

# 电极熔速对电渣接续制备双轻质钢复合界面特性影响的模拟研究

胡其龙<sup>1</sup>, 刘自强<sup>2</sup>, 杨海涛<sup>1</sup>, 张宁飞<sup>3</sup>, 黄贞益<sup>3</sup>

(1. 南京钢铁股份有限公司 板材事业部技术研发处, 南京 210035; 2. 南京泉峰汽车精密技术股份有限公司 模具中心, 南京 211151; 3. 安徽工业大学 冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243032)

**摘要:** 采用电渣接续重熔工艺, 通过先重熔高密度钢 24Mn3Al4(密度约 7.16 g/cm<sup>3</sup>)再重熔低密度钢 53Mn5Al4(密度约 6.92 g/cm<sup>3</sup>)的梯度策略, 制备 24Mn3Al4/53Mn5Al4 双轻质钢复合材料。结合有限元模拟与实验验证, 研究电极熔速 (0.000 5~0.001 5 m/s) 对复合界面形貌与结合强度的影响规律。结果表明: 连续重熔过程中系统温度呈渣池(最高)→金属熔池→结晶器(最低)的分布特征, 温度场和熔池形貌均表现出轴对称 U 形结构且具有显著的时间稳定性; 熔速由 0.000 5 m/s 提升至 0.001 5 m/s 时, 金属熔池深度显著增加(熔池深度  $H_M$  与钢锭直径  $D_{in}$  的比值由 0.29 增至 0.65), 同时熔渣/金属界面高温区范围扩大且糊状区增宽; 在 0.001 0 m/s 中等熔速下, 复合界面获得最优结合强度 (574.89 MPa), 较 0.000 5 m/s (384.08 MPa) 和 0.001 5 m/s (512.61 MPa) 分别提升了 49.7% 和 12.2%, 表明 0.001 0 m/s 是制备该双轻质钢复合材料的最佳熔速参数。模拟结果与实验结果高度吻合 ( $H_M/D_{in}$  误差 < 10%), 有效验证了有限元模型的可靠性, 本研究为轻质钢复合材料的制备工艺优化提供了理论依据。

**关键词:** 电渣重熔; 轻质钢; 复合材料; 熔速; 界面工程; 有限元模拟; 熔池形状; 结合强度

中图分类号: TF 14 文献标志码: A doi: 10.12415/j.issn.1671-7872.25050



## Simulation Study on the Influence of Electrode Melting Rate on the Interfacial Characteristics of Dual Lightweight Steel Prepared by Electroslag Continuation

HU Qilong<sup>1</sup>, LIU Ziqiang<sup>2</sup>, YANG Haitao<sup>1</sup>, ZHANG Ningfei<sup>3</sup>, HUANG Zhenyi<sup>3</sup>

(1. Technical R & D Department of the Sheet Metal Business Unit, Nanjing Iron and Steel Co., Ltd, Nanjing 210035, China; 2. Mold Center, Nanjing Chervon Auto Precision Technology Co., Ltd, Nanjing 211151, China; 3. School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China)

**Abstract:** The 24Mn3Al4/53Mn5Al4 dual lightweight steel composite was fabricated through sequential electroslag remelting, employing a graded strategy where the higher-density 24Mn3Al4 steel (approximately 7.16 g/cm<sup>3</sup>) was first remelted followed by the lower-density 53Mn5Al4 steel (approximately 6.92 g/cm<sup>3</sup>). The effect of electrode melting rate (0.000 5–0.001 5 m/s) on the interfacial morphology and bonding strength was investigated through finite element simulation and experimental verification. The results show that during continuous remelting, the system temperature is characterized by a distribution pattern of slag pool (highest) → metal molten pool → mold

收稿日期: 2025-05-10

基金项目: 安徽省重点研究和开发计划 (202304a5020082); 安徽省重大产业创新计划 (AHZDCYCX-LSDT2023-01)

作者简介: 胡其龙 (1985—), 男, 安徽枞阳人, 工程师, 主要研究方向为海洋工程用钢。

通信作者: 黄贞益 (1966—), 男, 安徽安庆人, 博士, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为金属材料新工艺开发。

引文格式: 胡其龙, 刘自强, 杨海涛, 等. 电极熔速对电渣接续制备双轻质钢复合界面特性影响的模拟研究 [J]. 安徽工业大学学报 (自然科学版), 2025, 42(5): 469–478.

(lowest). Both the temperature field and the molten pool morphology are observed to exhibit an axisymmetric U-shaped structure with significant temporal stability. When the melting rate is increased from 0.000 5 m/s to 0.001 5 m/s, the molten pool depth shows significant enhancement (the  $H_M/D_{in}$  increases from 0.29 to 0.65) accompanied by expansion of the high-temperature zone at the slag/metal interface and widening of the mushy zone. At the intermediate melting rate of 0.001 0 m/s, the optimal interfacial bonding strength of 574.89 MPa is achieved, representing 49.7% and 12.2% improvements compared to the values obtained at 0.000 5 m/s (384.08 MPa) and 0.001 5 m/s (512.61 MPa) respectively, indicating this melting rate parameter is optimal for fabricating the double lightweight steel composite. The simulation and experimental results show a high degree of agreement ( $H_M/D_{in}$  error <10%), which effectively verifies the reliability of the finite element model. This study provides a theoretical basis for the optimization of the preparation process of lightweight steel composites.

**Keywords:** electroslag remelting; lightweight steel; composite materials; melting rate; interface engineering; finite element simulation; molten pool shape; bonding strength

双合金复合钢板通过整合 2 种合金材料的协同优势,其综合性能显著优于单一合金材料,目前已广泛应用于压力容器<sup>[1]</sup>、海洋工程<sup>[2]</sup>、汽车轻量化<sup>[3]</sup>和装甲<sup>[4]</sup>等关键领域。复合钢板材料的性能主要受非金属夹杂、偏析(特别是宏观偏析)和层间结合力(强度)等因素制约<sup>[5-6]</sup>。电渣(重熔)接续制备技术凭借其促进复合界面原子扩散、改善非金属夹杂并形成强冶金结合的特点,已成为制备高性能双金属复合材料的优选工艺<sup>[7-8]</sup>,并已成功应用于双轻质钢复合材料(24Mn3Al4,密度约 7.16 g/cm<sup>3</sup>; 53Mn5Al4,密度约 6.92 g/cm<sup>3</sup>)的制备。研究<sup>[9-11]</sup>表明,该材料锻制板材具有优异的强塑性匹配和抗弹丸侵彻性能,在 7.62 mm 穿甲燃烧弹 50 m 垂直射击测试中,其冶金结合的复合界面能够有效阻碍裂纹扩展,但侵彻后仍可观察到沿复合界面延伸的细长裂纹,界面结合强度仍需进一步提高。因此,优化复合板界面的结合强度已成为提升轻质防护材料性能的关键研究方向,其中熔速调控对界面形貌与结合强度的协同影响机制尤为重要。

