

激光沉积修复 GH4169/GH738 合金时效热处理组织与摩擦磨损性能

卞宏友^{1,2}, 刘子茗^{1,2}, 刘伟军^{1,2*}, 霍庆生^{1,2}, 徐效文^{1,2}, 邢飞^{1,2}

¹沈阳工业大学机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870;

²辽宁省激光表面工程技术重点实验室, 辽宁 沈阳 110870

摘要 采用 GH4169 合金粉末对 GH738 合金进行激光沉积修复研究, 分析了沉积态和时效热处理态试样的显微组织特征、显微硬度分布及摩擦磨损性能。研究表明: 沉积态试样的修复区底部组织为柱状枝晶, 修复区中心和修复区顶部组织由柱状枝晶和等轴枝晶组成, 修复区枝晶间分布着富含 Nb 元素的 Laves 相; 相比于基体, 热影响区中的 γ' 相数量减少并呈现粗化趋势, MC 碳化物发生分解生成 $M_{23}C_6$ 碳化物。时效热处理后, 修复区组织形成了新的晶界, 部分 Laves 相发生碎化, γ' 和 γ'' 强化相析出且分布均匀。沉积态试样修复区的平均硬度约为 291 HV, 热处理态试样修复区的平均硬度约为 461 HV, 热处理态试样修复区的平均硬度要高于基体。热处理态试样修复区的平均摩擦系数约为 0.40, 基体的平均摩擦系数约为 0.51, 修复区的耐磨性能优于基体。修复区的磨损机理为磨粒磨损, 基体的磨损机理为磨粒磨损和黏着磨损。

关键词 激光技术; GH4169 合金; GH738 合金; 激光沉积修复; 显微组织; 时效热处理

中图分类号 TN249 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/CJL221458

1 引言

GH738 合金在高温下具有良好的使用性能, 被广泛用于制造封严圈、涡轮盘、紧固件等航空发动机关键零部件^[1-2]。在高温高压高速的服役环境下零部件表面易发生磨损、氧化烧蚀等失效情况^[3], 迫切需要研究损伤零部件的高效高质修复技术。激光沉积修复技术可实现损伤零部件近净成形修复, 近几年在高温合金修复方面得到了广泛研究^[4]。由于激光沉积修复过程具有快速熔凝的特点, 沉积态组织通常为亚稳态, 热处理是优化组织、提高性能的必要手段, 激光沉积修复高温合金的热处理组织性能也是研究重点之一^[5]。

国内外学者对激光沉积修复高温合金及其热处理工艺展开了系列深入的研究。李庆等^[6]在激光沉积制造 GH738 合金试样后进行了时效热处理, 发现修复区有大量 γ' 相析出, 试样拉伸强度在时效热处理后显著提升。卞宏友等^[7]研究了时效热处理对激光沉积修复 GH738 合金组织和性能的影响, 结果表明, 时效热处理后试样抗拉强度明显提高。盛家锦等^[8]研究了热处理对激光增材 IN939 合金性能的影响, 研究发现, 热处理可以使沉积层中的 γ' 相析出,

提高了沉积层的硬度和耐腐蚀性能。Kim 等^[9]对修复后的 IN738LC 合金进行热处理, 发现热处理后 IN738LC 合金显示出相对更好的抗氧化性。Zhang 等^[10-11]研究了激光熔覆 IN718 合金热处理后的组织及性能, 研究发现: 热处理后修复区析出大量的 γ'' 相, 提高了晶粒强度, IN718 合金室温抗拉强度得到了提升, 力学性能良好。综上, 采用热处理可以有效优化激光沉积修复高温合金的显微组织, 提高力学性能。

高温合金零部件在严苛的服役环境下, 必须具有多功能耦合、多环境适应能力, 采用异质材料对损伤零部件进行修复, 可以在有效保证零部件力学性能的基础上兼顾其他功能^[12]。以 GH738 合金封严圈修复为例, 封严圈在恶劣的服役环境下易与其配合的盘类对偶件发生磨损, 导致封严圈表面磨损失效^[13]。为提高 GH738 合金封严圈表面的耐磨性, 延长使用寿命, 可选择比 GH738 合金硬度略高的材料对其进行激光沉积修复。航空航天领域广泛应用的 GH4169 高温合金在高温下具有较高的强度和良好的抗蠕变断裂性能, 标准热处理后的室温硬度为 450 HV^[14], 相对硬度为 360 HV 的 GH738 合金来说, 硬度更高; 并且 GH4169 合金的热膨胀系数和熔点与

收稿日期: 2022-11-28; 修回日期: 2022-12-20; 录用日期: 2023-02-07; 网络首发日期: 2023-02-17

基金项目: 辽宁“百千万人才工程”资助项目 (LNBQW 2020B0050)、辽宁省高校创新人才项目 (202114027)

通信作者: *wjliu@sut.edu.cn

GH738 合金相近,满足异质材料激光修复的匹配原则。

对于高温合金修复而言,由于基体材料已经过固溶+时效热处理,修复后采用固溶热处理会导致基体晶粒连续长大,产生晶粒粗化现象,降低基体力学性能^[15-16]。为避免后续热处理对基体性能的弱化作用,对修复后的零件采用时效热处理工艺^[17]。鉴于此,采用 GH4169 合金粉末对 GH738 合金进行激光沉积修复,研究了沉积态和时效热处理态试样的显微组织特征、显微硬度分布及摩擦磨损性能,以期对 GH738 合金修复提供理论依据。

表 1 粉末和基体的化学成分(质量分数,%)
Table 1 Chemical compositions of powder and substrate (mass fraction, %)

Element	C	Mo	Ni	Fe	Cr	Al	Ti	Nb	Co	Cu	Si
GH4169	0.046	2.920	51.960	Bal.	18.160	0.480	1.040	5.020	-	-	-
GH738	0.10	5.00	Bal.	2.00	21.00	1.60	3.25	-	15.00	0.10	0.15

激光沉积修复试验设备为同步送粉激光增材制造系统,主要包括光纤激光器、四路同轴熔覆头、双桶送粉器以及配有气体循环净化系统的成形保护箱,激光器为光纤激光器,波长为 1070 nm,最大输出功率为 2 kW。激光沉积修复示意图如图 1(a)所示。试验过程中向成形保护箱中通入体积分数为

