

氧化铁皮结构类型对 590 MPa 热轧双相钢耐蚀性的影响

Effect of Oxide Scale Structure Type on the Corrosion Resistance of 590 MPa Hot Rolled Dual-phase Steel

供稿|张宏亮¹, 郭立合¹, 王超² / ZHANG Hongliang¹, GUO Lihe¹, WANG Chao²

内容导读

钢材在热轧过程中表面会形成一层“锈皮”(即氧化铁皮), 这层锈皮的结构不同, 会直接影响钢材的耐锈能力。本研究以 590 MPa 级热轧双相钢为对象, 通过电化学测试与盐雾加速腐蚀实验, 对比了 2 种典型锈皮结构 (Type I 型与 Type II 型) 的防锈效果。实验发现, 无论哪种锈皮, 都能显著提升钢材的耐腐蚀性能, 优于无锈皮的裸钢。其中, Type II 型锈皮 (其与钢基体交界处主要为 Fe_3O_4 相) 结构更致密、孔隙更少, 防锈效果最好; 而 Type I 型锈皮 (交界处为 FeO 相) 则相对疏松, 更易发生锈蚀。盐雾实验结果表明, 2 种结构类型氧化铁皮试样在腐蚀周期内增重都符合抛物线规律, 在 48 h 内腐蚀增重趋势达到最大, 为界面控制反应; 48 h 后增重趋势减缓, 为扩散控制的反应。本研究结果不仅揭示了锈皮结构对钢材耐蚀性的影响机制, 也为钢铁企业优化生产工艺、提升产品表面质量与使用寿命提供了技术支撑。

钢铁工业是国家综合国力的重要体现, 作为国民经济的支柱产业, 其地位举足轻重。“十三五”期间, 我国钢铁材料在产量规模、品种结构、性能水平、工艺技术及科技创新等领域均取得显著进展, 有力支撑了国家经济建设。伴随科技进步与产业升级, 市场对钢材整体性能要求不断提升, 传统普通钢材产能过剩与高端高质产品供给不足的结构性矛盾日益突出。为达成产品高质量发展 and 提升行业核心竞争力的目标, 必须强化钢材表面质量研究^[1-5]。现如今国内部分钢铁企业热轧产品氧化铁皮缺陷问

题突出, 此类缺陷不仅直接损害钢材表面质量, 造成后续深加工废品率超出标准, 更因缺陷部位金属的严重氧化, 对正常生产和深加工造成显著危害。因此, 提升热轧钢材表面质量, 是提升我国钢铁产品国际市场竞争力、巩固行业地位的必然选择^[6-8]。

2010 年以来, 热轧板表面氧化铁皮控制技术在国内外钢铁企业科研领域受到重视, 然而不同结构类型氧化铁皮的区分控制界限仍较为模糊。以往研究主要聚焦于不同氧化铁皮结构对可除鳞性的影响, 氧化铁皮本身结构类型对钢板耐蚀性影响的讨论较

少^[9]。鉴于热轧不同阶段产生的氧化铁皮始终贯穿整个生产,上述生产过程对其致密性及耐蚀性亦产生关键影响,尤其是氧化层常呈现局部不完整性。当氧化层与基体界面结合性差造成基体暴露时,在导电介质存在下,裸露基体与氧化层间必定形成电偶腐蚀对,进而引发局部腐蚀。基于此,本研究依据以往实验结果并参考现场实际工艺,采用电化学测试及盐雾实验方法,检验判定钢板表面两种不同结构氧化铁皮与其基体耐蚀性之间的关联。

实验材料及方法

实验材料

本研究以 DP590 钢为对象,对 2 种表面状态的试样(氧化铁皮/基体界面处分别为 FeO 与 Fe₃O₄ 氧化相)进行电化学表征。DP590 钢化学成分如表 1 所示。

表 1 DP590 钢的化学成分(质量分数)								%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Fe
0.077	0.475	1.771	0.009	0.005	0.003	0.021	0.011	余量

实验方法

DP590 钢被切割成尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm 的试样。带有氧化铁皮面为电化学工作面,其余表面经 2200#砂纸打磨抛光平整。将绝缘铜导线焊接在待测氧化铁皮工作面的背面,非工作面部位使用冷镶嵌方法进行封装。电化学测试采用 PARSTAT 3000A 工作站,在室温(25℃)下质量分数为 3.5% 的氯化钠溶液中进行,使用 Pt 电极和饱和甘汞电极分别作为辅助电极和参比电极^[10]。