在电渣重熔制备复合材料过程中,复合界面的结合强度与其形态密切相关,而界面形态主要受温度场分布及熔池形态的直接影响<sup>[12-14]</sup>。在电极材料、直径、渣系及冷却条件保持不变的情况下,熔速成为影响温度场分布与熔池形态的关键工艺参数<sup>[15]</sup>。Shi 等<sup>[16]</sup>研究了重熔电流对铬镍铁合金电渣重熔锭结构的影响,发现增大重熔电流可提高熔速并加深

熔池;钟佳等<sup>[17]</sup>对 GH4151 合金电渣重熔过程的研究表明,熔速提高会引入更高电流或更多热量输入,促使熔池温度显著上升,加速金属熔化并进一步增大熔池深度,同时熔池形貌由浅平状态逐渐转变为 V 形结构,这一变化对铸锭凝固组织和冶金质量具有重要影响。然而,现有关于电极熔速影响的研究多集中于传统钢种,对密度差异显著的双轻质钢关注较少。在 Fe-Mn-Al-C 系双轻质钢的电渣接续重熔制备过程中,由于材料密度较传统钢显著降低(降幅最高达 18%),导致钢液与熔渣之间的密度差明显减小。这种减小的密度差使熔滴在渣池中受到的浮力作用减弱,从而延长了其在渣池的停留时间。该现象促使金属熔池倾向于形成更为浅平的形貌,进而形成具有特定特征的复合界面,为轻质钢复合材料的界面调控提供了新的研究视角。基于此,本文以 24Mn3Al4/53Mn5Al4 双轻质钢体系为研究对象,采用 Fluent 多场耦合数值模拟方法,研究电极熔速对电渣接续制备过程中复合界面形貌和结合强度的影响规律,并结合酸蚀形貌表征与拉伸性能测试对模拟结果进行验证,以期对 24Mn3Al4/53Mn5Al4 复合钢的电渣接续重熔工艺优化提供理论依据。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 电极制备

实验用接续重熔材料为 24Mn3Al4 和 53Mn5Al4 轻质钢,其化学成分如表 1。

表 1 有限元模拟用轻质钢电极棒的化学成分

w/%

Tab. 1 Chemical composition of the lightweight steel electrode rod for finite element simulation

w/%

轻质钢	C	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Mn	Al	V	Fe
24Mn3Al4	0.24	0.43	0.86	0.88	0.28	0.045	3.14	4.25	0	余量
53Mn5Al4	0.53	0.28	0.68	0.69	0.22	0.066	4.90	4.35	0.24	余量

采用氩气保护的真空感应熔炼方式将两材料分别熔炼成钢锭,再将其分别锻造成直径为 100 mm 的电渣重熔用极棒,经排水法测得两电极棒的密度分别约  $7.15, 7.10 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 。通过机械加工在电极棒端面制备配套的内外螺纹,实现双金属电极的可靠连接(结构示意图如图 1),形成用于电渣接续重熔的电极棒。

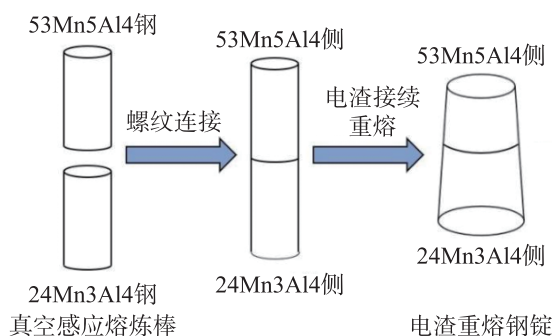


图1 双轻质钢电渣接续重熔用极棒制备工艺及铸锭成形示意图

Fig. 1 Schematic of electrode rod preparation and ingot formation for dual lightweight steel electroslag sequential remelting

### 1.2 电渣重熔实验

将制备的电极棒(53Mn5Al4 钢端)焊接于假电极上构成自耗电电极,且安装于 $\Phi 100 \text{ mm}\times 250 \text{ mm}$ 水冷结晶器内。结晶器底部预置  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  二元渣系( $\text{CaF}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的质量分数分别为 70% 和 30%),通电后渣系因电阻热效应维持高温熔融态。电极以  $0.0005\sim 0.0015 \text{ m/s}$  的梯度熔速(对应 20, 15, 10 min 内分别熔化 60, 90, 90 cm)浸入熔渣,24Mn3Al4 钢优先熔化形成金属熔滴,熔滴在重力作用下穿越渣层,并在冷却水的作用下逐渐凝固。待其完全重熔完成后,53Mn5Al4 钢开始重熔,最终形成 53Mn5Al4/24Mn3Al4 复合电渣锭。实验采用 100 kVA 电渣重熔炉(电压 28~40 V,结构示意图如图 2),工艺参数设定为工作电压 30 V、电流 1 500 A、渣量 1.2 kg,全程以  $1 \text{ m}^3/\text{h}$  流量通氩气保护。

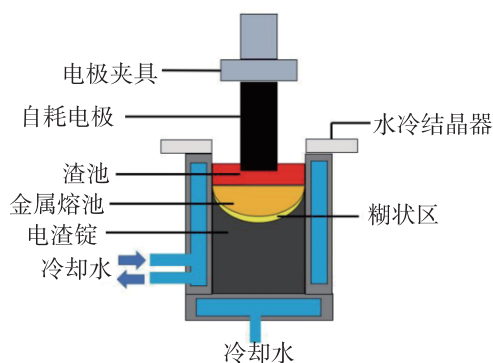


图2 电渣重熔炉结构示意图

Fig. 2 Schematic diagram of an electroslag remelting furnace

### 1.3 复合界面形貌与结合强度表征

采用电火花线切割沿铸锭轴向切取厚度为 20 mm 的片状试样,经磨床精密磨光后置于  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  工业盐酸(质量分数约 30%,密度约  $1.098 \text{ g}/\text{cm}^3$ )中热酸蚀 20~25 min,随后经冲洗中和处理,通过光学摄影记录界面形貌。同时,通过线切割从 53Mn5Al4/24Mn3Al4 复合电渣锭结合区制取 $\Phi 5 \text{ mm}$ 圆柱试样,使用 CMT4504 电子万能试验机在  $0.1 \text{ mm}/\text{min}$  恒定位移速率下进行拉伸实验,测定复合界面的结合强度。

## 2 有限元模拟

### 2.1 物理模型与网格划分

基于电渣重熔炉实际尺寸,采用 ANSYS-DesinModeler 建立包含 150 mm 内径结晶器、50 mm 渣池厚度及 10 mm 电极插入深度的三维模型,经 ANSYS-CFD-Pre 进行网格划分获得 427 941 个六面体单元网格(图 3),并进行网格无关性检验。采用 ANSYS-CFD-VOF 多相流模型模拟电渣接续重熔过程中熔滴和相边界的变化,结合熔-多孔介质模型模拟电渣接续重熔铸锭的凝固过程,通过标准  $k\text{-}\epsilon$  湍流模型计算渣池和金属熔池中的有效湍流黏度系数,并采用标准壁面函数处理近壁区域(忽略电磁场影响),最终由 ANSYS-CFD-Post 完成数据后处理。



图3 电渣接续重熔有限元网格划分示意图

Fig. 3 Schematic diagram of the finite element meshing for electroslag continuation remelting

