

镍基高温合金电弧焊修复熔池形貌及温度场演变模拟

鲍鹤鸣¹ 武文杰¹ 魏绍明¹ 郭长明¹ 张旭¹ 王荣² 张庆宇² 黄春杰³

(1. 中国联合重型燃气轮机技术有限公司, 北京 100061; 2. 苏州大学金属材料与先进制造学院, 苏州 215137; 3. 西北工业大学陕西省摩擦焊接工程技术重点实验室, 西安 710072)

摘要 针对GH3536与GH4163镍基高温合金电弧焊修复过程中熔池内部温度场难以实现动态监测的问题, 采用ANSYS Fluent仿真软件构建仿真模型, 借助自定义函数重现实际修复运动过程中的试验场景, 获取熔池内流场、温度场动态演变的模拟数据, 并开展力学性能试验与分析。结果表明, 两种合金的修复区域均呈现典型的“前高后低”特征: 在焊接初始阶段, 熔池表面温度波动较为显著, 而随着熔深的增加, 以热传导为主导的底部区域温度-时间曲线相对平滑。受黏度、热导率等热物性参数差异的影响, 在相同修复工艺条件下, GH4163合金熔池尺寸更大, 升温速率更快, 但峰值温度低于GH3536合金熔池。随着焊接速度提高, 熔池升温阶段缩短, 峰值温度有所下降。焊接速度不宜过高, 以保证熔覆层厚度和形貌的均匀性, 进而确保修复件的服役性能。

关键词 镍基高温合金; 电弧焊; 修复; 热端部件

中图分类号 TG47; TG146.1⁺5

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250270

Numerical Simulation of Molten Pool Morphology and Temperature Field Evolution of Nickel-based Superalloys During Arc Welding Repair

BAO Heming¹, WU Wenjie¹, WEI Shaoming¹, GUO Changming¹, ZHANG Xu¹, WANG Rong²,
ZHANG Qingyu², HUANG Chunjie³

(1. China United Gas Turbine Technology Co., Ltd., Beijing 100061; 2. School of Metallic Materials and Advanced Manufacturing, Soochow University, Suzhou 215137; 3. Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

Abstract: To address the difficulty in dynamically monitoring the internal temperature field within the molten pool of GH3536 and GH4163 nickel-based superalloys during arc welding repairs, a simulation model was constructed using ANSYS Fluent software. The experimental scenarios from actual repair motion were reproduced by customized functions to yield simulation data on dynamic evolution of flow and temperature fields within the molten pool, and mechanical performance tests were carried out and analyzed. The results reveal that both alloys are featured by "high-front, low-rear" feature in the repair zones. In the initial welding stage, significant fluctuations occur in the molten pool surface, while the temperature-time curve in the bottom region dominated by heat conduction becomes smooth as penetration depth rises. The size of molten pool in GH4163 alloy is larger with higher heating rate under identical repair conditions due to the differences in thermophysical properties such as viscosity and thermal conductivity, while the peak temperature is lower than that of GH3536 alloy. With welding speed increasing, the heating stage of the molten pool is shortened and the peak temperature is decreased, indicating moderate welding speed to ensure the uniformity of thickness and morphology of cladding layer, thereby guaranteeing the service performance of repaired component.

Key Words: Nickel-based Superalloys, Arc Welding, Repair, Hot-end Component

重型燃气轮机作为高效的热-功转换发电设备, 凭借其高可靠性、高能量密度及环境友好等特性, 在化工、舰船动力以及油气管道输送等领域得到广泛应

用^[1-2]。现代重型燃气轮机通过联合循环技术的应用, 发电效率已突破60%^[3-4], 这得益于不断提升的热端温度和多级轴流压缩机的优化设计。镍基高温合金是重

收稿日期: 2025-07-03; 修订日期: 2025-09-13

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52475389)

第一作者: 鲍鹤鸣, 男, 1993年出生, 高级工程师, E-mail: baoheming@spic.com.cn

通信作者: 张庆宇, 男, 1988年出生, 副教授, E-mail: qingyu.zhang@suda.edu.cn

黄春杰, 男, 1988年出生, 教授, E-mail: huangc@nwpu.edu.cn

引用格式: 鲍鹤鸣, 武文杰, 魏绍明, 等. 镍基高温合金电弧焊修复熔池形貌及温度场演变模拟[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(10): 1519-1530.

BAO H M, WU W J, WEI S M, et al. Numerical simulation of molten pool morphology and temperature field evolution of nickel-based superalloys during arc welding repair [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1519-1530.

型燃气轮机热端部件的必要材料,目前热端透平进口温度最高可达 2 000 K^[5]。

重型燃气轮机具备三大关键热端部件,分别为透平叶片、透平轮盘以及燃烧室。其中,透平叶片长期处于高温高压、高转速离心力、复杂交变应力以及腐蚀与冲刷等极端工况环境下,这对合金材料的耐腐蚀性能和耐久性提出了极高标准;涡轮轮盘存在显著的径向热应力梯度,其材料需具备优良的蠕变抗力和抗拉强度;燃烧室作为部件中温度最高的区域,不仅要求材料具备卓越的抗热疲劳性能和抗拉强度,还需在加工过程中呈现良好的焊接性与成形性,以防止在焊后热处理阶段出现热裂纹^[6]。其中,GH3536 和 GH4163 镍基高温合金是重型燃气轮机热端部件的常用材料。

受服役环境的极端性影响,热端部件不可避免地面临热腐蚀^[7]、高温氧化^[8]和疲劳开裂^[9]等失效问题,因而开展其修复技术的研究具有积极意义。目前,针对镍基高温合金热端部件修复的试验研究较为有限。ZHAO D S 等^[10]对 Inconel 625 镍基合金试块进行了 MIG 电弧增材制造试验,研究了工艺参数对重叠焊道形成的影响,发现相邻焊道底部焊趾附近的未熔合是主要缺陷。WANG Y J 等^[11]通过脉冲激光辅助电弧焊装备对 IN738 镍基合金进行焊接,得到的细晶组织能有效控制修复裂纹的产生。SRIDHARAN N 等^[12]通过优化激光功率与扫描速度,成功用激光吹粉沉积技术修复了 IN-100 高温部件,使修复区硬度达到基材的 95% 以上。KAKUEE O 等^[13]则通过激光预处理基体表面,实现了 IN738 合金的冷喷涂修复,涂层附着力显著提升并有效抑制了裂纹萌生。实际修复试验中成本高昂,涉及高温、高压等危险工作环境,试错风险高且无法对熔池内部的温度场实现动态预测。通过模拟软件可将传统试验中的高风险试错过程转化为模拟环境下的精准预测和验证过程,同时能够监测熔池内部温度场的演变,降低材料损耗与试验成本。

本研究基于有限体积法构建了宏观温度场模型,

借助 ANSYS Fluent 软件模拟仿真了使用电弧焊接工艺修复 GH3536 和 GH4163 合金热端部件的过程,系统分析了两种材料在修复过程中熔池的形貌和宏观温度场的演变规律,以期重型燃气轮机热端部件的修复工艺制定提供参考。

1 电弧焊熔滴-熔池弱耦合模型介绍

ANSYS Fluent 采用流体体积法 (Volume of fluid, VOF) 开展多相流模拟,被广泛应用于各类焊接过程的仿真模拟和复杂流体现象的分析。采用 C 语言编写自定义函数 (User-defined function, UDF), 能够实现对边界条件、热源模型、源项等关键参数的个性化设定,适用于激光焊、电弧焊、等离子弧焊等多种焊接工艺的模拟分析。

1.1 材料属性与几何模型的构建

焊丝材料选用 GH3536 和 GH4163 镍基高温合金,其化学成分见表 1。模拟中待修复镍基高温合金基板尺寸为 16 mm×12 mm×5 mm,焊丝直径为 $\phi 1.2$ mm。通过在 JmatPro 软件中输入材料的化学成分,借助热力学计算模块得到材料的密度、比热容、热导率等热物性参数。材料的液、固相线温度则通过在 Pandat 中输入材料的化学成分,经热力学计算后得到材料对应的伪二元相图,通过该相图的特征曲线读取。选取 600、1 000、1 200 和 1 600 K 作为特征温度点,其对应的参数值见表 2,其他关键热物性参数见表 3。采用双椭球热源模型^[14],为保证焊接过程修复层形貌的完整性,通过前期的模拟试验论证,热源模型参数设定为前轴长 5 mm、后轴长 8.2 mm、短轴长 5 mm、热源深度为 2.6 mm,电流恒为 116 A,电压恒为 12 V。

通过 ICEM 进行了几何模型的构建,为了提高计算效率,计算模型采用 1/2 模型进行计算,并将构建好的模型导入 Fluent 中。图 1 为电弧焊焊接修复几何模型的网格划分图。可以看出,Fluent 中构建的模型尺寸为 16 mm×6 mm×8 mm。为保证模拟结果的准确性并