耐蚀性能评价采用盐雾实验法(依据 ASTM B117—19),以质量分数为 3.5% NaCl 溶液为介质,对 3 组试样进行测试:2 组为表面带有不同结构类型氧化铁皮的 DP590 钢试样及一组钢基体(裸金属)试样。实验前,试样经标准尺寸切割,采用丙酮溶液超声清洗除油后,酒精漂洗并吹干。使用游标卡尺测量其长度、宽度及厚度,并精确称量初始质量。实验于恒温 35℃ 条件下持续 48、96、144 和 192 h。实验终止后,试样经去离子水冲洗、冷风干燥后,进行宏观形貌拍照记录。腐蚀速率基于质量

损失数据,按式(1)计算:

$$w = \frac{m_0 - m_1}{2(a \cdot b + b \cdot c + a \cdot c)t} \times 10^6 \quad (1)$$

式中: w 为质量损失率, $\text{g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$; t 为试验时间, h ; m_0 及 m_1 分别代表试样原始质量及腐蚀后质量, g ; a 、 b 和 c 分别代表试样长度、宽度及厚度, mm ;

实验结果及讨论

组织结构分析

图 1(a) 和 1(b) 为 DP590 双相钢不同结构类型表面氧化铁皮形貌。图 1(a) 为 Type II 型氧化铁皮(界面处为 Fe₃O₄ 相):拉曼光谱分析(图 1(c))表明其主要含 FeO 相,体积分数约 65%。该 FeO 相内部存在较多空洞缺陷,其外围分布着不规则、不连续的 Fe₃O₄ 相。图 1(b) 为 Type I 型氧化铁皮(界面处为 FeO 相):该氧化铁皮主要由 Fe₃O₄ 相构成。表层部位为结构致密的 Fe₃O₄ 层。经拉曼光谱分析(图 1(d)),确认以不规则多边形 Fe₃O₄ 相为主,其体积分数达 80%,其余为 FeO 相。

电化学实验分析

图 2 为在质量分数为 3.5% NaCl 电解液中,具有 2 种不同结构类型氧化铁皮的试样(Type I 型和 Type II 型)以及钢基体试样的动电位极化曲线。其中,图 2(a) 表征界面处氧化相为 FeO 的 Type I 型试样,图 2(b) 表征界面处氧化相为 Fe₃O₄ 的 Type II 型试样。从图中可观察到:相较于钢基体试样,两类带氧化铁皮试样的极化曲线均发生左移,表明其自腐蚀电流密度均有所降低。值得注意的是,Type II 型试样的自腐蚀电位正向偏移量显著高于 Type I 型试样。这一结果说明,界面处为 Fe₃O₄ 相的 Type II 型氧化铁皮表现出更优异的耐腐蚀性能。

经对图 2 所示极化曲线进行拟合处理,提取得到不同类型试样的自腐蚀电流密度(i_{corr})及自腐蚀电位(E_{corr}),数据汇总于表 2。分析可知,具有 Type II 型氧化铁皮的试样呈现出最低的自腐蚀电流密度,意味着其最优的耐腐蚀性能。相比之下,裸钢基体试样表现出最高的自腐蚀电流密度,表明其腐蚀倾向最为显著。值得注意的是,Type I 型氧化铁皮试样的电流密度虽高于 Type II 型,但仍显著低于

