强度由 678 MPa 提高至 728 MPa、879 MPa 和 808 MPa, 而重熔对涂层延伸率的影响不明显; 最优的重熔扫描速率为 15 mm/s, Laves 相的体积分数最低, 平均显微硬度和抗拉强度最高; 激光重熔能有效改善熔覆层的形貌、降低孔隙率、减少或抑制 Laves 相的析出, 并且减少 Laves 相有助于提高 In718 合金的力学性能。此研究为后续的离心球墨铸管模具的再制造奠定了理论基础。

关键词: 激光技术; 激光重熔; In718 合金; 扫描速率; Laves 相; 力学性能

中图分类号: TG156.99; TN249

文献标志码: A

doi: 10.7510/jgjs.issn.1001-3806.2023.04.010

Effect of laser remelting on microstructure and properties of In718 cladding layer

CHAO Xiangrui¹, HUANG Yong^{1,2*}, CHEN Zipeng³, XU Xuehu³, LI Wenjian⁴, WANG Ning⁵, ZHANG Zhihu²

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xinjiang Agricultural University, Urumqi 830052, China; 2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xinjiang Institute of Engineering, Urumqi 830023, China; 3. Ductile Iron Pipes Fukang Energy Co. Ltd., Changji 831500, China; 4. Xinjiang Huixiang Laser Technology Co. Ltd., Karamay 833699, China; 5. Research Center of Laser Intelligent Manufacturing and Remanufacturing Engineering Technology, Xinjiang Institute of Engineering, Urumqi 830023, China)

Abstract: In order to solve the problem of poor mechanical properties of laser cladding In718 alloy, different scanning speeds were selected to carry out laser remelting treatment of the cladding layer. Optical microscope, scanning electron microscope and energy dispersive spectrometer were used to observe the microstructure and characteristics and to detect the composition of different phases. The influence of microsegregation on the microstructure was then analyzed. The microhardness and tensile strength of the coating were tested by mechanical testing equipment. The results show that the Laves phase is mainly caused by the segregation of Nb and Mo elements. Compared with the non-remelted coating, the pores of the remelted coating are significantly reduced, and different remelting scanning speeds have different effects on the structure and properties. The Laves phase volume fraction of four coatings respectively decreased from 34.1% to 24.6%, 16.7%, and 19.6%, the average hardness respectively increased from 250.3 HV to 261.5 HV, 276.9 HV, and 268.0 HV. The tensile strength respectively increased from 678 MPa to 728 MPa, 879 MPa, and 808 MPa. However, the effect of remelted coating on elongation is not obvious. The optimum remelting scanning speed is 15 mm/s, which has the lowest Laves phase content and the highest average microhardness and tensile strength. Laser remelting can effectively improve the morphology of the cladding layer, reduce the porosity, reduce or inhibit the precipitation of Laves phase. Reducing the Laves phase to improve the mechanical properties of In718 alloy. This research establishes a theoretical foundation for the subsequent remanufacturing of centrifugal cast ductile iron pipes molds.

Key words: laser technique; laser remelting; In718 alloy; scanning speed; Laves phase; mechanical property

基金项目: 新疆维吾尔自治区自然科学基金地州科学基金资助项目(2022D01F43); 新疆工程学院科研基金资助项目(2019xgy152112); 新疆工程学院育人基金资助项目(2019xgy182112); 新疆维吾尔自治区科协青年人才托举工程项目(RCTJ46); 新疆维吾尔自治区高校科研计划资助项目(XJEDU2019Y064)

作者简介: 晁祥瑞(1994-), 男, 硕士研究生, 现主要从事激光熔覆及再制造的研究。

* 通讯联系人。E-mail: lishi182@163.com

收稿日期: 2022-05-26; 收到修改稿日期: 2022-07-06

引 言

激光熔覆(laser cladding, LC)是新材料制备、快速成型、表面改性与维修再制造为一体的新型技术^[1-3]。然而,In718 合金熔覆层组织不可避免地会出现 Laves 相,由于 Laves 相周围存在应力集中和残余应力,为裂纹的生长提供了有利条件和通道^[4-5],而且过多的 Laves 相会阻碍强化相 γ' -(Ni₃Nb)与 γ' -(Ni₃AlTi)的析出,同时,In718 合金熔覆层内部容易产生气孔与少量微裂纹等缺陷^[6],从而削弱熔覆层的力学性能。为了降低 In718 合金涂层组织中的 Laves 相体积分数,改善组织结构以及提高力学性能,目前主要采用以下方式:优化工艺参数(适当降低激光功率和提高扫描速度)^[7-8];将基材置于液氮中增加冷却速度^[9];In718 合金粉末中添加 V 元素^[10];利用电磁搅拌^[11]或超声振动辅助^[12];最常用的方法是热处理,如固溶处理后的熔覆层力学性能可以达到 In718 锻件标准^[13-15]。以上研究对改善 In718 合金效果显著,但需要频繁更换工序,而且消耗大量时间,严重影响加工效率和增加生产成本。