表 1 GH3536 焊丝与 GH4163 基材的化学成分

Tab.1 Chemical compositions of GH3536 welding wire and GH4163 substrate %

材料	w_B												
	Cr	Al	Co	Cu	Fe	Mn	Mo	Si	Ti	W	B	C	Ni
GH3536	20.60	—	2.11	—	18.90	0.49	8.41	0.13	—	0.42	0.004 7	0.075	余量
GH4163	20.12	0.45	19.87	0.005	0.21	0.17	5.95	0.10	2.13	—	0.001 0	0.062	余量

表 2 不同温度下 GH3536 焊丝与 GH4163 基材的密度、比热容和热导率

Tab.2 Density, specific heat capacity, and thermal conductivity of GH3536 welding wire and GH4163 substrate at different temperatures

材料	密度/(g·cm ⁻³)				比热/(J·g ⁻¹ ·K ⁻¹)				热导率/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)			
	600 K	1 000 K	1 200 K	1 600 K	600 K	1 000 K	1 200 K	1 600 K	600 K	1 000 K	1 200 K	1 600 K
GH3536	8.28	8.11	8.01	7.78	0.47	0.53	0.58	1.40	16.19	22.71	26.04	31.74
GH4163	8.26	8.10	7.99	7.77	0.48	0.54	0.58	2.88	16.41	23.33	27.06	32.49

表3 GH3536焊丝与GH4163基材的液相黏度、熔化潜热和液-固相线温度

Tab.3 Liquid phase viscosity, latent heat of fusion, and liquidus-solidus temperatures of welding wire and substrate

材料	液相黏度/ (mPa·s)	熔化潜热/ (J·g ⁻¹)	固相线温 度/K	液相线温 度/K
GH3536	8.48	230.04	1 659.17	1 692.71
GH4163	7.11	263.27	1 590.55	1 657.22

提高计算效率,网格划分处理如下,基板下3 mm处网格尺寸为0.5 mm,上2 mm处网格尺寸为0.25 mm;空气域尺寸为16 mm×6 mm×3 mm,网格尺寸为0.25 mm,其侧视图见图1b。模拟中,设置熔丝液滴在顶面不断出现,液滴温度设为1 900 K。

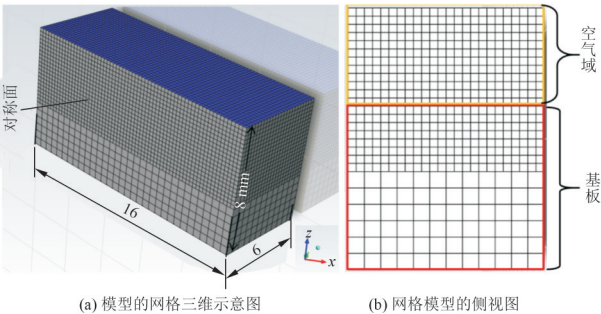


图1 电弧焊修复几何模型

Fig.1 Geometric model for arc welding repair

1.2 基本假设与控制方程

采用经典压力耦合方程的半隐式方法(SIMPLE算法),即通过“猜测-修正”的迭代机制处理压力和速度的耦合。该算法的优势体现在稳定性好且适用范围较广,能够有效处理各类流动问题中的压力-速度耦合关系。本算例中采用残差收敛准则,其中连续性方程和动量方程的收敛阈值设为 1×10^{-3} ,能量方程的收敛阈值设为 1×10^{-6} 。为保证平衡计算效率与建模可行性,同时满足电弧焊修复形貌预测的需求,作以下假设:①模型中金属液假定为不可压缩粘性牛顿流体,其流动状态简化为层流模式。②计算域由基板域与空气域组成;焊丝送进过程等效为高温金属液从预设管道端面流入,流入速度设置为送丝速度的2倍。③在计算域扩展过程中,各表面边界条件维持恒定。空气域上表面设定为速度入口,金属液入口位于焊丝端部对应位置。采用VOF法追踪两相流界面,计算流体力学基本控制方程为:

(1)连续性方程:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (1)$$

(2)动量方程:

$$\frac{\partial (\rho \mathbf{u})}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \mathbf{u}) = -\nabla \cdot \mathbf{p} + \nabla \cdot \boldsymbol{\tau} + \rho \mathbf{g} + \mathbf{F} \quad (2)$$

式中, ∇ 为哈密顿算子; $\nabla \cdot \mathbf{p}$ 为压力梯度; $\mathbf{u}$ 为速度; $\nabla \cdot \boldsymbol{\tau}$

为黏性应力散度;

(3)体积方程(液相相分数):

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} + \mathbf{u}_0 \cdot \nabla \alpha = 0 \quad (3)$$

(4)对流传热方程:

$$\frac{\partial (\rho c_p T)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho c_p \mathbf{u}_0 T) = \nabla \cdot (k \nabla T) + S_{\text{latent heat}} \quad (4)$$

式中, $\nabla \alpha$ 为体积分数的梯度; ρ 为密度; t 为时间; $\mathbf{u}_0$ 为动力黏度; $\mathbf{F}$ 为外力项; α 为相分数; k 为导热系数; c_p 为比热容; T 为温度; $S_{\text{latent heat}}$ 为熔化潜热。

2 电弧焊修复熔池热动力学行为分析

2.1 不同时刻熔池温度场分布

当以8 mm/s的焊枪速度开展电弧焊修复作业时,GH3536与GH4163镍基高温合金在不同时刻的温度场分布情况分别见图2和图3。可以看出,在焊接修复初期($t=0.5$ s),熔覆层宽度相对较窄,这是因为基板未经预热处理,初始温度较低,当高温熔滴与基板接触后,熔池迅速冷却,未能充分铺展。随焊接过程的持续推进,大量高温熔滴持续沉积,致使焊接区域热量逐步累积,分子热运动增强,同时热耗散速率降低,进而使熔池尺寸扩大,为金属液的铺展提供了充足的时间。在 $t=1.25$ s时,因焊枪向前移动,焊接修复的初始区域脱离了高温熔滴的持续作用,温度开始下降。远离焊枪的区域热耗散较快,熔池温度迅速降至液相线温度以下,率先开始凝固。当 $t=1.55$ s时,焊接电弧熄灭,此时无新的熔滴补充,热输入为0。图4为镍基合金焊接修复试验熔覆层的形貌。可以看出,在焊接初始区域,金属液始终处于高温熔融状态,随着焊枪的移动,后续熔滴不断补充,金属液在热源能量的支撑下维持较高的堆积高度,形成熔覆层头部的初始高度。而尾部区域缺乏热源能量与熔滴补充的支撑,熔覆层高度逐渐降低,最终导致焊接修复熔覆层呈现头高尾低的特征。相关镍基合金焊接修复熔覆层的实际试验形貌结果^[15-17]与本模拟试验结果较为吻合。

对比图2和图3可知,当 $t=0.5$ s时,随着电弧焊修复过程的进行,GH4163合金的熔宽相对更大。这可能是因为GH4163合金相较于GH3536合金,液相黏度更低,表面张力更小,从而更有利于熔池的铺展。然而,由于两种镍基高温合金处于相同的焊接速度(8 mm/s)和热输入条件下,且两种材料的热物性参数差异较小,因此在相同时刻,熔池形貌及温度场分布的差异并不显著。

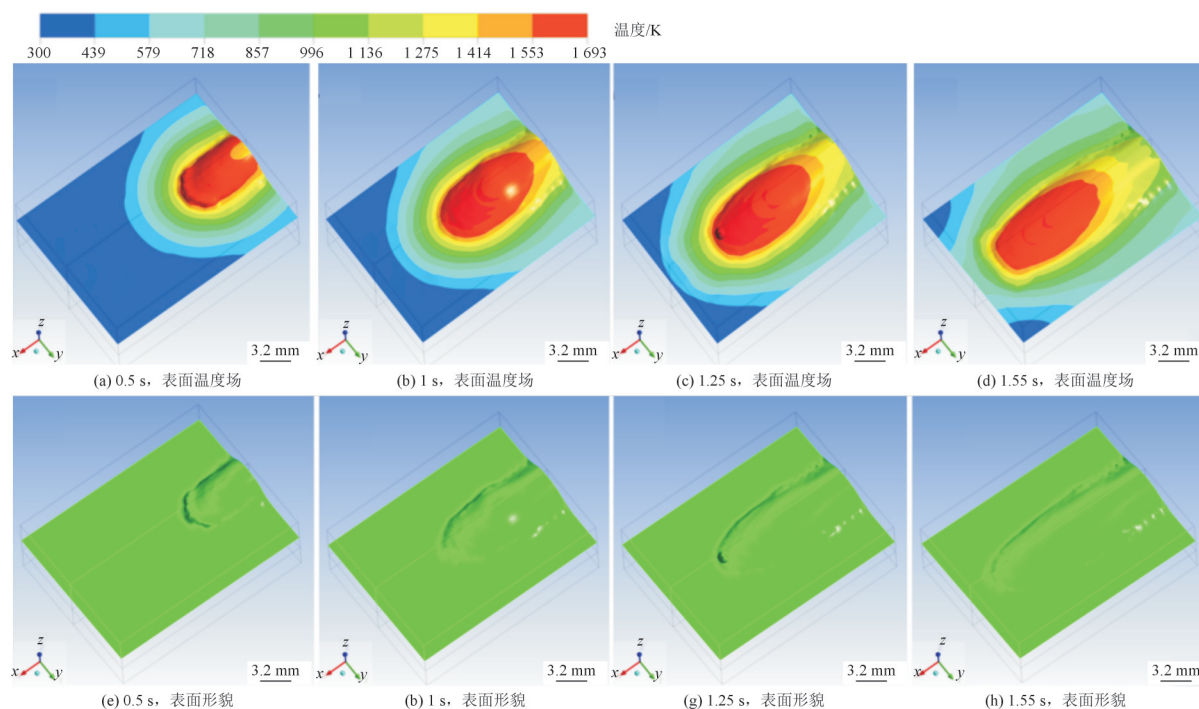


图 2 焊接速度为 8 mm/s 时 GH3536 合金熔池表面温度场与形貌

Fig.2 Temperature field and surface morphologies of molten pool in GH3536 alloy at welding speed of 8 mm/s