采用 JmatPro 软件计算获得 24Mn3Al4 钢和 53Mn5Al4 钢的关键物性参数,熔渣物性参数参考文献 [18] 中的实测数据。上述材料物性参数具体如表 2。

### 2.2 基本假设

双轻质钢电渣重熔过程的电热耦合物理场模拟十分复杂,渣池作为电阻热源的温度场受熔炼电流直接调控,同时钢锭持续生长导致复合界面与渣池位置发生动态上移,形成移动边界系统。为建立可计算的数学模型,本研究针对双轻质钢电渣重熔过程提出以下基本假设:

- 1) 自耗电电极底部保持水平且与渣池相对位置固定;
- 2) 模型范围仅考虑熔渣和金属钢锭的稳态过程, 不考虑电渣重熔过程稳定前的状态;
- 3) 自耗电电极熔化形成的钢液只在界面张力、浮力、重力以及电场驱动力作用下流动和变形;
- 4) 将熔渣和钢液视为不可压缩牛顿流体;
- 5) 材料各向同性且密度、电导率不随温度变化;
- 6) 保持恒定熔速以避免电渣重熔条件波动影响钢锭结构<sup>[19]</sup>。

表2 有限元模拟用材料的物性参数

Tab. 2 Material property parameters for finite element simulation

材料	密度/ (g·cm <sup>-3</sup> )	黏度/ (Pa·s)	液相线 温度/K	固相线 温度/K	导热系数/ (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	比热容/ (J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	熔化潜热/ (J·kg <sup>-1</sup> )	电导率/ (Ω <sup>-1</sup> ·m <sup>-1</sup> )
24Mn3Al4	7.15	0.005 0	1 750	1 696	37.00	720	316 000	710 000
53Mn5Al4	7.10	0.004 6	1 749	1 675	37.74	871	341 000	760 000
渣料	2.80	0.030 0	1 543	1 523	7.87	1 255	—	83

### 2.3 多相场控制模型

#### 2.3.1 VOF 两相流模型

采用流体体积 (volume of fluid model, VOF) 两相流模型对 24Mn3Al4/53Mn5Al4 双轻质钢复合材料 (成分见表 1) 的制备过程进行模拟。如图 1 所示, 该工艺分两阶段实施: 第一阶段完全熔化并浇注 24Mn3Al4 钢至结晶器形成基础熔池, 待其重熔凝固后转入第二阶段熔化 53Mn5Al4 钢直至工艺完成, 每个阶段的熔池流动均可视为渣-钢两相流体系。VOF 模型通过计算单元内各相的质量分数, 并采用几何重构算法, 能够精确追踪渣-钢两相界面演变及金属熔滴的运动轨迹<sup>[20]</sup>, 其控制方程如下<sup>[21]</sup>:

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

其中:  $w$  为质量分数;  $t$  为时间;  $\mathbf{v}$  为流体速度向量。式 (1) 结合 Navier-Stokes 方程和能量方程, 可完整描述电渣重熔系统中的多相流动、传热及界面形成过程。各计算单元中, 所有相的质量分数满足公式<sup>[22]</sup>:  $\sum_{q=1}^n w_q = 1$ 。  $w_q$  为第  $q$  相的质量分数,  $n$  为总相数。  $w_q=1$  时, 表示计算单元中的物质均为  $q$  相;  $0 < w_q < 1$  时, 表示计算单元中同时存在包括  $q$  相在内的 2 种或 2 种以上的相;  $w_q=0$  时, 表示计算单元内不存在  $q$  相。在电渣接续重熔系统中同时存在熔渣相和钢液相, 两者互不相溶且界面间存在表面张力  $F$ , 其向量数学表达式如下<sup>[23]</sup>:

$$F = f_{ms} \frac{2\rho\kappa\nabla w}{\rho_m + \rho_s} \mathbf{z} \quad (2)$$

其中  $f_{ms}$  为熔渣相与金属相间的界面张力系数;  $\rho_m, \rho_s, \rho$  分别为熔渣相、金属相及界面处混合相的密度;  $\kappa$  为相界面的曲率;  $\mathbf{z}$  为相界面的法向量。混合相的

密度 ( $\rho$ ) 可用式 (3) 表示:

$$\rho = \sum_{q=1}^n w_q \rho_q \quad (3)$$

其中  $\rho_q$  表示第  $q$  相的密度。

#### 2.3.2 两相流动控制模型

在电渣重熔过程中, 熔渣和钢液的流动速度可由式 (4) 所示的连续性方程和式 (5) 所示的动量方程 (纳维-斯托克斯方程) 表示:

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} + \nabla \cdot (\bar{\rho}\mathbf{v}) = 0 \quad (4)$$

$$\frac{\partial (\bar{\rho}\mathbf{v})}{\partial t} + \nabla \cdot (\bar{\rho}\mathbf{v} \times \mathbf{v}) = -\nabla p + \nabla \cdot [\mu(\nabla\mathbf{v} + \nabla\mathbf{v}^T)] + F + F_\rho + F_M \quad (5)$$

其中:  $\bar{\rho}$  为流体密度的时间平均值;  $\mathbf{v}$  为速度矢量;  $p$  为单位体积流体所受的压力;  $\mu$  为流体黏度;  $F_M$  为凝固区糊状区阻力向量;  $F_\rho$  为由密度引起的浮力向量;  $T$  为转置运算符。由于渣池和金属熔池中的液体流动表现为弱湍流特性, 采用式 (6), (7) 所示的  $\kappa$ - $\varepsilon$  湍流模型计算湍流黏度:

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho\kappa) + \frac{\partial}{\partial X_i} (\rho v_i \kappa) = \frac{\partial}{\partial X_j} \left[ \left( \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\kappa} \right) \frac{\partial \kappa}{\partial X_j} \right] + G_\kappa - \rho\varepsilon \quad (6)$$

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho\varepsilon) + \frac{\partial}{\partial X_i} (\rho v_i \varepsilon) = \frac{\partial}{\partial X_j} \left[ \left( \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\varepsilon} \right) \frac{\partial \varepsilon}{\partial X_j} \right] + G_{1\varepsilon} (G_\kappa + G_{3\varepsilon} G_F) \frac{\varepsilon}{\kappa} - G_{2\varepsilon} \frac{\varepsilon^2}{\kappa} \rho \quad (7)$$

其中:  $X_i, X_j$  为在  $i, j$  方向的位置分量;  $G_F$  为由浮力产生的湍流动能;  $\mu$  为分子黏度;  $\mu_t$  为湍流黏度;  $G_{1\varepsilon}, G_{2\varepsilon}, G_{3\varepsilon}$  分别为生成项、耗散项和浮力修正项系数, 取值  $G_{1\varepsilon}=1.44, G_{2\varepsilon}=1.92, G_{3\varepsilon}=0.09$ ;  $\sigma_\kappa, \sigma_\varepsilon$  分别为  $\kappa$  和  $\varepsilon$  的普朗特数, 取值  $\sigma_\kappa=1.0, \sigma_\varepsilon=1.3$ ;  $G_\kappa$  表示平均速度梯度引起的湍流动能, 采用式 (8) 求解:

$$G_k = -\rho v_i v_j \frac{\partial v_j}{\partial X_i} \quad (8)$$

其中:  $v_i, v_j$  为流体在  $i, j$  方向的速度分量。

### 2.3.3 两相传热及凝固控制模型

基于熔渣和钢液均可视为不可压缩流体, 在电渣重熔过程的数值模拟中, VOF 两相流模型的能量守恒方程 (传热控制方程) 可由下式表示:

$$\frac{\partial}{\partial t} (\bar{\rho} E) + \nabla \cdot (\bar{\rho} v E) = \nabla \cdot (k_{\text{eff}} \nabla T) + \frac{\partial}{\partial t} (\bar{\rho} w w_1 L) \quad (9)$$

$$E = \frac{w \rho_m c_{p,m} T + (1-w) \rho_s c_{p,s} T}{w \rho_m + (1-w) \rho_s} \quad (10)$$

