

X65/Inconel625 双金属复合管微观组织与腐蚀性能

陈煜水¹⁾, 刘景阳²⁾, 闫培庆²⁾, 彭铁旭¹⁾, 王超²⁾, 贾长友²⁾, 丛玉安²⁾,
胡艳梓²⁾, 李旭²⁾, 方伟^{1,3)}✉

1) 河北工业大学材料科学与工程学院, 天津 300132 2) 沧州隆泰迪管道科技有限公司, 沧州 061000

3) 河北省"一带一路"先进材料国际联合研究中心, 天津 300132

✉通信作者, E-mail: fangwei@hebut.edu.cn

摘 要 采用堆焊工艺制备 X65/Inconel625 双金属复合管, 系统研究了各堆焊层的微观组织演变及成分分布特征, 并通过 ASTM G28 A 法(硫酸铁-硫酸腐蚀实验)揭示了双金属复合管晶间腐蚀性能的影响规律。结果表明, Inconel625 堆焊层呈现出典型的枝晶组织特征, 在枝晶间存在大量析出相, 越靠近熔合线, 枝晶间析出相数量越多。堆焊层中析出相分为两种, 一种是尺寸较小的颗粒状 (Nb,Ti)C 碳化物析出相, 另一种是尺寸较大且形状不规则的块状 M_6C 或者 Laves 析出相。堆焊过程中, X65 钢中的 Fe 元素会向堆焊层中扩散, Fe 元素扩散到堆焊层中会稀释 Inconel625 中的其他元素, Fe 质量分数的升高不仅会导致 Ni、Cr 含量下降, 还会促进 Nb、Mo 在枝晶间偏聚, 间接增加析出相数量, 在析出相与周围基体之间形成宽度大概为 $1\ \mu\text{m}$ 的贫 Cr 区。在硫酸铁-硫酸腐蚀实验中, 腐蚀源于析出相界面贫 Cr 区的电化学溶解, 此处形成腐蚀电池加速溶解, 析出相脱落形成腐蚀坑, 随着腐蚀进行, 腐蚀坑之间相互连接从而形成更为严重的枝晶间腐蚀。腐蚀速率与 Fe 质量分数呈正相关 ($y=0.8+0.0385x$, 其中 y 为腐蚀速率, x 为 Fe 元素质量分数)。

关键词 堆焊; 增材制造; 双金属复合管; 镍基合金; 腐蚀性能

分类号 TG455; TF125

Microstructure and corrosion performance of X65/Inconel625 bimetallic composite pipes

CHEN Yushui¹⁾, LIU Jingyang²⁾, YAN Peiqing²⁾, PENG Tiexu¹⁾, WANG Chao²⁾, JIA Changyou²⁾, CONG Yu'an²⁾,
HU Yanzhi²⁾, LI Xu²⁾, FANG Wei^{1,3)}✉

1) School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300132, China

2) Cangzhou Longtaidi Pipeline Technology Co., Ltd., Cangzhou 061000, China

3) "The Belt and Road Initiative" Advanced Materials International Joint Research Center of Hebei Province, Tianjin 300132, China

✉Corresponding author, E-mail: fangwei@hebut.edu.cn

ABSTRACT X65/Inconel625 bimetallic composite pipes were fabricated by surfacing welding. The microstructural evolution and compositional distribution characteristics across the various weld cladding layers were systematically investigated. The influence on intergranular corrosion resistance of the bimetallic composite pipes in the ASTM G28 A method (ferric sulfate-sulfuric acid corrosion

收稿日期: 2025-03-05

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51701061)

DOI: [10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2025030006](https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2025030006); <https://pmt.ustb.edu.cn>

test) was elucidated. The results indicate that the Inconel 625 cladding layers exhibit the characteristic dendritic microstructure, with significant amount of precipitates present in the interdendritic regions. The number of interdendritic precipitates increases closer to the fusion line. Two types of precipitates are identified within the cladding layer: the small and granular precipitates identified as (Nb,Ti)C carbides, and the larger and irregularly shaped blocky precipitates identified as either M_6C phase or Laves phase. During the welding process, Fe diffuses from the X65 steel substrates into the cladding layers. This diffusion of Fe dilutes the concentration of other elements in the Inconel 625. The increase in Fe mass fraction not only leads to the decrease in the content of Ni and Cr, but also promotes the segregation of Nb and Mo in the interdendritic regions, indirectly increasing the number of precipitates. A Cr-depleted zone approximately 1 μm wide forms at the interface between these precipitates and the surrounding matrix. In the ferric sulfate-sulfuric acid corrosion test, the corrosion initiates at the electrochemically active Cr-depleted zones surrounding the precipitates. At these sites, galvanic cells form, accelerating dissolution; the precipitates detach, forming the corrosion pits. As corrosion progresses, these pits interconnect, leading to more severe intergranular corrosion. The corrosion rate shows a positive correlation with the Fe content as $y=0.8+0.0385x$, where y is the corrosion rate and x is the mass fraction of Fe.

KEY WORDS surfacing welding; additive manufacturing; bimetallic composite pipes; nickel-based alloys; corrosion resistance

随着能源工业与海洋工程领域的快速发展,油气输送管道及化工装备对材料的耐蚀性、强度及经济性有了更高要求。X65 管线钢因具有优异的力学性能和较低的成本常常被用作输送管道材料,但是由于管道长期与含氯、 H_2S 、 CO_2 的环境接触,导致严重的腐蚀及损坏情况,X65 钢单一金属材料难以兼顾结构强度与极端腐蚀环境下的服役性^[1]。Inconel625 是一种 Ni-Cr-Mo 固溶强化型高温合金,具有优异的力学性能,并且由于 Cr, Mo 等元素的存在,使其同时具备优异的耐腐蚀性能^[2-3],拥有在恶劣腐蚀环境中长期服役的能力,这种耐腐蚀性优异的合金常常通过堆焊等技术熔覆到碳钢上形成双金属复合结构^[4-5],这种材料的复合设计既保留了基体金属(X65 钢)优异的力学性能与成本优势,又被赋予覆层金属(镍基合金)卓越的耐蚀性,成为深海油气田、高含硫气田等苛刻环境中的理想选择^[6]。其中,采用堆焊技术制备的 X65/Inconel625 双金属复合管,因其界面结合强度高、工艺适应性强,已成为国内外工程应用的研究热点。

然而,工程实践表明此类复合管在通过 G28 标准(ASTM G28-02)评价晶间腐蚀敏感性时,堆焊层腐蚀速率易出现波动,局部区域甚至显著超出标准合格阈值。这一现象暴露出堆焊界面微观组织演变与腐蚀失效机制的复杂性。一方面,堆焊过程中 X65 钢与 Inconel625 合金的冶金互扩散可能导致覆层成分稀释,形成贫 Cr 的过渡区,削弱其钝化能力^[7];另一方面,枝晶偏析及二次相析出可能成为局部腐蚀萌生的优先路径^[8-9]。黄迪等^[10]采用热丝钨极氩弧焊在 DNV GL450D 钢管表面整管堆