2 试验设备与条件

激光沉积修复试验所用粉末为基于气体雾化法制备的 GH4169 高温合金球形粉末,粉末粒径为 53~150 μm 。基体材料为经过固溶+时效热处理的 GH738 合金,粉末材料与基体的化学成分如表 1 所示。由文献^[14]可知, GH4169 合金的熔点和 20~900 $^{\circ}\text{C}$ 热膨胀系数分别为 1320 $^{\circ}\text{C}$ 和 $18.4 \times 10^{-6} / ^{\circ}\text{C}$, GH738 合金的熔点和 20~900 $^{\circ}\text{C}$ 热膨胀系数分别为 1360 $^{\circ}\text{C}$ 和 $15.95 \times 10^{-6} / ^{\circ}\text{C}$ 。试验前将粉末放置于 150 $^{\circ}\text{C}$ 烘干箱内烘干 2 h,采用砂纸对基体表面进行打磨,并使用丙酮和乙醇清洗。

99.99% 的氩气,并通过气体循环净化系统将水中氧气体积分数循环净化至 50×10^{-6} 以下。激光沉积修复工艺参数如下:激光功率为 1200 W,扫描速度为 7 mm/s,送粉速度为 6 g/min,光斑直径为 3 mm,搭接率为 40%。激光沉积扫描路径示意图如图 1(b)所示。

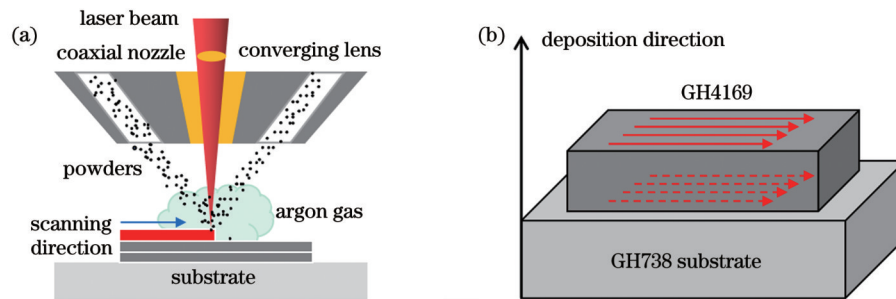


图 1 激光沉积修复试验示意图。(a)激光沉积修复示意图;(b)激光沉积扫描路径示意图

Fig. 1 Schematics of laser deposition repair experiment. (a) Schematic of laser deposition repair; (b) schematic of laser deposition scanning path

采用真空管式高温烧结炉在真空条件下对修复试样进行时效热处理试验,热处理制度为:720 $^{\circ}\text{C}$, 8 h/炉冷(FC)+620 $^{\circ}\text{C}$, 8 h/空冷(AC)。采用光学显微镜、附带能谱仪(EDS)的扫描电镜(SEM)观察试样的显微组织,并进行区域化学成分分析。采用数显显微维氏硬度计测试沉积试样的显微硬度,试验载荷力为 3 N。

张杰等^[18]研究了激光沉积 GH4169 合金摩擦磨损测试,结果表明:随着温度的提高,磨损率逐渐下降,常温测试时 GH4169 合金的磨损率最高,耐磨性能最差。因为随着温度的升高,沉积层表面发生软化,并且表面生成氧化膜,氧化磨屑较软,起到润滑作用,进一步降低了沉积层的磨损量和摩擦因数,减缓了磨损。鉴于

此,采用常温摩擦磨损测试验证分析修复试样的摩擦磨损性能。采用旋转式微机控制万能摩擦磨损试验机进行常温摩擦磨损性能测试,其中,载荷为 15 N 的恒定载荷,转速为 200 r/min,磨损时间为 15 min;采用电子天平测量试样磨损前后的质量,计算摩擦磨损量;采用数字显微镜观测摩擦磨损形貌。

3 结果与分析

3.1 沉积态显微组织

3.1.1 宏观组织分析

基体与修复区的宏观组织形貌如图 2 所示。由图 2(a)可以看出:修复区与基体之间冶金结合良好,在层与层之间能够看到清晰的白色弧状层带组织。

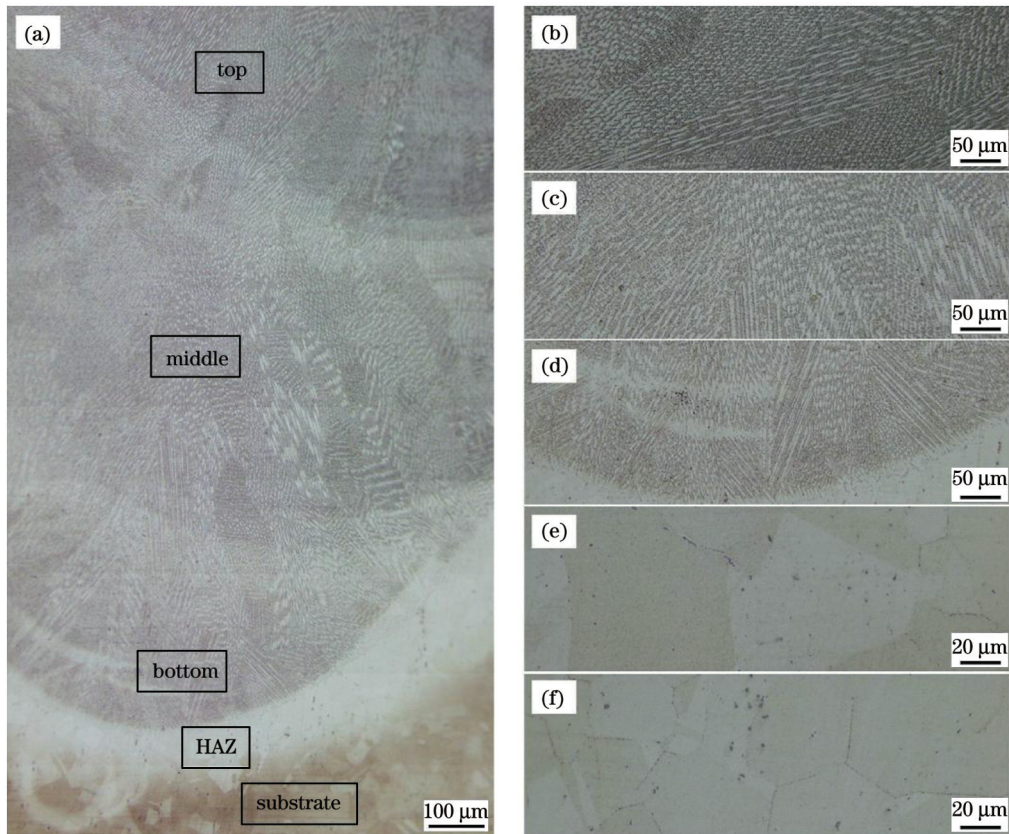


图 2 基体与修复区的宏观形貌。(a)修复区界面;(b)修复区顶部;(c)修复区中心;(d)修复区底部;(e)热影响区;(f)基体
Fig. 2 Macro-morphologies of substrate and repair zone. (a) Repair zone interface; (b) top of repair zone; (c) middle of repair zone; (d) bottom of repair zone; (e) heat affected zone; (f) substrate

