

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5185

激光重熔 18Ni(200)马氏体时效钢快速凝固及热处理过程组织性能演化机理

钟昊宇¹, 杨佳伟¹, 任化永¹, 许 泉², 李小琳¹, 王志军¹

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室 陕西 西安 710072 2. 上海机电工程研究所 上海 201109)

摘 要: 18Ni(200)马氏体时效钢作为一种低碳马氏体时效钢因高强度、高韧性等性能被广泛应用于航空航天等领域, 但因其服役工况苛刻, 在服役过程中易产生磨损。激光重熔可实现构件的原位修复, 并显著提升构件表面质量, 延长其使用寿命。作为激光重熔的关键环节, 快速凝固及热处理过程中组织、性能演化机理是重要科学问题。探究了不同能量密度下重熔层深度、硬度的变化规律。结果表明, 能量密度仅对重熔层深度产生影响, 修复后重熔层组织、硬度均一性较好。阐述了热处理后重熔层与基材的组织演化机理, 热处理后重熔层与基材小角度晶界、应力分布均匀, 重熔层界面无应力集中, 与基材匹配度较高, 修复后形成的重熔层在热处理前、后均可靠有效。

关键词: 马氏体时效钢; 激光重熔; 原位修复

中图分类号: TG665

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)07-0766-09

Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Laser-remelted 18Ni(200) Maraging Steel During Rapid Solidification and Heat Treatment

ZHONG Haoyu¹, YANG Jiawei¹, REN Huayong¹, XU Quan², LI Xiaolin¹, WANG Zhijun¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shanghai Institute of Electro-Mechanical Engineering, Shanghai 201109, China)

Abstract: As a low-carbon maraging steel, 18Ni(200) maraging steel is widely utilized in aerospace applications because of its superior mechanical properties, such as high strength and toughness. However, under demanding service conditions, the material is prone to wear damage. Laser remelting was employed to perform in situ repair of damaged components, which significantly improved the surface quality and extended their service life. The evolution mechanisms of the microstructure and properties during rapid solidification and heat treatment, key stages of the laser remelting process, were investigated as critical scientific aspects. An investigation was conducted on the variation patterns of the depth and hardness of the remelted layer under different energy densities. The results indicate that the energy density solely affects the depth of the remelted layer, whereas the microstructure and hardness of the repaired remelted layer demonstrate favourable uniformity. Furthermore, the microstructural evolution in the clad zone and the substrate after heat treatment was elucidated. The results reveal a uniform distribution of low-angle grain boundaries and residual stress in both regions, with no stress concentration observed at the interface. This demonstrates excellent compatibility between the cladding layer and the substrate, confirming the reliability and effectiveness of the repaired region both before and after heat treatment.

Key words: maraging steel; laser remelting; in-situ remediation

18Ni(200)马氏体时效钢作为一种低碳(<0.03%)钢, 其组织经过沉淀硬化和固溶强化, 具有高强度、高韧性等优异的力学性能, 被广泛应用于超低温风

洞、飞机起落架, 火箭发动机壳体、机翼铰链、发射台组件等高精度的机械构件制备中^[1-3]。针对部分形状复杂、结构精度较高的机械构件, 采用传统加工技术

收稿日期: 2025-08-23

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3705300)

作者简介: 钟昊宇, 1998 年生, 硕士生。研究方向为非晶合金及高熵合金性能。Email: zhonghaoyu@nwpu.edu.cn

通信作者: 王志军, 1984 年生, 博士, 教授。研究方向为先进金属材料设计及制备。Email: zhjwang@nwpu.edu.cn

引用格式: 钟昊宇, 杨佳伟, 任化永, 许泉, 李小琳, 王志军. 激光重熔 18Ni(200)马氏体时效钢快速凝固及热处理过程组织性能演化机理[J]. 铸造技术, 2026, 47(7): 766-774.

ZHONG H Y, YANG J W, REN H Y, XU Q, LI X L, WANG Z J. Microstructural evolution and mechanical properties of laser-remelted 18Ni(200) maraging steel during rapid solidification and heat treatment[J]. Foundry Technology, 2026, 47(7): 766-774.

成型成本较高,且难以满足加工精度的要求。随着增材制造技术的不断成熟,选区激光熔化、定向能量沉积、电弧增材制造等成型方法因成型速度快、成本低、精度高等优势逐渐替代传统机械加工成为主要的材料制备方法^[4]。

为满足成本与精度要求,国内外现阶段主要通过粉末床熔融和直接能量沉积工艺实现 18Ni(200)合金的成型^[5-6]。这两种成型方式会不可避免地引入气体截留孔、细微孔等体积缺陷,这些缺陷在应力长期加载的工况下会引发裂纹萌生。在服役过程中构件易产生磨损,为延长构件的使用寿命,需对构件表面进行原位修复^[7-9]。激光重熔作为一种材料表面修复的重要方法,具有稀释率低、热影响区小、重熔层与基体冶金结合好等优点。利用高能激光束($10^4\sim 10^6\text{ W/cm}^2$)使材料表面发生快速熔凝,形成能与基体材料表面冶金结合且具有特殊物理、化学、力学性能的重熔组织,修复构件表面磨损、撕裂、磨蚀、脱落等损伤,恢复构件质量甚至提高原有性能,延长构件使用寿命^[10-13]。重熔部分与基体的结合情况,重熔层内部力学性能,主要受微观组织影响^[14-16]。快速凝固组织在后续热处理过程中的变化也值得关注。因此探究激光重熔过程中的快速凝固行为及后续热处理过程中组织演化是重要科学问题^[17-18]。

激光重熔的快速凝固行为及其后续热处理过程中的组织演变,是决定材料力学性能的关键因素。Song 等^[19]研究发现,18Ni(300)马氏体时效钢的重熔层平均晶粒尺寸增大,硬度上升,且材料各向同性提升。吴文伟等^[20]进一步研究了不同热处理工艺对该合金组织演化的影响,指出直接时效处理促使残余奥氏体转变为逆转奥氏体,含量提升至约 6.4%,且 Ni、Ti、Mo 等元素在晶界和胞壁处富集,有效促进了逆转奥氏体的形成。而在固溶时效处理后,组织中仅在部分晶界处存在微量逆转奥氏体,马氏体晶粒呈平行条状分布,元素分布更为均匀,组织一致性显著增强。Zhang 等^[21]设置了固溶-低温深冷-时效的工艺路线,研究了不同时效温度对组织的影响。在 510℃时效时,残余奥氏体以薄膜状形态在马氏体板条边界形成,稳定性高,有利于韧性。温度过高(如 550℃)会导致残余奥氏体尺寸增大、稳定性下降,减弱其韧化效果。Zhang 等^[22]发现深低温处理促使残余奥氏体向马氏体转变,残余奥