焊 UNS N06625,研究焊接工艺参数对冶金式双金属复合管堆焊层稀释率的影响。结果表明,随着焊接电流的减小,钨极尖端钝边直径的增大及焊丝直径的增大,堆焊过程中母材熔化减少,堆焊稀释率降低,耐腐蚀性有所提高。王匀等^[11]采用热丝钨极氩弧焊在 AISI8630 表面堆焊 Inconel625,研究基体表面粗糙度对堆焊层组织和耐腐蚀性能的影响。结果发现,随着基体表面粗糙度降低,堆焊层稀释率降低,耐腐蚀性能提高。王顺花等^[12]对 Inconel 625 合金堆焊管板试样在 690 $^{\circ}C$ 进行不同时间的退火处理,探究退火过程中堆焊管板试样的耐蚀性变化。结果表明,堆焊层内在 γ -Ni 柱状树枝晶晶界及其附近会不断析出 MC 型碳化物、Laves 相和 γ' 相,致使堆焊层腐蚀速率单调增加,耐蚀性随之降低。现有研究多聚焦于焊接工艺及热处理工艺参数对微观组织及性能的影响,对于 X65/Inconel625 双金属复合管组织-成分-腐蚀速率之间的系统性量化关系研究相对较少,以及对 Inconel625 堆焊层 G28 腐蚀机理及腐蚀过程研究相对缺乏。

本文以 X65/Inconel625 堆焊复合管为研究对象,对不同堆焊层微观组织及成分进行表征,建立成分-组织-G28 腐蚀速率的量化关系,并对腐蚀过程和腐蚀机理进行研究。研究成果可为优化堆焊工艺参数、提升复合管工程可靠性提供理论依据,同时对拓展双金属结构在酸性环境中的应用具有重要指导意义。

1 实验材料及方法

采用堆焊工艺在 X65 钢管内表面堆焊 Inconel625

合金, 如图 1 (a) 所示。Inconel625 合金总层厚为 6.0 mm, 单次堆焊厚度为 1.5 mm, 共堆焊 4 层, 如图 1 (b) 所示。X65 基体与 Inconel625 堆焊层化学成分见表 1。按 ASTM G28 A 法 (硫酸铁-硫酸腐蚀实验) 标准在 X65 基体与 Inconel625 交界处 (即熔合线以上) 不同位置进行取样, 试样具体尺寸如图 1 (c) 所示。以试样下表面为基准, 在堆焊层第一层取 5 个试样, 取样间隔为 0.30 mm; 在堆焊层第二层及第三层各取 10 个试样, 取样间隔

为 0.15 mm。试样总数为 25 个, 在 25 个试样中取下表面分别位于堆焊层 1~3 层中部区域的共计 3 个样品, 与熔合线距离分别为 0.60 mm、2.25 mm、3.75 mm, 腐蚀实验前 (Before) 编号分别为 0.60B、2.25B、3.75B, 腐蚀实验后 (After) 编号分别为 0.60A、2.25A、3.75A。在 Inconel625 堆焊层最上层取样作为 Inconel625 初始对比样, 编号为 Inconel625-0 (代表无基体元素稀释合金)。

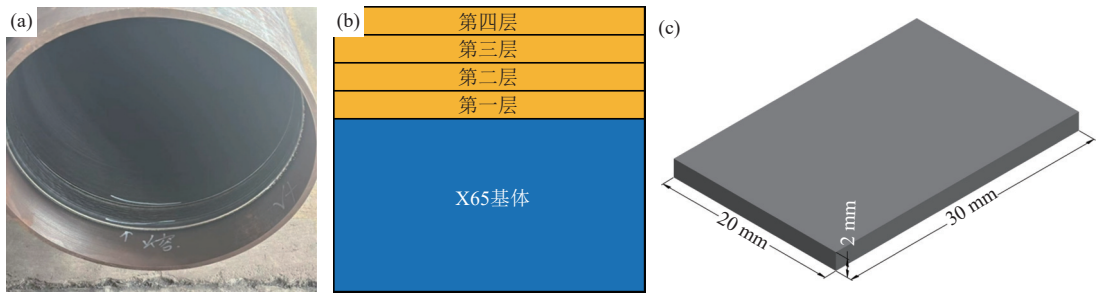


图 1 X65/Inconel625 双金属复合管外观形貌 (a)、堆焊结构示意图 (b) 和腐蚀实验试样尺寸 (c)

Fig.1 Appearance of X65/Inconel625 bimetallic composite pipes (a), schematic diagram of surfacing welding (b), and dimensions of corrosion test samples (c)

表 1 X65 基体与 Inconel625 堆焊层化学成分 (质量分数)
Table 1 Chemical composition of the X65 substrates and Inconel625 surfacing layers %

合金牌号	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	Mn	Si	Al	Ti	Co	P	S
Inconel625	余量	22.300	9.000	3.800	2.500	0.030	0.300	0.250	0.200	0.200	0.400	0.010	0.005
X65	—	—	—	0.040	余量	0.100	1.400	0.250	0.030	0.020	—	0.010	0.003

腐蚀实验前去除试样氧化皮、油污, 用砂纸逐级打磨, 确保表面清洁。仔细测量试样的表面积, 记录初始质量, 实验过程中使用的腐蚀液是质量分数 50% 硫酸铁和 50% 硫酸, 将试样放入锥形瓶, 在整个浸泡腐蚀实验过程中, 保持溶液在加热板上轻微沸腾, 使用沸腾石和冷指型冷凝器来防止腐蚀液蒸发, 总浸泡时间为 120 h。利用体积分数 10% 草酸溶液在 6 V 下电解抛光 5 s, 以获得清晰的显微组织。采用基于图像分析的等效面积法对材料中析出相面积分数进行定量统计, 通过扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 获取典型视场的显微组织形貌, 为消除局部组织不均匀性影响, 按照系统取样法在试样表面间隔一定距离选取 5 个非重叠视场进行图像采集, 对析出相位置进行标记, 标记处总面积与视场面积比值作为析出相面积分数计算值, 计算 5 个视场测量值的算数平均值作为最终统计结果, 同时计算标准差。采用扫描

电镜观察样品形貌, 并利用 JEOL JXA-8530F 型场发射电子探针显微分析仪 (field emission electron probe microanalyzer, EPMA) 对样品进行元素定量分析、元素线扫描分析及元素面扫描分析。

2 结果与讨论

2.1 Inconel625 显微组织观察及析出相分析

图 2 为电解腐蚀处理后 Inconel625-0、0.60B、2.25B、3.75B 试样显微组织, 可以观察到 Inconel625 微观结构为典型的枝晶组织。图 2 (a) 和 (b) 分别为堆焊层纵截面 (平行于基体平面) 和横截面 (垂直于基体平面) 组织形貌。这种组织形貌形成的主要原因是在焊接的过程中, 热量优先通过母材传递, 导致母材附近存在较大的温度梯度。枝晶沿着大温度梯度方向生长, 形成柱状枝晶。从显微组织中也可以观察到在枝晶间存在大量的析出相^[13]。图 2 (c) ~ (e) 为 0.60B、2.25B、3.75B 三个试