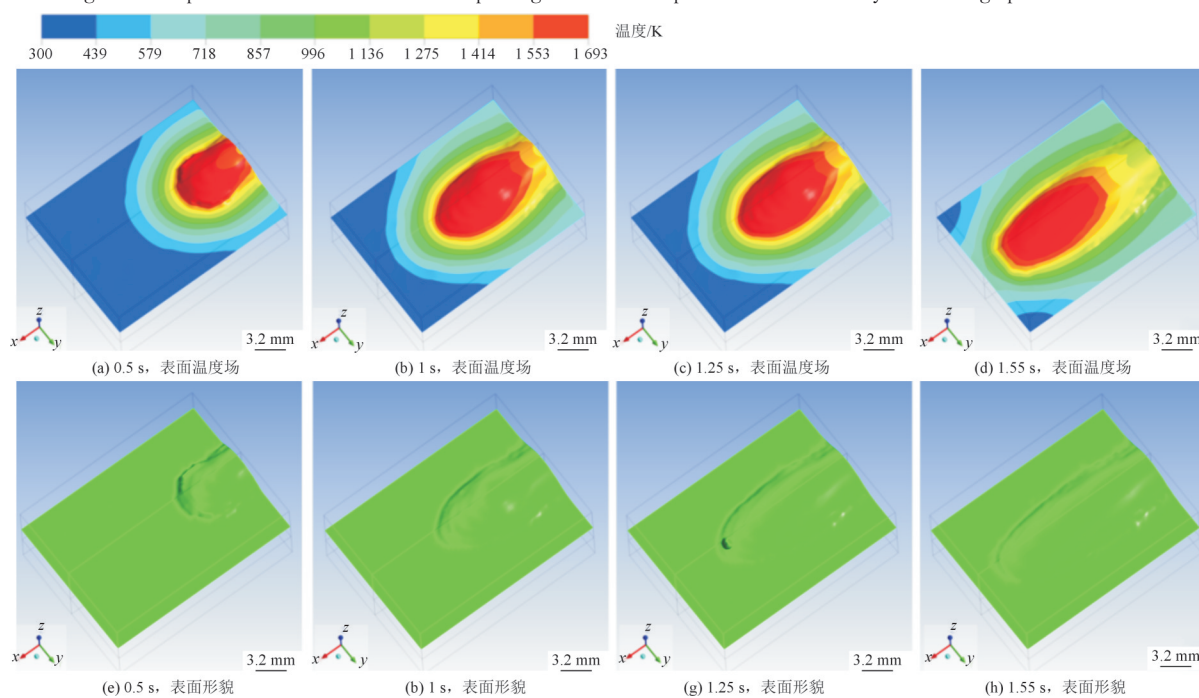


图 3 焊接速度为 8 mm/s 时 GH4163 合金熔池表面形貌与温度场分布

Fig.3 Temperature field and surface morphologies of molten pool in GH4163 alloy at welding speed of 8 mm/s

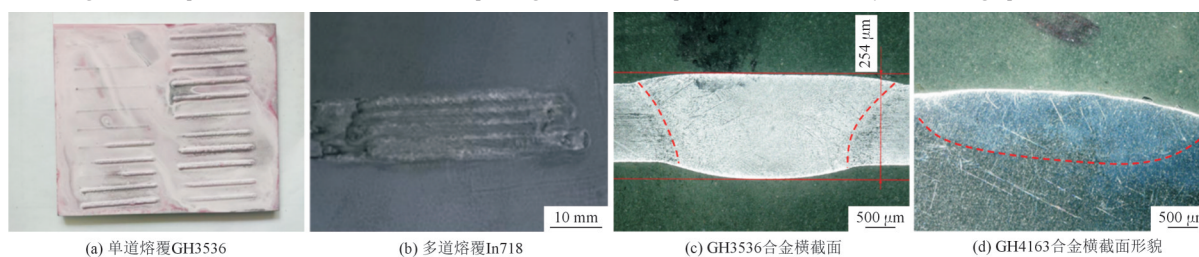


图 4 镍基合金焊接修复试验熔覆层形貌^[15-16]

Fig.4 Morphologies of cladding layers in nickel-based alloy during welding repair experiment^[15-16]

2.2 不同焊接速度对熔池的影响

电弧焊修复进行到 $t=1\text{ s}$ 时, GH3536 与 GH4163 合金在不同焊接速度下熔池表面与熔池中心 x - y 面的模拟结果分别见图 5 和图 6。可以看出, 当焊接速度为 4 mm/s , 在 $t=1\text{ s}$ 时, 熔覆层长度较小, 宽度较大, 呈椭圆形。这是由于焊接速度较低时, 单位时间内焊枪沿着基板移动距离更短, 而单位长度上电弧作

用时间更长, 高温熔滴更多, 从而导致热积累量大。较多的热积累使焊丝上的金属熔化量增加, 金属液铺展充分, 从而使得熔池宽度增大。当焊接速度为 8 mm/s 时, 相同时刻熔覆层长度变宽, 宽度变窄, 而当焊接速度进一步提高到 12 mm/s 时, 这一变化更加显著。焊接速度的增加降低了熔池内部热积累, 熔体流动速度相应降低。在焊接电流和电压恒定的条件下, 焊接速度的提高导致单位长度高温熔滴沉积量减少, 热输入

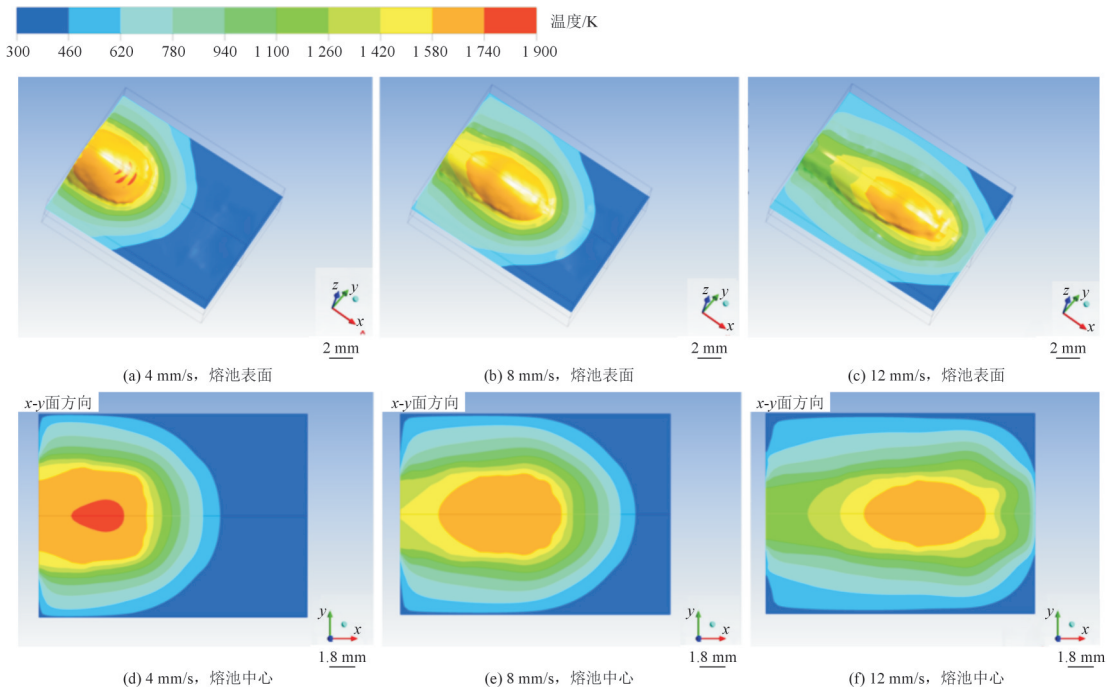


图 5 不同焊接速度下 GH3536 合金电弧焊修复时间为 1 s 时的熔池温度场

Fig.5 Temperature fields of molten pool in GH3536 alloy under different welding speeds at repair moment of 1 s