氏体含量从 5.46%降至 4.79%。同时深低温处理引起马氏体晶格收缩,位错密度显著增加,马氏体板条细化,低角度晶界比例增加。

本文对锻态 18Ni(200)马氏体时效钢进行不同工艺参数下的激光重熔,探究其组织演化及硬度的变化规律。结合标准热处理工艺^[23],研究快速凝固条件下的组织在热处理过程中的变化,揭示马氏体时效钢在快速凝固条件下的组织演化及热处理对其组织、性能的影响,对后续 18Ni(200)马氏体时效钢的激光重熔工艺参数选择具有重要意义。

1 实验材料与方法

选取 18Ni(200)马氏体时效钢作为基材,其化学成分见表 1。为探究激光重熔对表 1 所述合金中微小裂纹的修复效果,选用扫描光斑为 2 mm。结合工业应用背景,探究 40~110 J/mm² 能量密度范围内重熔层深度、组织的变化。根据能量密度范围选用 1 500 和 1 800 W 两种扫描功率,分别在 8、12、16、20 mm/s 的扫描速度下对 18Ni(200)马氏体时效钢进行重熔。不同参数下对应的面能量密度可由式(1)进行计算。不同工艺参数对应的能量密度如表 2 所示。重熔后 18Ni(200)马氏体时效钢样品如图 1 所示。

$$E_s = \frac{P}{V \cdot D} \quad (1)$$

式中, E_s 为能量密度; P 为激光功率; D 为光斑直径。

通过电火花线切割机将图 1 所示试样沿垂直重熔层方向切开。将样品进行热处理,热处理工艺为 800℃固溶 1 h 后水淬,-78.5℃深冷处理 12 h,550℃时效 4 h 后空冷。

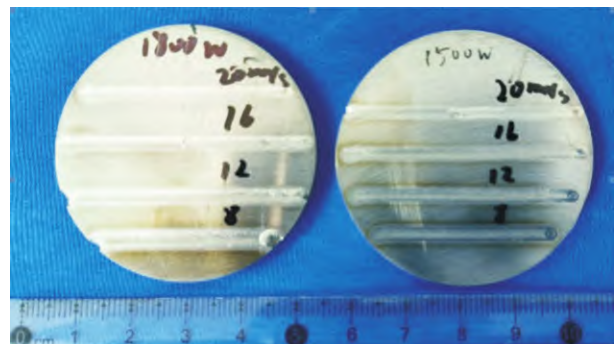


图 1 激光重熔后 18Ni(200)马氏体时效钢基材
Fig.1 Substrate of 18Ni(200) maraging steel after laser remelting

选取未经热处理的重熔样品作为试验对照组,

表 1 18Ni 合金化学成分
Tab.1 Chemical composition of the 18Ni alloy

(mass fraction/%)										
C	S	P	Si	Mo	Ni	Ti	Al	Mn	Co	Fe
0.010	0.007	0.013	0.120	4.690	17.800	0.200	0.130	0.050	8.380	Bal.

表2 能量密度范围
Tab.2 Range of energy density

Laser scan power/W	Laser scanning velocity/(mm·s ⁻¹)	Energy density /(J·mm ⁻²)
1 500	8	187.5
	12	125.0
	16	93.8
	20	75.0
	8	225.0
1 800	12	150.0
	16	112.5
	20	90.0

探究热处理前、后重熔层和基材的性能、组织的变化情况。沿重熔层中位线,从重熔层底部向基材边缘依次进行显微硬度测试,测试取样位置如图2所示,试样片厚度为4 mm,取样位置间隔0.6 mm。

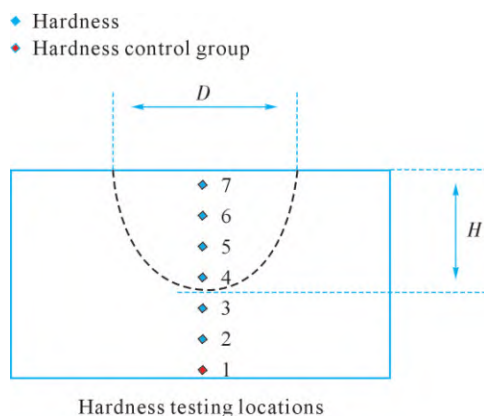


图2 显微硬度测试位置示意图

Fig.2 Schematic diagram of microhardness test positions

使用日本奥斯巴林 BX35 光学显微镜和 TES-CAN MIRA 3 型扫描电子显微镜(EBSD)进行合金组织表征,主要参数为:电压 10 kV,工作距离(WD) 9~12 mm,成像信号为背散射电子(BSE)。先将样品通过目数为 240#、800#、1500#、2500#、4000# 的水磨砂纸进行机械磨光,接着用粒度为 2.5 μm 的金刚石研磨膏进行机械抛光,最后将抛光试样在电解液(10 mL HClO₄+90 mL 无水乙醇)中进行电解腐蚀(电压 20 V,时间:10~15 s)。

2 实验结果及讨论

2.1 重熔层形态

激光重熔层的硬度、耐磨性、韧性等关键性能参数主要取决于其微观组织的结构特征。为对比观察热处理前、后重熔层及基材的微观组织结构,选取重熔功率为 1 800 W、扫描速度为 12 mm/s 的重熔层界面,表征其热处理前、后的微观组织形态如图3所示,图3a为热处理前重熔层界面,由于激光

扫描时会形成放射形热场,重熔结束后,重熔层由底部向中心凝固,重熔层内晶粒呈放射状排布。因较快的凝固速度和马氏体的形核继承性,在重熔层内形成马氏体束,基材部分则由马氏体块组成。

图3b为热处理后重熔层与基体组织的显微形貌。因马氏体的形核继承性,基材与重熔层晶粒尺寸差异较大,重熔层界面更加清晰。重熔层内的马氏体束经热处理后,在处理前的等轴晶基础上进一步细化为尺寸更小胞状组织,这是由于马氏体束存在大量晶界,为奥氏体提供了更多形核,在固溶过程中形成更细小的奥氏体,固溶处理后进行水淬,奥氏体快速转变为尺寸更小马氏体块。