样纵截面组织形貌,通过对比可以发现,0.60B 枝晶间析出相的数量明显多于 3.75B。随后对 3 个试样的析出相面积分数进行统计,结果见图 2 (f),

随着离熔合线距离的变小,析出相面积分数逐渐提高,析出相数量与距熔合线的距离存在密切联系,取样位置越接近熔合线,析出相数量越多。

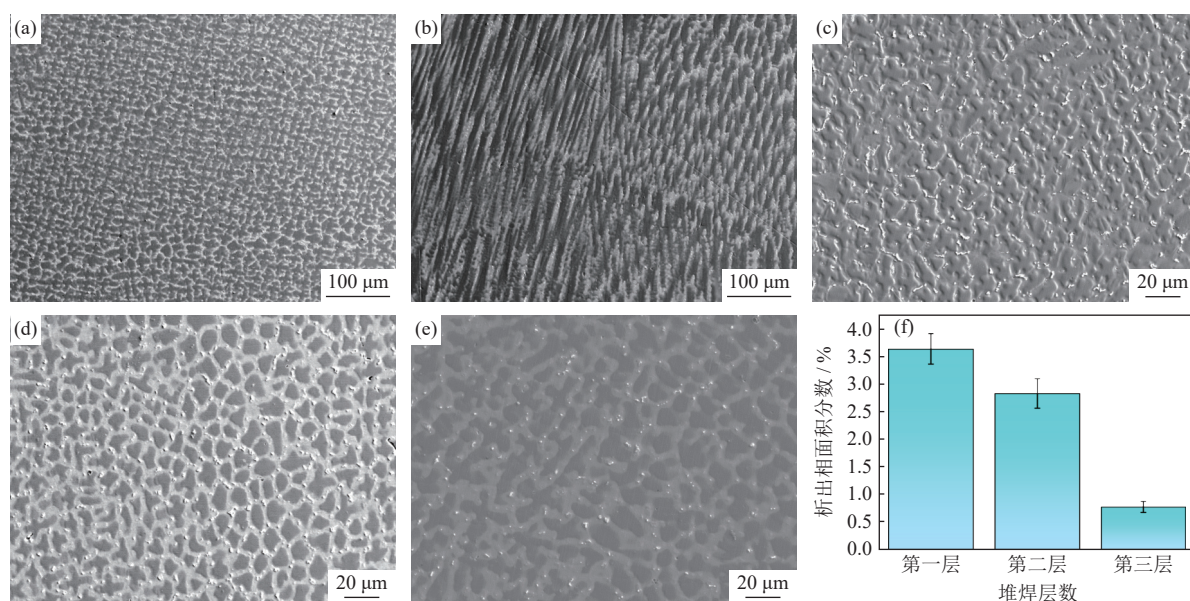


图 2 Inconel625 堆焊层显微组织形貌: (a) Inconel625-0 纵截面; (b) Inconel625-0 横截面; (c) 0.60B 纵截面; (d) 2.25B 纵截面; (e) 3.75B 纵截面; (f) 析出相面积分数统计

Fig.2 SEM images of the Inconel625 cladding layers: (a) Inconel625-0, longitudinal section; (b) Inconel625-0, transverse section; (c) 0.60B, longitudinal section; (d) 2.25B, longitudinal section; (e) 3.75B, longitudinal section; (f) statistical analysis of the precipitated phase area fraction

溶质元素在固相和液相中的分配行为由分配系数 (k) 决定。 $k < 1.0$ 时,溶质在液相中富集,反之溶质在固相中富集^[14]。Inconel625 是一种奥氏体镍基合金,Nb 的分配系数 (k_{Nb}) 在 0.3~0.5,远小于 1.0;Mo 的分配系数 (k_{Mo}) 在 0.5~0.7,同样小于 1.0,两种元素倾向于在液相中富集^[15]。凝固开始时,枝晶处为先凝固区域,由于 Nb、Mo 含量较低,溶质被不断排出到剩余液相中,导致枝晶间的液相中溶质含量不断升高,最终导致枝晶间区域 Nb、Mo 含量高于枝晶处。Nb、Mo 的富集在枝晶间区域形成析出相。从图 2 可以观察到各个堆焊层中析出相分为两种,一种是尺寸较小的颗粒状析出相,另一种是尺寸较大且形状不规则的块状析出相。对 0.60B 试样中的两种析出相进行电子探针元素面分析,结果如图 3 所示。图 3 (a) 为颗粒状析出相元素面分析结果,可以看到颗粒状析出相中 Nb、Ti、C 三种元素含量高于基体,Ni、Mo、Cr 三种元素含量低于基体,Fe 元素没有明显差异。图 3 (b) 为不规则块状析出相元素面分析结果,可以看出 Nb、Mo、Si、C 四种元素含量高于基体,

Fe 和 Cr 含量低于基体。因此,颗粒状析出相应为 (Nb,Ti)C 碳化物,块状析出相可能为 M_6C 相或者是 Laves 相,并且在其他研究中也观察到 Inconel625 中存在 (Nb,Ti)C 和 Laves 相^[13,16-17]。

2.2 Fe 元素(稀释率)对腐蚀速率的影响

在实际堆焊过程中,X65 钢中的 Fe 会向堆焊层中扩散,对堆焊层横截面(垂直于熔合线面)进行 Fe 元素线扫描分析及各元素定量分析,结果如图 4 所示。线扫描分析起点为熔合线以下 2 mm 基体处,从该位置向堆焊层线扫描分析,长度为 8 mm,包含 4 个堆焊层。从图 4 (a) 可以看出,距离 X65 基体越远,Fe 元素含量越少。不同堆焊层之间的 Fe 含量有较大差异,由于堆焊层第一层靠近 X65 基体,在焊接过程中 Fe 大量扩散到堆焊层中,使得第一层的 Fe 含量处在一个很高的水平,而第二层的 Fe 含量主要来自于第一层,所以第二层 Fe 含量较第一层明显减少。图 4 (b) 为图 4 (a) 的局部放大,可以看到第三层 Fe 含量较第二层也有一个比较明显的下降趋势,第三层和第四层之间 Fe 含量差距较小,也呈现下降趋势。