激光重熔(laser remelting, LR)是一种高效便捷的表面改性技术。CONG 等人^[16]发现,激光重熔可修复 H13 热作模具钢表面的热疲劳裂纹,并有效增强其热疲劳性能。ZHANG 等人^[17]研究发现,激光重熔 Ni60/50WC 复合涂层具有降低孔隙率、细化晶粒的作用,使涂层组织更加均匀和致密。GUBENKO 等人^[18]研究发现,激光重熔可以有效消除熔覆层内部非金属夹杂物和提高耐腐蚀性。因此,激光熔覆与激光重熔可以交叉使用,无需频繁更换工装,对节约加工成本与提高生产效率有推动作用,而且是绿色再制造的一项关键技术。然而,据现有文献可知,激光重熔工艺的研究和应用主要集中在细化晶粒、改善组织形貌和降低孔隙率来获得高质量涂层,对改善微观组织中的相体积分数和相分布及涂层力学性能的研究较少。

本文作者采用不同的扫描速率对熔覆层进行重熔处理,观察与计算每组涂层 Laves 相的体积分数,进而测量涂层硬度、拉伸性能,并分析 Laves 相的体积分数与力学性能之间的关系,最后选出最优的重熔工艺参数。若以上研究可行,激光熔覆和激光重熔复合工艺技术将应用于离心球墨铸管模具的修复与再制造。

1 实 验

1.1 实验材料

实验基材选用管模专用材料 21CrMo10 热作模具钢,属于低碳马氏体钢,尺寸为 120 mm 长×40 mm 宽×15 mm 厚的钢板。激光熔覆材料选择天津铸金股份有限公司生产的高纯度 In718 高温合金粉末,粒度为 50 μm ~150 μm ,粉末颗粒为球状,流动性良好,化学成分如表 1 所示。

表 1 In718 粉末成分(质量分数)/%

Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Ti	Fe
50.00~ 55.00	17.00~ 21.00	2.80~ 3.30	5.00~ 5.50	0.30~ 7.00	0.75~ 1.15	balance

1.2 实验方法

激光加工系统包括 Laserline LDM 3000-100 激光器、YASKAWA 机械臂、水冷机、双筒送粉器、同轴送粉激光喷嘴等,选用氮气作为保护气和输送粉末的载气。实验前用磨光机对基材表面进行打磨,除去表面夹杂物和氧化层,然后用丙酮与无水乙醇进行清洗并烘干。把合金粉末放置于 120 $^{\circ}\text{C}$ 的真空烘干炉 2 h 左右,除去水分。如表 2 所示,制备涂层分两步走:(1)激光熔覆。激光功率为 2000 W,扫描速率为 5 mm/s,送粉速率为 8 g/min,搭接率为 40%,每层抬升量为 0.8 mm,共熔覆 4 层;(2)激光重熔。除涂层 A 外,每制备一层 In718 熔覆层随即进行激光重熔,扫描速率为单因素变量,分别是 5 mm/s、15 mm/s、25 mm/s。

表 2 激光熔覆与激光重熔工艺参数

Table 2 Process parameters of laser cladding and laser remelting

No.	step 1: laser cladding				step 2: laser remelting		
	laser power/W	scanning speed/ (mm · s ⁻¹)	powder rate/ (g · min ⁻¹)	overlap rate/ %	laser power/ W	scanning speed v/ (mm · s ⁻¹)	whether to remelt
A	2000	5	8	40	—	—	no
B	2000	5	8	40	2000	5	yes
C	2000	5	8	40	2000	15	yes
D	2000	5	8	40	2000	25	yes

用电火花线切割制备 4 组尺寸相同的金相试样(长 10 mm×宽 10 mm×高 8 mm),然后对金相试样进

行研磨(依次选用 80#、200#、500#、1000#、1500#砂纸)、抛光(选用自动研磨抛光设备)、腐蚀(选用 100 mL

HCl+100 mL C₂H₅OH+5 g CuCl₂ 腐蚀液)处理。用电火花线切割制备4个拉伸试样,切割后的拉伸试样用角磨机把熔覆层顶部打磨平整光滑。图1a为激光熔覆实验现场;图1b为离心球墨铸管模具重熔再制造过程;图1c为拉伸试样示意图与尺寸。图中,HAZ(heat affection zone)表示热影响区。