图 2(f)为基体的宏观组织图,可以看出,基体主要由等轴枝晶组成,晶粒尺寸约为 $50\ \mu\text{m}$ 。与基体相比,如图 2(e)所示,热影响区(HAZ)内部的等轴枝晶较为粗大,尺寸约为 $70\ \mu\text{m}$,少数枝晶尺寸达到 $90\ \mu\text{m}$ 。同时,分析图 2(b)~(d)可知:修复区底部组织均为外延性生长的柱状枝晶,其生长方向垂直于基体;但在修复区中心和修复区顶部,柱状枝晶的生长方向发生偏转,并且层间出现少部分等轴枝晶。

在修复过程中,由于热循环作用,热影响区内部组织发生分解、重熔,晶粒尺寸粗化。因此,热影响区等轴枝晶的尺寸要大于基体。修复过程中热流沿着多个方向流动,进而产生了枝晶生长方向不一致的现象。

在修复区底部,大量热量沿着基体方向散失,此时枝晶的生长方向与热流方向相反,枝晶均垂直于基体生长;但在修复区中心和顶部位置,由于沉积层数的增加,热量不再沿着基体散失,而是在已沉积区域散失,因此晶粒生长会优先沿着热流的反方向生长。此外,由于不同位置的晶粒生长方向不同,因此柱状枝晶之间存在大角度偏转。同时,由于层间热量累积,熔池内部温度梯度降低,因此柱状枝晶转变为等轴枝晶,从修复区中心到修复区顶部出现了少部分等轴枝晶组织。

3.1.2 修复区的微观组织分析

修复区的微观组织分布如图 3 所示。由图 3(a)可以看出:修复区中心组织一次枝晶间距约为 $14\ \mu\text{m}$,没

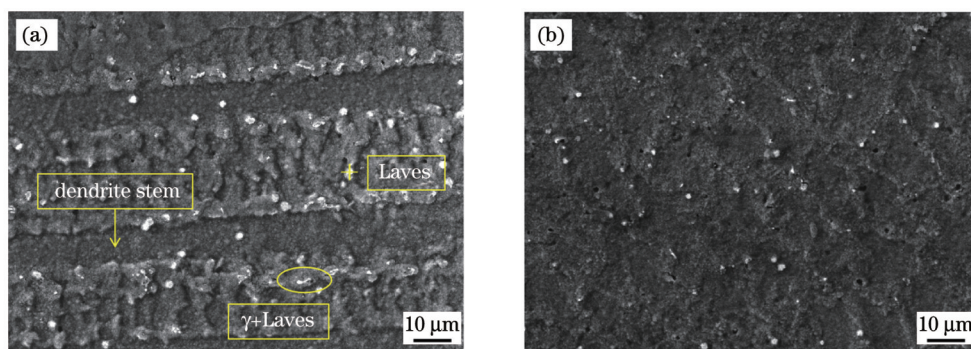


图 3 修复区的组织分布。(a)修复区中心;(b)修复区底部
Fig. 3 Microstructure distributions of repair zone. (a) Middle of repair zone; (b) bottom of repair zone

有明显二次枝晶;枝晶间析出大量 Laves 相,尺寸约为 $2\ \mu\text{m}$,形态呈颗粒状,少部分为连续树枝状。如图 3(b)所示,修复区底部 Laves 相呈现碎化的趋势,尺寸明显减小,约为 $1.5\ \mu\text{m}$,热循环作用使得修复区底部 Laves 相发生分解。此外,枝晶间发现呈黑色岛状的 $(\gamma+\text{Laves})$ 共晶相,这是因为在快速凝固过程中, GH4169 合金奥氏体基体中的 γ 相析出,伴随着熔池温度的不断下降, γ 相与 Laves 相发生共晶反应,形成了 $(\gamma+\text{Laves})$ 共晶相。

表 2 为不同区域内 EDS 分析结果,可以看出:

表 2 修复区组织的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of tissues in repair zone

Tissue	Mass fraction / %					
	Fe	Ni	Al	Nb	Ti	Cr
Laves phase	10.61	52.54	0.31	22.75	1.39	12.40
Dendrite stem	18.51	59.44	0.95	1.79	0.72	18.59

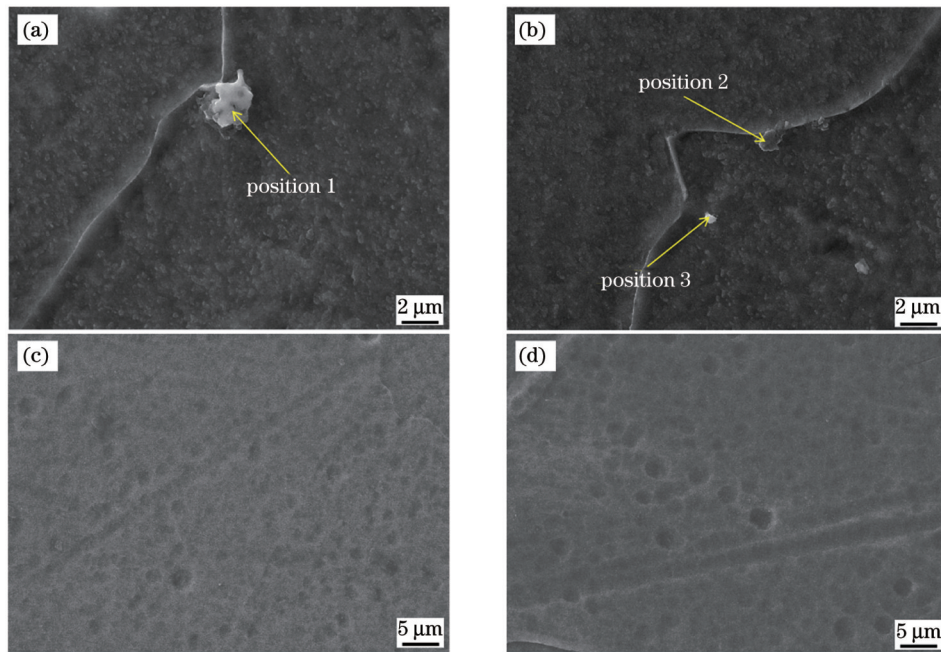


图 4 基体及热影响区的组织分布。(a)基体碳化物;(b)热影响区碳化物;(c)基体 γ' 相;(d)热影响区 γ' 相

Fig. 4 Microstructure distributions of substrate and heat-affected zone. (a) Carbide in substrate; (b) carbide in heat-affected zone; (c) γ' phase in substrate; (d) γ' phase in heat-affected zone