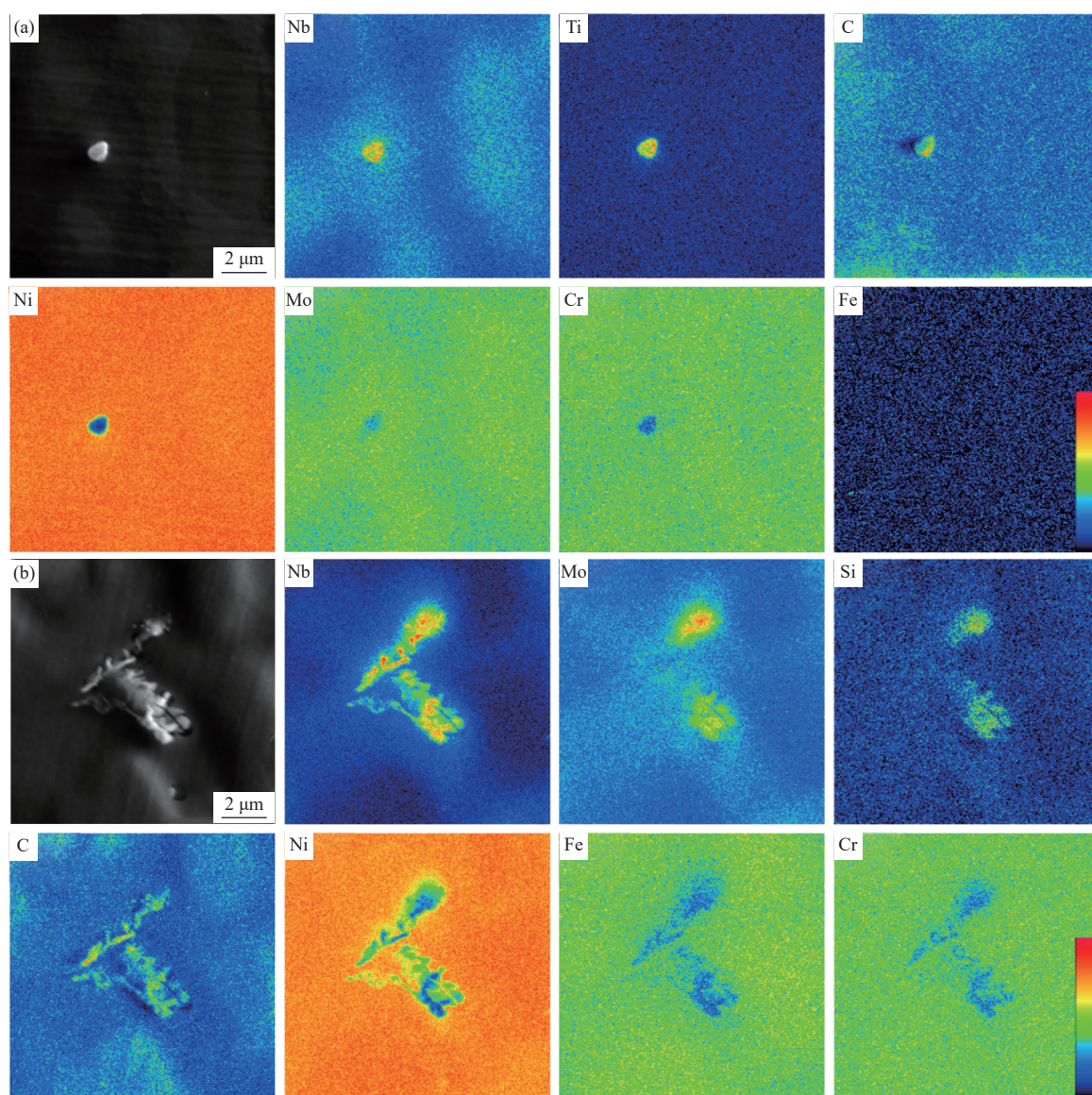


图 3 0.60B 试样中颗粒状析出相 (a) 和块状析出相面扫描分析 (b)

Fig.3 EMPA surface scanning analysis of the granular precipitated phases (a) and blocky precipitated phases (b) in 0.60B samples

从熔合线处开始, 向堆焊层顶部每隔 $30\ \mu\text{m}$ 打一个点, 共计 200 个点, 包含 4 个堆焊层, 对这 200 个点的元素含量进行统计。图 4 (c)、(d) 为 Fe 质量分数随距离的变化, 统计结果与线扫描结果一致。第一层中 Fe 质量分数较高, 约为 15.0%; 第二层中 Fe 质量分数相较于第一层显著下降, 约为 5.0%; 而第三层和第四层中 Fe 质量分数处于较低水平, 分别约为 0.8% 和 0.2%。其余元素质量分数随距离的变化如图 4 (e) ~ (h) 所示, 由于 Inconel625 是 Ni 基合金, 且含有较高质量分数的 Cr, 大量 Fe 从 X65 中扩散到堆焊层中会稀释 Inconel625 中的其他元素, 所以 Fe 质量分数的升高会导致 Ni、Cr 含量下降, 这与面扫描定量结果保持一致。不同堆焊层试样析出相面积分数的统

计结果表明, 取样位置越接近熔合线, 析出相数量越多, 与 Fe 的定量表征结果有很好的对应关系, 即取样位置越接近熔合线, Fe 含量越高, 析出相数量越多。

对试样进行 ASTM G28 A 法 (硫酸铁-硫酸) 腐蚀实验, 随后测定各个样品的腐蚀速率, 并对腐蚀试样 Fe 质量分数与腐蚀速率关系进行统计, 统计结果如图 5。统计结果具有一定的波动性, 造成腐蚀速率波动的原因有很多, 其中微观组织波动对腐蚀速率最终的测定有很大影响。图 6 为 0.60A, 2.25A 和 3.75A 试样腐蚀显微形貌, 可以观察到熔池搭接处腐蚀程度更加严重, 腐蚀试样所包含的熔池搭接区的面积对腐蚀速率有很大影响, 搭接区面积大的试样腐蚀速率更高。除此之外, 取样位置主