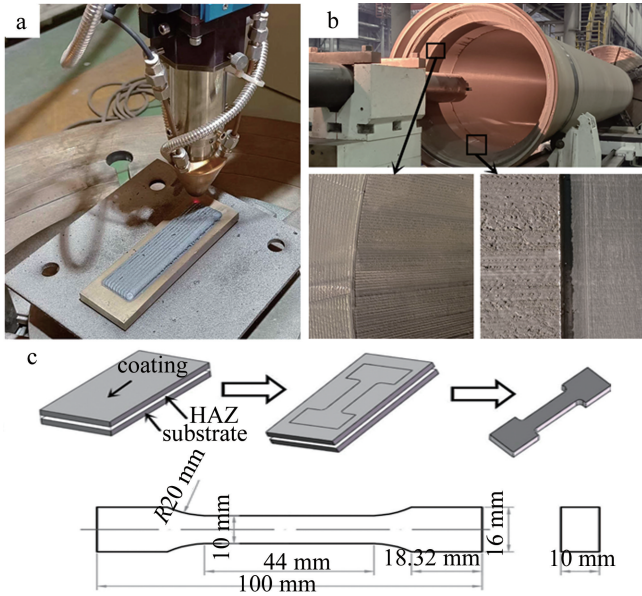


图1 a—激光熔覆实验现场 b—离心球墨铸管模具重熔再制造过程 c—拉伸试样示意图与尺寸

Fig. 1 a—laser cladding experiment site b—remelting remanufacture process of centrifugal cast ductile iron pipes mold c—schematic diagram and dimension of tensile specimen

1.3 组织与性能测试

采用光学显微镜(optical microscope, OM)和扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)观察熔覆层内部的显微结构、枝晶间的生长状况;采用SEM与能量色散光谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)配合检测相的体积分数、相分布、元素的质量分数及成分偏析程度;采用MATLAB软件二值化处理统计出Laves相的体积分数;采用维氏显微硬度仪测量熔覆层横截面的显微硬度,所用载荷为500 g,加载时间为15 s,从熔覆层底部热影响区至熔覆层顶部依次选取9个点,每个点进行3次测试,取平均数;采用万能拉伸试验机检测试样的拉伸强度和延伸率。

2 结果与讨论

2.1 激光重熔对涂层形貌的影响

通过观察图2的表面宏观形貌,发现激光重熔工艺显著改善了涂层的表面光滑度。激光熔覆过程中,In718粉末从激光喷嘴喷出,熔覆层顶部会附着大量

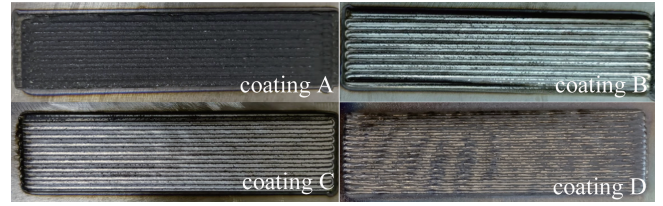


图2 不同工艺参数下的4组涂层

Fig. 2 Four coatings with different process parameters

未熔透的粉末颗粒,导致表面存在凹凸痕和不平整现象,经过激光重熔处理,涂层表面未熔透的粉末充分熔化并流入涂层内部,使表面变得更加平整有光泽。

如图3所示,激光熔覆首层时,由于基材处于常温状态,熔池的冷却速度较快,因此涂层底部出现较多的平面晶。随着层数的增加,熔池的冷却速度降低,从而涂层中间位置形成了较宽的柱状晶与树枝晶交错区域。成形过程中,涂层顶部与空气充分接触,并进行热交换,从而形成等轴晶区域^[19]。同时,经过观察未重熔的涂层,层与层之间的分界线上存在大量的气孔,而重熔处理后,激光赋予涂层新的能量,涂层将再次形成熔池,从而增加涂层的润湿性和熔池内部的流动性,因此更多的气孔将从涂层中逸出,从而达到降低孔隙率的目的。另外,随着重熔扫描速率的增加,气孔的数量先降低后增加,涂层B由于重熔扫描速率较慢,涂层已全部熔化形成熔池,在消除气孔的同时又有新的气孔出现,涂层D由于重熔扫描速率过快,涂层未能吸收足够的能量,导致消除气孔的能力下降,而涂层C孔隙率最低,该速率下的重熔既增加了熔池内部的流动,又保持较快的冷却与凝固。