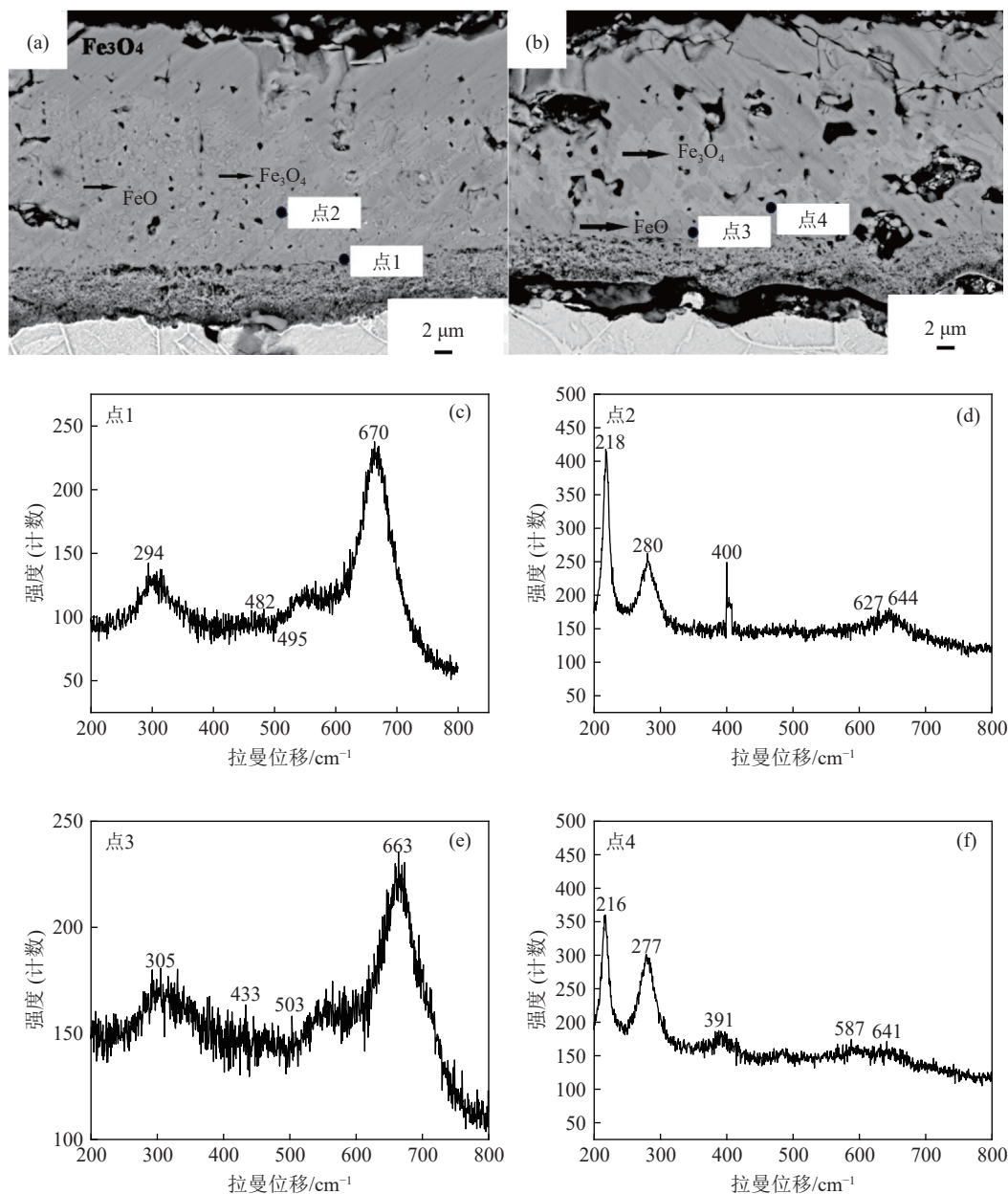


图1 不同结构类型氧化铁皮试样的截面形貌及拉曼光谱分析: (a) Type II型; (b) Type I型; (c, d) 图1(a)中点1(FeO), 点2(Fe_3O_4)对应拉曼光谱图; (e, f) 图1(b)中点3(FeO), 点4(Fe_3O_4)对应拉曼光谱图

钢基体。此结果证实, Type I型和Type II型氧化铁皮均能在一定程度上抑制钢基体的腐蚀, 发挥保护功能。

根据表中结果, 界面处为 Fe_3O_4 相的Type II型氧化铁皮试样呈现最低的自腐蚀电流密度与最高的自腐蚀电位, 表明其具有最优的耐腐蚀性能。Type I型试样参数次之, 而钢基体试样则表现出最高的自腐蚀电流密度和最低的自腐蚀电位, 腐蚀敏感性最

高。此现象可归因于氧化铁皮的物理阻隔作用: 结构致密的氧化层覆盖于钢基体表面, 能有效阻碍电解液中侵蚀性离子的渗透, 并抑制金属基体阳离子向溶液相的溶解(即降低阳极反应速率), 这是导致覆盖氧化铁皮试样自腐蚀电位正向偏移且自腐蚀电流密度减小的内在机制^[11-13]。

前述分析表明, 氧化铁皮的物理屏障作用依赖于其致密性, 理想状态下应使表面绝缘(孔隙率约

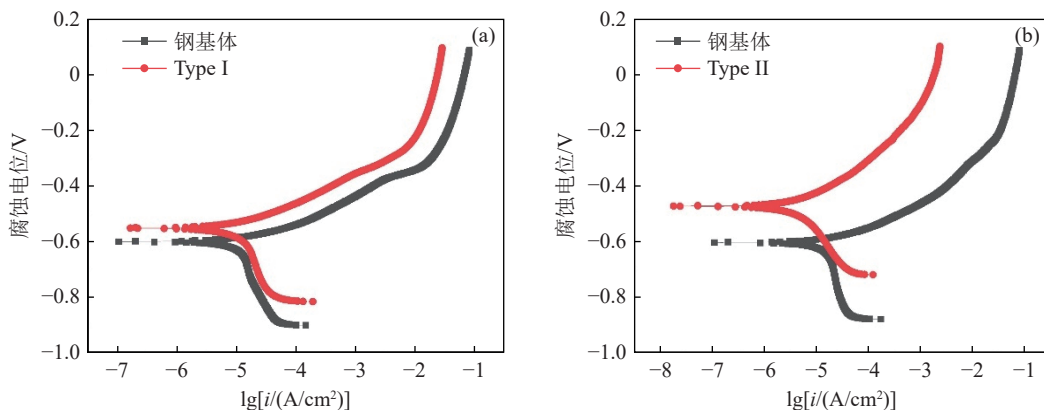


图2 不同结构类型氧化铁皮试样的极化曲线: (a) Type I型; (b) Type II型

表2 试样的电化学参数

试样	自腐蚀电位/mV	自腐蚀电流密度/($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
钢基体试样	-568.9	51.17
Type II	-491.8	8.13
Type I	-527.0	13.61