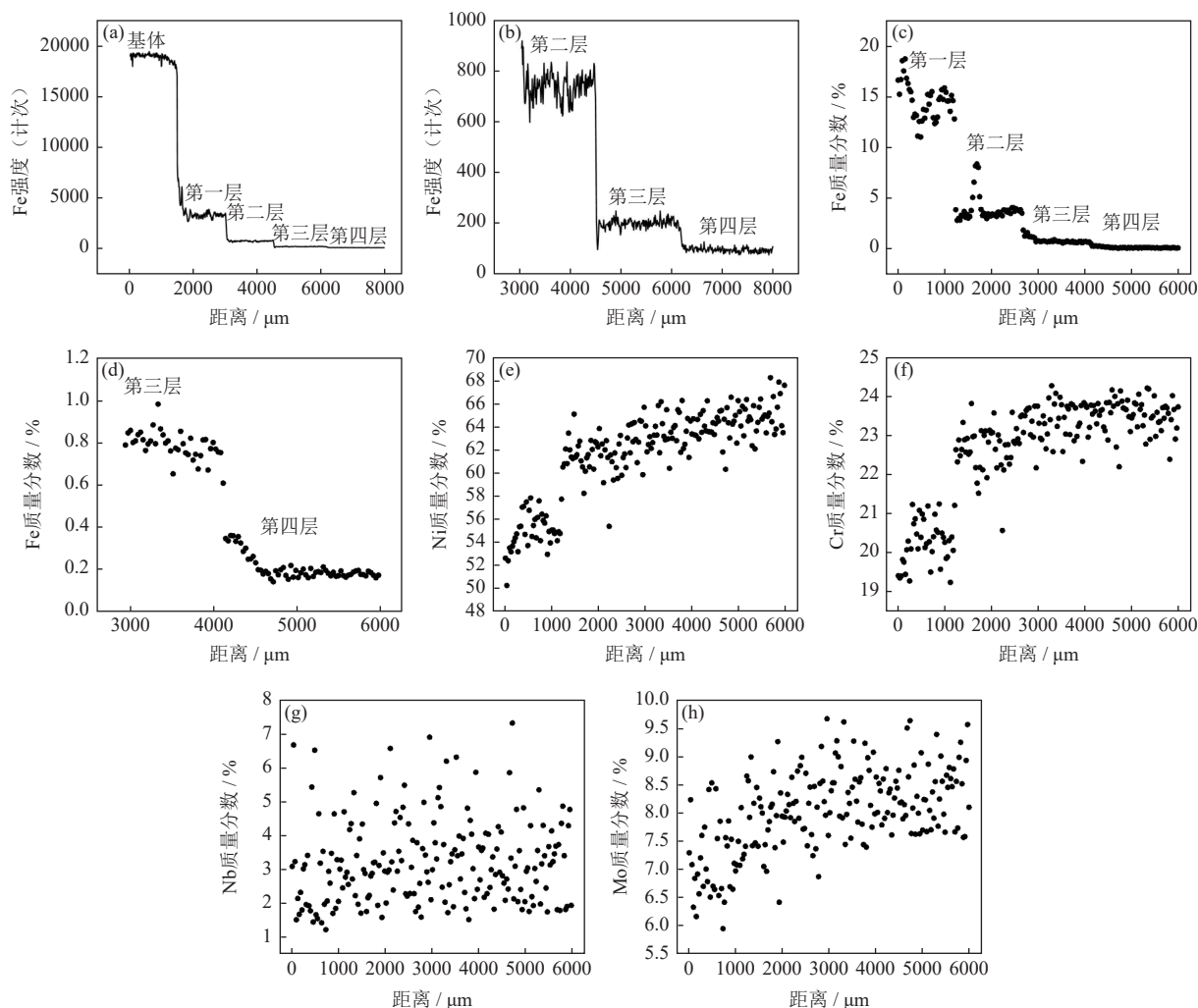


图4 堆焊层 Fe 元素线分析和各元素定量分析: (a) 整个堆焊层和部分基体中 Fe 元素线分析; (b) 堆焊层第二层到第四层中 Fe 元素线分析; (c) 整个堆焊层 Fe 定量分析; (d) 第三层到第四层 Fe 定量分析; (e) Ni; (f) Cr; (g) Nb; (h) Mo

Fig.4 Line analysis of Fe element and quantitative analysis of each element in surfacing layers: (a) line analysis of Fe element in entire surfacing layers with partial substrate; (b) line analysis of Fe element in the second to the fourth layers of the surfacing layer; (c) quantitative analysis of Fe element in entire surfacing layers; (d) quantitative analysis of Fe element in the third and the fourth layers; (e) Ni; (f) Cr; (g) Nb; (h) Mo

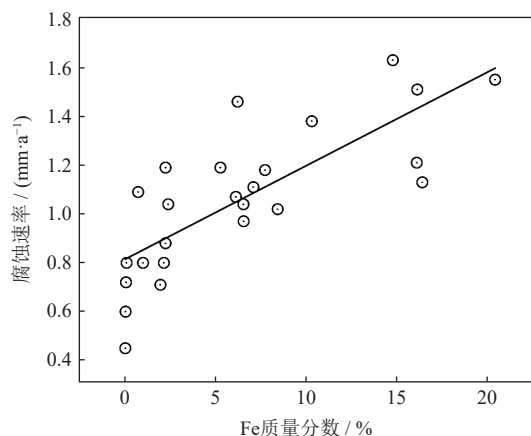


图5 Fe 质量分数与腐蚀速率关系曲线

Fig.5 Relationship between Fe mass fraction and corrosion rate

要是在熔合线以上, 由于熔合线并不是一条直线, 取得的样品会和理想情况有所偏差, 导致最终的腐蚀速率存在波动。虽然有波动性, 但腐蚀速率与 Fe 含量有明显关联, 随着 Fe 含量的提高, 腐蚀速率呈上升趋势。处于堆焊层第一层的试样 Fe 质量分数均高于 5%, 对应的腐蚀速率要高于 $0.9 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$; 当 Fe 含量为 1% 左右时, 腐蚀速率处于 $0.9 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 以下, Fe 含量为 2% 时, 腐蚀速率在 $0.9 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 处上下波动。对数据点进行拟合得到如下腐蚀速率与 Fe 质量分数关系: $y=0.8+0.0385x$, 其中 y 为腐蚀速率, x 为 Fe 质量分数。

通过以上 ASTM G28 A 法 (硫酸铁-硫酸) 腐

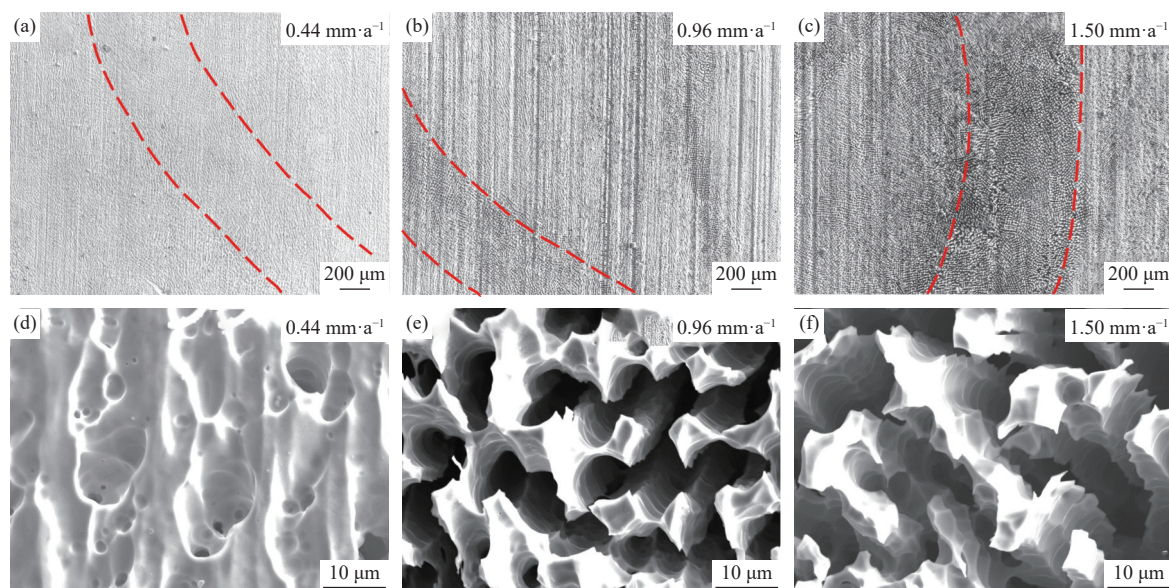


图 6 不同腐蚀速率下腐蚀形貌: (a)、(d) $0.44 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$; (b)、(e) $0.96 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$; (c)、(f) $1.50 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$

Fig.6 Corrosion morphology under different corrosion rates: (a), (d) $0.44 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$; (b), (e) $0.96 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$; (c), (f) $1.5 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$