其中:  $E$  为混合相的内能;  $k_{\text{eff}}$  为有效导热系数;  $w_1$  为液相质量分数;  $L$  为相变潜热;  $c_{p,m}$  为熔渣相的定压比热容;  $c_{p,s}$  为金属相的定压比热容。

在电渣重熔过程中, 钢液以熔滴形式滴入结晶器并逐渐凝固, 最终形成固态钢锭。本研究采用单向统一模型求解钢液凝固过程, 当钢液进入糊状区时, 其流动速度逐渐衰减; 当相对保持静止时, 视为钢液完成凝固。为保证计算过程的稳定性, 采用式 (11) 对液相占比的分布进行判断:

$$w_1^{n+1} = w_1^n - \lambda \frac{w(T - T^*) \Delta t}{\bar{\rho} V L - w \Delta t L \partial T^n / \partial w_1^n} \quad (11)$$

其中:  $\lambda$  为松弛因子, 取值为 0.9;  $T^*$  为固液两相界面温度;  $V$  为网格单元体积。

## 2.4 边界条件

### 2.4.1 电场模型边界条件

自耗电电极底部的电场边界条件由式 (12) 所示的电流密度通量表示:

$$-\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} = \frac{I}{\pi R^2} \quad (12)$$

其中:  $\varphi$  为电势;  $I$  为电流;  $R$  为电极半径。

自由渣面、渣池-结晶器侧壁交界面以及钢锭与结晶器壁面接触面均设置为零电势通量边界条件, 即  $\frac{\partial \varphi}{\partial z} = 0$ 。同时, 将钢锭底部的电势基准点设置为

$\varphi = 0 \text{ V}$ 。

### 2.4.2 传热模型边界条件

为简化电渣接续重熔过程, 假设自耗电电极底面为钢液进口边界, 钢液温度  $T = T_1 + \Delta T$ 。其中,  $T_1$  为液相线温度;  $\Delta T$  为过热度。将模型边界条件设置为: 电极侧壁与渣池接触面温度为自耗电电极液相线温度; 渣池-空气界面通过辐射换热, 辐射系数为 0.8<sup>[24]</sup>; 钢锭/渣池-结晶器界面传热方式为对流传热; 不考虑渣池和钢锭的加热过程, 两区域的计算从温度场稳定后开始。

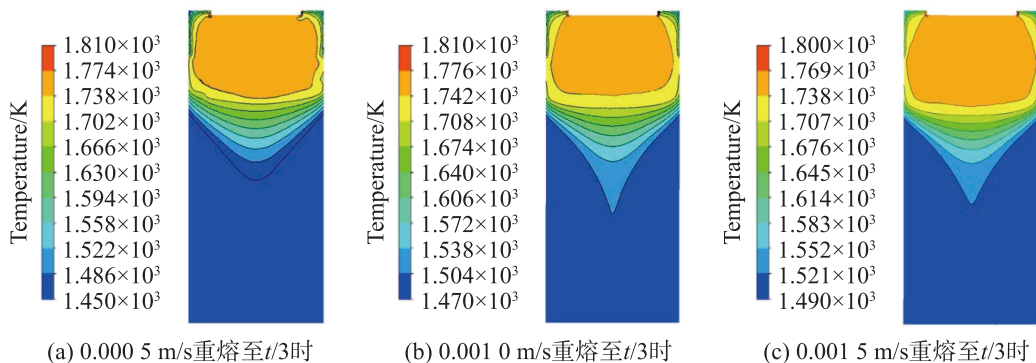
### 2.4.3 流动模型边界条件

将自耗电电极底面设置为钢液速度入口, 通过公式  $m_1 = \rho v S$  求得截面积。其中  $m_1$  为单位时间通过截面的钢液质量;  $\rho$  为钢液密度;  $v$  为钢液入口速度;  $S$  为电极横截面积。渣池与空气接触面为自由滑移边界条件, 即  $\frac{\partial v}{\partial z} = 0$ 。渣池和钢锭与结晶器内部侧壁接触面视作无滑移壁面, 即  $v = 0$ 。将钢锭底面设置为自由流出界面, 待计算稳定后施加拉坯速度, 使凝固钢锭以恒定速率从自由界面拉出, 从而维持自耗电电极底部、渣池和钢锭三者的相对位置稳定。设置初始条件为: 电极温度 1850 K, 电流密度 191 082 A/m<sup>2</sup>; 钢锭与渣池的对流传热系数 310 W/(m<sup>2</sup>·K); 入口速度 0.001 m/s; 钢液温度 1750 K。

## 3 模拟结果与分析

### 3.1 电极熔速对纵截面温度分布的影响

在电渣重熔过程模拟中,  $t/3$ 、 $2t/3$  和  $t$  分别对应钢锭形成早期、稳态凝固中期和熔池收缩结束时刻, 完整反映了金属熔池从初始浅熔状态到深度与温度分布稳定, 再到末期熔池变浅的动态演变过程。基于此, 选取不同熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 双轻质钢在上述 3 个时间点的纵截面温度分布 (如图 4), 分析熔速对熔池形貌、凝固行为及热场演化规律的影响。