表 3 不同位置碳化物的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of carbides in different positions

Position	Mass fraction / %						
	C	Al	Ti	Cr	Ni	Mo	Co
1	14.27	0.25	51.23	4.26	4.69	24.05	1.25
2	15.19	0.34	54.76	3.92	4.15	18.73	2.91
3	11.38	0.83	38.36	24.76	11.63	10.11	2.93

γ' 相为 GH738 合金中主要的强化相,其尺寸、含量等对合金性能具有显著影响^[21]。图 4(c)为基体中

Laves 相富含 Nb、Cr、Ni、Al 等微量元素,其中, Nb 元素的质量分数达到了 22.75%,远高于枝晶干区域内的 Nb 元素质量分数(1.79%)。激光沉积修复的冷却速率较高,在沉积修复过程中,较高的冷却速率使 Nb 元素聚集于枝晶间,导致富 Nb 元素的 Laves 相形成。

3.1.3 基体及热影响区的微观组织分析

图 4 为基体及热影响区的微观组织分布图。由图 4(a)可以看出,基体中析出的碳化物呈六边形状。从表 3 中 EDS 分析结果可知,其内部 Mo、Ti 元素含量较高,为 MC 型碳化物。在图 4(b)中观察到:热影响区内部析出两种形态的碳化物,一种是长条状碳化物,经 EDS 分析可知,该碳化物与基体成分相似,为富含 Mo、Ti 元素的 MC 型碳化物^[19];另一种为细小颗粒状碳化物,由 EDS 分析可知,此碳化物内部含有较高的 Cr 元素,为 M_{23}C_6 型碳化物。修复过程中热影响区不断被加热,温度较高,部分较大尺寸 MC 碳化物发生分解,生成 MC 碳化物和小尺寸 M_{23}C_6 碳化物^[20]。

的 γ' 相分布情况,基体 γ' 相尺寸为 $0.8\ \mu\text{m}$,分布比较均匀;如图 4(d)所示,相对于基体,热影响区 γ' 相有长大的趋势,尺寸为 $1.3\ \mu\text{m}$,部分 γ' 相尺寸较为粗大,直径达到 $1.7\ \mu\text{m}$, γ' 相之间的距离增大。 γ' 相生长的主要原因是在修复过程中,热影响区温度瞬时升高,导致细小 γ' 相分解,释放出形成 γ' 相的主要元素,同时这些元素又重新回溶到未分解 γ' 相中,促使未分解 γ' 相不断长大。

3.2 时效热处理后的显微组织

3.2.1 宏观组织分析

图 5 为时效热处理后基体与修复区的宏观组织

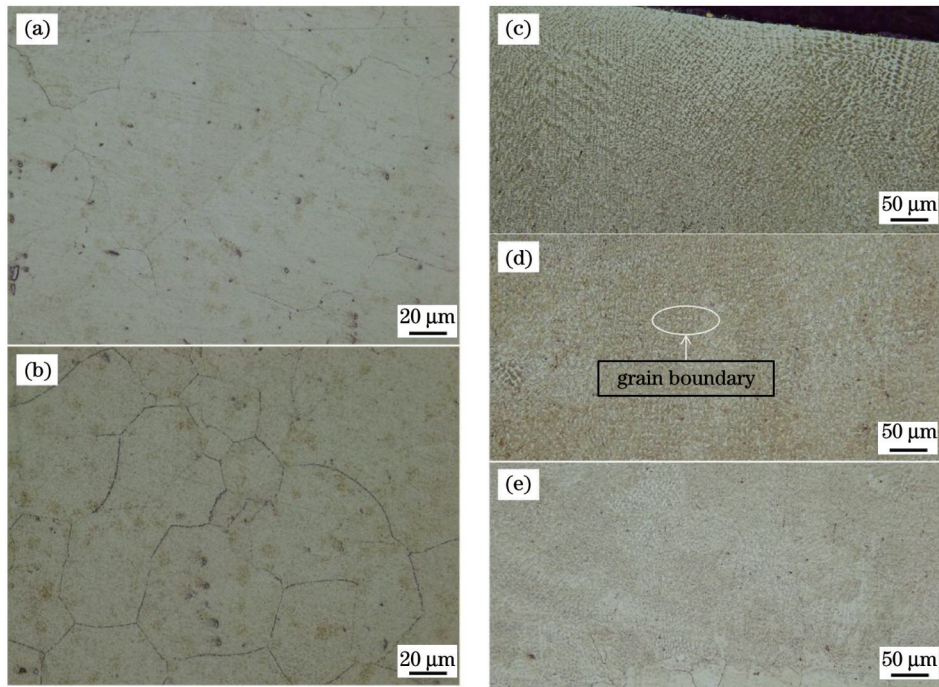


图 5 热处理后基体与修复区的宏观形貌。(a)热影响区;(b)基体;(c)修复区顶部;(d)修复区中心;(e)修复区底部

Fig. 5 Macro-morphologies of substrate and repair zone after heat treatment. (a) Heat-affected zone; (b) substrate; (c) top of repair zone; (d) middle of repair zone; (e) bottom of repair zone

形貌图。从图 5(a)、(b)可以看出,相比于沉积态,热处理后热影响区和基体的宏观组织形貌没有明显变化。因为基体和热影响区内部的等轴枝晶组织结构已趋于稳定,热处理高温作用的影响不大。反观修复区内部组织,分析图 5(c)~(e)可知,相比于沉积态,热处理后修复区形成了新的晶界,这是因为在高温下晶界会发生聚合、拓展,进而形成新晶界。相较于沉积态试样修复区的内部组织,在热处理后的修复区组织中观察到柱状枝晶向等轴枝晶转变的趋势,晶粒内部层带组织消失,并且原本连续生长的枝晶结构转变为大小不等的分块枝晶

晶结构。在时效热处理的过程中,修复区内部组织的晶粒在高温作用下逐渐细化,枝晶间距减小,由原本粗大的柱状枝晶转变为尺寸较小、结构稳定的等轴枝晶。

3.2.2 修复区的微观组织分析

图 6 为经过时效热处理后修复区的微观组织分布图。如图 6(a)所示,热处理后的 Laves 相为颗粒状,相比于沉积态试样出现了碎化的趋势,尺寸约为 $0.6\ \mu\text{m}$ 。表明 Laves 相经热处理后发生少量溶解,由于时效温度远低于 Laves 相分解温度^[22],因此少量碎化 Laves 相仍存在于枝晶间。