蚀实验结果可知, 腐蚀速率虽存在一定波动, 但与 Fe 含量有明显关系, 越靠近 X65 基体, 其抵抗晶间腐蚀的能力越弱, 腐蚀速率越高, 这与 Fe 含量和稀释率的提高有着直接联系。腐蚀的发生是由于局部电位存在差异而造成电化学腐蚀, 根据前面对腐蚀速率的测定及对腐蚀前组织形貌的观察, 腐蚀速率高的试样其析出相数量明显要高于腐蚀速率低的试样。研究表明, Fe 含量增加会促进 Nb 和 Mo 元素向枝晶间区域偏聚^[3], 从而加速析出相地形成。这一过程导致晶间抗腐蚀性下降, 并显著提高了材料的腐蚀速率。用化学分析法计算稀释率, 如式 (1) 所示^[18-19]。

$$\eta = \frac{C_w - C_d}{C_m - C_d} \times 100\% \quad (1)$$

式中: η 为稀释率, C_w 为堆焊层中特定元素质量分数 (Cr、Ni), C_d 为焊材原始成分 (质量分数), C_m 为母材原始成分 (质量分数)。由于母材成分变化需要考虑前一层堆焊带来的影响, 对式 (1) 进行修正, 得到如式 (2) 所示分层计算模型, 其中母材成分计算如式 (3) 所示。由于焊材和母材中 Ni 含量差异最大, 在稀释过程中, Ni 元素具有最大浓度梯度, 故选取 Ni 元素作为标记元素。

$$\eta = \frac{C_{w,n} - C_d}{C_{m,n-1} - C_d} \times 100\% \quad (2)$$

$$C_{m,n} = C_{w,n}(1 - \eta_n) + C_{m,n-1}\eta_n \quad (3)$$

式中: n 为堆焊层序号 (1~4), $C_{m,n-1}$ 为第 n 层母材的 Ni 质量分数 (即 $n-1$ 层焊缝成分), $C_{m,0}$ =

0% (X65 中 Ni 含量)。假设焊材的 Ni 质量分数为 60%, 用电子探针实测堆焊层第一层 Ni 质量分数为 $C_{w,1}$, 则第一层稀释率和第二层母材成分分别如式 (4) 和式 (5) 所示。

$$\eta_1 = \frac{C_{w,1} - 60}{0.5 - 60} \times 100\% \quad (4)$$

$$C_{m,1} = C_{w,1}(1 - \eta_1) + 0\% \eta_1 \quad (5)$$

这里以第三层为例进行迭代计算, 将计算好的第三层 Ni 含量 ($C_{w,3}$) 带入式 (2) 中, 如式 (6) 所示。用电子探针测得每层 Ni 含量 ($C_{w,n}$), 计算各层的稀释率, 结果如表 2 所示。

$$\eta_3 = \frac{C_{w,3} - 60}{C_{m,2} - 60} \times 100\% \quad (6)$$

从稀释率的计算结果可以看到, 首层的稀释率很高, 后层受前一层的影响, 稀释率越来越低。从母材熔化区面积 (A_m) 和焊缝总截面积 (A_{total}) 出发对稀释率进行计算, 如式 (7)^[20] 所示, 稀释率和母材熔化面积成正比关系, 母材熔化面积越大, 稀释率越大, 在实际堆焊层数不变的情况下, 应当

表 2 堆焊层各层稀释率

堆焊层	堆焊层 Ni 质量分数 / %	稀释率 / %
第 1 层	38.6±0.1	35.7±0.6
第 2 层	52.1±0.2	22.4±0.8
第 3 层	57.3±0.3	19.2±1.1
第 4 层	59.4±0.4	12.2±1.5

降低热输入以减小母材熔化区域的面积来降低稀释率。比如通过减小焊接电流和提高焊接速度的操作方法来降低热输入,从而达到降低稀释率的目的^[21]。

$$\eta = \frac{A_m}{A_{total}} \times 100\% \quad (7)$$

2.3 腐蚀过程及腐蚀机理分析

0.60A、2.25A 和 3.75A 腐蚀试样经过 120 h 腐蚀失重试验后的腐蚀形貌如图 6 所示,腐蚀速率分别为 $1.50 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 、 $0.96 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 和 $0.44 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 。从图 6 (a) ~ (c) 低倍观察可见,试样表面出现腐蚀坑,腐蚀坑主要集中在熔池搭接区域,表明焊接过程热循环导致的组织不均匀性加剧了局部腐蚀敏感性。图 6 (d) ~ (f) 高倍观察显示,随着腐蚀速率提高,腐蚀坑直径显著增大,且坑壁呈现阶梯状扩展特征,表明腐蚀沿枝晶间区域选择性发展。在腐蚀试验开始前,堆焊组织中存在大量的析出相(图 2)。在腐蚀试验后,显微组织基本观察不到析出相,结合前文对 Fe 含量、析出相和腐蚀速率之间关系的分析,推测腐蚀开始于析出相的位置。

腐蚀前试样元素面扫描分析结果如图 7 (a) 所示,元素含量在枝晶及枝晶间存在明显差异。腐

蚀后的试样元素面分析如图 7 (b) 所示,腐蚀后的形貌呈现独立的枝晶状,且各元素分布相对均匀,对比腐蚀前的面扫描分析结果,腐蚀后析出相已完全消失,表明腐蚀作用具有区域选择性,可能发生在枝晶区域或枝晶间区域。腐蚀后保留的组织形态与未腐蚀前的枝晶区形貌高度相似,推测腐蚀主要发生在枝晶间区域。为了进一步验证,这里将腐蚀速率为 $0.96 \text{ mm} \cdot \text{a}^{-1}$ 的 2.25A 腐蚀试样表面打磨 1 mm,编号 2.25A-1,打磨后熔池中中部腐蚀形貌基本去除,由于前面提到熔池重叠搭接的位置腐蚀程度更大,所以经过打磨以后,熔池搭接处腐蚀形貌并未完全去除,一小部分得以保留。对两区域交界位置进行元素面分析,面扫描分析结果如图 7 (c) 所示,右侧为靠近熔池中部的的位置,由于腐蚀形貌已去除,可以明显看到枝晶与枝晶间区域元素含量的差异,枝晶间 Nb、Mo 含量明显高于枝晶区域;在左侧被腐蚀掉的区域,Nb、Mo 含量要低于未被腐蚀的区域,其余未被腐蚀的区域不存在元素偏析现象,结合前面的分析,说明被腐蚀的区域为枝晶间的位置。

