



Al 含量对耐蚀钢相变行为及组织性能的影响

孙 傲^{1,2}, 杨 博³, 付青才⁴, 刘志伟^{1,2}, 张瑞琦^{1,2}, 孙继鸿^{1,2}, 刘志众^{1,2}

(1 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山 114009; 2 鞍钢集团钢铁研究院, 鞍山 114009; 3 鞍钢股份有限公司热轧带钢厂, 鞍山 114009; 4 鞍钢股份有限公司鲅鱼圈分公司, 营口 115007)

摘 要: 利用 Thermo-Calc 热力学计算软件、扫描电镜、拉伸试验机等设备对比研究了不同 Al 含量对耐蚀试验钢的相变行为、组织及力学性能的影响, 并通过电化学腐蚀试验及周浸腐蚀试验对不同 Al 含量试验钢的耐蚀性能进行了研究与分析。结果表明, $w[\text{Al}]$ 从 0.5% 增加到 1%, 试验钢中铁素体+奥氏体两相区范围缩小, 奥氏体形成温度从 1 450 °C 降低到 1 430 °C、渗碳体的析出温度从 760 °C 升高到 770 °C, Al 含量的提升对铁素体相的影响较大, 但对钢中的析出相影响较小。Al 含量的提升有助于组织中铁素体相的形成, 尽管 Al 含量的提升会增大钢中晶粒粗化的倾向性, 强度略有降低, 但可提高钢的塑性及低温冲击韧性, 尤其是对于提高钢的冲击韧性尤为显著。Al 含量的提升不仅有助于腐蚀电位正移、减小钢的腐蚀电流密度, 还可降低试验钢的腐蚀速率; 随着 Al 含量的增加, 试验钢的致密度及锈层中的具有保护作用的 $\alpha\text{-FeOOH}$ 相比比例提升, 有效地阻碍了腐蚀介质(Cl^-)的进一步渗透, 降低了腐蚀介质在锈层中的含量, 从而提高钢的耐海洋大气腐蚀性能。

关键词: Al 含量; 相变行为; 显微组织, 力学性能

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00053 **中图分类号:** TG142. 1

The Effect of Al Content on the Phase Transformation Behavior and Microstructure and Mechanical Properties of Corrosion-resistant Steel

Sun Ao^{1,2}, Yang Bo³, Fu Qingcai⁴, Liu Zhiwei^{1,2}, Zhang Ruiqi^{1,2}, Sun Jihong^{1,2}, Liu Zhizhong^{1,2}

(1 State Key Laboratory of Metal Materials for Marine Equipment and Application of Iron, Anshan 114009, China; 2 Ansteel Iron and Steel Research Institute, Anshan 114009, China; 3 Hot Strip Mill of of Angang Steel Co., Ltd., Anshan 114009, China; 4 Bayuquan Branch of Angang Steel Co., Ltd., Yingkou, China 115007)

Abstract: The effect of different Al contents on the phase transformation behavior, microstructure and mechanical properties of corrosion resistant steel were studied by using Thermo-Calc thermodynamic calculation software, scanning electron microscopy and tensile testing machine. And the corrosion resistance of experimental steels with different Al contents was studied and analyzed through electrochemical corrosion experiment and immersion corrosion test. The results show that when the Al content in $w[\text{Al}]$ increases from 0.5% to 1%, the range of ferrite and austenite two-phase zone in experimental steel decreases, the austenite formation temperature drops from 1 450 °C to 1 430 °C, and the precipitation temperature of cementite increase from 760 °C to 770 °C. The increase of Al content has a significant effect on the ferrite phase, but has little effect on the precipitation phase in steel. The increase of Al content is conducive to the formation of ferrite phase in the structure. Although the increase of Al content will increase the tendency of grain coarsening in the steel and slightly reduce the strength, it can improve the plasticity and low temperature impact toughness of the steel, especially for improving the impact toughness of the steel. The increase of Al content not only contributes to the positive shift of corrosion potential, decreases the corrosion current density of steel, but also reduces the corrosion rate of test steel. With the increase of Al content, the density of test steel and the proportion of protective $\alpha\text{-FeOOH}$ in the rust layer are improved, which hinders the further penetration of corrosive medium (Cl^-) and reduces the content of corrosive medium in the rust layer, thus improving the Marine atmospheric corrosion resistance of the steel.