等于0%，自腐蚀电流密度趋近于零）。但实际热轧氧化铁皮为疏松多孔结构，加之轧制和卷取过程引入的裂纹、空隙等缺陷，使其不可避免地存在腐蚀活性（不同结构类型活性各异）。腐蚀的发生源于溶液中的离子通过氧化层缺陷渗透至基体界面，触发电化学反应^[14-16]。氧化层表面缺陷的密度与尺度直接关联腐蚀电流密度的大小——缺陷越多、空隙越大，腐蚀电流密度越高。鉴于腐蚀电流密度能间接反映离子渗透通道（即孔隙）的有效性，本研究据此将带氧化铁皮试样与裸钢基体试样的自腐蚀电流密度比值定义为该氧化层的孔隙率，计算公式如下所示：

$$R_{\text{corr},f} = \frac{I_{\text{corr},f}}{I_{\text{corr},o}} \quad (2)$$

式中， $I_{\text{corr},o}$ 和 $I_{\text{corr},f}$ 为无氧化铁皮钢基体和带氧化铁皮试样的自腐蚀电流密度。利用这些数值计算出的不同氧化层孔隙率：Type I型氧化铁皮试样的孔隙率为25.8%，而Type II型试样则约为15.9%。该数据表明，界面处为 Fe_3O_4 相的氧化层具有更高的结构完整性。与之相对，界面处为 FeO 相的氧化层完整性相对较低。究其原因， FeO 相本质上是一种具有疏松多孔结构的半导体氧化物，其晶体内部存在较高的离子空位浓度。这种结构特性不利于构建致密的物理屏障，从而对其耐腐蚀性能的提升产生负

面影响^[17]。

图3呈现了3类试样的电化学阻抗谱（EIS）图谱。该实验施加幅值为10 mV的正弦波扰动信号，通过测量系统阻抗模值（ $|Z|$ ）和相位角（ φ ）随频率（ f ）的变化关系，分析其腐蚀行为与机理。图谱分析表明：相较于钢基体试样，具有氧化铁皮的试样（Type I型和Type II型）均表现出更高的阻抗值，这证实了氧化铁皮对钢基体耐蚀性的保护效应。值得注意的是，孔隙率较低（15.9%）的Type II型试样其阻抗值显著高于孔隙率较高（25.8%）的Type I型试样。综上所述，基于动电位极化曲线、电化学阻抗谱以及孔隙率计算结果，从多个电化学维度一致阐明：试样表面的氧化铁皮（无论Type I型或Type II型）均对钢基体起到保护作用，且界面为 Fe_3O_4 相的Type II型氧化铁皮保护效果更为显著^[18]。

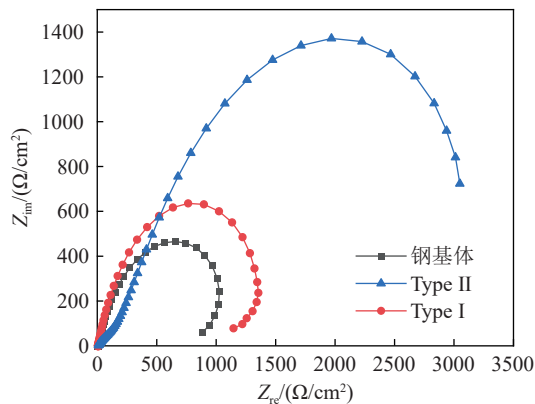


图3 不同试样类型的阻抗图谱

盐雾实验分析

本工作采用盐雾实验（一种广泛应用的加速腐

蚀评价方法)研究3类试样的腐蚀行为。每组试样设置4个平行样本以确保数据可靠性。盐雾暴露周期设定为48、96、144和192 h。各周期结束后,取出对应试样,依次进行宏观腐蚀形貌拍照记录和质量称量(用于计算腐蚀增重)。基于不同暴露时间下的质量增加数据,采用幂函数模型进行拟合,如式(3)所示:

$$\Delta w = Dt^\alpha \quad (3)$$

式中: Δw 为试样单位面积腐蚀质量增加, mg/cm^2 ; D 为扩散系数,与材料表面和环境因素相关; α 为常数,代表腐蚀发展趋势,随环境不同而变化。

基于式(3)对腐蚀质量增加数据进行拟合,获得的扩散系数 D 和参数 α 值列于表3, Type I 型试样、Type II 型试样及钢基体试样的 D 值与 α 值分别表示为: D_{II} , D_{I} , D_{ss} , α_{II} , α_{I} , α_{ss} 。拟合曲线的决定系数 r^2 (标准偏差) 介于 0.97 至 0.99 之间,表明拟合精度良好。在相同盐雾实验条件下,3 种试样的 D 值呈现显著差异: $D_{\text{II}} < D_{\text{I}} < D_{\text{ss}}$ 。这表明带有氧化铁皮的试样具有更优的初始耐蚀性,凸显了氧化铁皮对热轧钢板防护的关键作用。 α 值顺序为: $\alpha_{\text{II}} > \alpha_{\text{I}} > \alpha_{\text{ss}}$, 意味着无氧化铁皮试样的腐蚀发展速率相对较低。这种差异源于不同的腐蚀机制: 无氧化铁皮试样的腐蚀始于表面缺陷点并逐渐扩展至覆盖整个表面; 而带氧化铁皮试样则需待氧化皮层破裂后才会发生腐蚀。

表3 不同试样盐雾增重拟合所得 D 、 α 及 r^2 值

试样	D	α	r^2
Type I	0.32	0.17	0.99
Type II	0.27	0.19	0.97
钢基体试样	0.34	0.16	0.99

由图4的腐蚀质量增加曲线可知: 3 种试样的质量增加均随时间增加而累积。腐蚀行为在 48 h 前后发生明显转变: 48 h 内质量增加显著且呈线性特征, 48 h 后增速降低并趋于抛物线规律。在相同时间点, 试样的腐蚀增重存在显著排序: 无氧化铁皮试样 > Type I 型 > Type II 型。这表明氧化铁皮的存在降低了质量增加, 且 Type II 型氧化铁皮的防护效果优于 Type I 型。

氧化反应最初阶段, 氯化钠溶液首先与氧化铁

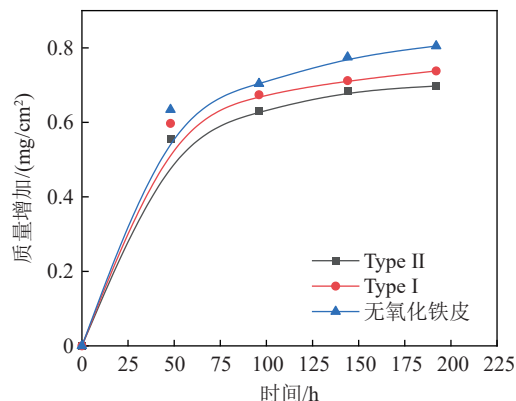


图4 3种试样的腐蚀增重曲线

皮反应, 在表面生成初始铁锈层, 为界面处化学反应。为了降低界面能, 该新生锈层倾向于与氧化铁皮保持共格关系, 导致界面区域变形困难并累积较高的弹性应变能, 最终引发表面裂纹。这一机制解释了初期腐蚀增重较快的原因。进入腐蚀中后期, 反应以电化学过程为主, 此时形成的锈层填充了表面裂纹和缺陷, 阻碍了腐蚀介质的进一步渗透, 即受电化学反应中介质扩散控制, 从而减缓了腐蚀速率。然而, 2 种氧化铁皮 (Type I 和 Type II) 对锈蚀的抵抗能力存在差异。其中, Type I 型试样的腐蚀增重量显著高于 Type II 型试样, 表明其耐蚀性低于具有 Fe_3O_4 相界面的 Type II 型试样。这一观察结果与前期电化学实验的结论相符。

图5展示了钢基体试样、Type II 型及 Type I 型试样在不同腐蚀周期下的宏观表面形貌。腐蚀初期 (<48 h), 钢基体试样锈蚀严重, 而 Type II 型试样仅出现局部锈蚀, 显示出优异的初期耐蚀性。随着腐蚀过程加剧, 实验钢表面铁锈厚度增加且颜色逐渐加深。实验钢几乎完全被铁锈覆盖; Type I 型试样锈层覆盖率约达 80%; 相比之下, Type II 型试样锈层覆盖程度较低。当腐蚀周期超过 144 h 后, 锈层呈现深褐色, 钢基体和 Type I 型试样基本被完全覆盖, 其耐蚀性明显逊于 Type II 型试样。可见, 在同一腐蚀周期内, 不同类型氧化层对钢基体提供的物理屏障保护效果存在显著差异, 这一形貌观察结果与腐蚀增重数据所揭示的规律相吻合。