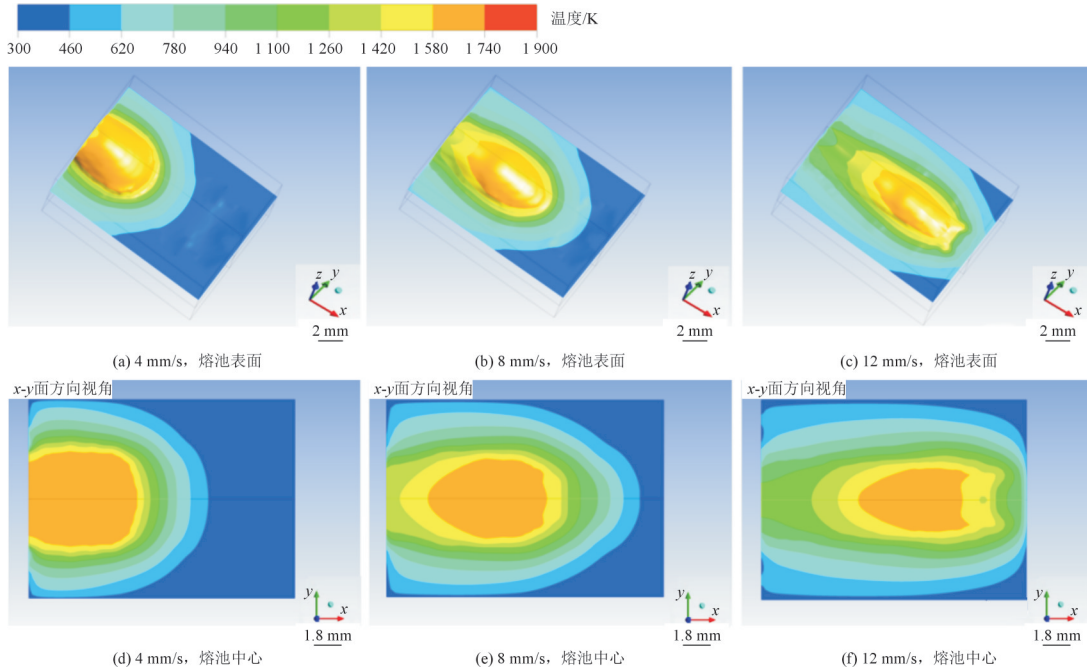


图 6 不同焊接速度下 GH4163 合金电弧焊修复时间为 1 s 时熔池温度场

Fig.6 Temperature fields of molten pool in GH4163 alloy under different welding speeds at repair moment of 1 s

总量降低,且单位时间内熔滴滴落的数量更少,最终使熔覆层形貌呈现长条形特征。该结果与TERENTYEV E V等^[18]研究结果一致(见图7),即热效率随焊接速度的增加而提高。然而,过高的焊接速度可能导致熔池不稳

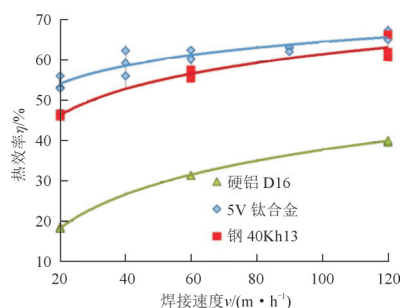


图7 不同材料焊接速度与热效率的关系^[18]

Fig.7 Relationship between welding speed and thermal efficiency for different materials^[18]

定,产生飞溅,甚至出现未熔合等缺陷^[19-20]。

对比图5和图6可以发现,当焊接速度为4 mm/s时,GH3536合金电弧焊接修复1 s时,熔池中心 x - y 面方向的温度更高。这是由于GH3536合金热导率较低,焊接过程中热量向母材扩散的效率较低,导致热量在熔池区域堆积,进而使温度升高更显著。此外,GH3536合金的比热容更小,在吸收相同热量时温度上升幅度更大,其熔化潜热为230.04 J/g,低于GH4163合金的熔化潜热(263.17 J/g),因此基板熔化所需热量更少,导致GH3536合金熔池中心温度更高。

GH3536与GH4163合金在电弧焊接修复速度为4、8和12 mm/s时熔覆层的最终形貌见图8和图9。可以看出,当焊接速度较低时,由于单位长度高温熔滴沉积量较多,热积累显著,导致基板熔化面积扩大,熔池

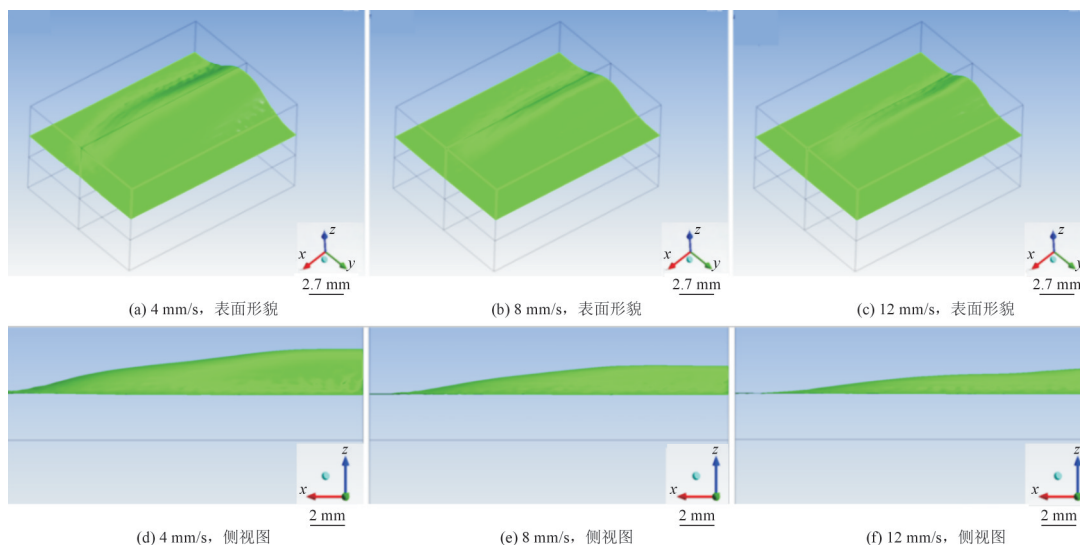


图8 不同焊接速度时GH3536合金熔池表面形貌

Fig.8 Surface morphologies of molten pool in GH3536 alloy at different welding speeds

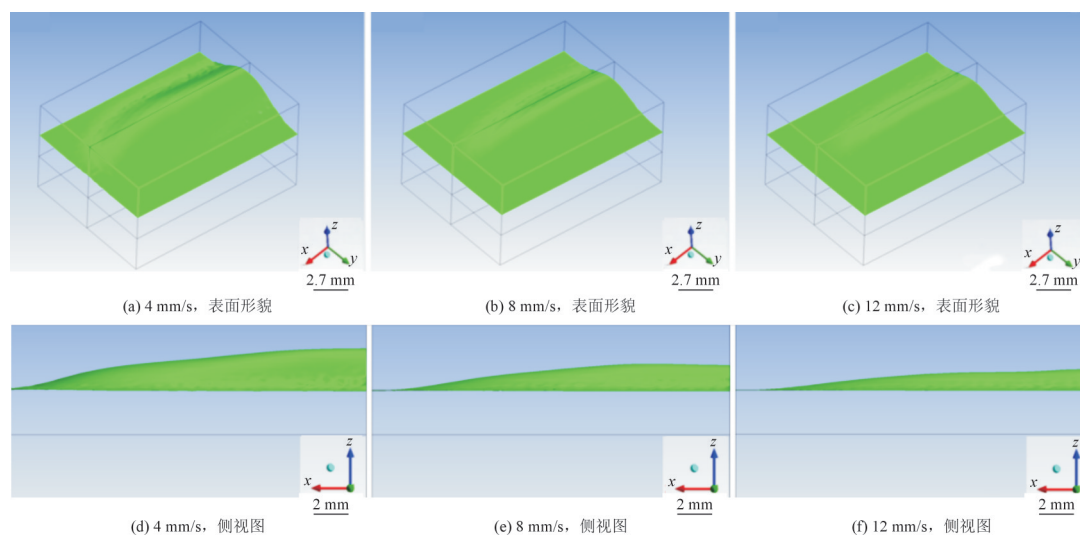


图9 不同焊接速度时GH4163合金熔池表面形貌

Fig.9 Surface morphologies of molten pool in GH4163 alloy at different welding speeds

尺寸增加,金属液得以充分铺展,表现为熔覆层形貌较宽,高度较高的特征。随焊接速度的提高,单位长度高温熔滴沉积量减少,冷却速度加快,熔池尺寸收缩,使得熔覆层宽度和高度均减小。当电弧熄灭后,末端修复区无新熔滴补充导致高度下降,最终形成前端高凸、尾端低陷的典型焊接形貌^[21]。

在本研究中,焊接电流与电压恒为定值,因而两种材料的熔覆层形貌相似。此外,两种材料的主要合金元素成分相近,熔池反应动力学和凝固行为差异较小,导致焊接接头的宏观形貌趋于一致。