Key Words: Content of Al; Phase Transition Behavior; Microstructure; Mechanical Property

近年来, 金属的腐蚀损失已经越来越引起重视, 不仅因为腐蚀降低了材料的使用寿命, 而且腐蚀会造成极大的安全隐患^[1-3]。低合金耐蚀钢因为

其优异的机械性能, 兼具价格和服役优势, 引起了广泛的研究^[4-5]。在钢铁生产中, 铝作为脱氧剂加入钢中, 能改善钢水流动性, 减少钢中气体。近些年

基金项目: 中国铁道科学研究院集团有限公司科研计划资助项目(2024ASA10002)

作者简介: 孙 傲(1990—), 男, 硕士, 工程师; **E-mail:** sunao199004@163.com; **收稿日期:** 2025-02-26

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

随着钢中添加 Al 降低钢的密度并产生优异的力学性能,成为了钢国内外的热点^[6-9]。钢中每添加 1% 的 Al,铁的密度降低 0.098 g/cm³,在不改变钢构件尺寸的情况下实现重量减轻^[10-11]。然而,现有的大多数研究都集中在低密度钢力学性能上,很少研究了 Al 含量对钢耐腐蚀性的影响^[12-14]。针对 2 种 $w[\text{Al}]$ 分别为 0.5%、1% 耐蚀钢进行研究,通过显微组织观察、机械性能和耐蚀性进行分析,研究 Al 元素对耐蚀钢的显微组织和耐蚀性的影响,为含 Al 耐蚀钢的生产提供理论指导。

1 基于热力学软件的试验钢平衡相计算

本次试验采用 200 kg 真空感应炉熔炼了 $w[\text{Al}]$ 分别为 0.5%、1% 的两种含 Al 试验钢,其化学成分见表 1。

为研究不同 Al 含量对试验钢的析出行为的影响,对所设计的两种含 Al 试验钢进行 Thermal-Calc 热力学进行计算^[15-16],结果如图 1 所示。

从图 1 中可以看出:含 Al 试验钢在不同温度下主要含有液相、 δ 铁素体相、 γ 奥氏体相、 α 铁素体相和 Fe_3C 渗碳体相等^[17]。图 1(a) 0.5% $w[\text{Al}]$ 试验钢相变过程发生如下:随着温度的降低,钢液中先析出的是 δ 铁素体相;温度降到 1450 °C 左右时,发生包晶反应,即 $\text{L}+\delta\rightarrow\gamma$,随后进入奥氏体单相区。在温度降到 890 °C 左右时,奥氏体 γ 发生共析转变,即 $\gamma\rightarrow\text{Fe}_3\text{C}+\alpha$ 。当温度低于 760 °C 时,钢中主要存在相

为 α 铁素体相和 Fe_3C 渗碳体相;图 1(b) 为 1% $w[\text{Al}]$ 试验钢的相体积分图,相比于 0.5% $w[\text{Al}]$ 试验钢,1% $w[\text{Al}]$ 试验钢的包晶反应温度有所下降,即在 1430 °C 左右时发生包晶反应。且 1% $w[\text{Al}]$ 试验钢的铁素体+奥氏体两相区范围缩小;当反应温度降低至 970 °C 左右时,奥氏体 γ 发生了共析转变。温度继续降低至 770 °C 以下时,钢中主要存在相为 α 铁素体相和 Fe_3C 渗碳体相。综上可知,随着钢中的 $w[\text{Al}]$ 从 0.5% 增加到 1%,包晶反应温度下降,奥氏体形成温度从 1450 °C 降低到 1430 °C;随着 Al 含量的增加,渗碳体的析出温度随 Al 含量的增加而增加,析出温度从 760 °C 变为 770 °C,但析出含量较少且差别不大。造成析出温度的升高的原因是 Al 是促进铁素体的形成元素,铁素体的析出温度高,扩散速度快,降低了渗碳体相转变难度,从而导致其共析反应温度升高。

此外,使用 JMatpro 软件进行相体积分图的相关计算如图 2 所示。与 Thermo-Calc 计算的相体积分图规律相似,随着 Al 含量的增加,相同温度区间内, γ 奥氏体含量下降, α 铁素体含量增加,但对析出含量的影响不大。两者的明显区别在于,在高温区域除了 $\text{M}(\text{C},\text{N})$ 析出相以外,还有 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 析出相存在。