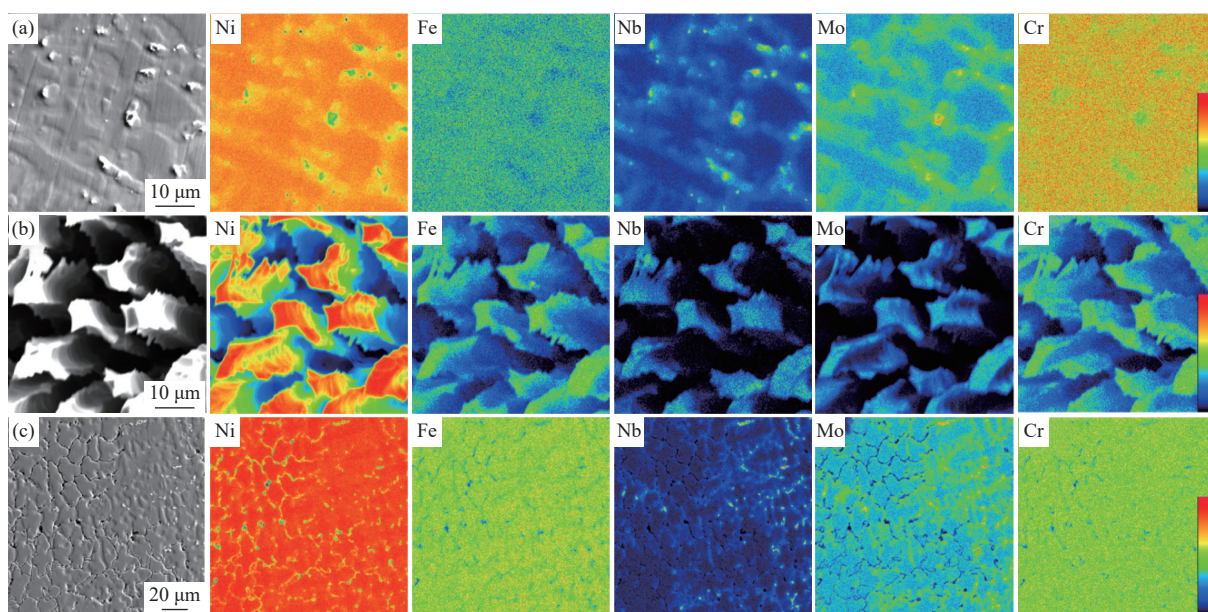


图 7 场发射电子探针显微分析元素面扫描结果: (a) 2.25B; (b) 2.25A; (c) 2.25A-1

Fig.7 EPMA elemental mapping results: (a) 2.25B; (b) 2.25A; (c) 2.25A-1

对 2.25B 样品析出相做长度为 $40 \mu\text{m}$ 的元素线扫描分析,结果如图 8 所示。可以看到 Nb、Mo 在析出相处存在富集,而 Cr 虽然波动性较大,但在析出相处存在宽度大概为 $1 \mu\text{m}$ 的 Cr 含量相对较低的区域。在析出相形成时,不同元素之间存在竞争

关系,对于 Nb、Mo 这类强碳化物形成元素会优先捕获,而 Cr 可能因为扩散速率差异或热力学驱动力不足,未能充分进入析出相^[22]。在析出相生长过程中, Nb、Mo 元素的快速扩散导致 Cr 在界面处的反向扩散受阻,形成局部的 Cr 浓度梯度,根据

Ni-Cr-Mo 三元相图也可以发现, Cr 在奥氏体基体的溶解度要明显高于析出相, 导致 Cr 在基体中含量更高, 基于以上原因, 在析出相与周围基体之间形成了宽度大概为 $1\ \mu\text{m}$ 的贫 Cr 区, 结合图 7 面扫描分析及图 8 线扫描结果, 腐蚀起始于析出相与基体界面处的贫 Cr 区。具体而言, 析出相形成时, Nb、Mo 这类强碳化物形成元素在枝晶间富集, 导

致 Cr 元素因扩散动力学限制无法充分补充至界面区域, 形成宽度约 $1\ \mu\text{m}$ 的贫 Cr 区。贫 Cr 区因钝化能力丧失, 在酸性介质中作为微电池阳极发生优先溶解, 其电化学反应可表述为: 阳极反应 $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$, $\text{Ni} \rightarrow \text{Ni}^{2+} + 2\text{e}^-$; 阴极反应 $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2\uparrow$, 阳极溶解导致析出相与基体界面结合力下降, 最终引发析出相脱落, 形成初始腐蚀坑。

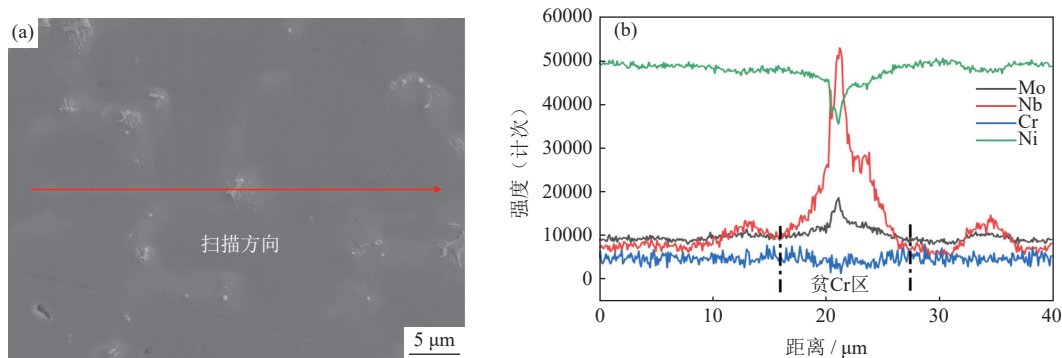


图 8 2.25B 样品线扫描示意图 (a) 和析出相线扫描结果 (b)

Fig.8 Line scanning analysis of 2.25B sample: (a) schematic diagram of line scanning; (b) line scanning results of precipitated phases

腐蚀坑的扩展受两方面因素驱动: 其一, 坑内闭塞区因腐蚀产物积累导致局部酸化, 进一步加速阳极溶解; 其二, 相邻腐蚀坑沿枝晶间通道连通, 形成连续腐蚀网络 (图 6 (d) ~ (e))。值得注意的是, 熔池搭接区因二次热输入导致枝晶粗化及析出相聚集, 也为腐蚀提供了更多优先路径, 因此图 6 (b) 与图 6 (a) 相比, 前者该区域腐蚀速率显著高于熔池中心。此外, Fe 阶梯分布通过双重机制影响腐蚀行为。一方面, 高 Fe 含量加剧稀释效应, 降低 Ni、Cr 等耐腐蚀元素的总体浓度, 削弱基体钝化能力; 另一方面, Fe 的扩散促进 Nb、Mo 枝晶间偏聚, 间接增加析出相数量。析出相密度与腐蚀速率的正相关性进一步验证了上述机理。

为进一步清晰表示 Inconel625 堆焊层腐蚀过程, 绘制如图 9 所示 Inconel625 组织示意图, 并对腐蚀过程进行总结。首先, 析出相所在区域为腐蚀发生的起始位置, X65 中的 Fe 扩散到堆焊层中, 导致堆焊层 Fe 含量上升, 促进了 Nb、Mo 向枝晶间偏聚, 使得堆焊层析出相数量上升, 此处由于贫 Cr 区的形成导致局部形成腐蚀电池, 加速腐蚀的发生, 析出相脱落, 由于析出相数量很多且析出相位于枝晶间区域, 随着腐蚀的进行, 贫 Cr 区腐蚀所形成的腐蚀坑逐渐变大, 腐蚀坑之间相互连接, 导致整个枝晶间区域的腐蚀。

基于上述机理, 可通过以下途径提升复合管耐

蚀性。(1) 控制稀释率。采用低热输入工艺 (如降低焊接电流、提高送丝速度), 限制 Fe 向堆焊层扩散。(2) 抑制析出相。引入后焊热处理 (如固溶处理), 促进 Nb/Mo 元素均匀化, 减少枝晶间偏聚。