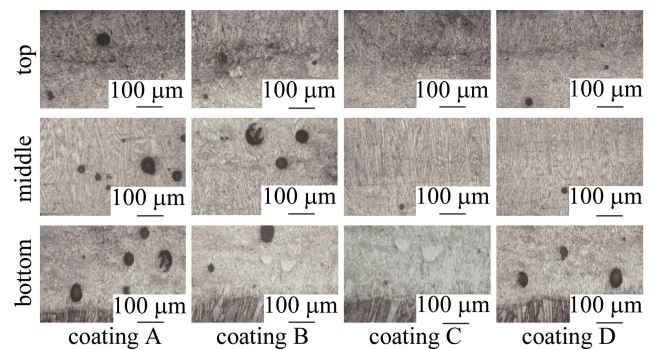


图3 4组涂层顶部、中部、底部的OM形貌

Fig. 3 OM morphology of top, middle and bottom of four coatings

2.2 激光重熔对涂层组织的影响

采用SEM研究了激光熔覆与激光重熔涂层的组织结构。如图4所示,4组涂层中均明显发现灰色基质和白色沉淀物,据相关参考文献^[20]和参考文献^[21]表明,In718熔覆层组织主要由基体相(γ 相)、

Laves 相与 MC 相组成 (MC 是指碳化物 material C), 灰色基质为 γ 相, 白色沉淀物为 Laves 相, 少量颗粒状沉淀物为 MC 相。通过观察可知, 相比未重熔涂层, 重熔层的 Laves 相体积分数大幅度减少, 并且由粗条状逐渐转变成细条状和细颗粒状, 扫描速率 v 从 5 mm/s 增加至 15 mm/s 时, Laves 相体积分数继续降低, $v = 15$ mm/s 是 Laves 相体积分数最低点, $v > 15$ mm/s 后, Laves 相的体积分数逐渐开始回升。结果表明, 当 $v = 5$ mm/s 时, 基材与熔覆层均吸收过多能量, 延缓了熔池的冷却与凝固, 过冷度随之降低, 造成晶粒粗大的现象; 当 v 增加至 15 mm/s 时, 熔覆层重新赋予新的能量, 再次形成熔池并加速熔池内部的流动, 使各项元素均匀分布, 促进 Laves 相逐渐溶解; 当 v 增加至 25 mm/s 时, 由于扫描速率过快, 激光能量吸收不足导致熔池流动性不充分, 从而加速 Laves 相的体积分数回升。通过以上分析可知, 激光重熔可以有效降低 Laves 相的体积分数, 但要选择合适的扫描速率, 避免过快或过慢, 由实验得出, $v = 15$ mm/s 是最佳状态。

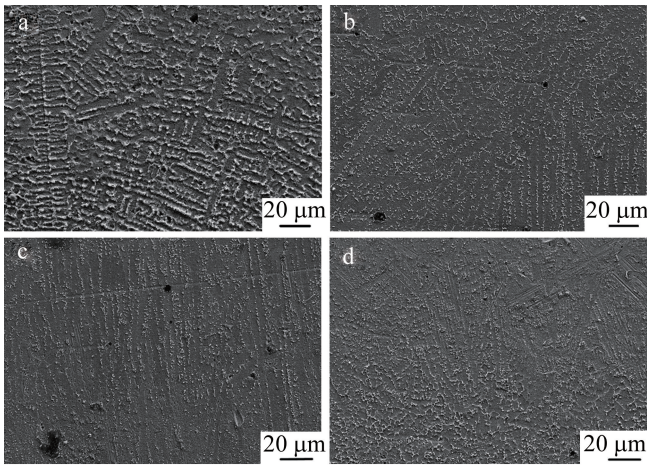


图 4 4 组涂层的显微组织
Fig. 4 Microstructure of four coatings

2.3 微观偏析分析

图 5 为涂层 A 的 SEM 显微组织。在涂层 A 的微观组织中选取 4 个点进行 EDS 能谱分析, 如图 6 所示。这 4 个点分别是 $P_1 \sim P_4$, P_1 位于 γ 相, P_2 位于已知的条状 Laves 相, P_3 与 P_4 位于未知的析出相上。通过 P_1 与 P_2 对比发现, 两点的 Nb 与 Mo 质量分数差别较大, P_1 的 Nb 与 Mo 质量分数分别为 3.77% 与 3.44%, 与标准 In718 合金体积分数非常接近, 因此可断定基体相的各元素分布较均匀, P_2 的 Nb 质量分数为 37.02%, 是基体相的 9.8 倍, Mo 质量分数为 19.22%, 是基体相的 5.6 倍, 从而得出 Laves 相的析出是由 Nb 与