盐雾实验 96 h 后实验钢的表面扫描形貌如图6所示。观察发现, Type I 型试样表面的锈蚀产物主要呈圆胞状, 结构不完整且较为疏松。相比之下,

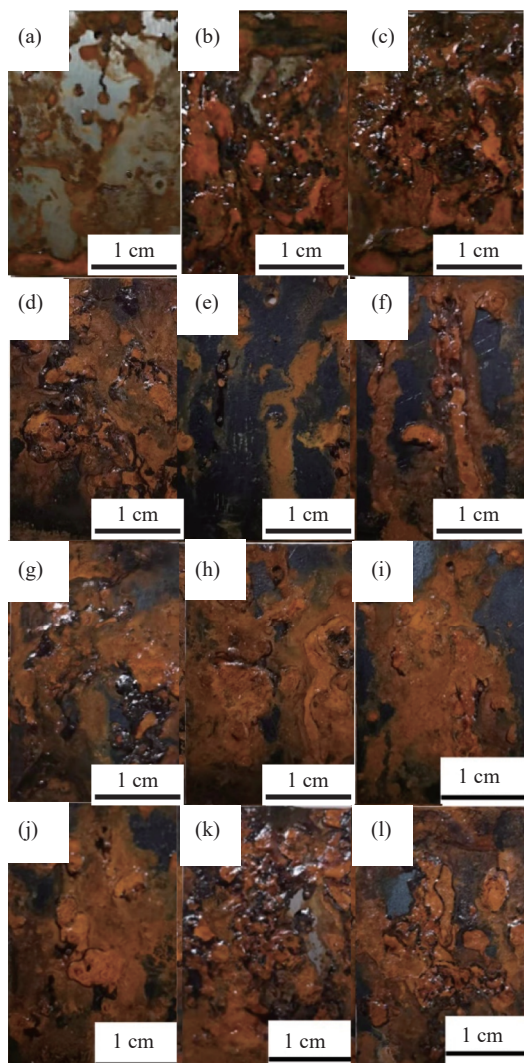


图5 3种试样经不同时间盐雾实验后宏观形貌: (a) 钢基体-48 h; (b) 钢基体-96 h; (c) 钢基体-144 h; (d) 钢基体-192 h; (e) Type II型-48 h; (f) Type II型-96 h; (g) Type II型-144 h; (h) Type II型-192 h; (i) Type I型-48 h; (j) Type I型-96 h; (k) Type I型-144 h; (l) Type I型-192 h

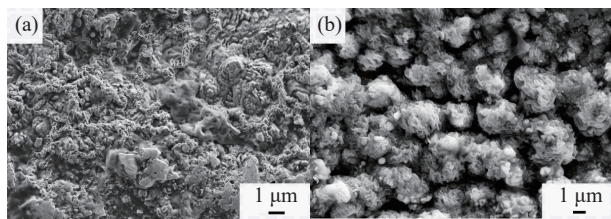


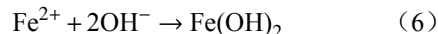
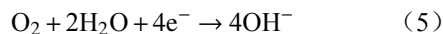
图6 盐雾实验96 h后 DP590 钢表面微观形貌 (a) Type I; (b) Type II

Type II 型试样表面的腐蚀产物则呈现出尺寸均匀、排列致密的特征。正是由于这种致密的结构, Type II 型腐蚀产物能为基体提供最优异的保护作用。

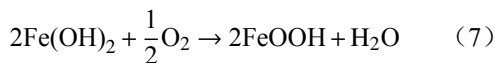
图7展示了 Type I 和 Type II 试样在 48 及 192 h

腐蚀周期下, 表面氧化铁皮区域和无氧化铁皮区域形成的腐蚀产物的 X 射线衍射图谱。如图 7(a) 所示, 最强衍射峰为 Fe_3O_4 , 表明其为腐蚀产物的主相。随着腐蚀时间延长 (至 192 h), $\alpha\text{-FeOOH}$ 的特征峰强度增强, 而 $\gamma\text{-FeOOH}$ 的峰强度减弱, 意味着 $\alpha\text{-FeOOH}$ 相含量增加。已知 Fe_3O_4 和 Fe 具有导电性, 而 $\alpha\text{-FeOOH}$ 是绝缘体且热力学稳定, $\gamma\text{-FeOOH}$ 则相对活泼。腐蚀过程中, $\gamma\text{-FeOOH}$ 可被还原为 Fe_3O_4 , 随后再氧化为 $\alpha\text{-FeOOH}$ 。这一转化机制导致长期腐蚀后 $\gamma\text{-FeOOH}$ 含量降低, $\alpha\text{-FeOOH}$ 含量升高。值得注意的是, $\alpha\text{-FeOOH}$ 与 $\gamma\text{-FeOOH}$ 的含量比值 (α/γ) 是评价锈层耐蚀性的关键指标, 比值越高, 耐蚀性越好。对比图 7(a) 和 7(c) 发现, Type I 型试样的 $\alpha\text{-FeOOH}$ 特征峰普遍弱于 Type II 型, 而两者 $\gamma\text{-FeOOH}$ 含量相近。因此, Type II 型试样具有更高的 α/γ 比值, 证实其耐蚀性优于 Type I 型。