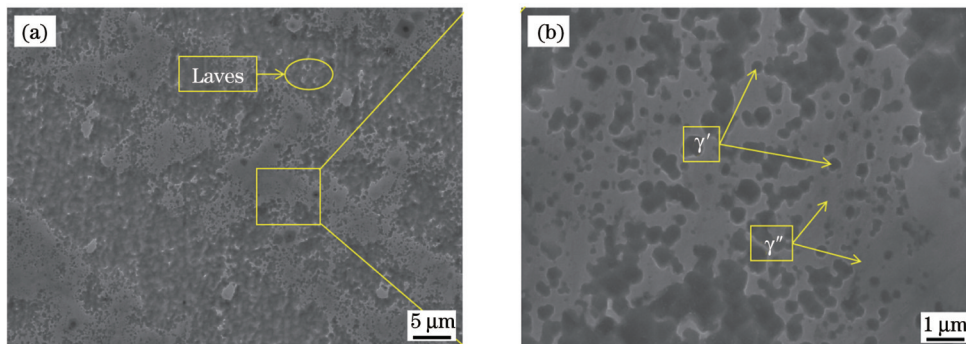


图 6 热处理后修复区的组织分布。(a)修复区微观形貌;(b)图 6(a)的局部放大

Fig. 6 Microstructure distributions of repair zone after heat treatment. (a) Micro-morphology of repair zone; (b) local magnification of Fig. 6(a)

从图 6(b)可以观察到:修复区析出了 γ' 和 γ'' 相,其中, γ' 相呈椭圆状,尺寸约为 $260\ \text{nm}$,弥散分布于修复区中, γ'' 相呈断裂的片状分布于修复区中^[23]。激光沉积修复过程中的冷却速率极快, γ' 和 γ'' 相的形成元

素均溶于基体相中,导致 γ' 和 γ'' 相来不及长大。经过热处理后,修复区内部晶界发生移动,其内部原子扩散速率较大,同时 Laves 相发生溶解,释放出的 Ti、Al 等元素加速了溶质原子流通,使得 γ' 和 γ'' 相有充分

时间生长。

3.2.3 基体及热影响区的微观组织分析

图 7 为时效热处理后基体和热影响区的微观组织分布图。从图 7(a) 可以看出, 热处理后基体碳化物呈四边体状, 与沉积态基体碳化物相比, 尺寸没有较大变化。如表 4 所示, 经 EDS 分析可知, 碳化物内部 Mo、Ti 元素含量较高, 为 MC 型碳化物。如图 7(b) 所

示, 热影响区碳化物均呈细小颗粒状, 相比于沉积态热影响区碳化物, 尺寸较为均匀, 经 EDS 分析可知, 为 MC 型碳化物。沉积态热影响区 $M_{23}C_6$ 型碳化物尺寸较小, 在高温下不稳定, 易发生分解, 使得 C、Ti 等元素原子偏析于晶界中, 随着热处理的持续进行, 这些元素原子有着充分的时间集聚在一起, 生成形状较稳定的 MC 型碳化物。

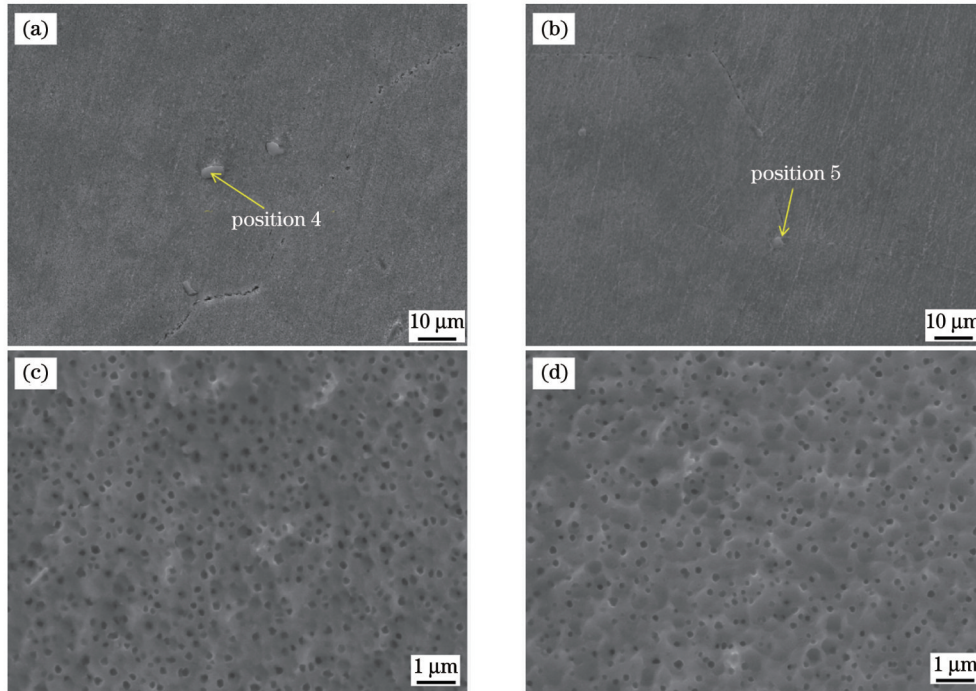


图 7 热处理后基体及热影响区的组织分布。(a) 基体碳化物; (b) 热影响区碳化物; (c) 基体 γ' 相; (d) 热影响区 γ' 相
Fig. 7 Microstructure distributions of substrate and heat affected zone after heat treatment. (a) Carbide in substrate; (b) carbide in heat-affected zone; (c) γ' phase in substrate; (d) γ' phase in heat-affected zone

图 7(c) 为热处理后基体中 γ' 相的分布, 基体中 γ' 相仍呈圆孔状, 尺寸较均匀, 约为 90 nm, 与沉积态基体中的 γ' 相相比, 尺寸偏小, 但数量增加。从图 7(d) 可以看出, 热影响区中的 γ' 相尺寸约为 110 nm, 相比于沉积态热影响区中的 γ' 相, 尺寸偏小, 数量也有增加的趋势。在长期时效热处理的过程中, γ' 相会逐渐溶解, 同时释放出 γ' 相的形成元素, 此时固溶于基体相中的 Ti、Al 等 γ' 相形成元素会从基体相中析出, 促进 γ' 相重新析出。

表 4 不同位置碳化物的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of carbides in different positions

Position	Mass fraction / %						
	C	Ti	Mo	Cr	Ni	Co	Zr
4	24.42	42.02	18.82	3.96	7.32	1.77	1.69
5	21.22	33.22	16.63	7.81	16.59	4.01	0.52