2 轧制工艺参数控制

为保证加热时所添加的合金元素充分固溶,本次含 Al 试验钢铸锭加热温度为 1180~1210 °C,保

表 1 试验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the experimental steels											%
试验钢	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Als	Nb	Ti	Fe
0.5% $w[\text{Al}]$	0.07~0.08	0.2~0.5	0.35~0.65	≤0.03	≤0.03	0.80~1.20	0.2~0.35	0.4~0.6	≤0.03	≤0.03	Bal
1% $w[\text{Al}]$	0.07~0.08	0.2~0.5	0.35~0.65	≤0.03	≤0.03	0.80~1.20	0.2~0.35	0.9~1.1	≤0.03	≤0.03	Bal

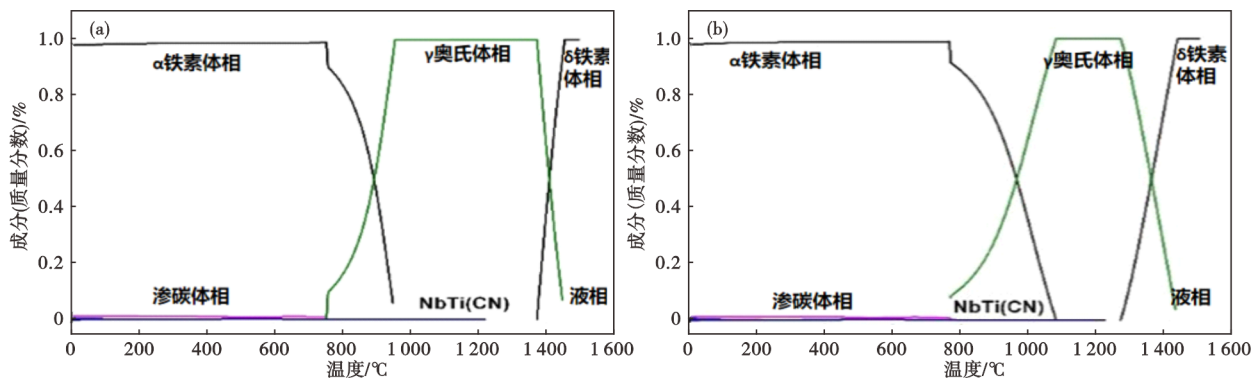


图 1 含 Al 试验钢中平衡相与温度的关系:(a)0.5% $w[\text{Al}]$, (b)1% $w[\text{Al}]$

Fig. 1 Relation between temperature and equilibrium phases in Al containing tested steels : (a)0.5% $w[\text{Al}]$, (b)1% $w[\text{Al}]$

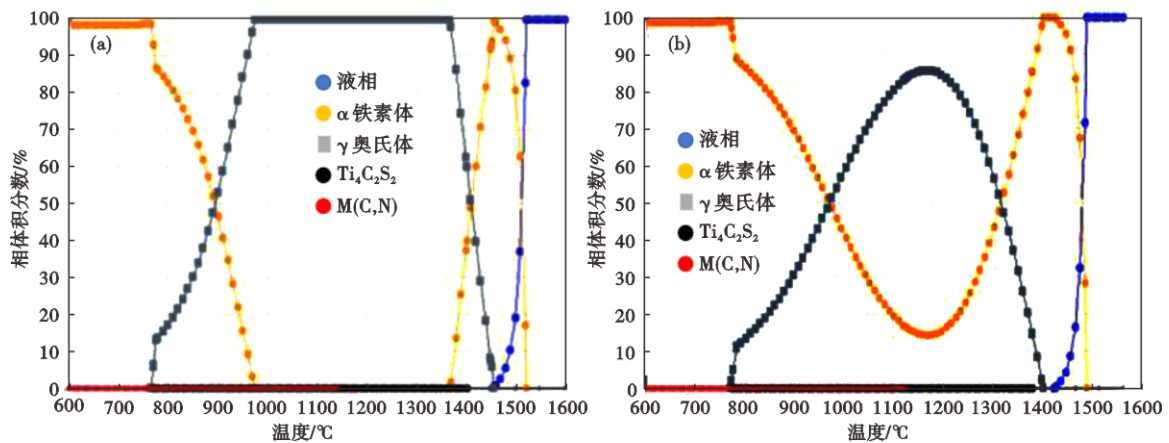


图2 含 Al 耐蚀钢相体积分数图:(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

Fig. 2 Phase volume fraction diagram of Al containing corrosion-resistant steel :(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