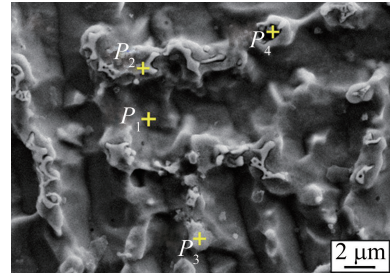


图 5 SEM 显微组织
Fig. 5 Microstructure of SEM

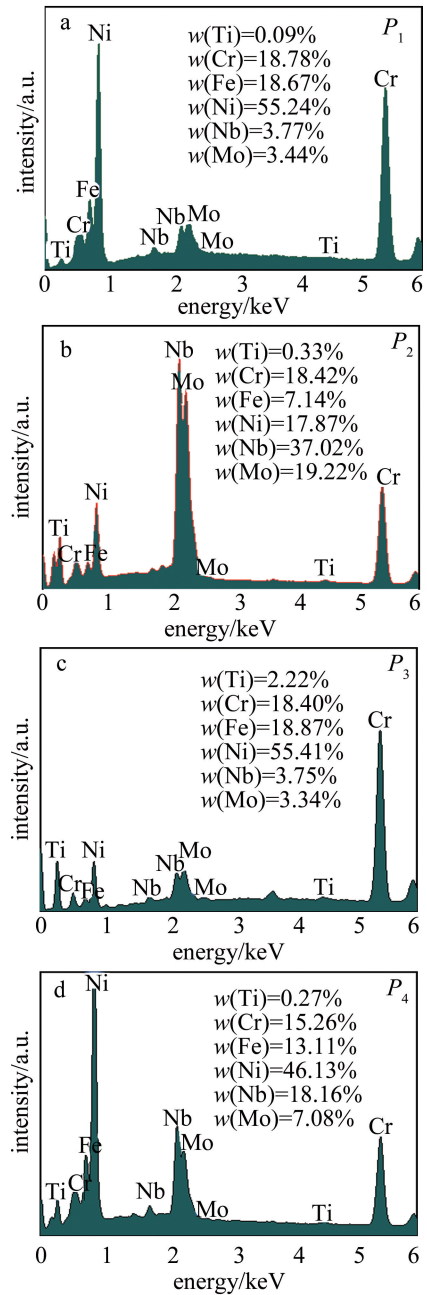


图 6 不同析出物的元素比较
Fig. 6 Elemental comparison of different precipitate phases

Mo 元素的偏析导致的。由于 P_4 与 P_2 的成分很接近,因此断定 P_4 点处的白色共晶产物为 Laves 相。从 P_3 的元素结果来看,颗粒状析出相富含 Cr、Nb 和 Ti,其中 Ti 质量分数比基体相 P_1 高 22.2 倍,因此,颗粒状析出相可以确定为碳化物(MC)。

2.4 不同扫描速率下的 Laves 相体积分数

为了更加清楚地观察 Laves 相结构,并准确计算出其体积分数,每组试样取 15 幅不同位置与不同放大倍数的 SEM 图,采用 MATLAB 软件二值化处理统计出 Laves 相的体积分数。图 7a 为涂层 C 的 SEM 图;图 7b 为涂层 C 二值差处理后的图。为方便观察与计算,将树枝晶状态的 γ 相设置为黑色,Laves 相设置为白色。结果如下:涂层 A 的 Laves 相体积分数约 34.1%,而涂层 B、C 与 D 的 Laves 相体积分数分别是 24.6%、16.7% 与 19.6%。重熔将熔覆层快速形成熔池,促进 Nb 与 Mo 等元素从高浓度扩散至低浓度,使其分布更加均匀,且重熔还可以提高熔覆层固液相间的过冷度,使固溶液快速形核,熔池快速冷却与凝固,抑制了 Nb 与 Mo 等元素的偏析,从而阻碍了 Laves 相的产生。通过以上数据得出:涂层 C 的 Laves 相的体积分数最少;而涂层 B 的扫描速率较慢,导致熔覆层完全熔化,促进了树枝晶的生长,并在熔覆层发现更多的柱状晶,促进了 Nb 元素的偏析,因而抑制 Laves 相的性能减弱;涂层 D 扫描速率过快,导致熔覆层吸收的激光能量较少,形成的熔池较窄较浅,且未能更好地增加熔池的流动性和湿润性,从而不能更好地促进元素均匀分布,虽然 Laves 相体积分数已减少,但不及涂层 C。