3.3 显微硬度分布

图 8 为沉积态和时效热处理态试样的显微硬度分布曲线。可以看出, 沉积态试样基体从热影响区到修

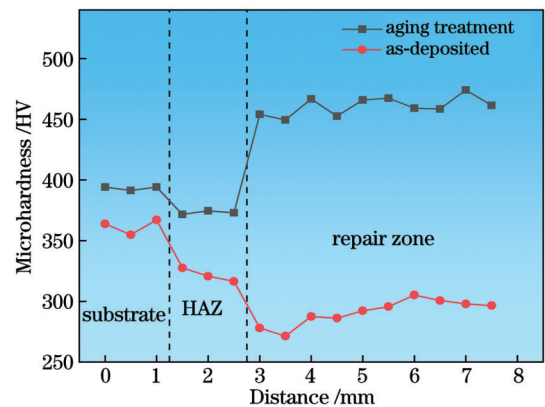


图 8 热处理后的显微硬度分布曲线

Fig. 8 Microhardness distribution curve after heat treatment

复区硬度呈下降趋势, 经过时效热处理后, 试样修复区的硬度要高于基体和热影响区的硬度。其中, 沉积态试样修复区的平均硬度约为 291 HV, 低于基体平均硬度 (361 HV)。热处理态试样修复区的平均硬度约为 461 HV, 高于基体平均硬度 (388 HV)。经过时效热处理后, 试样整体的硬度均高于沉积态的硬度。

研究发现, γ' 相尺寸越小, 其强化作用越明显^[24]。

在激光沉积修复过程中,热影响区不断被加热,使得 γ' 相发生分解和重熔, γ' 相尺寸增大,导致热影响区硬度略低。并且修复过程中的冷却速率较高,修复区中的 γ' 和 γ'' 强化相没有析出,其组织主要由 Laves 相和(γ +Laves)共晶相组成。然而,基体为固溶+时效热处理后的 GH738 合金,组织内部存在较多 γ' 强化相和立方体状 MC 碳化物,因此硬度明显高于修复区。经过时效热处理后,修复区中溶于基体相中的 γ' 和 γ'' 相形成元素开始扩散,促使 γ' 和 γ'' 相析出并长大。此外,修复区内部组织的晶粒在高温的作用下逐渐细化,枝晶间距减小,原本粗大的柱状枝晶逐步转变为尺寸较小的等轴枝晶。因此,经时效热处理后,修复区硬度显著提高。同时,基体和热影响区中的 γ' 相在热处理的作用下数量增加,尺寸较为均匀,相比于沉积态,时效热处理后的硬度有了小幅度的提升。

3.4 热处理后的摩擦磨损性能

图 9 为热处理后试样基体与修复区的摩擦系数曲线。可以看出,在磨损前 2 min 内,修复区和基体处于预磨期,摩擦系数急剧上升;待达到峰值后,修复区和基体进入剧烈磨损阶段,摩擦系数波动值较大;随着摩擦不断进行,修复区和基体的摩擦系数趋于稳定。因为在摩擦过程中,温度升高使得表面易形成氧化膜,因此,摩擦系数下降并趋于稳定。经测量,基体磨损量约为 14 mg,修复区磨损量约为 8 mg,并且基体平均摩擦系数约为 0.51,修复区平均摩擦系数约为 0.40,因此整个摩擦过程中修复区摩擦系数和磨损量均要低于基体,即修复区的耐磨性能更好。

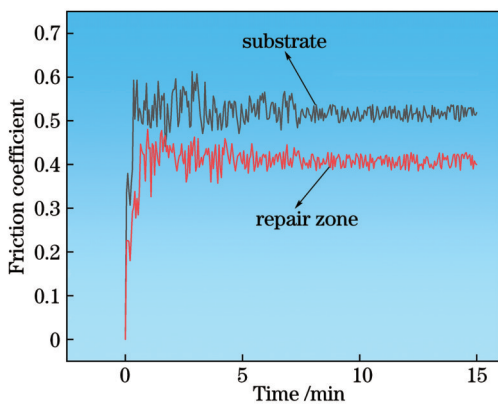


图 9 基体与修复区的摩擦系数曲线

Fig. 9 Friction coefficient curves of substrate and repair zone

图 10 为基体和修复区磨损后的磨痕表面形貌。可以看出,基体中出现了较深的犁沟和部分脱落的情况,属于磨粒磨损和黏着磨损。由于基体硬度较低,磨损开始的时候,硬质摩擦粒嵌入摩擦副表面,形成凹坑,随着磨损的加剧,部分凹坑表面形成了较深的犁沟,并且越来越多金属粘附在对磨件接触表面上,在随后相对滑动中被破坏,表面膜破裂。相比于基体,修复区的表面凹坑和犁沟较浅,磨损机理主要是轻微的磨

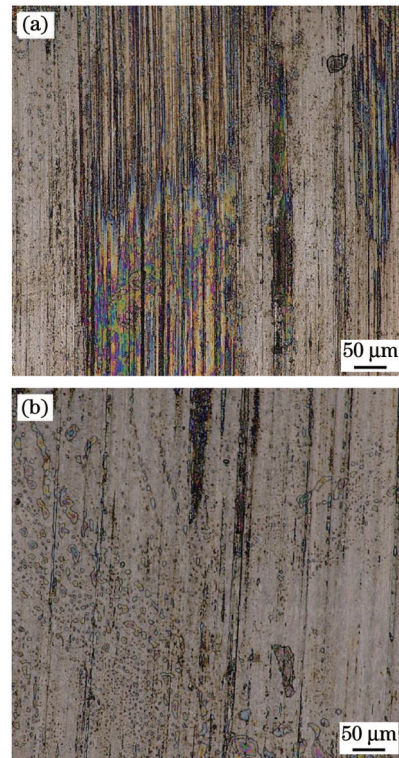


图 10 基体与修复区的磨损形貌。(a)基体;(b)修复区

Fig. 10 Wear morphologies of substrate and repair zone.