温 2 h。将直径 120 mm 铸锭轧制成 6 mm 钢板,中间坯厚度为成品厚度的 3 倍以上。试验钢轧制工艺参数见表 2。

表 2 含 Al 钢轧制工艺参数

Table 2 The rolling process parameters of Al containing steel

厚度/mm	粗轧温度/°C	精轧温度/°C	终轧温度/°C	道次变形量/%	卷取温度/°C
6	1 020~1 050	1 000~1 030	860~880	12~25	620~640

3 试验结果与讨论

3.1 组织的观察与研究

在 6 mm 厚度的试验钢板截取金相试样,经抛光、腐蚀后,在 ZEISS EVO MA25 钨灯丝扫描电子显微镜上观察不同 Al 含量试验钢的显微组织、拉伸及冲击断口形貌。

图 3 为不同 Al 含量试验钢金相组织照片。从图

3 中可以看出:0.5%w[Al]和 1%w[Al]试验钢的显微组织由铁素体和珠光体组成;与 0.5%w[Al]试验钢相比,1%w[Al]试验钢中的铁素体含量增多且晶粒略微发生粗化;含 0.5%w[Al]试验钢的铁素体晶粒平均尺寸约为 16 μm。含 1%w[Al]钢的铁素体平均晶粒尺寸约为 24 μm;利用 IPWIN6.0 软件手动统计并取平均值,由此得到 0.5%w[Al]和 1%w[Al]钢中铁素体体积分数分别为 93.4%、97.2%。这主要是由于 Al 是铁素体形成元素,具有强化铁素体、抑制铁素体向奥氏体转变的作用。但是随着 Al 含量的提升,会缩小奥氏体相区范围,导致高温下奥氏体晶粒数量减少,从而减少晶界数量,造成晶界迁移阻力下降的同时也降低了单位晶界内第二相的钉扎粒子密度。上述因素共同作用使得试验钢的晶粒发生粗化。

3.2 力学性能的检验与分析

根据 GB/T 228.1—2021,在试验钢上截取纵向

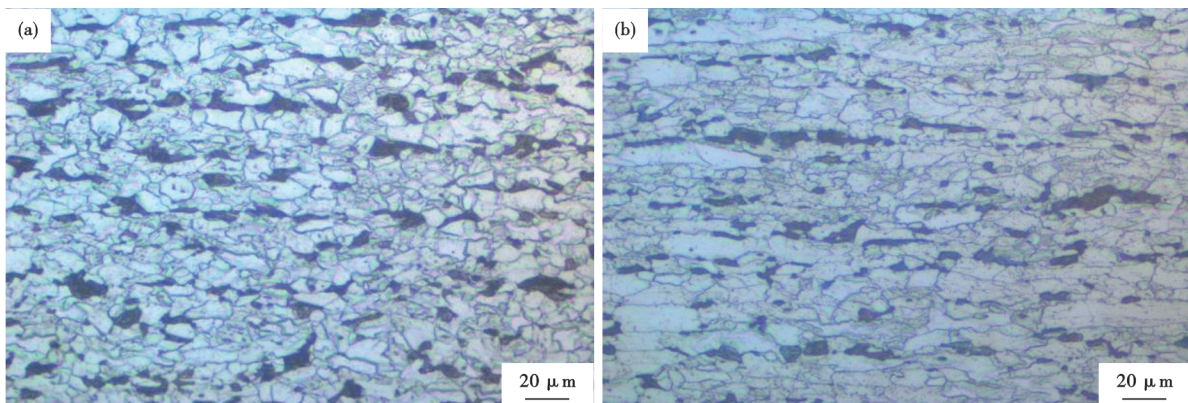


图3 含 Al 耐蚀钢显微组织:(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

Fig. 3 Microstructure morphologies of Al corrosion resistant steels :(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

拉伸试样进行室温拉伸试验;根据 GB/T 229—2020,取纵向 V 型冲击试样进行 -40 °C 冲击性能试验,试样尺寸为 10 mm × 5 mm × 55 mm。检测结果见表 3。