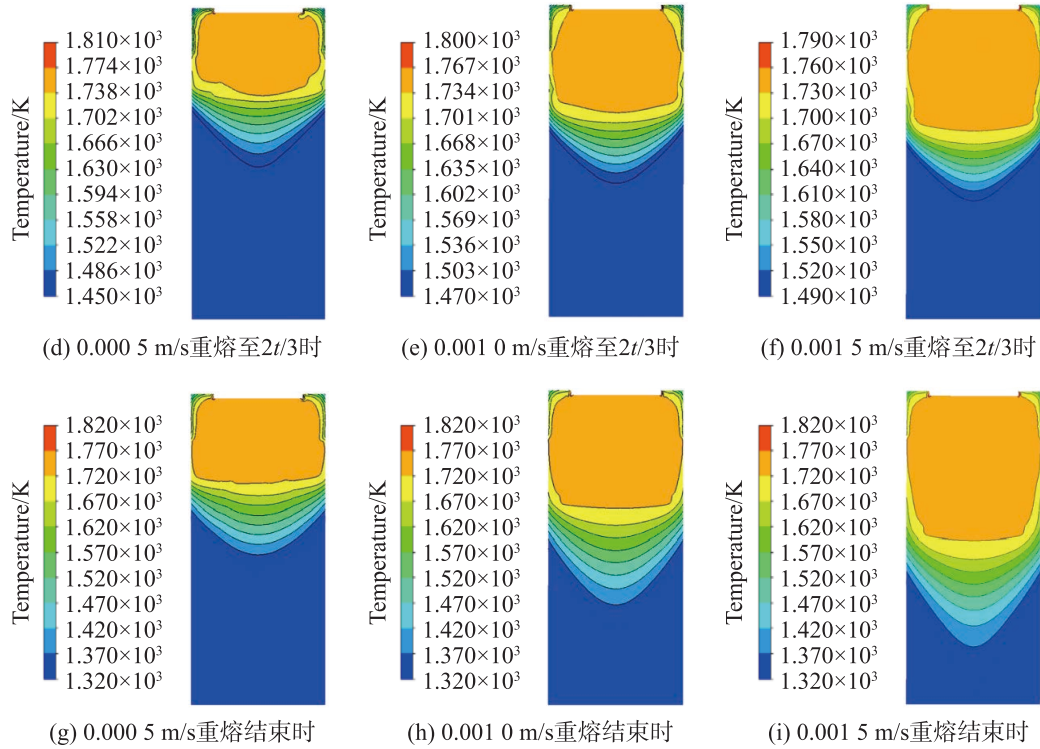


图4 不同熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 重熔至不同时刻的纵截面温度分布

Fig. 4 Temperature distribution on longitudinal section for 53Mn5Al4/24Mn3Al4 at different times during remelting under various melting rates

由图 4 可见: 电渣重熔过程中, 高温区 ( $>1776\text{ K}$ ) 主要集中于渣池上部, 其温度显著高于金属熔池; 温度沿渣池底部至结晶器方向呈梯度下降, 结晶器区域温度最低。这一分布特征源于焦耳热的产生与传递机制: 绝大部分焦耳热由熔渣产生, 其中靠近结晶器侧壁的焦耳热被结晶器循环冷却水和大气带走, 并通过辐射散失, 导致该区域熔渣温度低于渣池中上部; 部分焦耳热则通过熔渣/金属界面传递至金属熔池, 并沿凝固钢锭向下传导。上述热传递过程使得熔渣与金属熔池的温度沿纵截面轴心呈典型的 U 形对称分布, 温度由外到内逐渐升高。这种分布特征是结晶器侧壁冷却、界面热传递和凝固钢锭导热共同作用的结果, 且在电渣接续重熔过程中保持稳定, 与文献 [25] 中的研究结论一致。随着重熔过程的进行 (从  $t/3$  至重熔结束), 熔池形状由窄而浅逐渐演变为宽而深, 如图 4(a)(d)(g)。这一变化主要源于焦耳热在熔渣与金属界面金属侧的轴向传导作用, 热量持续向凝固钢锭底部传递, 促使熔池深度增加并影响其最终形貌。此外, 在同一时刻下, 随着熔速提高, 金属熔池高温区 ( $>1720\text{ K}$ ) 范围逐渐扩大, 导致沿纵截面 U 型温度分布特征更加显著。

基于图 4 的电渣接续重熔系统纵截面温度分布和表 2 的相变温度数据, 系统可划分为 5 个特征区域: 浸入渣池的自耗电电极区、深黄色的渣池区、呈 U

形分布的金属熔池区、由液相线与固相线温度等高线界定的糊状区 (液固两相共存) 以及温度低于固相线的凝固钢锭区, 如图 5。其中糊状区深度  $H_M$  和钢锭直径  $D_{in}$  是表征凝固过程的关键参数, 其分布特征反映熔渣-金属体系的热力学平衡状态。

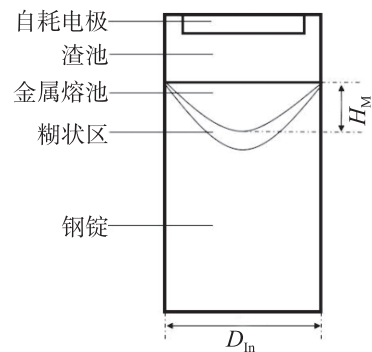


图5 电渣重熔系统纵截面区域分布示意图

Fig. 5 Schematic diagram of regional distribution on the longitudinal section of the electroslag remelting system

### 3.2 电极熔速对纵截面金属熔池形状的影响

图 6 为电渣重熔系统纵截面液相分布特征 (不包括自耗电电极和渣池区域), 其中红色、等高线轮廓和蓝色区域分别对应金属熔池区、糊状区和凝固钢锭区。由图 6 可以看出: 在低熔速 ( $0.0005\text{ m/s}$ , 图 6(a)(d)(g)) 下, 金属熔池呈浅而窄的 U 形分布, 糊状区范