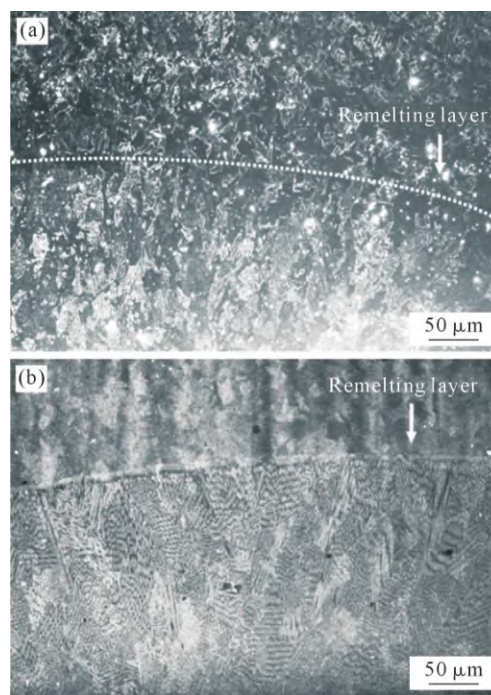


图3 重熔层界面宏观形貌:(a) 热处理前;(b) 热处理后
Fig.3 Macroscopic morphology of the remelted layer: (a) before heat treatment; (b) after heat treatment

2.2 重熔层工艺-性能定量构效关系

硬度作为材料抵抗塑性变形的关键指标,能够直接反映重熔层的强化效果和服役性能,尤其是耐磨性和抗接触疲劳性能。为建立组织-性能-工艺的定量构效关系,为重熔层的性能优化提供理论依据,对不同功率及扫描速率的重熔层和基材硬度随距熔池底部距离的变化规律进行表征,结果如图4所示。图4中横坐标为取样位置,7号取样位置为重熔层底部,1号位置为基材顶端。

分析图4中硬度曲线可知,不同功率、扫描速度重熔后,重熔层与基体硬度基本一致。热处理前重熔层与基材硬度均在 300 HV 左右,而热处理后重熔层与基材硬度均在 410 HV 左右。由图3b可得热处理后重熔层内马氏体块尺寸较小,晶界较多,由

Hall-Petch 效应可知其硬度应高于基材, 但硬度同时受相组成影响, 因此, 解释重熔层与基材在热处理前、后的硬度变化规律, 还需进一步对其相分布进行探究。

重熔层深度是影响工艺质量和最终性能的关键参数之一。重熔层过浅, 可能导致重熔层与基体

结合不牢固, 界面强度低, 易剥离。重熔层过深, 稀释率过高, 导致重熔层成分偏离设计目标, 使其硬度、耐蚀性等下降。为建立 18Ni(200) 马氏体时效钢重熔层深度与工艺参数的定量关系, 对不同扫描功率、扫速形成的重熔层深度进行表征, 结果如图 5 所示。

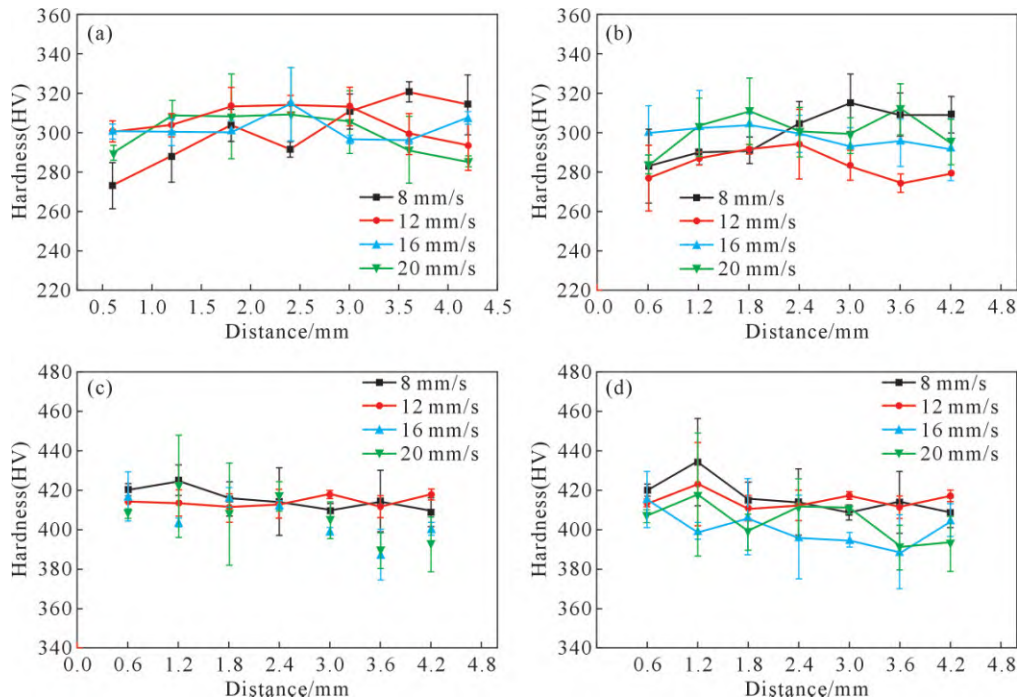


图 4 硬度测试结果: (a) 1500 W 重熔未经热处理样品硬度; (b) 1800 W 重熔未经热处理样品硬度; (c) 1500 W 重熔热处理后样品硬度; (d) 1800 W 重熔热处理后样品硬度

Fig.4 Hardness test results: (a) hardness of the as-clad sample at 1500 W; (b) hardness of the as-clad sample at 1800 W; (c) hardness of the heat-treated sample at 1500 W; (d) hardness of the heat-treated sample at 1800 W