GH4163合金的伪二元相图见图10。可以看出,当Al含量从0增至0.4%(质量分数,下同)时,液、固相线温度仅略有下降,这是由于在镍基合金当中Al的固溶度相对较高,因而对液、固相线温度的降低作用相对平缓。Ti在GH4163合金中的含量较高,当Ti含量从0增加至2%左右时,液相线温度下降约20 K,固相线温度下降约60 K,材料的液固两相区有所增大。镍基合金的可焊性可视为 γ' 相形成元素(铝和钛)含量的函数,其中Al是 γ' 相形成的核心元素,Ti能辅助 γ' 相的形成。 γ' 相能够起到细化晶粒、强化晶界的作用,在焊接凝固过程中使晶界抗裂能力提升,降低热裂纹敏感性。对于GH4163合金,当 $w(\text{Ti}) > 1.5\%$ 时,碳化物相Fcc-MC在凝固后期析出,填充晶间空隙,细化晶粒,提高焊缝的强度和韧性^[22],降低热裂纹敏感性。但过量Ti($> 2.4\%$)反而会导致碳化物的团聚,使得晶界强度有所下降,提高裂纹产生的风险。图11为不同镍基合金的可焊性^[23]。可以看出, $w(\text{Al}+\text{Ti}) > 4.5\%$ 的合金通常被认为不可焊,因而为了保证焊接修复的开展,需合理控制Al+Ti的含量。

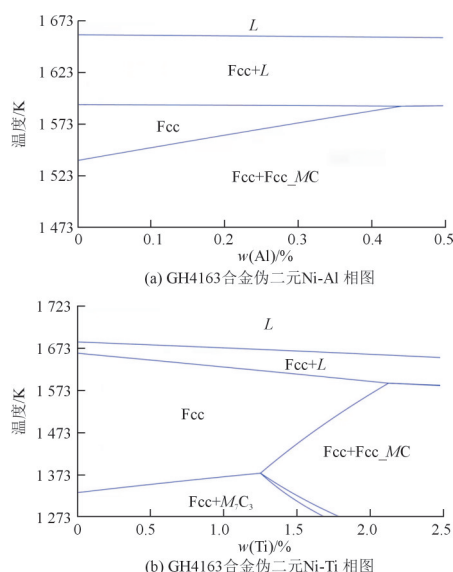


图10 GH4163合金的伪二元相图

Fig.10 Pseudo-binary phase diagram of GH4163 alloy

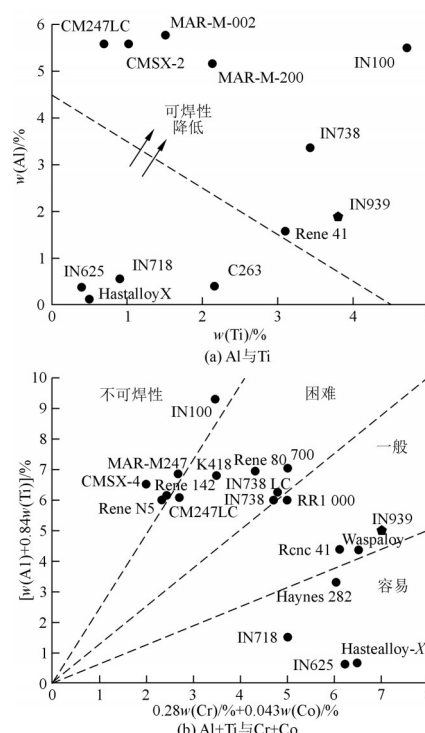


图11 不同镍基合金的可焊性^[23]

Fig.11 Weldability of different nickel-based alloys^[23]

2.3 熔池横截面温度场的演变

GH3536与GH4163合金电弧焊修复过程中,不时刻熔池在 $x=4.2\text{ mm}$ 截面处的熔覆层温度场见图12和图13。可以看出,当 $t=0.425\text{ s}$ 时,GH3536合金高温熔滴逐渐形成并长大,热量通过传导使基板温度升高,熔池尺寸随之扩大。当 $t=0.450\text{ s}$ 时,高温熔滴落入熔池,大量热输入导致基板平均温度显著上升,熔池尺寸在短时间内达到峰值,中心温度升至最高。 $t=0.725\text{ s}$ 后,焊枪持续向前移动,远离 $x=4.2\text{ mm}$ 截面,熔滴热扩散带来的热量逐渐减少,熔池热耗散增强,开始进入冷却凝固阶段。在模拟平焊过程中,熔池底部率先凝固,中心位置逐渐上移,熔池尺寸持续收缩。由于电弧焊修复的冷却凝固过程较快, $t=1.375\text{ s}$ 时熔池已完全凝固,温度低于GH3536合金固相线温度(1659.17 K)。

GH4163合金电弧焊修复截面的温度场演变过程与GH3536合金相似,均在 $t=0.45\text{ s}$ 时刻熔滴落入熔池, $t=1.375\text{ s}$ 时刻截面熔池完全凝固。由于GH4163合金的固液相线温度低于GH3536合金,在相同热输入条件下,其达到熔化所需时间更短,熔池升温速率更快,因而熔池宽度尺寸相对更大。图14为熔池尺寸柱状图。可以看出,GH3536合金的熔宽为3.40 mm、熔深为1.42 mm,二者比值为2.39;GH4163合金的熔宽为4.51 mm、熔深为1.31 mm,比值为3.44。这验证了相同

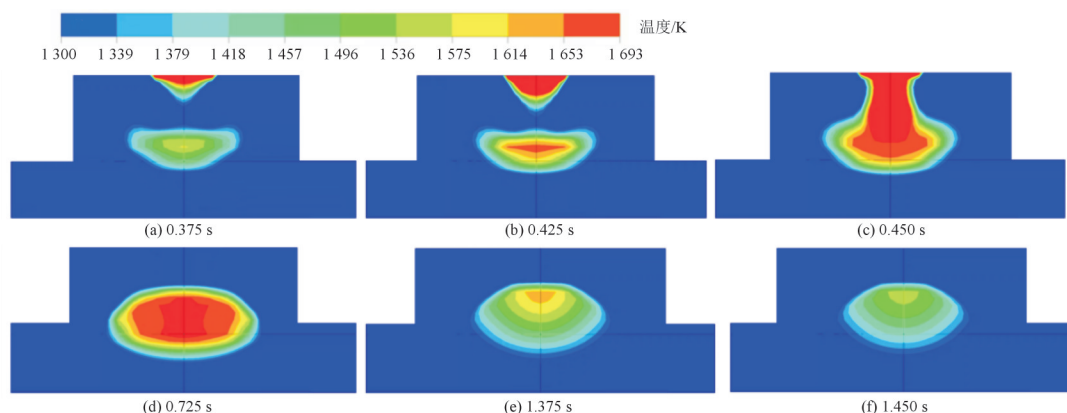

 图 12 焊接速度为 8 mm/s 时 GH3536 合金在 $x=4.2$ mm 处不同时刻的熔池截面温度场

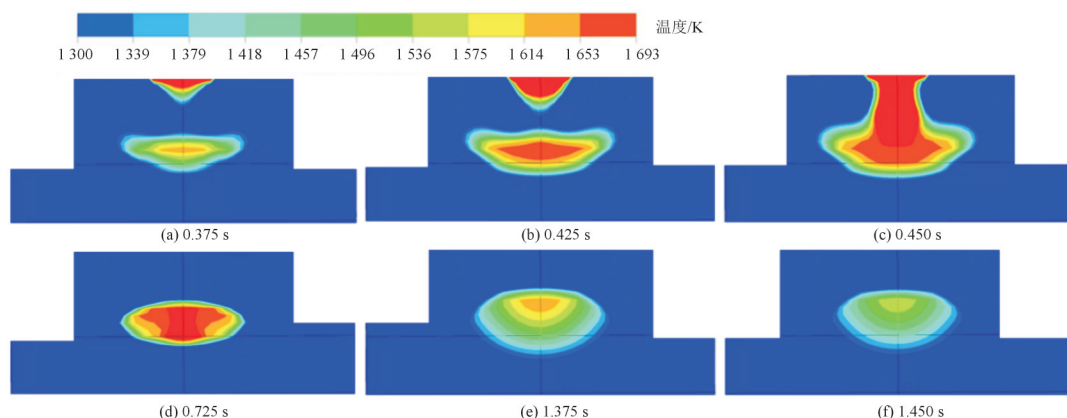
 Fig.12 Temperature fields of cross section of molten pool in GH3536 alloy at $x=4.2$ mm under welding speed of 8 mm/s at different moments

 图 13 焊接速度为 8 mm/s 时 GH4163 合金在 $x=4.2$ mm 处不同时刻的熔池截面温度场

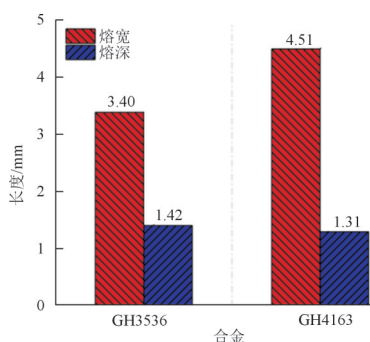
 Fig.13 Temperature fields of cross section of molten pool in GH4163 alloy at $x=4.2$ mm under welding speed of 8 mm/s at different moments