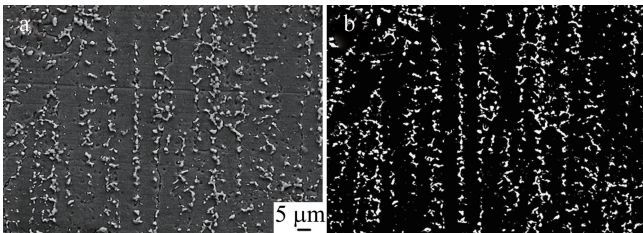


图 7 a—涂层 C 的 SEM 图 b—涂层 C 的二值差图

Fig. 7 a—SEM of coating C b—binary difference of coating C

2.5 激光重熔对显微硬度的影响

图 8 为 4 组涂层的显微硬度及分布。未重熔的涂层 A 从底部至顶部的硬度波动性很大,而经过重熔处理的涂层 B、C 与 D 的硬度分布较均匀,出现这一现象的原因可能是由于多种元素偏析引起有害相的析出,如共晶析出 Laves 相,经过重熔后,硬度波动性减小,分布较均匀,由此推断,重熔可以通过减少 Nb 与 Mo 元素的偏析和抑制有害相的产生来改善硬度的分布。

未重熔的涂层 A 平均硬度为 250.3 HV,重熔后涂层 B、C、D 的平均硬度提高至 261.5 HV、276.9 HV 和 268.0 HV, v 从 5 mm/s 增加至 15 mm/s,平均硬度随之增大,当 v 超过 15 mm/s 时,平均硬度开始降低。另外,发现平均硬度值与 Laves 体积分数的成反比,随着 Laves 相体积分数的降低,平均硬度增加。再者,晶粒度的大小也是影响硬度的因素^[22],通常晶粒越小,硬度越高,因此随着激光重熔速度的增加,晶粒尺寸出现先细化后粗化的现象。综上所述,激光重熔可显著增加 In718 合金的平均硬度并促进硬度均匀分布,当 $v=15$ mm/s 时,涂层平均硬度达到最高状态,比未重熔的涂层增加了 10.6%。

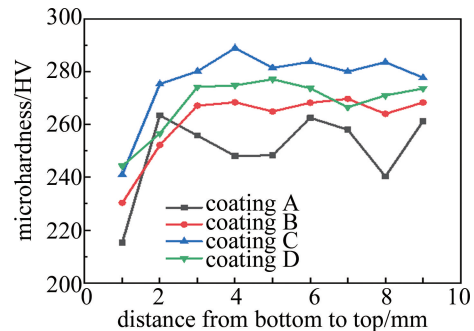


图 8 4 组涂层的显微硬度及分布

Fig. 8 Microhardness and hardness distribution of four coatings

2.6 激光重熔对拉伸性能的影响

根据 GB/T 25715-2010《离心球墨铸管模具》要求:抗拉强度不低于 780 MPa,延伸率不低于 12%。图 9 展示了 4 组试样的拉伸性能。图 9a 为测试后的拉伸试样;图 9b 为应力-应变曲线;图 9c 为拉伸性能比较。未重熔的拉伸试样抗拉强度为 678 MPa,延伸率为 18.2%,抗拉强度未达到标准要求。而经过激光重熔处理后的涂层 B、C 与 D 的拉伸强度分别是 728 MPa、879 MPa 与 808 MPa,延伸率分别是 19.4%、16.1% 与 17.7%,涂层 C 与 D 性能已达到标准要求。

图 9c 展示了激光重熔对涂层的抗拉强度影响较大,但对延伸率的影响较小。涂层 A 的拉伸强度低的原因可能是 In718 合金涂层存在较多的 Nb 与 Mo 元素的偏析,导致大量的 Laves 相生成,Laves 相作为一种硬脆相,对合金材料的抗拉强度不利,其次,激光熔覆过程中不可避免的出现少量气孔,造成熔覆层之间的冶金结合力降低,削弱抗拉强度。采用激光重熔技术,通过降低 Nb 与 Mo 元素的偏析,抑制 Laves 相析出,降低空隙率,进而提高抗拉强度。Laves 相的体积分数:涂层 A>涂层 B>涂层 D>涂层 C,拉伸强度:涂层 A<涂层 B<涂层 D<涂层 C,Laves 相的体积分数越低,