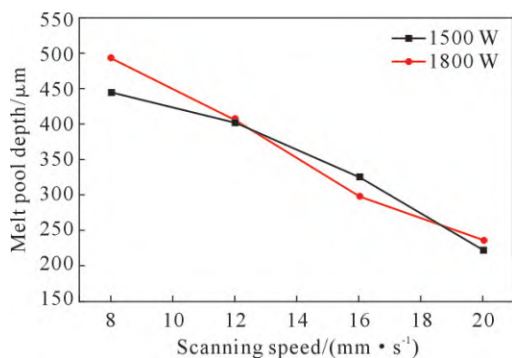


图 5 重熔层深度随激光扫速的演化

Fig.5 Evolution of the remelted layer depth with increasing laser scanning speed

由图 5 可知, 重熔层深度随能量密度增大而逐渐加深, 扫描功率对重熔层深度影响较小, 而扫描速率是影响重熔层深度的主要因素, 重熔层深度随扫描速度增加而降低。不同工艺参数下, 重熔层深度于 200~500 μm 范围内变化, 在扫描功率为 1800 W, 扫描速率为 8 mm/s 的重熔参数下, 能量密度最高, 此时重熔层深度最大, 可达 491.4 μm 。通过系统工艺调控, 可实现重熔层深度的精确控制: 当修复深

度要求较小时 (200~300 μm), 可采用较高扫描速度 (20~16 mm/s); 而需要较大修复深度时 (300~500 μm), 则需适当降低扫描速度至 12~8 mm/s。

综上所述, 18Ni(200) 马氏体时效钢在不同工艺参数下均能获得组织均匀、性能稳定的激光重熔层, 展现出优异的激光重熔修复适应性。18Ni(200) 马氏体时效钢特有的低热导率 ($28 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) 和较宽的热处理窗口, 使其在快速凝固过程中仍能保持良好的冶金结合质量。此外, 不同工艺重熔形成的重熔层在热处理后仍保持着高度一致的组织 and 性能, 这一特性使得激光重熔特别适用于 18Ni(200) 马氏体时效钢航空关键部件的损伤修复, 可根据实际修复需求灵活选择工艺参数。

2.3 重熔层及基材热处理中组织演化机理

为完善 18Ni(200) 马氏体时效钢组织-性能定量构效关系, 需对不同能量密度形成的重熔层组织进行表征, 图 6 为扫描能量密度为 125 与 150 J/mm^2 重熔形成熔池内部组织。由图 6 可得, 不同能量密度扫描形成的重熔层晶粒大小、形态基本一致。能量密

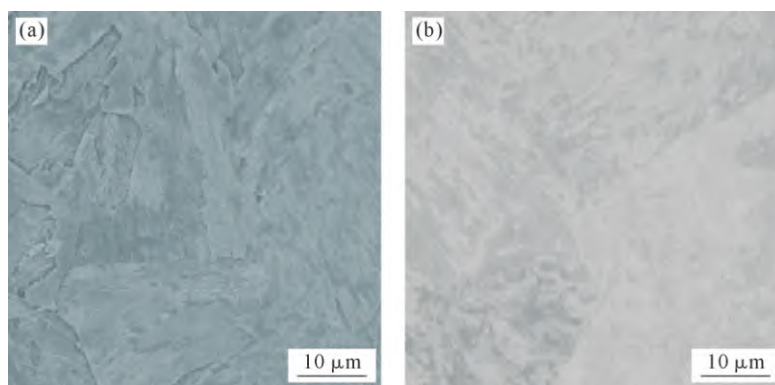


图 6 不同能量密度下重熔层内部显微组织:(a) 125 J/mm²;(b) 150 J/mm²

Fig.6 Microstructure within the remelted layer under different energy densities: (a) 125 J/mm²; (b) 150 J/mm²

度仅影响重熔层宽度与深度。因此选取中间能量密度形成的熔覆层作为代表,对热处理前、后 1 500 W 于 12 mm/s 得到的重熔层组织进行表征。于重熔层界面处拍摄微观形貌及晶粒尺寸如图 7 所示。图 7a 和 b 为热处理前重熔层界面形貌及晶粒形态,图 7c 和 d 为热处理后重熔层界面形貌及晶粒形态。为量化表征热处理前、后晶粒尺寸变化,从图 7b 和 d 中重熔层界面内、外分别随机选取 100 个晶粒,统计其晶粒尺寸,统计结果如图 8 所示,图 8 中横坐标为取样位置,纵坐标为晶粒尺寸,箱线图底部数字为晶粒尺寸平均值。重熔层因发生快速熔凝晶粒平均尺寸小于基材。热处理后,基材与重熔层晶粒均发生细

化,且晶粒均一性有大幅提升。

由图 8 可得,热处理前重熔层内晶粒较基材平均尺寸缩小 35%,但晶粒尺寸离散度较大,重熔层内外马氏体块形貌基本一致,重熔层内部晶界密度与基材基本一致,因此重熔层与基材硬度一致。

热处理后重熔层晶粒尺寸细化 61%,基材晶粒尺寸细化 35%,晶粒尺寸均一性有显著提升,这是由于固溶温度较高使得马氏体块相变产生的应力重新分布,同时减少了局部畸变,避免了后续时效处理晶粒长大的各向异性,有效提高了晶粒尺寸的均一性,且因重熔层内马氏体块初始尺寸较小,因马氏体的形核继承性,在热处理后形成了尺寸更小的马氏