图 14 焊接速度为 8 mm/s 时 GH3536 与 GH4163 合金熔池尺寸

Fig.14 Length of molten pool in GH3536 and GH4163 alloys under welding speed of 8 mm/s

热输入条件下, GH4163 合金的熔池截面尺寸更大。

GH3536 与 GH4163 合金在不同焊接速度下于 $x=4.2$ mm 截面处熔池尺寸最大时的温度场模拟结果见图 15。可以看出, 焊接速度较低时, 截面熔池最大面积较大, 随着焊接速度提升, 截面熔池最大面积逐渐减小。由于单位长度热输入降低导致金属液流动性减弱、铺展不充分, 从而使熔池熔宽、熔深及最大截面积

均减小。ZHAO Y Q 等^[24]发现, 当合金的液固相线温度较高时, 需要更多的能量才能达到熔化状态, 因而熔化量相对较少。相同焊接速度下, GH4163 合金熔池最大截面积略大, 原因在于其液固相线温度更低, 在电弧焊恒定电流、电压的相同热输入条件下, 熔化量更多。

镍基合金焊接速度过快不利于最终熔覆层形貌和性能。焊接速度过快不仅会导致熔覆层气孔密度上升^[25-26]、热裂纹倾向增加^[27-28], 还会因熔池热输入不足而缩小, 造成焊缝熔宽变窄、余高不足, 甚至形成断续焊道。因此, 为确保电弧焊接修复过程中 GH3536 与 GH4163 合金熔覆层形貌质量、预防气孔及焊道断续等缺陷, 焊接速度不宜过高。在本研究中, 焊接速度范围设为 4~12 mm/s, 电流恒定为 116 A, 电压恒定为 12 V。在实际试验时, 基板尺寸需减小, 适当调低电流与电压, 这样既能保证焊缝形貌完整, 也能避免因热输入过高引发热变形、烧穿等成形缺陷。

熔池中心选为基板上方 0.5 mm 处。对 GH3536 与 GH4163 合金电弧焊修复过程进行动态监测, 提取

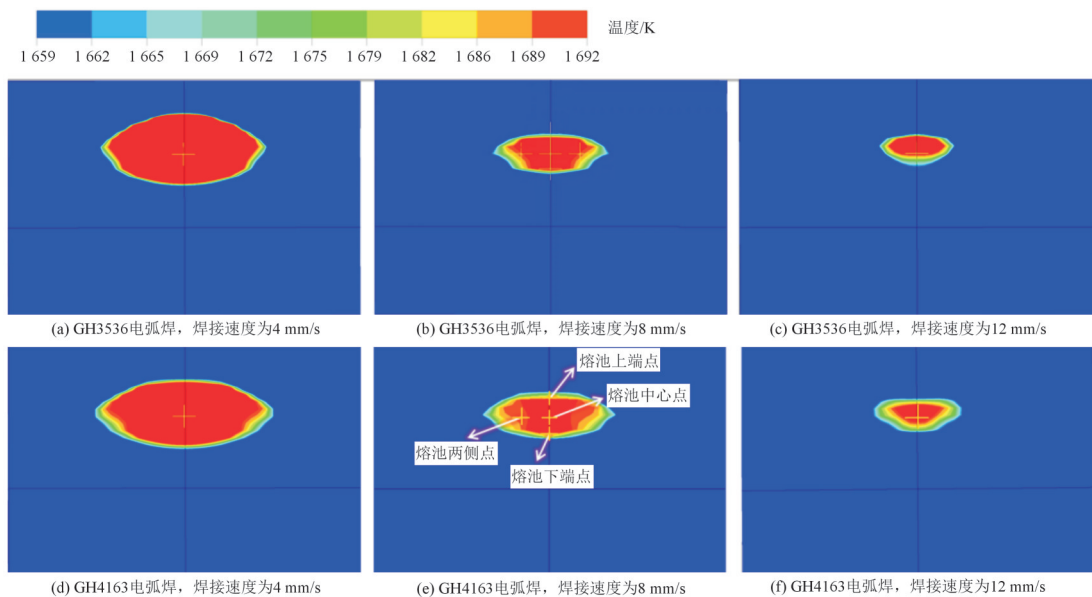


图 15 不同焊接速度下两种合金在 $x=4.2$ mm 纵向截面处熔池形貌最大时的温度场分布

Fig.15 Temperature field distribution at the maximum molten pool morphology in the longitudinal section of alloys at $x=4.2$ mm under different torch speeds

$x=4.2$ mm 截面处的熔池中心温度-时间变化曲线,见图 16。结合图 15 和图 16 可知当焊接速度为 4 mm/s 时, GH3536 合金熔池中心温度在 1.5 s 时达到峰值 1 775.2 K;焊接速度提升至 8 mm/s 后,峰值温度出现时间提前至 0.5 s,温度极值降至 1 743 K;当焊接速度

进一步提高至 12 mm/s 时,熔池中心仅需 0.3 s 即达到最高温度 1 725.3 K。相同规律在 GH4163 合金中也得到了验证。研究表明,随焊接速度增加,两种合金熔池达到峰值温度的时间显著缩短,且温度极值呈递减趋势。该现象可归因于焊接速度与热输入的关联性,即在低速焊接时单位长度的熔滴堆积增多,导致热积累量的增加,进而推高熔池峰值温度;同时,较低的热耗散速率使得熔池存在时间延长,峰值温度持续时间相应增加。

在相同焊接速度下, GH4163 与 GH3536 合金电弧焊修复过程中,熔池中心达到峰值温度的时间相近,但 GH4163 合金的最高温度略低于后者。这种差异可归因于材料热物性参数的不同:一方面, GH4163 合金较高的热导率促使更多热量向基板扩散,高热导率的基板能迅速吸收熔池的热量,降低熔池温度,使其更快凝固,加剧了熔池的热耗散,该结果与 SIAO Y H 等^[29] 研究结果一致;另一方面, GH4163 合金较低的液相黏度提升了金属液流动性,强化了内部热传导效率,使热量能更快速地向周边区域传递。在双重效应共同作用下, GH4163 合金熔池的温度峰值低于 GH3536 合金的。

当两种合金熔池中心的温度即将趋近峰值时,临近时刻存在一段温度的波动。图 17 为不同焊接速度下熔池中心流速-时间曲线。可以发现,当流速存在波动时,相对应时刻的熔池温度存在一定的起伏。流速的波动扰乱了熔池表面的温度场,并在熔池内产生向内与向外流体间的动态扰动,导致不稳定的复杂流动模式,从而影响熔池中的能量传输导致热量传递不均匀,

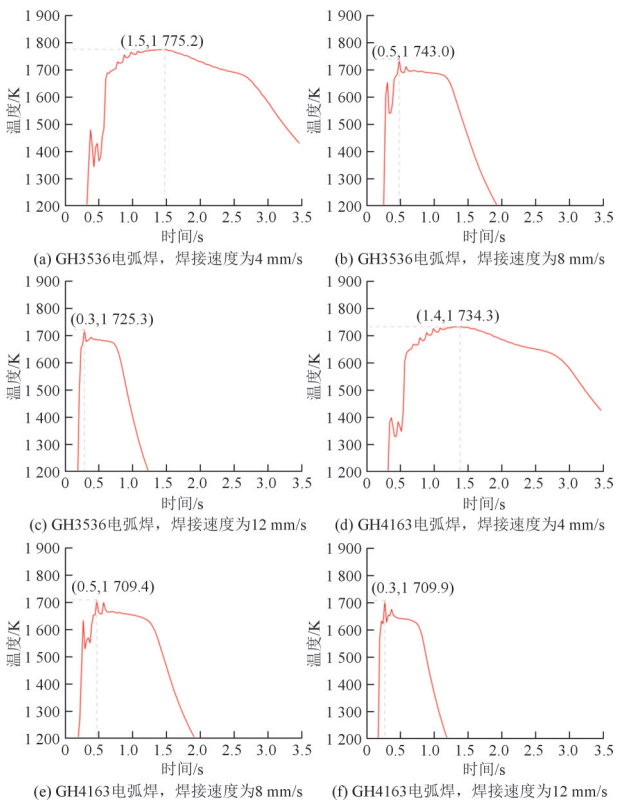


图 16 不同焊速下合金熔池中心温度随时间变化 ($x=4.2$ mm)

Fig.16 Temperature variation at the center of molten pool with time under different welding speeds ($x=4.2$ mm)