围较窄; 当熔速提高到 0.001 0 m/s(图 6(b)(e)(h)) 时, 金属熔池深度明显增加, 糊状区同步扩大; 进一步

将熔速增至 0.001 5 m/s(图 6(c)(f)(i)) 时, 金属熔池深度持续加深, 充分展现了熔速对凝固形貌的调控作用。

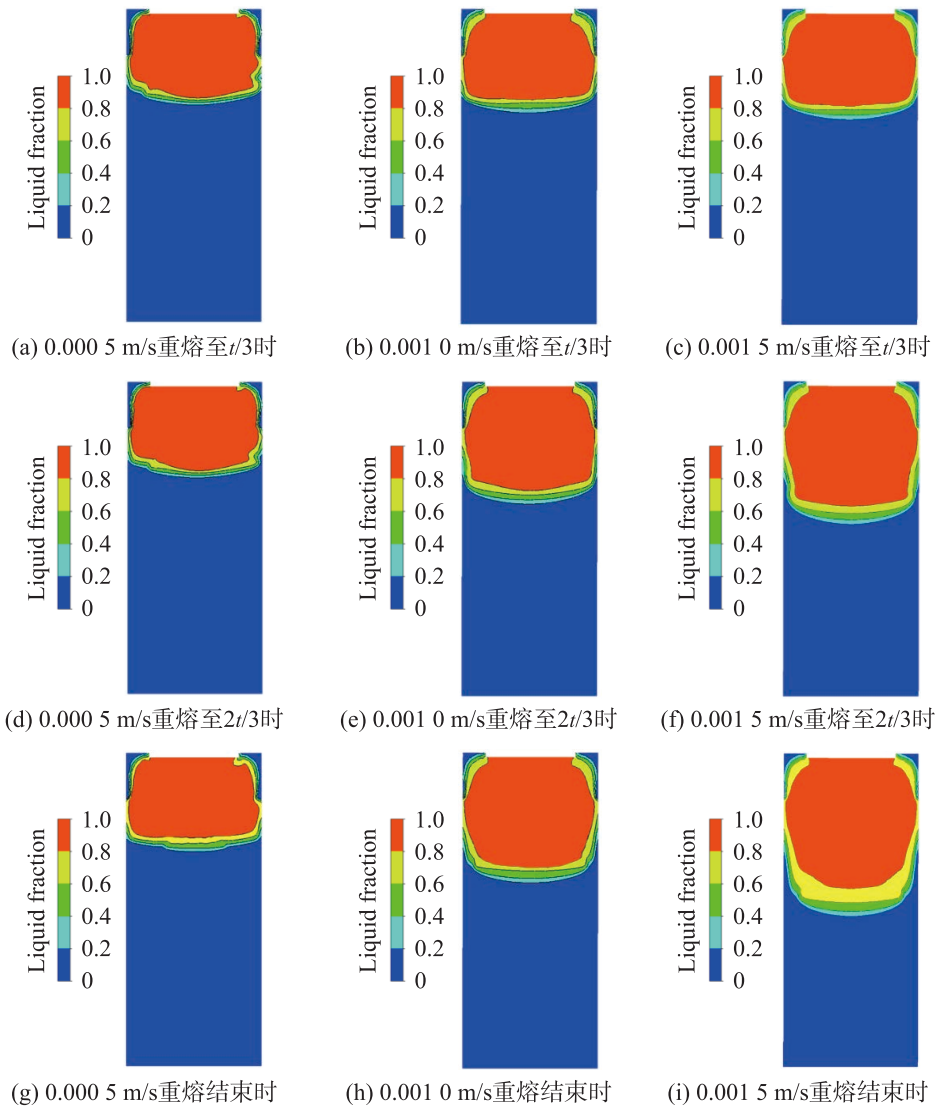


图6 不同熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 系统纵截面液相分布

Fig. 6 Liquid phase distribution on the longitudinal section of the 53Mn5Al4/24Mn3Al4 system under various melting rates

图 6 的纵截面液相分布直观反映了金属熔池的 53Mn5Al4/24Mn3Al4 系统熔滴末速度的影响规律。几何形貌特征, 图 7 则进一步揭示了熔速对

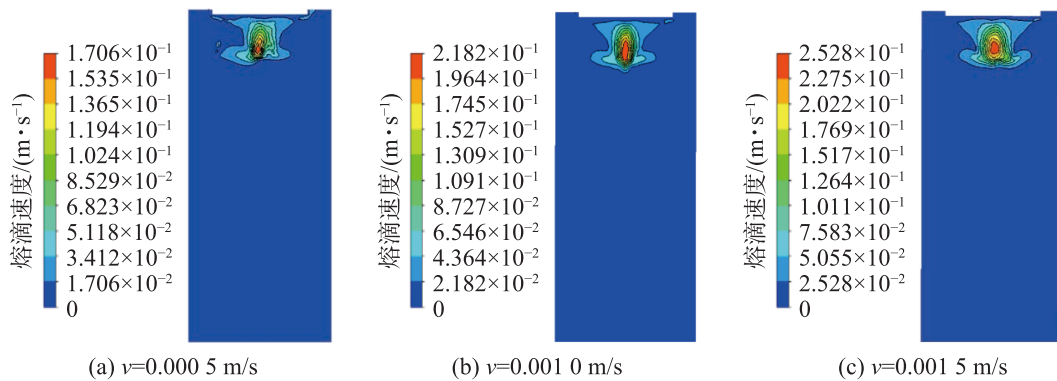


图7 不同熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 系统熔滴末速度分布

Fig. 7 Distribution of molten droplet terminal velocity in the 53Mn5Al4/24Mn3Al4 system under various melting rates

熔速提升通过双重机制影响熔池形貌:一方面,熔速提高源于焦耳热增强(24Mn3Al4, 53Mn5Al4 凝固钢锭的导热系数分别为  $37.00, 37.74 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ), 单位时间内更多金属熔化导致熔池体积扩大。另一方面, 熔速从  $0.0005 \text{ m/s}$  提升至  $0.0015 \text{ m/s}$  时, 熔滴末速度由  $0.1706 \text{ m/s}$  增至  $0.2528 \text{ m/s}$ (图 7), 增强的动能显著强化对熔池的流体动力搅拌作用, 这是熔池深度增加的另一关键因素。上述熔池形貌特征及其随熔速变化的规律与贺铸等<sup>[26]</sup>的研究结论相符。

电渣重熔铸锭质量与金属熔池的深度和形状特征密切相关, 过大的熔池深度会显著弱化复合界面结合强度并导致铸锭力学性能下降<sup>[13]</sup>。依据霍伊尔准则(Hoyle Criterion), 为确保铸锭凝固质量, 熔池深度( $H_M$ )与铸锭直径( $D_{in}$ )的比值需控制在  $0.33\sim 0.50$  的理想范围<sup>[27]</sup>。文中基于图 5 的区域划分及图 6 的液相分布特征, 计算得到的  $H_M$  与  $D_{in}$  比值分布如图 8。

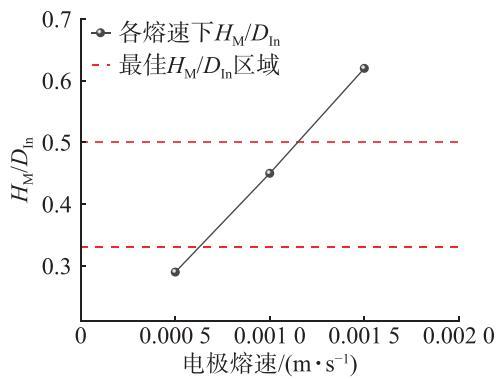


图8 熔速对熔池深度与铸锭直径比值的影响

Fig. 8 Effect of melting rate on the ratio of molten pool depth to ingot diameter

由图 8 可见: 在  $0.0005\sim 0.0015 \text{ m/s}$  熔速范围,  $H_M/D_{in}$  随熔速提高而上升; 当熔速为  $0.0010 \text{ m/s}$  时,  $H_M/D_{in}$  处于  $0.33\sim 0.50$  的理想区间。需要指出的是, 铸锭凝固收缩量 ( $1\%\sim 2\%$ <sup>[28]</sup>) 对  $H_M/D_{in}$  的影响程度(相对偏差小于  $2\%$ ) 远小于熔速变化引起的比值波动范围(图 8)。结合图 7 数据, 熔速提升会增大熔滴落末速度, 缩短熔滴在渣池中的停留时间, 不利于非金属夹杂物去除和偏析改善<sup>[29]</sup>。综合分析表明,  $0.0010 \text{ m/s}$  的熔速既能保证  $H_M/D_{in}$  处于最佳范围, 又可兼顾冶金质量, 是制备高性能 53Mn5Al4/24Mn3Al4 双轻钢复合材料的最佳工艺参数。

#### 4 模拟结果的实验验证

图 9 为不同电极熔速下制备的 53Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭复合界面的形状特征。图 9 的实验结果表明, 复合界面呈典型的 U 形结构(图中外加

线条勾勒区域), 其形貌随熔速升高呈规律性变化: 在  $0.0005 \text{ m/s}$  低熔速下界面表现为浅宽特征; 当熔速升至  $0.0010 \text{ m/s}$  时转变为深而窄的特征; 继续增至  $0.0015 \text{ m/s}$  后界面深度进一步增加且宽度更窄。这种界面形貌随熔速增加而逐渐加深变窄的演化规律, 与图 6 数值模拟得到的金属熔池深度变化趋势完全吻合, 有效验证了有限元模型的准确性。特别是  $0.0010 \text{ m/s}$  熔速条件下获得的界面形貌与模拟预测的  $H_M/D_{in}$  最佳比值区间 ( $0.33\sim 0.50$ ) 对应的熔池特征高度吻合。