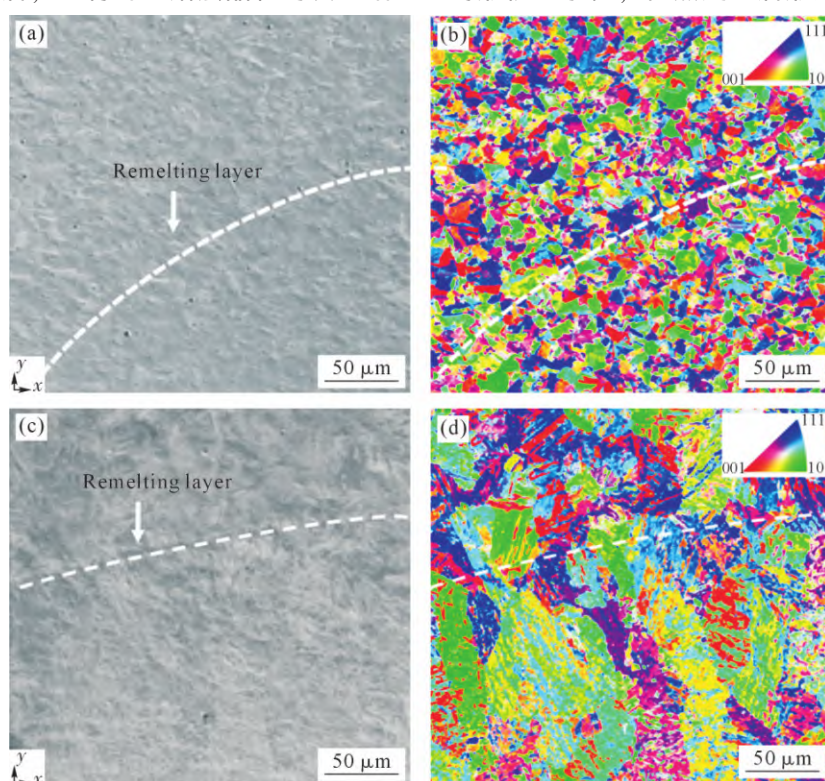


图 7 1 500 W 重熔层界面:(a) 原始样品二次电子图像;(b) 原始样品反极图颜色;(c) 热处理样品二次电子图像;(d) 热处理样品反极图颜色

Fig.7 Interface characterization of the remelted layer fabricated at 1 500 W: (a) secondary electron (SE) image of the as-deposited sample; (b) inverse pole figure (IPF) map of the as-deposited sample; (c) SE image of the heat-treated sample; (d) IPF map of the heat-treated sample

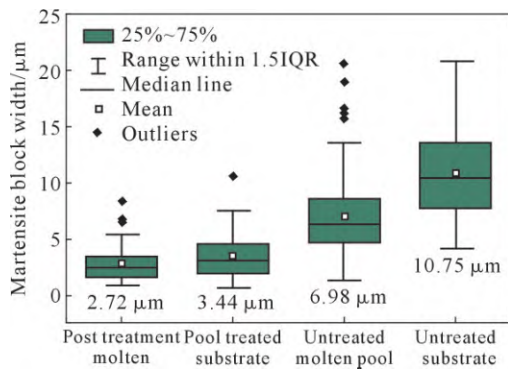


图8 不同热处理状态下基材及重熔层晶粒尺寸箱线图
Fig.8 Box plots of grain size for substrate and remelted layer under different heat treatment conditions

体组织,其平均晶粒尺寸仅为 2.72 μm 。细小的晶粒可通过细晶强化机制提升重熔层强度,同时细晶马氏体组织在时效过程中析出更均匀的纳米级Laves相,可进一步提高硬度^[19]。因此,热处理后,不同工艺参数的重熔层与基材硬度均提升100 HV 左右。

分析图 7d 可得,热处理后重熔层内晶粒由马氏体束细化为更细小的马氏体块,晶界较基材更多,其硬度也应当较基材有所提升,但结合图 4 可得热处理后重熔层与基材硬度仍保持一致,其原因可能是因为熔池内、外相组成存在差异。

为进一步探究热处理后重熔层内外硬度一致原因,表征其相分布如图 9 所示,图 9a 为热处理前重熔层界面相分布。热处理前,重熔层内、外相组成基本一致,均为 BCC 马氏体组织,热处理前重熔层内外晶粒尺寸和相分布一致性较高,其性能也相似。

图 9b 为热处理后重熔层界面相分布,界面处由 BCC 马氏体和 FCC 逆转变奥氏体构成,逆转变奥氏体主要分布于重熔层内部。为定量分析逆转变奥氏体分布情况,分别统计图 9b 中基材与重熔层中逆转变奥氏体的含量,统计结果如表 3 所示,重熔层内分布的逆转变奥氏体约占总含量 82%。

结合图 7d 分析可得,逆转变奥氏体以薄膜状

表3 热处理后 1 500 W重熔层与基材相含量
Tab.3 Phase content of the 1 500 W remelted layer and substrate after heat treatment

Martensite packet content in the clad layer/% (Fe-BCC)	Retained austenite content in the clad layer/% (Fe-BCC)	Martensite packet content in the substrate material/% (Fe-FCC)	Reversed austenite content in the substrate material/% (Fe-FCC)
91.40±4.00	8.60±3.00	98.09±7.00	1.91±4.00

分布于马氏体板条之间,且厚度范围为 10~50 nm,这是由于热处理后的细晶组织能促进更均匀的残余奥氏体薄膜分布于马氏体板条间。薄膜状逆转变马氏体可在变形时诱发相变,同时诱导塑性效应,延缓裂纹萌生。热处理前、后应变分布均匀,重熔层与基体界面未出现明显应变集中,说明重熔层与基体结合情况较好,可有效修复处理区域,延长构件使用寿命。

由表 3 可得,重熔层内逆转变奥氏体含量占含量的 8.6%,而基材中逆转变奥氏体含量仅为 1.91%,逆转变奥氏体在重熔层内富集。逆转变奥氏体的产生是由于热处理过程中时效处理接近 A_{c1} (600 $^{\circ}\text{C}$) 温度,且 Ni、Co 等奥氏体稳定元素在马氏体板条界或缺陷处偏聚,局部降低奥氏体形成能垒。Ni、Co 在时效时向板条界扩散,形成高 Ni 微区和高 Co 微区(Ni、Co 含量 >10%),触发逆转变。时效后进行空冷,较慢的冷却速率同样会增加逆转变奥氏体的含量。

逆转变奥氏体在重熔层内富集是由于激光重熔区域冷速较高($10^4\sim 10^6$ K/s),快速凝固过程中产生大量形核点(孪晶界等),较快的冷速抑制晶粒长大,导致重熔层内晶粒尺寸小于重熔层外部^[24-25]。马氏体与奥氏体具有形核继承性,重熔层形核远多于重熔层外部,为逆转变奥氏体提供了形核条件,同时细小的马氏体中元素扩散路程较短, Ni、Co 更容易发生偏聚,并于板条界富集,促进逆转变奥氏体形成,在重熔层内逆转变奥氏体含量显著高于基材。因此,尽管重熔层内晶粒尺寸较小,但逆转变奥氏体富集,降低了其