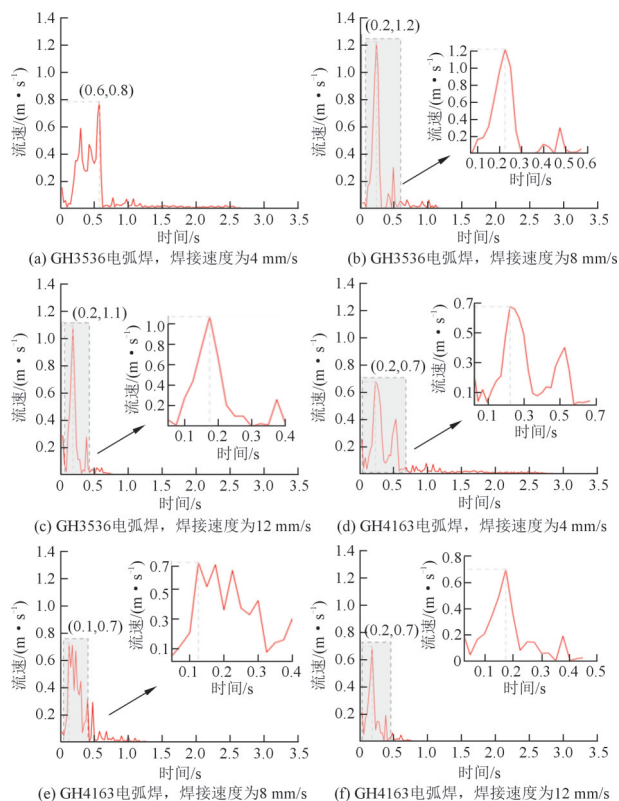

 图 17 不同焊速下熔池中心流速随时间变化($x=4.2$ mm)

 Fig.17 Flow rate variation at the center of molten pool with time under different welding speeds ($x=4.2$ mm)

引起局部温度的快速变化^[30]。从传热机制来看,表面张力驱动的马兰戈尼效应是影响熔池流动的核心因素。表面张力与温度密切相关,熔池内的温度梯度会诱发表面张力梯度,成为驱动熔池流动的关键动力。如果熔池流速波动剧烈,会影响马兰戈尼效应的稳定性,进一步加剧温度波动^[31]。温度波动与焊接缺陷的产生密切相关。在焊接过程中,表面张力会受到温度

波动的影响,进而影响焊缝成形,可能导致驼峰缺陷^[32]。熔池的波动会影响气孔的形成,如果熔池温度波动剧烈,可能导致匙孔不稳定,从而增加气孔产生的风险,因而在电弧焊接修复过程中焊接速度不宜过高,以避免温度的剧烈波动,最终影响最终修复件的性能。

在焊接修复速度为 8 mm/s 时,截面处熔池中心点的监测位置设为基板上方 0.5 mm 处,其余监测点的空间分布见图 15。通过统计不同位置 GH3536 与 GH4163 合金熔池温度-时间的数据,结果见图 18。可以看出,当 $t=0.5$ s 时,高温熔滴落入熔池(图 14),熔池上部区域出现显著温度波动,而中部及两端位置的波动幅度相对减弱。随着熔深增加,熔池下部的温度-时间曲线趋于平滑,未观察到明显温度振荡现象。该差异与熔池不同区域的热输入分布及流体流动特性密切相关。在焊接起始阶段,高温熔滴的快速过渡与电弧热源的集中加热使局部区域迅速升温至熔点以上,促使熔池快速形成。该阶段熔池呈现显著的温度梯度,尤其是在熔池上表面,这种急剧升温现象是导致初始阶段表面温度剧烈波动的本质原因^[33]。在焊接修复过程中,熔池表面由于存在温度梯度,从而使得表面张力存在差异,引起马兰戈尼效应,导致金属液流动加剧。熔池中心的金属会向温度较低的边缘流动,影响表面的温度分布。在焊接初始阶段,马兰戈尼效应显著,导致表面温度波动较大^[34]。在熔池下部,由于远离热源,且受到周围固态金属的限制,对流效应受到抑制,热量主要通过热传导的方式向外传递^[35]。而熔池表面直接与外界环境接触,热耗散和对流效应显著增强,其温度分布更为均匀。

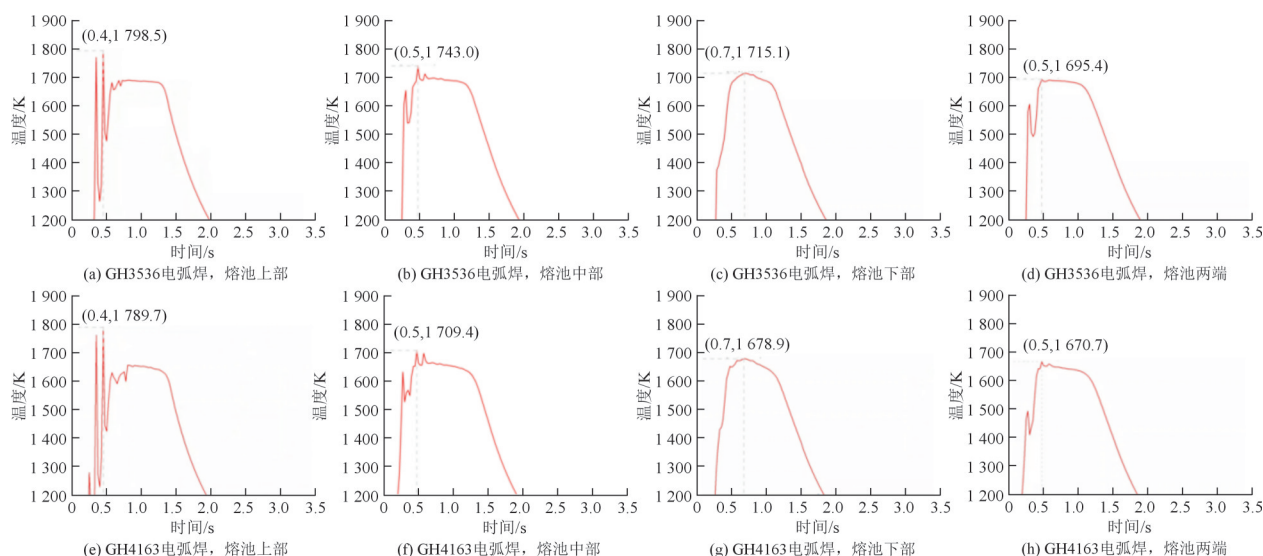

 图 18 焊速为 8 mm/s 时熔池不同位置温度随时间变化($x=4.2$ mm)

 Fig.18 Temperature variation at different positions of molten pool with time under welding speed of 8 mm/s ($x=4.2$ mm)

3 电弧焊修复力学性能试验分析

修复前后试样的宏观形貌和应力-应变曲线分别见图 19 和图 20。针对 GH3536 与 GH4163 合金热端部件如帽罩/喷嘴试样,采用快走丝线切割分别预制了 5 mm×1.5 mm 与 5 mm×2 mm 裂纹,对于每种试样各进行 3 次拉伸试验,比较了室温下母材与电弧焊修复后试样的抗拉强度。GH3536 合金母材强度为 777.0 MPa, GH4163 合金母材强度为 863.6 MPa。焊接修复后, GH3536 合金平均抗拉强度为 710.3 MPa,与母材相比,修复后平均抗拉强度下降 66.7 MPa。GH4163 合金修

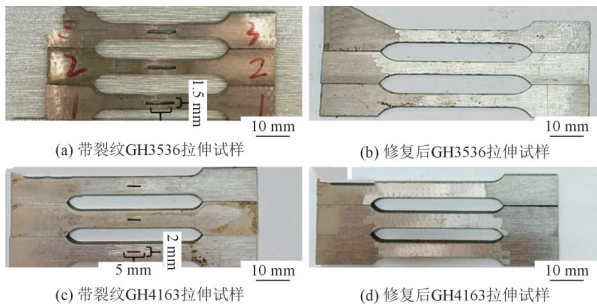


图 19 拉伸试样的宏观形貌

Fig.19 Macro morphologies of tensile specimens

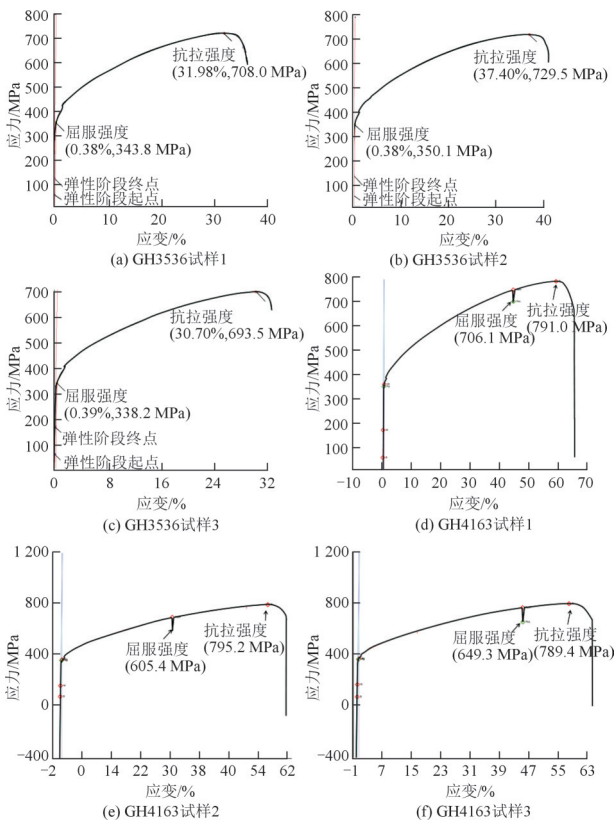


图 20 GH3536 与 GH4163 合金修复后拉伸试样的应力-应变曲线

Fig.20 Stress-strain curves of tensile specimens from repaired GH3536 and GH4163 alloys