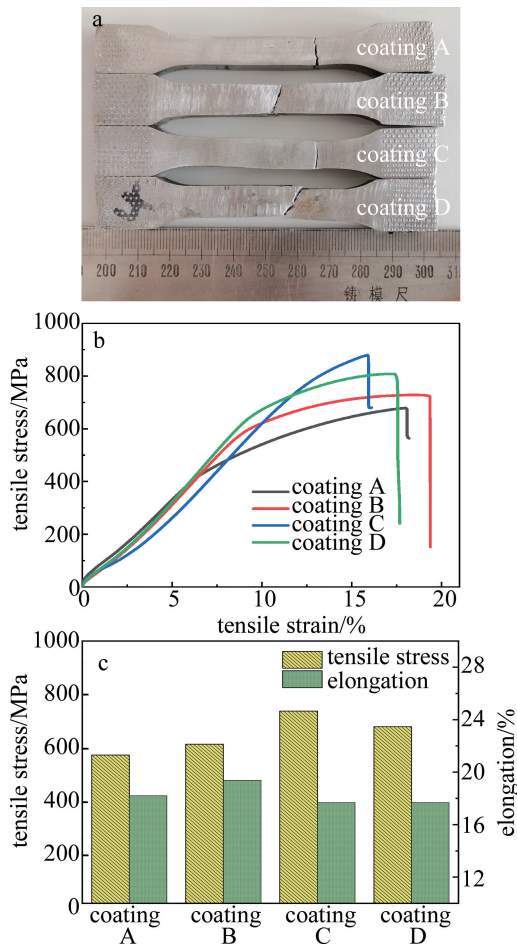


图 9 4 组试样的拉伸性能

a—测试后的拉伸试样 b—应力-应变曲线 c—抗拉强度与延伸率的比较

Fig. 9 Tensile properties of four coatings

a—tensile specimen after testing b—stress-strain curve c—comparison of tensile stress and elongation

抗拉强度越大,因此得出,可通过降低或抑制 Laves 相来提高抗拉强度。与此同时,激光熔覆的涂层冷却与凝固过快,抑制了 In718 合金强化相 γ'' 与 γ' 的析出,导致熔覆层力学性能降低,因此后续的激光重熔可能有助于 In718 合金强化相的析出,进而提高力学性能。

3 结论

利用激光熔覆制备了 In718 合金涂层,选用不同的扫描速率对涂层进行激光重熔处理,并采用多种检测技术分析涂层的显微组织结构与力学性能。

(1) 激光重熔既可以有效改善熔覆层的形貌,降低孔隙率,又可以通过减少 Nb 与 Mo 元素的偏析来减少或抑制 Laves 相的析出,并且减少 Laves 相体积分数有助于提高 In718 涂层的平均显微硬度和抗拉强度,但对延伸率的影响不大。

(2) 不同的重熔扫描速率对涂层组织与性能的影响也不相同。当重熔扫描速率为 15 mm/s 时, Laves 相的体积分数最低,同时,显微硬度与拉伸强度达到最高状态, Laves 相体积分数由 34.1% 下降至 16.7%, 平均硬度由 250.3 HV 增加至 276.9 HV, 抗拉强度由 678 MPa 增加至 879 MPa。

参考文献

- [1] HUANG H B, SUN W L. Influence of laser cladding process parameters on crack and thickness of Ni60[J]. Laser Technology, 2021, 45(6):788-793(in Chinese). 黄海博, 孙文磊. Ni60 激光熔覆工艺参量对涂层裂纹及厚度的影响[J]. 激光技术, 2021, 45(6):788-793.
- [2] WU T, SHI W Q, XIE L Y. Forming quality control method of laser cladding Fe-based TiC composite coating[J]. Laser Technology, 2022, 46(3):344-354(in Chinese). 吴腾, 师文庆, 谢林圻. 激光熔覆铁基 TiC 复合涂层成形质量的控制方法[J]. 激光技术, 2022, 46(3):344-354.
- [3] ZHAO X X, XIAO H Q, YOU Ch Ch, et al. Process and microstructure properties of laser cladding TiAl alloy coating on TC4 surface[J]. Laser Technology, 2021, 45(6):697-702(in Chinese). 赵欣鑫, 肖华强, 游川川. TC4 表面激光熔覆 TiAl 合金涂层的工艺和组织性能[J]. 激光技术, 2021, 45(6):697-702.
- [4] ZHANG Y, LI Z, NIE P, et al. Effect of cooling rate on the microstructure of laser-remelted Inconel718 coating[J]. Metallurgical & Materials Transactions, 2013, A44(12):5513-5521.
- [5] CHLEBUS E, GRUBER K, KUŹNICKA B, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel718 processed by selective laser melting[J]. Materials Science & Engineering, 2015, A639:647-655.
- [6] TABERNERO I, LAMIKIZ A, MARTÍNEZ S, et al. Evaluation of the mechanical properties of Inconel718 components built by laser cladding[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2011, 51(6):465-470.
- [7] LU Y Zh, LEI W N, REN W B, et al. Matching and strengthening between Inconel718 cladding and K418 alloy blades by laser remanufacturing[J]. Laser Technology, 2020, 44(1):54-60(in Chinese). 鲁耀钟, 雷卫宁, 任维彬, 等. K418 合金叶片激光再制造 Inconel718 覆层匹配与强化[J]. 激光技术, 2020, 44(1):54-60.
- [8] ZHANG J, ZHANG Q L, YAO J H. Effect of laser cladding process parameters on microstructure and element segregation of In718 alloy[J]. Hot Working Technology, 2022, 51(19):30-34(in Chinese). 张杰, 张群莉, 姚建华. 激光熔覆工艺参数对 In718 合金组织及元素偏析的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 51(19):30-34.
- [9] ZHANG Y Ch. Studies on component segregation and strengthening mechanism of laser cladding Inconel718 alloy coating[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2013:61-90(in Chinese). 张尧成. 激光熔覆 Inconel718 合金涂层的成分偏聚与强化机理研究[D]. 上海:上海交通大学, 2013:61-90.
- [10] LÜ H, LI Z, LI X, et al. Effect of vanadium content on the microstructure and mechanical properties of In718 alloy by laser cladding[J]. Materials, 2021, 14(9):2362-2364.
- [11] CHENG H M, LIU F C, et al. Microstructure and tensile property of electromagnetic stirring assisted laser repaired Inconel718 superalloy-