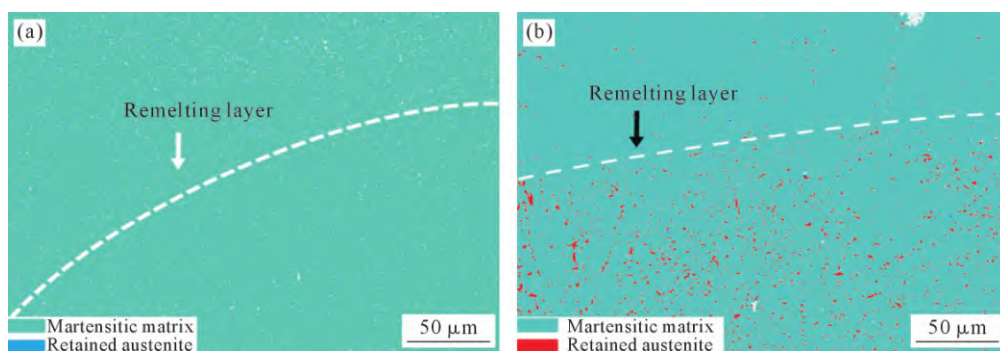


图9 1 500 W 重熔层在热处理前后的界面相分布:(a) 热处理前相分布;(b) 热处理后相分布
Fig.9 Interface phase distribution of the remelted layer formed by a 1 500 W laser before and after heat treatment: (a) phase distribution before heat treatment; (b) phase distribution after heat treatment

硬度,使得热处理后重熔层与基体硬度基本一致^[26-27]。

为进一步探究重熔层与基体的结合情况,对热处理前后熔池界面处的应力分布情况和小角度晶界进行表征,结果如图 10 所示。分析图 10a 和 b 可得热处理前、后分布均匀,重熔层与基体界面均未出现明显应变集中,说明重熔层与基体结合情况较好,激光重熔可有效恢复处理区域,延长构件使用寿命。热处理前 KAM(kernel average misorient)值为 2.18° ,热处理后 KAM 值为 1.94° ,证明热处理可小幅降低重熔层界面处残余应力。由图 10c 和 d 可知小角度晶界在重熔层和基体内分布情况基本一致。小角度晶界能降低界面能,促进重熔层与基体的冶金结合,同时减少因晶格失配导致的位错堆积,缓解残余应力。重熔层内小角度晶界密集区可延缓裂纹扩展。图中重熔层小角度晶界与基体匹配度较高,可避免在小角度晶界处形成裂纹优先路径,证明重熔层有效可靠。

为对比分析不同功率对重熔层显微结构的影响,对 1 800 W 热处理前后重熔层界面处晶粒尺寸与相分布进行表征,结果如图 11 所示。界面 KAM 值如图 12 所示。

对比分析图 10a 和 b 与图 11a 和 b 可得不同扫描功率下,重熔层界面处晶粒尺寸一致性均较高。由图 11c 和 d 可得逆转变奥氏体仍于重熔层内部富集,图中相分布统计结果如表 4 所示。由表 4 可知,

高能量密度下,冷速更快,逆转变奥氏体整体含量上升,重熔层内部逆转变奥氏体增加约 47.7%。验证了逆转变奥氏体主要受重熔层冷速影响,随重熔层冷速增加,逆转变奥氏体增多。

表4 热处理后1 800 W重熔层与基体相含量

Tab.4 Phase content of the 1 800 W remelted layer and substrate after heat treatment

Martensite packet content in the clad layer/% (Fe-BCC)	Retained austenite content in the clad layer /% (Fe-BCC)	Martensite packet content in the substrate material/% (Fe-FCC)	Reversed austenite content in the substrate material/% (Fe-FCC)
87.30±5.00	12.70±7.00	94.44±3.00	5.56±6.00

图 12 中重熔层与基体界面未出现明显应变集中,表明不同工艺条件下,激光重熔修复 18Ni(200) 马氏体时效钢均可形成与基体结合紧密的重熔层。

3 结论

(1)重熔层随着激光重熔能量密度的升高而加深,在功率为 1 800 和 1 500 W,扫描速度为 8、12、16、20 mm/s 的工艺参数下重熔层深度变化范围为 200~500 μm ,且不同工艺参数下,热处理前、后重熔层与基体硬度均一性较好,激光重熔特别适用于 18Ni(200)马氏体时效钢的损伤修复,修复结果一致性较高,可根据实际修复需求灵活选择工艺参数。

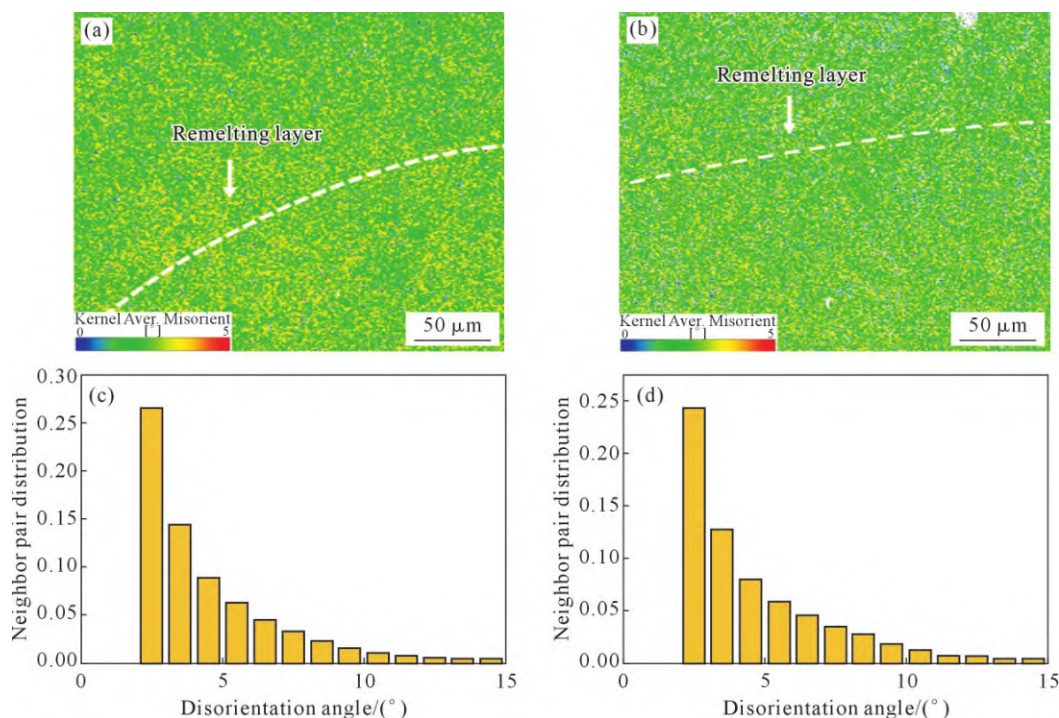


图 10 热处理前后 1 500 W 重熔层界面组织:(a) 热处理前重熔层界面 KAM 分布;(b) 热处理后重熔层界面 KAM 分布;(c) 热处理前重熔层界面小角度晶界分布;(d) 热处理后重熔层界面小角度晶界分布