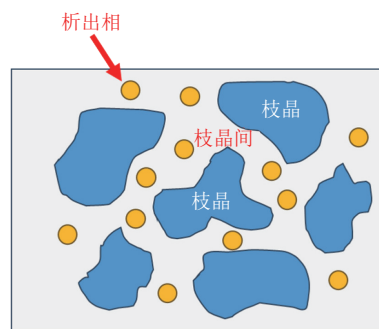


图 9 Inconel625 堆焊层组织示意图

Fig.9 Microstructure schematic diagram of Inconel625 surfacing layers

3 结论

(1) Inconel625 堆焊层为典型枝晶组织, 越靠近熔合线, 枝晶间区域析出相数量越多。

(2) Fe 质量分数沿堆焊层深度方向呈阶梯状分布; 随着试样 Fe 含量的提高, 腐蚀速率提高, 腐蚀速率与 Fe 质量分数线性拟合结果为 $y=0.8+0.0385x$ 。

(3) 中心区域和搭接区的腐蚀程度不同, 搭接区腐蚀更严重, 腐蚀坑直径更大。

(4) 腐蚀开始于析出相周围的贫 Cr 区, 此处形成腐蚀电池, 加速溶解, 析出相脱落形成腐蚀坑, 随着腐蚀进行, 腐蚀坑之间相互连接, 从而形成更为严重的枝晶间腐蚀。

参考文献

- [1] Hu C H, Li X F, Xiong H R, et al. Corrosion-resistant alloy composite pipes for submarine pipelines in offshore oil and gas fields. *Petro-Chem Equip*, 2015, 44(2): 85
(胡春红, 李秀峰, 熊海荣, 等. 海上油气田海底管道用耐腐蚀合金复合管. *石油化工设备*, 2015, 44(2): 85)
- [2] Yuan Z Y, Chang C, Qi H Y, et al. Effects of micro-TiC particles on microstructure and mechanical properties of selective laser melting Inconel 625 alloys. *Powder Metall Technol*, 2025, 43(1): 94
(苑振宇, 常成, 齐慧英, 等. 微米 TiC 颗粒对选区激光熔化 Inconel 625 合金微观组织及力学性能的影响. *粉末冶金技术*, 2025, 43(1): 94)
- [3] Yang B, Wang W K, Zhao J Q, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 20Cr1Mo1VTiB bolt steel during long-term aging. *J Nanchang Inst Technol*, 2023, 42(6): 6
(杨滨, 王维康, 赵吉庆, 等. 20Cr1Mo1VTiB 螺栓钢长期时效的组织演变及其力学性能. *南昌工程学院学报*, 2023, 42(6): 6)
- [4] Xu L Y, Shao C S, Tian L, et al. Intergranular corrosion behavior of Inconel 625 deposited by CMT/GTAW. *Corros Sci*, 2022, 201: 110295
- [5] Dong F, Zhang Z F, Yang B. Pitting corrosion resistance of thermally-aged Fe20Cr9Ni austenite-ferrite stainless steel. *J Nanchang Inst Technol*, 2023, 42(3): 60
(董芳, 张泽峰, 杨滨. Fe20Cr9Ni 奥氏体-铁素体不锈钢热老化后的点蚀性能. *南昌工程学院学报*, 2023, 42(3): 60)
- [6] Liu L, Feng C, Li R Z. Applications of nickel-based alloy for oil country tubular goods. *Mater Sci Forum*, 2020, 993: 604
- [7] Wang B, Li Y G, Li H Y, et al. Influence of homogenized annealing on the intergranular corrosion behavior of super ferritic stainless steel S44660. *Corros Sci*, 2025, 247: 112783
- [8] Meng X Z, Yang Z J, Li Y Y, et al. Intergranular corrosion in AA5083 alloy: The influence of grain boundary segregation and its detection via TEM. *J Mater Res Technol*, 2024, 30: 8529
- [9] Bartawi E H, Marioara C D, Shaban G, et al. Effects of grain boundary chemistry and precipitate structure on intergranular corrosion in Al-Mg-Si alloys doped with Cu and Zn. *Corros Sci*, 2024, 236: 112227
- [10] Huang D, Gao P, Wu L. Study on dilution rate of surfacing layer in 625 surfacing metallurgically bonded bimetallic composite pipe. *World Nonferrous Met*, 2021, 46(14): 17
(黄迪, 高鹏, 吴磊. 625 堆焊冶金式双金属复合管堆焊层稀释率的研究. *世界有色金属*, 2021, 46(14): 17)
- [11] Wang Y, Chen Y J, Xu Z Y, et al. Effect of substrate surface roughness on microstructure and corrosion resistance of Inconel625 deposited by hot-wire TIG surfacing. *J Mater Eng*, 2018, 46(7): 94
(王匀, 陈英箭, 许桢英, 等. 基体表面粗糙度对热丝 TIG 堆焊 Inconel625 组织和耐腐蚀性能的影响. *材料工程*, 2018, 46(7): 94)
- [12] Wang S H, Chen Y, Zhang J X, et al. Microstructure and corrosion resistance evolution of Inconel 625 alloy surfaced tube sheet during annealing process. *Heat Treat Met*, 2015, 40(12): 22
(王顺花, 陈宜, 张建晓, 等. Inconel 625 合金堆焊管板退火过程中的组织和耐蚀性变化. *金属热处理*, 2015, 40(12): 22)
- [13] Yi M, Tang W, Zhu Y Q, et al. A holistic review on fatigue properties of additively manufactured metals. *J Mater Process Technol*, 2024, 32: 118425
- [14] Martin P, Guillemot G, Hareland C A, et al. Kinetic effects during the plane-front and dendritic solidification of multicomponent alloys. *Acta Mater*, 2024, 263: 119473
- [15] Zhang H B, Liu F B, Li H B, et al. Effect of cooling rate on microsegregation during solidification of N06625 alloy. *China Metall*, 2022, 32(12): 48
(张海宝, 刘福斌, 李花兵, 等. 冷却速率对 N06625 合金凝固过程微观偏析的影响. *中国冶金*, 2022, 32(12): 48)
- [16] Zhang J R, Di X J, Jiang X, et al. Effect of synchronous electromagnetic stirring on Laves phase morphology and mechanical property of Inconel625-HSLA steel functionally graded material fabricated by wire arc additive manufacturing. *Mater Lett*, 2022, 316: 132015
- [17] Meng W, Zhang W H, Zhang W, et al. Fabrication of steel-Inconel functionally graded materials by laser melting deposition integrating with laser synchronous preheating. *Opt Laser Technol*, 2020, 131: 106
- [18] Song B, Hussain T, Voisey K T. Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study. *Phys Procedia*, 2016, 83: 706
- [19] Wang W J, Zheng Y F, Zheng W J, et al. Dilution induced variation of microstructure and mechanical properties on Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloy coatings prepared by laser cladding. *Surf Coat Technol*, 2024, 493: 131256
- [20] Evangeline A, Sathiya P. Cold metal arc transfer (CMT) metal deposition of Inconel 625 superalloy on 316L austenitic stainless steel: microstructural evaluation, corrosion and wear resistance properties. *Mater Res Express*, 2019, 6(6): 066516
- [21] Xue Z W, Wang H F, He N, et al. Study on intergranular corrosion mechanism of low dilution rate Inconel 625 weld overlay. *Corros Sci*, 2025, 244: 112659
- [22] Ren L, Liu C H, Zhang Y T, et al. Intergranular corrosion mechanism of Al-Cu alloy: Model and experimental validation. *Mater Charact*, 2025, 222: 114823