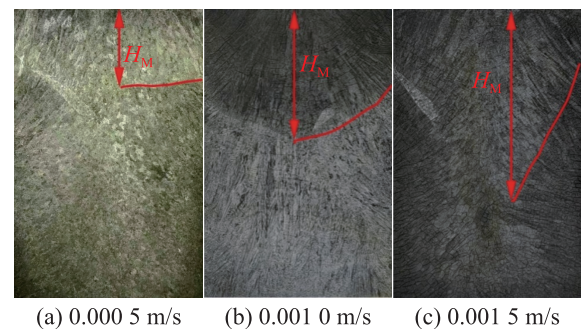


图9 不同熔速时 53Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭复合界面形状  
Fig. 9 Composite interface profile of 53Mn5Al4/24Mn3Al4 ingot at different melting rates

基于图 9 的复合界面形貌计算 53Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭的  $H_M/D_{in}$ , 如表 3。实验测得的不对称 U 形分布界面中,  $H_M$  取熔池轮廓最低点到顶部的垂直距离(图 9 中外加线条勾勒区域)。表 3 表明: 当熔速为  $0.0010 \text{ m/s}$  时,  $H_M/D_{in}=0.50$ , 处于  $0.33\sim 0.50$  的理想范围, 此时铸锭质量最优。这一实验结果与图 8 模拟预测的  $H_M/D_{in}$  变化趋势高度吻合, 不仅验证了数值模型的可靠性, 更为优化工艺参数提供了实验依据。

表 3 不同熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭的  $H_M/D_{in}$

Tab. 3  $H_M/D_{in}$  ratio of the 53Mn5Al4/24Mn3Al4 ingot at different melting rates

电极熔速/(m/s)	$H_M/\text{mm}$	$D_{in}/\text{mm}$	$H_M/D_{in}$	结合强度/MPa
0.0005	30	100	0.30	384.08
0.0010	50	100	0.50	574.89
0.0015	65	100	0.65	512.61

表 3 和图 10 为 3Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭界面结合强度随熔速的变化规律。结果显示, 结合强度随熔速提高呈先升后降的趋势: 在  $0.0010 \text{ m/s}$  熔速 ( $H_M/D_{in}=0.5$ ) 时达到峰值  $574.89 \text{ MPa}$ ; 过低熔速  $0.0005 \text{ m/s}$  ( $H_M/D_{in}=0.3$ ) 时最低 ( $384.08 \text{ MPa}$ ); 而过高熔速 ( $0.0015 \text{ m/s}$ ,  $H_M/D_{in}=0.65$ ) 时降至  $512.61 \text{ MPa}$ 。这一结果验证了将  $H_M/D_{in}$  控制在  $0.33\sim 0.55$  范围可获

得最佳结合强度<sup>[25]</sup>的结论。综合研究表明,0.001 0 m/s的熔速不仅使  $H_M/D_{in}$  处于最佳区间,同时确保界面结合强度最大,是制备 53Mn5Al4/24Mn3Al4 复合板的最优工艺参数。该熔速条件下获得的 574.89 MPa 结合强度完全满足工程应用要求,为双轻质钢复合材料的工业化生产提供了重要参考。

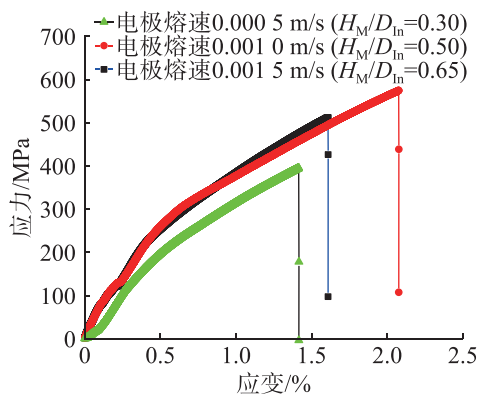


图10 不同电极熔速下 53Mn5Al4/24Mn3Al4 钢锭复合界面的结合强度

Fig. 10 Bonding strength at the composite interface of the 53Mn5Al4/24Mn3Al4 ingot under different electrode melting rates

## 5 结论

采用数值模拟与实验验证相结合的方法,研究电极熔速 (0.000 5, 0.001 0, 0.001 5 m/s) 对双轻质钢电渣接续重熔过程 (先重熔高密度 24Mn3Al4 钢,后重熔低密度 53Mn5Al4 钢) 的影响,主要结论如下:

1) 温度场分布特征表明,渣池区域温度最高,结晶器区域温度最低,温度自渣池底部向下呈梯度递减。熔渣和金属熔池温度沿纵截面轴心呈稳定的 U 形对称分布,且具有时间稳定性。在熔渣与金属界面的金属侧,随电极熔速提高,高温区域范围逐渐扩大,导致 U 形温度分布的深度显著增加。

2) 金属熔池形貌演化分析显示,金属熔池与糊状区均呈典型 U 形特征。随着熔速从 0.000 5 m/s 提高到 0.001 5 m/s,金属熔池深度明显增加,糊状区范围也同步扩大。定量分析表明:熔池深度  $H_M$  与钢锭直径  $D_{in}$  的比值 ( $H_M/D_{in}$ ) 随电极熔速的提高而增大;当电极熔速为 0.001 0 m/s 时  $H_M/D_{in}$  处于 0.33~0.50 的理想范围,此时形成的浅平复合界面最有利于提升电渣接续重熔双轻质钢锭的综合性能。

3) 界面结合强度测试结果表明,结合强度随熔速变化呈非线性关系:当熔速为 0.001 0 m/s 时 (对应  $H_M/D_{in}=0.5$ ),结合强度达到峰值 574.89 MPa;熔速 0.000 5 m/s ( $H_M/D_{in}=0.3$ ) 时最低 (384.08 MPa);

而熔速 0.001 5 m/s ( $H_M/D_{in}=0.65$ ) 时,结合强度降至 512.61 MPa。该变化趋势与模拟预测结果高度一致,验证了数值模型的可靠性。

综合研究表明,0.001 0 m/s 是制备 53Mn5Al4/24Mn3Al4 双轻质钢复合板的最佳熔速,在该条件下获得的 574.89 MPa 界面结合强度完全满足工程应用要求。尽管本研究模拟未考虑电磁场影响,但根据文献 [30],电磁力主要作用于渣池中心区域,对复合界面结合行为的影响有限。因此,本研究结果可靠且具有工程指导价值。