Fig.10 Interface of the 1500 W remelted layer before and after heat treatment: (a) KAM distribution at the remelted layer interface before heat treatment; (b) KAM distribution at the remelted layer interface after heat treatment; (c) low-angle grain boundary distribution at the remelted layer interface before heat treatment; (d) low-angle grain boundary distribution at the remelted layer interface after heat treatment

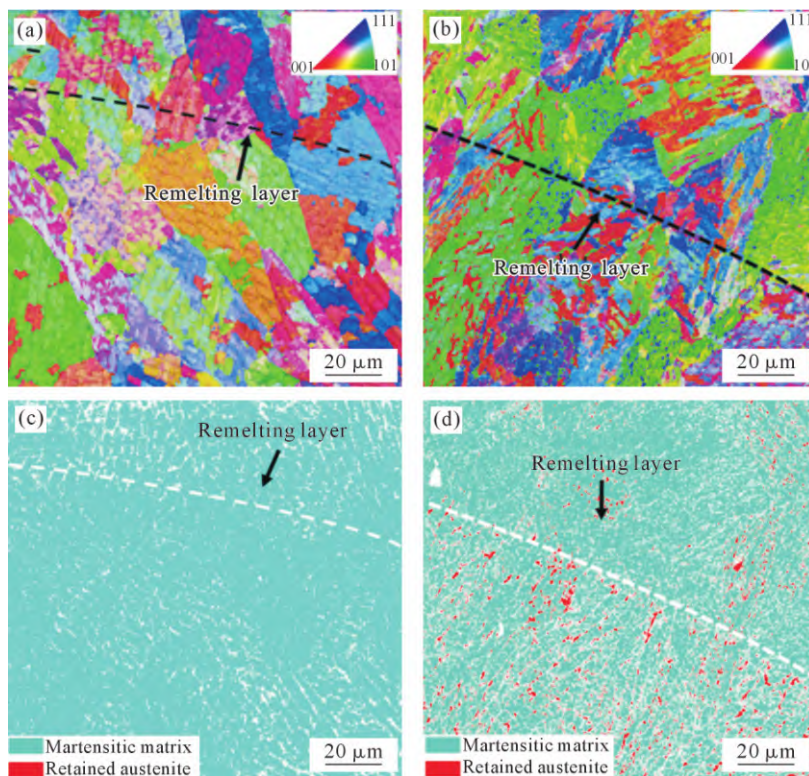


图 11 1 800 W 重熔层界面:(a) 热处理前重熔层界面反极图颜色;(b) 热处理后重熔层界面反极图颜色;(c) 热处理前重熔层界面相分布;(d) 热处理后重熔层界面相分布

Fig.11 Interfacial characteristics of the 1 800 W remelted layer: (a) IPF of the remelted layer interface before heat treatment; (b) IPF of the remelted layer interface after heat treatment; (c) phase distribution at the remelted layer interface before heat treatment; (d) phase distribution at the remelted layer interface after heat treatment

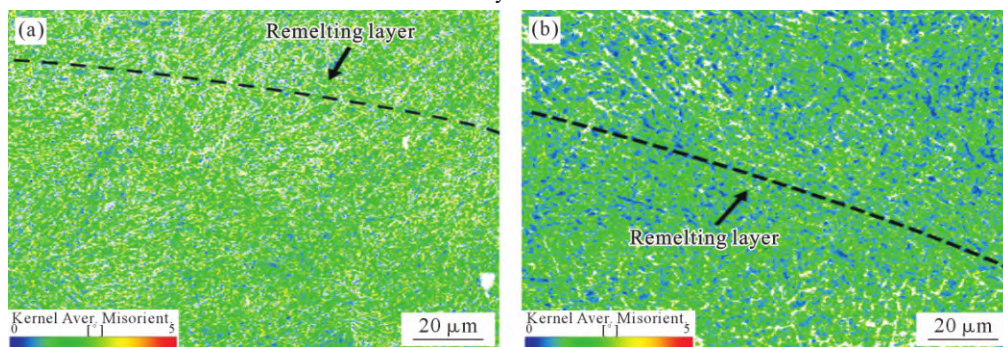


图 12 热处理前后 1 800 W 重熔层界面应力分布:(a) 热处理前重熔层界面 KAM 分布;(b) 热处理后重熔层界面 KAM 分布

Fig.12 Stress distribution at the 1 800 W remelted layer interface before and after heat treatment: (a) KAM distribution at the remelted layer interface before heat treatment; (b) KAM distribution at the remelted layer interface after heat treatment

(2)热处理后重熔层和基体晶粒平均尺寸分别细化 35%、61%,硬度较处理前提升 110 HV。重熔层形成大量逆转变奥氏体,以薄膜状分布于马氏体块之间,可在变形时诱发相变、诱导塑性效应,延缓裂纹萌生,同时因软化相的富集,重熔层与基体晶粒尺寸虽有差异,其硬度仍保持一致。

(3)热处理后重熔层与基体小角度晶界、应力分布均匀,且重熔层界面无应力集中,证明重熔层与基体匹配度较高,激光重熔适合对 18Ni(200)马氏体时效钢进行原位修复,修复后形成的重熔层可靠有效。

参考文献:

[1] 陈帅,陶凤和,贾长治. 选区激光熔化成型 18Ni300 钢显微组织

与性能研究[J]. 铸造技术, 2019, 40(7): 657-661.

CHEN S, TAO F H, JIA C Z. Study on microstructure and properties of 18Ni300 steel fabricated by selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2019, 40(7): 657-661.

[2] ROHIT B, MUKTINUTALAPATI N R. Fatigue behavior of 18% Ni maraging steels: A review[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(1): 2341-2345.

[3] 张振,牛玲. 低温风洞的发展现状与关键技术(英文)[J]. 低温工程, 2015(2): 57-62.

ZHANG Z, NIU L. Current status and key technologies of cryogenic wind tunnels[J]. Cryogenics, 2015(2): 57-62.

[4] 张鹏林,杨天雨,尹燕,刘文朝,张瑞华. 制备角度和时效处理对激光选区熔化 18Ni300 成型质量影响[J]. 焊接, 2018(9): 31-36, 66.