复后平均抗拉强度为 791.9 MPa,较母材强度下降 71.7 MPa,说明电弧焊修复导致了修复区域的接头软化,虽然恢复了部分承载能力,但仍有不足。此外,电弧焊修复虽可部分恢复强度,却因组织退化及缺陷再引入导致塑性储备不足,工程应用中需通过后续热处理工艺来细化晶粒并消除焊接残余应力,提高强度,以满足高可靠性构件的设计需求。

4 结 论

(1)采用 ANSYS Fluent 建立了模拟 GH3536 和 GH4163 合金电弧焊修复熔池形貌和温度场的仿真模型。该模型能够再现焊接过程熔池内流场、温度场演变规律,为电弧焊修复工艺参数的制定提供指导。

(2)在相同的焊接速度下(8 mm/s),焊接修复早期,基板温度低导致熔覆层窄,随着焊接的进行,热量的积累使熔池逐步扩大;当电弧熄灭后,熔覆层因热耗散和凝固收缩呈现头高尾低特征。随着焊接过程的进行, GH4163 合金的熔宽较 GH3536 合金略大,但相同工艺条件下两种合金的熔池形貌及温度场分布差异不明显。

(3)随焊接速度提高,材料升温速率加快,但熔池温度的峰值有所下降。相同时刻,单位长度的热输入减少、冷却速率加快,熔覆层逐渐收缩为窄长条形, GH3536 合金热导率,比热容和熔化潜热比 GH4163 合金低,相对而言,温度不易向母材扩散,熔化所需热量更少。

(4)GH4163 合金固相线温度较低,相同热输入条件下,其熔池截面尺寸比 GH3536 合金更大,但由于其热传导效率更高,熔池截面所能达到的最高温度有所下降。在焊接早期,熔池表面温度波动较大,而随着熔深增加,底部区域主要受传热影响,其温度-时间曲线较为平滑。

(5)GH3536 与 GH4163 合金电弧焊后抗拉强度较母材分别下降了 66.7 MPa,71.7 MPa。电弧焊修复虽可部分恢复材料强度,但对材料塑性的改善存在不足,后续可结合热处理提升修复件强度。

参 考 文 献

[1] 蒋洪德,任静,李雪英,等. 重型燃气轮机现状与发展趋势[J]. 中国电机工程学报, 2014, 34(29): 5 096-5 102.
[2] 潘琦,沈弘. 重型燃气轮机现状与发展趋势[J]. 内燃机与配件, 2021(19): 180-181.
[3] AURELIO L, BATTAGLI P, BIANCHI D, et al. The MS 5002E: A New 2-Shaft, High Efficiency Heavy Duty Gas Turbine for Oil and Gas Applications [C]//Proceedings of ASME Turbo Expo 2001: Power for Land, Sea, and Air. New Orleans, USA, 2001.

- [4] 束国刚,余春华,沈国华,等.新时期我国重型燃气轮机发展研究[J].中国工程科学,2022,24(6):184-192.
- [5] 钱潇如.重型燃气轮机镍基合金高温叶片冷却结构流热固设计与分析[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2023.
- [6] 杨功显,张琼元,高振恒,等.重型燃气轮机热端部件材料发展现状与趋势[J].航空动力,2019(2):70-73.
- [7] ELIAZ N, SHEMESH G, LATANISION R M. Hot corrosion in gas turbine components[J]. Engineering Failure Analysis, 2002(9): 31-43.
- [8] DA SILVEIRA T L, LE MAY I. Damage in a Gas Turbine Hot Gas Casing. ASM Failure Analysis Case Histories: Power Generating Equipment[M]. Materials Park, OH: ASM International, 2019.
- [9] SŁAWIŃSKI D, ZIÓŁKOWSKI P, BADUR J. Thermal failure of a second rotor stage in heavy duty gas turbine [J]. Engineering Failure Analysis, 2020, 115: 104 672.
- [10] ZHAO D S, NIU T R, WANG J, et al. Study on the arc additive manufacturing process and mechanical properties of inconel 625 nickel-based alloy bulk [J]. Journal of Ship Production and Design, 2024, 40(3): 174-182.
- [11] WANG Y J, WANG H D, CHEN J M, et al. Achieving polycrystalline transformation and microstructural segregation reduction of nickel-based single crystal superalloys by ultrasonic pulse arc welding [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 2 200-2 212.
- [12] SRIDHARAN N, LEE Y, JORDAN B, et al. Repairing high γ' hot section gas turbine components using advanced manufacturing [J]. Welding Journal, 2023, 102(12): 313-327.
- [13] KAKUEE O, FATHOLLAHI V, OLIAIY P, et al. Ion beam analysis of gas turbine blades: Evaluation of refurbishment quality [J]. Bulletin of Materials Science, 2015, 38(2): 511-516.
- [14] ANOOP K, UNNI M V. Determination of heat source model for simulating full penetration laser welding of 316 LN stainless steel by computational fluid dynamics [J]. Materials Today, 2021, 45(6): 4 465-4 471.
- [15] 王嘉昕.镍基高温合金 GH3536 异质增材修复组织及性能研究[D].沈阳:沈阳工业大学,2024.
- [16] 黄志扬.铸态沉淀强化镍基高温合金件激光修复显微组织及裂纹形成机理研究[D].兰州:兰州理工大学,2024.
- [17] 王彤,袁野,申宇翔.航空发动机涡轮叶片损伤机理及修复技术研究[J].内燃机与配件,2025(13):89-91.
- [18] TEREITYEV E V, SLIVA A P, SANTALOVA Y V. Effect of welding speed on electron beam welding thermal efficiency [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020, 969(1): 012 096.
- [19] WAN L, TANG Z J, YANG H H, et al. Achieving high robust laser conduction welding and enhanced joint conductivity in pure copper foil stacks using a flat-top blue laser [J]. Optics and Laser Technology, 2024, 174: 110 701.
- [20] PENG J, XU H Q, YANG X H, et al. Numerical simulation of molten pool dynamics in laser deep penetration welding of aluminum alloys [J]. Crystals, 2022, 12(6): 873.
- [21] 赵文勇.磁场辅助及焊丝回抽下铝合金 MIG 电弧增材多场耦合模拟研究[D].南京:南京航空航天大学,2023.
- [22] CATCHPOLE-SMITH SBOULKHAIR N, PARRY L, et al. Fractal scan strategies for selective laser melting of 'unweldable' nickel superalloys [J]. Additive Manufacturing, 2017, 15: 113-122.
- [23] ZOU T F, LIU M, WANG Q Y, et al. Evolutionary mechanisms in the plastic deformation of γ' -Ni₃(Al, Ti)-strengthened additively manufactured nickel-based 939 superalloys at intermediate temperatures [J]. Materials & Design, 2024, 239: 112 795.
- [24] ZHAO Y Q, WANG C G, DONG C L, et al. Numerical study on a thermal process in friction spot welding of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Welding in the World, 2018, 62(5): 931-939.
- [25] NAFFAKH M H, ABOUTALEBI M R, SEYEDEIN S H, et al. Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloys [J]. Optics & Laser Technology, 2014, 57: 12-20.
- [26] 王玮,闫栋,刘向前,等.镍基高温合金的扩散焊接研究进展[J].材料开发与应用,2022,37(5):77-85.
- [27] OJOA O O. Explosive welding and friction stir welding/processing of multi-principal element alloys [J]. Metals and Materials International, 2023, 30(3): 535-566.
- [28] 马宝赞,郑文健,丁鹏龙,等.电磁脉冲处理对 GH3535 合金电子束焊接接头疲劳寿命影响研究[J].材料开发与应用,2025,40(1):84-90.
- [29] SIAO Y H, WEN C D. Influence of process parameters on heat transfer of molten pool for selective laser melting [J]. Computational Materials Science, 2021, 193: 110 388.
- [30] EBRAHIMI A, KLEIJN C R, HERMANS M J M, et al. The effects of process parameters on melt-pool oscillatory behaviour in gas tungsten arc welding [J]. Journal of Physics, 2021, D54(27): 275 303.
- [31] ZHANG S Y, ZHAO H L, LI Y W, et al. Forming mechanism of humping defects in stainless steel high-speed TIG welding [J]. Welding in the World, 2025, 69(5): 75-86.
- [32] ZONG R, CHEN J, WU C S, et al. Influence of shielding gas on undercutting formation in gas metal arc welding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 234: 169-176.
- [33] HU Y W, HE X L, YU G, et al. Heat and mass transfer in laser dissimilar welding of stainless steel and nickel [J]. Applied Surface Science, 2012, 258(15): 5 914-5 922.
- [34] LU S, FUJII H, NOGI K. Sensitivity of Marangoni convection and weld shape variations to welding parameters in O₂-Ar shielded GTA welding [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(3): 271-277.
- [35] CHENG J H, HUO Y, FERNANDEZ-ZELAIA P, et al. A gaussian process-based extended goldak heat source model for finite element simulation of laser powder bed fusion additive manufacturing process [J]. Computational Materials Science, 2024, 244: 113 185.

(编辑:刘晨辉)