从表 3 中可以看出:随着 Al 含量的增多,试验钢中的强度有所下降,断后伸长率和冲击性能有所提升。结合上述组织观察结果可知,影响试验钢性能变化的主要因素可归因于:由霍尔-佩奇公式可知,晶粒粗化导致晶界数量减少,由于晶界对位错运动具有阻碍作用,晶界数量的减少减弱了位错滑移的阻力,从而降低了材料的强度^[18]。同时,Al 元素含量的增加造成了软相铁素体相的增多、硬相珠光体含量减少,且晶粒发生粗化,上述因素综合作用使得试验钢的强度降低、塑韧性增加。此外,从强度变化结果可看出,随着 Al 含量的增多,Al 元素带来的固溶强化效果并未抵消上述原因对强度造成的影响。

冲击断口形貌是决定冲击性能好坏的重要原因。断口处的韧窝数量越多、尺寸及深度越大,材料的韧性一般就越好。这是由于尺寸越大、深度越深的韧窝形貌反映了剧烈的协调塑性变形过程,该过程一般与位错、孪生等变形活动密切相关,是剧烈的耗能过程^[14]。因此,利用扫描电镜对冲击试样的断口形貌进行观察与分析,形貌结果如图 4 所示。由图 4 所示,0.5%w[Al] 钢与 1%w[Al] 钢的冲击断口

宏观形貌存在明显差别,图 4(a)断口相对平整,断口形貌由部分准解理和韧窝组成;而图 4(b)断口可看到明显的分层撕裂情况,形貌由大量且较深的韧窝组成。即随着 Al 含量的增加,试验钢发生塑性变形程度加大。由于试验钢的塑性变形程度反映其抵抗裂纹扩展的能力^[14],这意味着需要消耗更多的能量,可阻止裂纹的扩展,这与冲击韧性检验结果也是一致的。此外,从形貌观察结果也可看出,断口处存在的少量析出相,经 SEM 分析可知,这些析出相主要为 Al-O 化合物,而两种试验钢冲击断口处的析出相在数量及尺寸上未有明显差别。在本次试验中,随着 Al 含量的增加,钢中软相铁素体相含量增加、硬相珠光体含量减少,对裂纹的扩展阻力加大,从而提升材料的韧性。而微观形貌观察到的韧窝数量增多、深度加深,也验证了材料的韧性得到了进一步提升。

3.3 耐蚀性能的研究

3.3.1 电化学腐蚀试验

为对不同 Al 含量的试验钢及对比钢 Q345B 进行耐蚀性能评估与研究,本次试验采用电化学腐蚀法,使用 Garmy 电化学工作站在模拟海洋大气环境中对各试验钢进行极化曲线测试。电化学试验装置采用三电极体系。工作电极为待测试样,工作面积为 1 cm²;参比电极为饱和甘汞电极;辅助电极为铂丝网。腐蚀介质为 3.5%NaCl 溶液,试验温度为

表 3 厚度为 6 mm 的试验钢力学性能结果

Table 3 The mechanical properties results of tested steel with thickness of 6 mm

试验钢	ReH/MPa	Rm/MPa	A/%	-40 °C KV ₂ (纵向)/J			180°冷弯 (d=2a)
				实测值	均值		
0.5%w[Al]	403	561	22.6	42	39	37	39.3
1%w[Al]	376	549	24.5	55	49	53	52.3

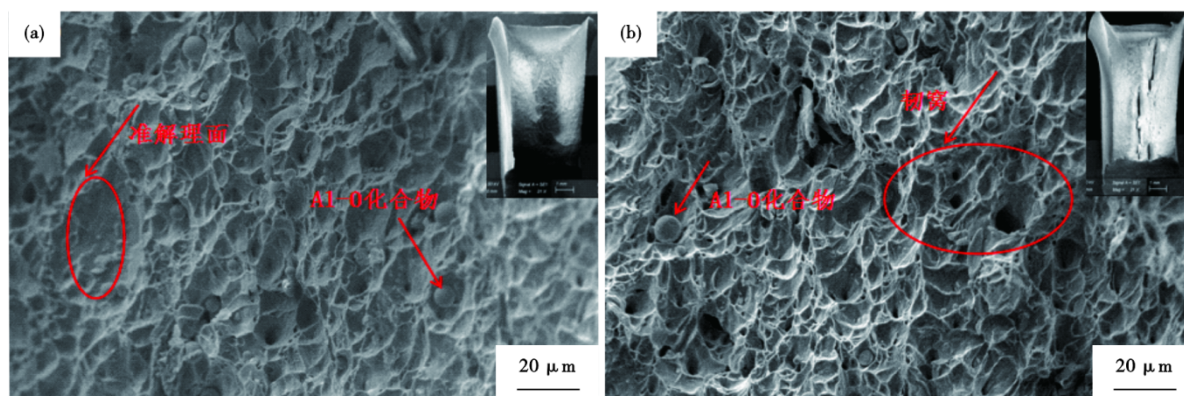


图 4 试验钢冲击断口微观形貌:(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

Fig. 4 Impact fracture morphology of tested steels : (a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