- sciencedirect[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(10): 2949-2956.
- [12] NIE X W, ZHOU J Zh, XU J L, *et al.* Effect of ultrasound amplitude on microstructure and properties of laser cladding WC/In718 composite coatings[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(9): 206-214.
聂学武, 周建忠, 徐家乐, 等. 超声振幅对激光熔覆 WC/In718 复合涂层组织及性能的影响[J]. *表面技术*, 2020, 49(9): 206-214.
- [13] ZHANG J, ZHANG Q L, CHEN Zh J, *et al.* Effects of solution temperature on microstructure and properties of Inconel718 alloy fabricated via laser additive manufacturing [J]. *Surface Technology*, 2019, 48(2): 47-53 (in Chinese).
张杰, 张群莉, 陈智君, 等. 固溶温度对激光增材制造 Inconel718 合金组织和性能的影响[J]. *表面技术*, 2019, 48(2): 47-53.
- [14] ZHANG Q L, ZHANG J, LI D, *et al.* Microstructure and properties of laser additive remanufactured In718 alloy with different aging temperatures[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(5): 1785-1792 (in Chinese).
张群莉, 张杰, 李栋, 等. 不同时效温度下激光增材再制造 In718 合金层的组织与性能研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 49(5): 1785-1792.
- [15] XI M Zh, GAO Sh Y. Research on tensile properties of Inconel718 superalloy fabricated by laser rapid forming process [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2012, 39(3): 0303004 (in Chinese).
席明哲, 高士友. 激光快速成形 Inconel718 超合金拉伸力学性能研究[J]. *中国激光*, 2012, 39(3): 0303004.
- [16] CONG D, HONG Z, REN Z, *et al.* Thermal fatigue resistance of hot work die steel repaired by partial laser surface remelting and alloying process[J]. *Optics & Lasers in Engineering*, 2014, 54(3): 55-61.
- [17] ZHANG L T, LI H T, JIA R N, *et al.* Preparation and properties of laser remelted Ni60/50% WC composite coating [J]. *Metal Heat Treatment*, 2021, 46(5): 229-234 (in Chinese).
张蕾涛, 李海涛, 贾润楠, 等. 激光重熔 Ni60/50% WC 复合涂层的制备及性能[J]. *金属热处理*, 2021, 46(5): 229-234.
- [18] GUBENKO S I, NIKUL' CHENKO I A. Fragmentation of nonmetallic inclusions during local remelting upon laser steel processing[J]. *Steel in Translation*, 2020, 50(3): 203-208.
- [19] CHEN Z H, SUN W L, HUANG Y, *et al.* Microstructure and properties of nickel-based superalloy laser cladding coatings [J]. *Laser Technology*, 2021, 45(4): 441-447 (in Chinese).
陈子豪, 孙文磊, 黄勇, 等. 镍基高温合金激光熔覆涂层组织及性能研究[J]. *激光技术*, 2021, 45(4): 441-447.
- [20] CHEN Y. Studies on formation mechanism and control methods of cracking in laser additive manufactured Inconel718 alloy [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2017: 39-45 (in Chinese).
陈源. 激光增材制造 Inconel718 合金裂纹形成机制及其控制 [D]. 上海: 上海交通大学, 2017: 39-45.
- [21] XIN B, REN J, WANG X, *et al.* Effect of laser remelting on cladding layer of Inconel718 superalloy formed by laser metal deposition [J]. *Materials*, 2020, 13(21): 4927.
- [22] HUANG W D. Laser stereoforining [M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 284-300 (in Chinese).
黄卫东. 激光立体成形 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 284-300.