(a) Substrate; (b) repair zone

粒磨损,具有良好的耐磨性能。

综上所述,修复区的耐磨性能较好,主要是因为修复区的组织细密,硬度较高。同时,修复区析出了 γ' 和 γ'' 强化相,它们起到一定的弥散强化作用,并且其枝晶间析出的 Laves 相属于脆性相,含有 Cr、Ni 等硬质点元素,增强了短程有序强化作用。因此,修复区的表面抗变形能力更强,耐磨性能更好。

4 结 论

采用 GH4169 合金粉末对 GH738 合金进行激光沉积修复,修复区中心和修复区顶部组织由柱状枝晶和等轴枝晶组成;修复区枝晶间主要为富含 Nb 元素的 Laves 相,基体为 MC 碳化物,热影响区 MC 碳化物发生分解生成 $M_{23}C_6$ 碳化物;相比于基体,热影响区中的 γ' 相数量减少并呈现粗化趋势。

经过时效热处理后,修复区柱状枝晶组织有向等轴枝晶转变的趋势。修复区 Laves 相发生碎化,析出 γ' 和 γ'' 相;基体和热影响区碳化物尺寸较为均匀, γ' 相的数量增加。

沉积态试样基体从热影响区到修复区硬度呈下降趋势,经过时效热处理后,试样修复区的硬度要高于基体和热影响区的硬度。其中,沉积态试样修复区的平均硬度约为 291 HV,低于基体平均硬度(361 HV)。热处理态试样修复区的平均硬度约为 461 HV,高于基体平均硬度(388 HV)。

热处理后试样修复区的平均摩擦系数约为 0.40,

基体的平均摩擦系数约为 0.51, 修复区的耐磨性能要优于基体。修复区的磨损机理为磨粒磨损, 基体的磨损机理为磨粒磨损和黏着磨损。

参 考 文 献

- [1] 马文彬, 赵子华, 骆红云, 等. 高温合金 GH738 超高周疲劳行为研究[J]. 金属热处理, 2019, 44(S1): 630-633.
Ma W B, Zhao Z H, Luo H Y, et al. Very high cycle fatigue behavior of superalloy GH738[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(S1): 630-633.
- [2] 陈德钰, 陈宇翔, 焦上峰, 等. 激光切割镍基合金的工艺研究[J]. 应用激光, 2022, 42(5): 66-71.
Chen S Y, Chen Y X, Jiao S F, et al. Process study of laser cutting Ni-based alloy[J]. Applied Laser, 2022, 42(5): 66-71.
- [3] 肖来荣, 谭威, 刘黎明, 等. 激光增材制造 GH3536 合金的低周疲劳行为[J]. 中国激光, 2021, 48(22): 2202009.
Xiao L R, Tan W, Liu L M, et al. Low cycle fatigue behavior of GH3536 alloy formed via laser additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(22): 2202009.
- [4] 张杰, 张群莉, 姚建华, 等. 激光熔覆 IN718 合金工艺优化及界面组织性能分析[J]. 中国激光, 2022, 49(16): 1602021.
Zhang J, Zhang Q L, Yao J H, et al. Process optimization and interfacial microstructure and properties analysis of laser clad IN718 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(16): 1602021.
- [5] 张兴寿, 王勤英, 郑淮北, 等. 激光增材制造合金材料残余应力及应力腐蚀研究现状[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(13): 1300002.
Zhang X S, Wang Q Y, Zheng H B, et al. Residual stress and stress corrosion of alloy materials in laser additive manufacturing[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(13): 1300002.
- [6] 李庆, 吴亚兰. 增材修复对激光沉积制造 GH738 合金热处理及力学影响[J]. 应用激光, 2020, 40(6): 1023-1028.
Li Q, Wu Y L. Effect of additive repair on heat treatment and mechanics of GH738 alloy made by laser deposition[J]. Applied Laser, 2020, 40(6): 1023-1028.
- [7] 卞宏友, 翟泉星, 曲伸, 等. 激光沉积修复 GH738 合金时效热处理组织及性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(1): 317-322.
Bian H Y, Zhai Q X, Qu S, et al. Effect of aging heat treatment on microstructure and properties of laser deposition repaired GH738 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(1): 317-322.
- [8] 盛家锦, 王梁, 刘蓉, 等. 热处理对激光熔覆 IN939 合金涂层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(6): 202-209, 252.
Sheng J J, Wang L, Liu R, et al. Effects of heat treatment on microstructure and performance of laser clad IN939 alloy[J]. Surface Technology, 2020, 49(6): 202-209, 252.
- [9] Kim K S, Yang S S, Kim M S, et al. Effect of post heat-treatment on the microstructure and high-temperature oxidation behavior of precipitation hardened IN738LC superalloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 76: 95-103.
- [10] Zhang Y C, Yang L, Lu W Z, et al. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 771: 138580.
- [11] Zhang Y C, Yang L, Chen T Y, et al. Investigation on the optimized heat treatment procedure for laser fabricated IN718 alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2017, 97: 172-179.
- [12] 刘艳艳, 肖猛, 高雪松, 等. FGH95/GH4169 异质材料激光增材修复再制造界面的组织与性能研究[J]. 热加工工艺, 2021, 50(23): 22-25.
Liu Y Y, Xiao M, Gao X S, et al. Study on microstructure and property of FGH95/GH4169 dissimilar materials laser additive repaired interface[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(23): 22-25.
- [13] 卞宏友, 朱明昊, 李英, 等. 激光沉积修复 GH536/GH738 合金的组织及力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(3): 542-549.
Bian H Y, Zhu M H, Li Y, et al. Microstructure and mechanical properties of laser deposition repair of GH536/GH738 superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(3): 542-549.
- [14] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册(第二卷): 变形高温合金、铸造高温合金[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001: 323-475.
China Aeronautical Materials Handbook Editorial Committee. China aeronautical materials handbook (Volume 2): deformed superalloy, cast superalloy[M]. Beijing: China Standards Press, 2001: 323-475.
- [15] 张杰, 张群莉, 李栋, 等. δ 时效处理对激光增材修复 Inconel 718 合金组织与性能的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(1): 0102001.
Zhang J, Zhang Q L, Li D, et al. Effect of δ aging treatment on microstructure and tensile properties of repaired Inconel 718 alloy using laser additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 0102001.
- [16] 张尧成, 王振, 张滢颖, 等. 激光熔覆 IN718 合金涂层的组织特征、力学性能和热裂纹行为综述[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2022, 41(3): 42-50, 66.
Zhang Y C, Wang Z, Zhang Y Y, et al. Microstructure, mechanical properties and thermal crack behavior of laser clad IN718 alloy coating[J]. Journal of Xihua University (Natural Science Edition), 2022, 41(3): 42-50, 66.
- [17] 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.
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.
- [18] 张杰, 李科, 吴志生, 等. 激光熔覆 GH4169 涂层组织特征及高温耐磨性研究[J]. 应用激光, 2022, 42(6): 36-42.
Zhang J, Li K, Wu Z S, et al. Microstructure and high temperature wear properties of GH4169 coating fabricated via laser cladding[J]. Applied Laser, 2022, 42(6): 36-42.
- [19] 卞宏友, 翟泉星, 曲伸, 等. GH738 合金激光沉积修复试验研究[J]. 红外与激光工程, 2018, 47(7): 0706002.
Bian H Y, Zhai Q X, Qu S, et al. Experimental study on laser deposition repair GH738 alloy[J]. Infrared and Laser Engineering, 2018, 47(7): 0706002.
- [20] 姚志浩, 董建新, 张麦仓, 等. GH864 合金显微组织与力学性能的关联性[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1565-1570.
Yao Z H, Dong J X, Zhang M C, et al. Relationships between microstructures and properties for GH864 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(9): 1565-1570.
- [21] 卞宏友, 翟泉星, 李英, 等. 激光沉积修复 GH738 高温合金的组织与拉伸性能[J]. 中国激光, 2017, 44(10): 1002003.
Bian H Y, Zhai Q X, Li Y, et al. Microstructure and tensile properties of laser deposition repair GH738 superalloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(10): 1002003.
- [22] 卞宏友, 赵翔鹏, 曲伸, 等. 热处理对激光沉积修复 GH4169 合金高温性能的影响[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103008.
Bian H Y, Zhao X P, Qu S, et al. Effect of heat treatment on high temperature tensile properties of laser deposition repair GH4169 superalloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103008.
- [23] Guo Q Y, Ma Z Q, Qiao Z X, et al. A new type- γ'/γ'' coprecipitation behavior and its evolution mechanism in wrought Ni-based ATI 718Plus superalloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 119(24): 98-110.
- [24] 周庆军, 赵彦广, 谢勇, 等. 激光熔化沉积成形/修复 GH4169 合金组织性能调控研究进展[J]. 稀有金属, 2022, 46(5): 636-651.
Zhou Q J, Zhao Y G, Xie Y, et al. Microstructure and mechanical properties for laser melting deposition formed/repared GH4169 alloy by regulated methods: a review[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2022, 46(5): 636-651.