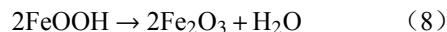
金属在潮湿环境中表面凝结水分子并形成微电池。表面覆盖连续电解质液膜时, 电化学腐蚀按以下反应进行:



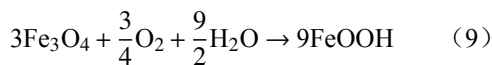
在阳极区域形成的 $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 腐蚀产物膜不稳定, 可被电解液层中溶解 O_2 氧化成 FeOOH 。



X 射线衍射图谱表明: 在潮湿环境的初始腐蚀阶段, 试样表面形成的腐蚀产物主要为细晶粒 $\gamma\text{-FeOOH}$, 而其内层则由 Fe_3O_4 和少量 $\alpha\text{-FeOOH}$ 构成。此外, 部分表面的 $\gamma\text{-FeOOH}$ 相会通过脱水过程转化为 Fe_2O_3 。



如 X 射线衍射图谱结果所示, 氧化层以 Fe_3O_4 和 Fe_2O_3 为主相。根据 Evans 腐蚀模型, 在盐雾条件下, 该氧化铁皮发挥强氧化剂作用驱动阴极极化, 对应反应见式 (9)。



根据吉布斯自由能图, 在铁锈氧化物体系中,

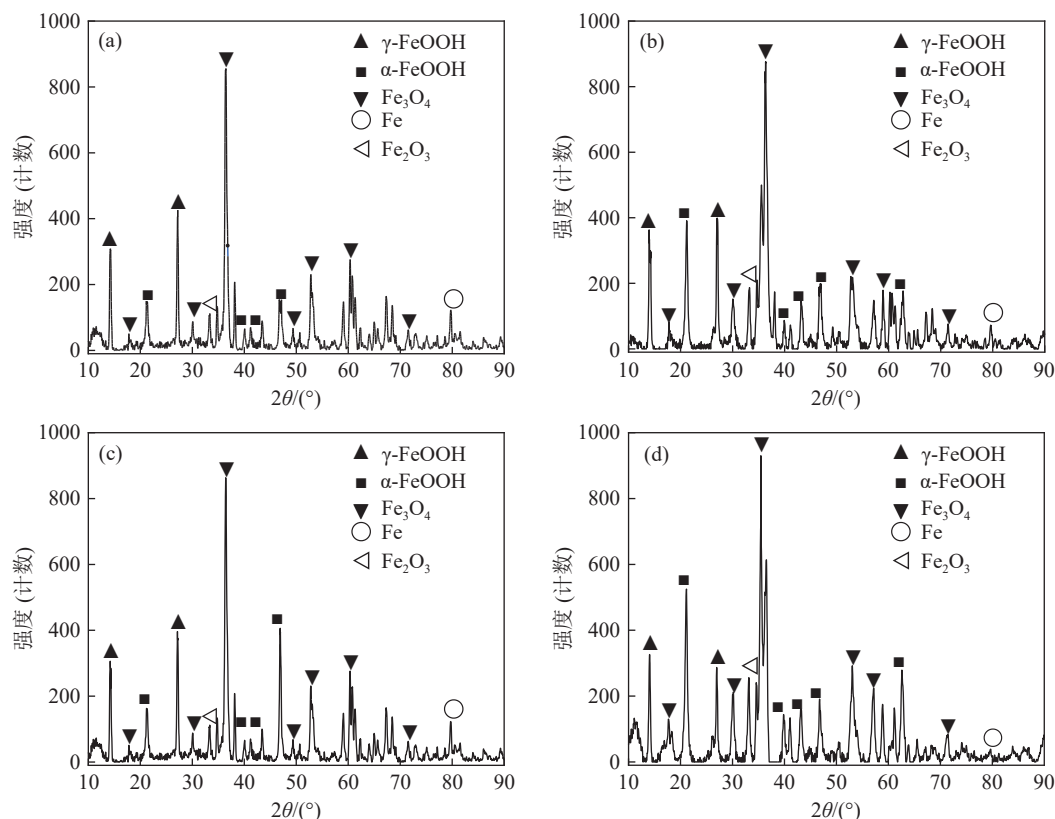


图7 DP590 钢表面形成腐蚀产物 X 射线衍射图谱: (a) Type I-48 h; (b) Type I-192 h; (c) Type II-48 h; (d) Type II-192 h

$\text{Fe}(\text{OH})_2$ 处于热力学不稳定状态, 其吉布斯自由能最高。因此, $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 会自发转化为更稳定的腐蚀产物相, 包括 $\alpha\text{-FeOOH}$ 、 $\gamma\text{-FeOOH}$ 、 Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 。