(25±1) °C, 扫描速度为 0.5 m/s^[19]。对比钢 Q345B 的成分满足 TB/T 1979—2014《铁道车辆用耐大气腐蚀钢》中规定的成分要求。

图 5 为不同 Al 含量的试验钢和对比试样 Q345B 在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线。通过对比材料极化曲线的自腐蚀电位 E_{corr} 和相同电位下不同曲线的极化电流密度 (I_{corr}) 就可评判材料的耐蚀性能^[20]。

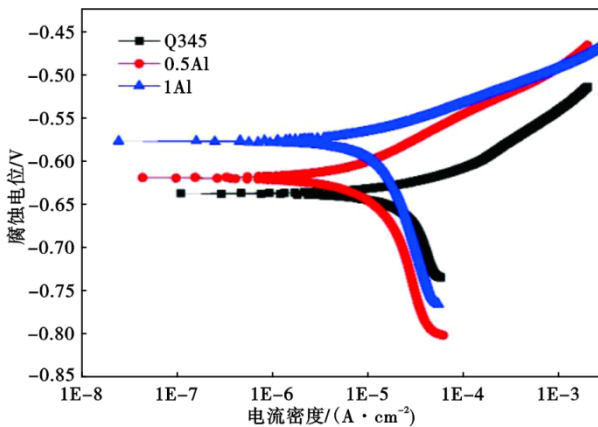


图 5 含 Al 试验钢在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线

Fig. 5 Polarization curve of Al containing tested steels in 3.5%NaCl solution

根据法拉第第二定律, E_{corr} 描述了腐蚀介质中电子损失的困难。 E_{corr} 越高, 材料的极化电阻就越大, 电荷转移越困难, 材料就越难被腐蚀; I_{corr} 是评价腐蚀反应动力学的一个重要参数, 它通常与材料在腐蚀介质中的腐蚀速率成比例。 I_{corr} 越小, 腐蚀反应速率越低, 材料的耐腐蚀性越强。即较低的电位 (E_{corr}) 和较高的腐蚀速率 (I_{corr}) 具有更好的耐腐蚀性。

从图 5 中的极化曲线结果可看出: 在 3.5%NaCl 溶液中, 1%w [Al] 试验钢的自腐蚀电位要高于 0.5%w [Al] 的自腐蚀电位, 即试验钢的腐蚀电位正移, 表明随着 Al 含量的增加, 材料的自腐蚀电位相应地提高, 即材料的耐蚀性能得到了提升; 此外, 随着 Al 含量的增加, 1%w [Al] 试验钢的极化曲线与 0.5%w [Al] 试验钢相比更靠近左边, 电流密度 (I_{corr}) 更小, 即 1%w [Al] 的试验钢表现出了更好的耐蚀特性。

3.3.2 周期浸润腐蚀试验

1) 腐蚀速率评价

本次研究采用周期浸润腐蚀试验来对试验钢的耐腐蚀性能进行评价。腐蚀介质为 3.5% 的 NaCl

溶液, 溶液温度为 (45±2) °C, 湿度为 (70±5)%RH, 腐蚀时间分别为 72、144、216、288、360 h, 每个循环周期为 60 min, 其中, 浸入时间为 12 min, 其中腐蚀片试样尺寸为 4 mm×40 mm×60 mm, 采用失重法进行腐蚀速率计算^[21]。

$$W = \frac{G_0 - G_1}{2(a \times b + b \times c + a \times c)t} \times 10^6 \quad (1)$$

式中, W 为质量损失率, $g/(m^2 \cdot h)$; G_0 为试样原始质量, g ; G_1 为试样试后质量, g ; a 为试样长度, mm ; b 为试样宽度, mm ; c 为试样厚度, mm ; t 为试验时间, h 。