ZHANG P L, YANG T Y, YIN Y, LIU W C, ZHANG R H. Effect

- of fabrication angle and ageing treatment on prototyping quality of 18Ni300[J]. *Welding & Joining*, 2018(9): 31-36, 66.
- [5] 程博, 张璧, 白倩, 乔国文. 选区激光熔化马氏体时效钢(18Ni300)工艺参数研究[J]. *大连理工大学学报*, 2018, 58(5): 471-478.
CHENG B, ZHANG B, BAI Q, QIAO G W. Study of process parameters of maraging steel (18Ni300) manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of Dalian University of Technology*, 2018, 58(5): 471-478.
- [6] GE R P, YANG D Q, YANG C P, WANG X W, HUANG Y, PENG Y, WANG K H. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 18Ni-350 maraging steel fabricated by wire and arc additive manufacturing[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 109793.
- [7] BRENNAN M C, KEIST J S, PALMER T A. Defects in metal additive manufacturing processes [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30: 4808-4818.
- [8] TEMMLER A, WILLENBORG E, WISENBACH K. Design surfaces by laser remelting[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12(A): 419-430.
- [9] TEMMLER A, KÜPPER M, WALOCHNIK M A, LANFERMANN A, SCHMICKLER T, BACH A, GREIFENBERG T, ORESKIN O, WILLENBORG E, WISENBACH K, POPRAWE R. Surface structuring by laser remelting of metals[J]. *Journal of Laser Applications*, 2017, 29(1): 012015.
- [10] 丁阳喜, 孙晓龙. 38CrMoAl 钢表面激光熔覆 Ni 基合金工艺研究[J]. *铸造技术*, 2011, 32(11): 1528-1531.
DING Y X, SUN X L. Research on technology of laser cladding Ni60 alloy on 38CrMoAl steel surface [J]. *Foundry Technology*, 2011, 32(11): 1528-1531.
- [11] YASA E, KRUTH J P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting [J]. *Procedia Engineering*, 2011, 19: 389-395.
- [12] SHI C B, CHEN X C, GUO H J. Characteristics of inclusions in high-Al steel during electrosag remelting process[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2012, 19(4): 295-302.
- [13] ZHU L D, XUE P S, LAN Q, MENG G R, REN Y, YANG Z C, XU P H, LIU Z. Recent research and development status of laser cladding: A review[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 138: 106915.
- [14] 高莉莉, 边秀房, 姚秀军, 李鲁伯. FeCrCoWCBy₂O₃ 合金激光重熔层的性能研究[J]. *铸造技术*, 2007(11): 1442-1445.
GAO L L, BIAN X F, YAO X J, LI L B. Properties of laser cladding FeCrCoWCBy₂O₃ layer [J]. *Foundry Technology*, 2007 (11): 1442-1445.
- [15] 戴正阳. 45 钢表面 Ni-W-Si 激光熔覆耐磨涂层组织与性能研究 [J]. *铸造技术*, 2018, 39(8): 1836-1838, 1852.
DAI Z Y. Microstructure and properties of laser cladding wear-resistant coating on the surface of 45 steel [J]. *Foundry Technology*, 2018, 39(8): 1836-1838, 1852.
- [16] 邱星武, 李刚, 邱玲, 郝胜智, 相琨, 况军. 激光熔覆 NiCrBSiC 合金耐蚀性能研究[J]. *铸造技术*, 2009, 30(9): 1138-1140.
QIU X W, LI G, QIU L, HAO S Z, XIANG J, KUANG J. Corrosion resistance of NiCrBSiC alloy by laser cladding [J]. *Foundry Technology*, 2009, 30(9): 1138-1140.
- [17] TANG Z Q, LI W M, YANG Z Y, WANG J Y. Effect of solution and artificial aging heat treatment on the hardness, friction and wear properties of laser cladding and roll-formed 18Ni300 materials[J]. *Materials Science-Poland*, 2024, 42(2): 26-40.
- [18] GHORBANI J, LI J Z, SRIVASTAVA A K. Application of optimized laser surface re-melting process on selective laser melted 316L stainless steel inclined parts [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 56: 726-734.
- [19] SONG J, TANG Q, FENG Q X, HAN Q Q, MA S, CHEN H, GUO F Y, SETCHI R. Effect of remelting processes on the microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting [J]. *Materials Characterization*, 2022, 184: 111648.
- [20] 吴文伟, 向超, 张涛, 邹志航, 孙勇飞, 刘金鹏, 张涛, 韩恩厚. 热处理工艺对选区激光熔化成型 18Ni300 马氏体时效钢微观组织演变及力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2025, 61(10): 1515-1530.
WU W W, XIANG C, ZHANG T, ZOU Z H, SUN Y F, LIU J P, ZHANG T, HAN E H. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 18Ni300 maraging steel fabricated by selective laser melting [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2025, 61(10): 1515-1530.
- [21] ZHANG Y J, LI Y M, DENG X T. Effect of aging temperature on the microstructural evolution and mechanical properties of 18Ni(200) maraging steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 919: 147497.
- [22] ZHANG Y J, LI Y M, DENG X T, HE Z H, WANG Z D. Effect of deep cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of 18Ni (200) cryogenic maraging steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 35(4): 4280-4290.
- [23] LI X L, YANG J W, ZHAO L Y, DENG X T, LI D S, WANG H F. Effect of cyclic solution treatment on the microstructure and mechanical properties of maraging steel [J]. *Steel Research International*, 2025, 96(12): 569-579.
- [24] ZHU L D, XUE P S, LAN Q, MENG G R, REN Y, YANG Z C, XU P H, LIU Z. Recent research and development status of laser cladding: A review [J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 138: 106915.
- [25] 臧辰峰, 刘常升, 张小彬. 低碳钢表面激光重熔层及其高温磨损行为 [J]. *材料科学与工艺*, 2011, 19(3): 113-116, 121.
ZANG C F, LIU C S, ZHANG X B. Laser cladding layers on low-carbon steel and their high temperature abrasive-wear behavior [J]. *Materials Science & Technology*, 2011, 19(3): 113-116, 121.
- [26] DEMIR A G, PREVITALI B. Investigation of remelting and preheating in SLM of 18Ni300 maraging steel as corrective and preventive measures for porosity reduction [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 93(5): 2697-2709.
- [27] CHEN Y, LI X, LIU J, ZHANG Y, CHEN X. Effect of laser surface remelting of 304 stainless steel [J]. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2023, 64(3): 491-498.

(责任编辑: 宫文婧)