结束语

(1) 由电化学实验可知, 带氧化铁皮试样的自腐蚀电位正移、自腐蚀电流密度低于钢基体试样。其中, Type II 型试样 ($8.13 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) 的自腐蚀电流密度显著低于 Type I 型 ($13.61 \mu\text{A}/\text{cm}^2$), 表明其耐蚀性更优。

(2) 基于有/无氧化铁皮试样自腐蚀电流比值计算可知, Type I 型和 Type II 型氧化铁皮的孔隙率分别为 25.8% 和 15.9%。较高的孔隙率导致 Type I 型试样更易发生锈蚀。

(3) 盐雾实验中, 所有试样腐蚀增重随时间呈先线型后抛物线型增长。腐蚀初期 ($\leq 48 \text{ h}$) 增重显著, 受界面化学反应控制; 后期 ($> 48 \text{ h}$) 转为扩散控制, 增重放缓。在整个过程中, Type II 型试样的腐蚀增重速率始终低于 Type I 型, 进一步证实其优

异的耐蚀性。

参考文献

- [1] 康永林. “十三五”中国轧钢技术进步及展望. 钢铁, 2021, 56(10): 15
- [2] 于洋, 王畅, 王林, 等. 基于高温氧化特性的含 Si 钢红色铁皮缺陷研究. 轧钢, 2016, 33(2): 10
- [3] 李彦芳, 王超, 武会宾, 等. 不同卷取温度下 1800 MPa 热成形钢氧化行为研究. 轧钢, 2025, 42(1): 21
- [4] Yang C W, Cho S M, Kang Y H, et al. The effect of alloy compositions on the microstructure and the mechanical strength of oxide scales on four selected steels. *Mater Sci Eng A*, 2012, 556: 246
- [5] 陈月木. 热轧高强钢氧化铁皮控制技术研究 [学位论文]. 秦皇岛: 燕山大学, 2015
- [6] 刘胜. X70 管线钢表面氧化铁皮形成和演变机制 [学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2014
- [7] 景鹤. 热轧带钢氧化铁皮性质影响因素的研究 [学位论文]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017
- [8] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀. 北京: 化学工业出版社, 2003
- [9] 孙彬, 尤宏广, 赫明欣, 等. Fe-Si 合金的高温氧化行为. 沈阳大学学报, 2019, 31(4): 263

- [10] 曹光明, 石发才, 孙彬, 等. 汽车大梁钢的氧化铁皮结构控制与剥落行为. 材料热处理学报, 2014, 35(11): 162
 - [11] 王艳松, 李文亚, 杨夏炜, 等. 冷压焊界面结合机理与结合强度研究现状. 材料工程, 2016, 44(4): 119
 - [12] Yuan Q, Xu G, Liang W C, et al. Effects of oxygen concentration on the passivation of Si-containing steel during high-temperature oxidation. *Corros Rev*, 2018, 36(4): 385
 - [13] Wang C, Li Z, Wu H. Analysis of the microstructural transformation and oxidation behavior of Fe-0.9Cr alloy steel at 900~1150 °C. *Trans Indian Inst Met*, 2022, 75(1): 281
 - [14] Chen R Y, Yuen W. A study of the scale structure of hot-rolled steel strip by simulated coiling and cooling. *Oxid Met*, 2000, 53(5): 539
 - [15] Fan Q H, Fernandes A, Pereira E, et al. Adhesion of diamond coatings on steel and copper with a titanium interlayer. *Diamond Relat Mater*, 1999, 8(8/9): 1549
 - [16] Chalker P R, Bull S J, Rickerby D S. Review of methods for the evaluation of coating-substrate adhesion. *Mater Sci Eng A*, 1991, 140(C): 583
 - [17] Bull S J, Berasetegui E G. An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing. *Tribol Int*, 2006, 39(2): 99
 - [18] Strehblow H H. Passivity of metals studied by surface analytical methods, a review. *Electrochim Acta*, 2016, 212: 630
- 基金项目:** 辽宁省钢铁产业产学研创新联盟资助项目 (BG-BYGT-TE23-000020-0)。
- 作者简介:** 张宏亮 (1978—), 男, 工程师, 材料科学与工程专业。主要研究方向: 钢铁控制轧制及控制冷却。北营轧钢厂高级工程师。通信地址: 辽宁省本溪市平山区鞍钢集团本钢北营轧钢厂; E-mail: 15084267881@163.com。
- 通信作者:** 王超 (1985—), 男, 博士, 副教授, 《金属世界》第一届青年编委, 主要从事材料加工新工艺新技术, 通信地址: 辽宁省鞍山市辽宁科技大学材料与冶金学院; E-mail: wcustl@126.com。