## 参考文献:

- [1] ZHU G H, SHAH M. Steel composite structural pressure vessel technology: future development analysis of worldwide important pressure vessel technology[J]. Process Safety Progress, 2004, 23(1):65-71.
- [2] BOUANANI O, EL HOSSINE ECH-CHIBAT M, SANDABAD S. A comprehensive review of materials used in marine engineering: advances, challenges and practices[C]//2024 4th International Conference on Innovative Research in Applied Science, Engineering and Technology. FEZ, Morocco: IEEE, 2024:1-8.
- [3] ASNAFI N, LANGSTEDT G, ANDERSSON C H, et al. A new lightweight metal-composite-metal panel for applications in the automotive and other industries[J]. Thin-Walled Structures, 2000, 36(4):289-310.
- [4] LEE M, PARK S, JO I, et al. Analysis of metal matrix composite (MMC) applied armor system[J]. Procedia Engineering, 2017, 204:100-107.
- [5] GAO B X, ZOU D K, GUO Y C, et al. Numerical simulation and experimental study on the effect of bond strength on the formability of steel/aluminum composite panels[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 276: 108919.
- [6] XU J J, FU Y, ZHANG T, et al. Segregation behavior, microstructure and properties of TA2/AA7005 composite plates manufactured by horizontal twin-roll casting under the effect of an electromagnetic oscillation field[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 853:143752.
- [7] 田坤杰. 电渣重熔制备复合铜锭的工艺理论及其质量研究 [D]. 沈阳: 东北大学, 2022.  
TIAN K J. Process Theory and Quality Research of Composite Copper Ingot Prepared by Electroslag Remelting [D]. Shenyang: Northeastern University, 2022.
- [8] HOU Z W, DONG Y W, JIANG Z H, et al. Interface bonding mechanism and heat treatment of the composite roll manufactured by electroslag remelting cladding method[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19:4115-4127.
- [9] ZHANG N F, HAN W X, HOU Q Y, et al. Investigation on a ferrite-based low-density steel composite plate with

- crossed-laminated structure and its ballistic penetration characteristics[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 34:105376.
- [10] SCHULTE A. Quality improvements of cast lightweight steel P900 armor[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2010, 4(1):59–63.
- [11] 罗海文, 沈国慧. 超高强度高韧化钢的研究进展和展望[J]. *金属学报*, 2020, 56(4):494–512.  
LUO H W, SHEN G H. Progress and perspective of ultra-high strength steels having high toughness[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(4):494–512.
- [12] KHARICHA A, KARIMI-SIBAKI E, WU M H, et al. Review on modeling and simulation of electroslag remelting[J]. *Steel Research International*, 2018, 89(1):1700100.
- [13] 何冰, 武晓峰, 杨建新. 电渣熔铸模具钢/低合金钢双金属平板件的制备与性能[J]. *中国铸造装备与技术*, 2005, 40(6):10–12.  
HE B, WU X F, YANG J X. Investigation of the preparation and properties of the bimetal composite by the electrocasting[J]. *China Foundry Machinery & Technology*, 2005, 40(6):10–12.
- [14] 苏云龙, 朱春丽, 金涛, 等. 电渣重熔过程电源频率对不锈钢凝固组织的影响[J]. *安徽工业大学学报(自然科学版)*, 2023, 40(2):119–125,138.  
SU Y L, ZHU C L, JIN T, et al. Influence of power frequency on solidification structure of stainless steel during electroslag remelting process[J]. *Journal of Anhui University of Technology (Natural Science)*, 2023, 40(2):119–125,138.
- [15] 李宝宽, 王博. 电渣重熔过程渣/金界面行为的模拟[J]. *材料与冶金学报*, 2012, 11(4):268–273.  
LI B K, WANG B. Interface behavior of slag/metal in electroslag remelting process[J]. *Journal of Materials and Metallurgy*, 2012, 11(4):268–273.
- [16] SHI X, DUAN S C, YANG W S, et al. Effects of remelting current on structure, composition, microsegregation, and inclusions in inconel 718 electroslag remelting ingots[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2019, 50(6):3072–3087.
- [17] 钟佳, 江河, 董建新. 熔炼参数对GH4151合金电渣重熔过程的影响[J]. *特殊钢*, 2025, 46(3):18–27.  
ZHONG J, JIANG H, DONG J X. Influence of melting parameters on the electroslag remelting process of GH4151 alloy[J]. *Special Steel*, 2025, 46(3):18–27.
- [18] STOVPCHENKO G P, LISOVA L O, GONCHAROV I O, et al. Physico-chemical properties of the ESRslags system  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-(MgO, TiO}_2\text{)}$ [J]. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2018, 2(89):64–72.
- [19] 赵丽丽, 宋锦春, 柳洪义. 电渣重熔熔速控制过程综合分析[J]. *冶金设备*, 2007(5):20–24.  
ZHAO L L, SONG J C, LIU H Y. Analysis of electro-slag remelting control system on melting rate[J]. *Metallurgical Equipment*, 2007(5):20–24.
- [20] YANKE J, FEZI K, TRICE W R, et al. Simulation of slag-skin formation in electroslag remelting using a volume-of-fluid method[J]. *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*, 2015, 67(3):268–292.
- [21] WANG Q, ZHAO R J, FAFARD M, et al. Three-dimensional magnetohydrodynamic two-phase flow and heat transfer analysis in electroslag remelting process[J]. *Applied Thermal Engineering*, 2015, 80:178–186.
- [22] DONG Y W, JIANG Z H, FAN J X, et al. Comprehensive mathematical model for simulating electroslag remelting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(2):1475–1488.
- [23] WANG Q, HE Z, LI B K, et al. A general mathematical model of electromagnetic phenomena, two-phase flow, and heat transfer in electroslag remelting process including conducting in the mold[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2014, 45(6):2425–2441.
- [24] GENG X, JIANG Z H, LIU F B. Numerical investigation on solidification behavior of slab ingot during electroslag remelting process[J]. *Processes*, 2023, 11(7):2085.
- [25] 王建武, 王宁, 杨树峰. 基于数值模拟的镍基高温合金电渣重熔工艺优化[J]. *中国冶金*, 2022, 32(3):80–86.  
WANG J W, WANG N, YANG S F. Optimization of electroslag remelting process of Ni-based superalloys based on numerical simulation[J]. *China Metallurgy*, 2022, 32(3):80–86.
- [26] 贺铸, 蔡辉, 刘双, 等. 不同熔化速率下的电渣重熔过程数值模拟分析[J]. *重庆大学学报*, 2015, 38(5):104–111,118.  
HE Z, CAI H, LIU S, et al. Numerical simulation analysis of electroslag remelting process for different melting rates[J]. *Journal of Chongqing University*, 2015, 38(5):104–111,118.
- [27] TOKER N Y, DARKEN L S, MUAN A. Phase relations and thermodynamics of the system Fe–Cr–O in the temperature range of 1 600 °C to 1 825 °C (1 873 K to 2 098 K) under strongly reducing conditions[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1991, 22(5):689–703.
- [28] GAGG C R. Failure of components and products by ‘engineered-in’ defects: case studies[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2005, 12(6):1000–1026.
- [29] AHMADI S, ARABI H, SHOKUH FAR A, et al. Evaluation of the electroslag remelting process in medical grade of 316LC stainless steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2009, 25:592–596.
- [30] 刘双, 贺铸, 蔡辉, 等. 不同工艺参数下电渣重熔过程的数值模拟[J]. *钢铁研究学报*, 2015, 27(10):26–33.  
LIU S, HE Z, CAI H, et al. Numerical simulation of electroslag remelting process under different process parameters[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2015, 27(10):26–33.