Microstructure and Friction and Wear Properties of Laser Deposition Repair GH4169/GH738 Alloy with Aging Heat Treatment

Bian Hongyou^{1,2}, Liu Ziming^{1,2}, Liu Weijun^{1,2*}, Huo Qingsheng^{1,2}, Xu Xiaowen^{1,2}, Xing Fei^{1,2}

¹*School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China;*

²*Liaoning Provincial Key Laboratory of Laser Surface Engineering Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China*

Abstract

Objective GH738 alloy showcases commendable high-temperature performance, rendering it a prevalent choice for the production of crucial aeroengine components, including sealing rings, turbine discs, and fasteners. Nevertheless, GH738 sealing rings are susceptible to accelerated wear in strenuous service environments, leading to surface deterioration and eventual failure of the sealing mechanism. To improve the wear resistance of the surface of the GH738 sealing ring and prolong its service life, the GH4169 alloy, which has a slightly higher hardness than the GH738 alloy, is selected for repair. However, because of the rapid melting and coagulation during the laser deposition repair process, the sedimentary microstructure is typically metastable. Heat treatment is necessary to optimize the microstructure and improve the performance. Therefore, the study of the microstructural properties resulting from heat treatment is a research priority for the laser deposition repair of superalloys. Consequently, the GH738 alloy undergoes laser deposition repair using GH4169 alloy powder, followed by analyses of the resulting microstructural properties, microhardness distribution, and friction and wear behavior of both the deposited and subsequently heat-treated specimens. This study aims to establish a theoretical foundation for the repair of GH738.

Methods The laser deposition repair test performed in this study employs a synchronous powder-feeding laser additive manufacturing system. The process parameters used are the laser power of 1200 W, scanning speed of 7 mm/s, powder feeding rate of 6 g/min, spot diameter of 3 mm, and lap rate of 40%. Subsequently, aging heat treatment tests are performed on the repaired specimens in a vacuum tube high-temperature sintering furnace under vacuum conditions. The microstructure of the specimen is observed using an optical microscope and scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS), which is followed by a regional chemical composition analysis. The microhardness of the deposited specimens is tested by a digital microscopic Vickers hardness tester with the test load force of 3 N. A rotary microcomputer-controlled universal friction and wear testing machine is used to test the friction and wear performance at room temperature with constant load of 15 N, speed of 200 r/min, and wear time of 15 min. An electronic balance is used to measure the mass before and after specimen wear to calculate the amount of frictional wear. Friction and wear morphologies are examined using a digital microscope.

Results and Discussions The lowest microstructures within the sedimentary repair zone exhibit columnar dendrites, while the middle and upper microstructures of the repair zone comprise both columnar and equiaxed dendrites (Fig. 2). A Nb-rich Laves phase is distributed between the dendrites in the repair zone (Fig. 3). Compared with the substrate, the heat-affected zone exhibits a lower number of γ' phases and shows a coarsening trend, and the MC carbides decompose to form $M_{23}C_6$ carbides (Fig. 4). Upon the completion of aging heat treatment, fresh grain boundaries are established in the repair zone microstructure, accompanied by the fragmentation of certain Laves phases and the uniform precipitation of the γ' and γ'' enhanced phases (Figs. 5 and 6). The average hardness of the repair zone of the sedimentary specimen is approximately 291 HV, which is lower than the average hardness of the substrate (361 HV). The average hardness of the repair zone of the heat-treated specimen is approximately 461 HV, which is higher than the average hardness of the substrate (388 HV) (Fig. 8). After the heat treatment, the average friction coefficient of the specimen repair zone is approximately 0.40, the average friction coefficient of the substrate is approximately 0.51, and the wear resistance of the repair zone is better than that of the substrate. The wear mechanism of the repair zone is abrasive wear and that of the substrate is abrasive and adhesive wear (Figs. 9 and 10).

Conclusions In this study, the repair of GH738 alloy is performed using GH4169 alloy powder via laser deposition. The outcomes indicate that lower microstructures of the sedimentary repair zone exhibit columnar dendrites, while middle and upper microstructures of the repair zone comprise both columnar and equiaxed dendrites. After the aging heat treatment, the columnar dendrite structure in the repair zone demonstrates a tendency to transform into equiaxed dendrites, and the grains are refined. The hardness of the sedimentary specimen substrate decreases from the heat-affected zone to the repair zone, with the hardness of the repair zone being higher than those of the substrate and heat-affected zone after the aging heat treatment. The average hardness of the sedimentary repair zone is approximately 291 HV, that of the heat-treated repair zone is approximately 461 HV, and the hardness of the heat-treated repair zone is higher than that of the substrate. The wear resistance of the heat-treated repair zone surpasses that of the substrate, with the abrasive wear mechanism being prominent in the repair zone, while the substrate exhibits a combination of adhesive and abrasive wear mechanisms.

Key words laser technique; GH4169 alloy; GH738 alloy; laser deposition repair; microstructure; aging heat treatment