对周浸腐蚀后采集的数据进行整理、分析, 得到含 Al 试验钢与对比钢种 Q345B 的腐蚀失重速率对比结果, 结果如图 6 所示。随着腐蚀时间的增加, 含 Al 试验钢和对比钢 Q345B 腐蚀速率呈现逐渐降低的趋势, 同时含 Al 试验钢与 Q345B 钢之间的腐蚀速率差异显著, 且 Al 含量越高, 差异越明显, 说明 Al 元素的加入, 可显著改善钢的耐蚀能力。

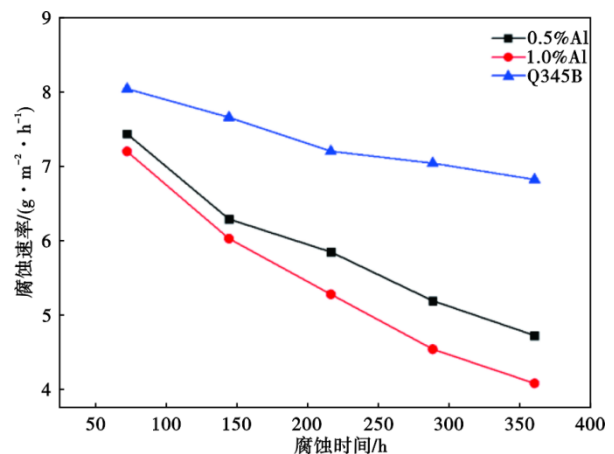


图 6 试验钢周期浸润试验腐蚀速率

Fig. 6 Corrosion rate of Al containing tested steels in immersion corrosion

2) 腐蚀动力学研究

有研究观点认为, 钢铁材料的腐蚀动力学遵从幂函数规律^[22], 如式(2)。

$$\Delta W = A t^n \quad (2)$$

式中, ΔW 为腐蚀失重量, mg ; t 为试验时间, h ; A 和 n 为常数。

系数 A 为材料常数, 一般认为系数 A 可以表征钢的耐蚀能力, A 越大, 钢的初始耐蚀性能越好; 系数 n 反应动力学过程特征, 表明材料的腐蚀速率与时间之间的关系, n 越小, 材料的腐蚀速率随时间的增加而逐渐减小^[23]。

按照腐蚀动力学的经验公式对含 Al 试验钢和 Q345B 钢的失重进行拟合,结果如图 7、表 4 所示。 R^2 值说明拟合结果精度较高,从拟合结果可以看出:随着 Al 含量的升高,含 Al 试验钢的 A 值增大、n 值减小,说明试验钢的初始耐蚀性能在提升,且随着腐蚀时间的延长,其腐蚀速率在逐渐减小。

表 4 试验钢失重拟合结果

Table 4 Weight loss fitting results of tested steels

试验钢	A	n	R^2
0.5%w[Al]	0.002 88	0.696 35	0.993 08
1%w[Al]	0.004 09	0.618 12	0.989 01
Q345B	0.001 32	0.888 23	0.999 74

3) 锈层形貌微观表征

图 8 为含 Al 试验钢 72 h 周期浸润腐蚀后截面锈层形貌及元素分布。从图 8 中截面锈层形貌对比可以看出:0.5%w[Al] 试验钢的锈层疏松多孔且出现了与基体平行的裂纹,1%w[Al] 试验钢的锈层相对平整、致密且无长裂纹产生,该锈层结构有利于阻止腐蚀介质向基体的扩散;从元素富集结果来看:随着 Al 含量的增加,Al 元素富集明显,而试验钢锈

层中 Cl 元素的富集度降低。表明随着 Al 含量的增加,锈层中的 Al 在不断富集,阻碍了腐蚀介质(Cl⁻)的进一步渗透,从而降低了 Cl 在锈层中的富集,进一步提高了含 Al 钢的耐蚀性能,这也合理地解释了 1%w[Al] 试验钢宏观腐蚀速率较小的原因。

图 9 为含 Al 试验钢 72 h 周期浸润腐蚀后表面锈层形貌观察结果。可以看出:与 1%w[Al] 试验钢的表面锈层形貌相比,0.5%w[Al] 试验钢腐蚀产物呈疏松、不连续的块状物,表面裂纹与孔隙较多。为进一步确定试验钢表面锈层的成分组成,对腐蚀产物进行了 XRD 成分分析,其相对含量值见表 5。从表 5 中可以看出,腐蚀产物成分主要是由 α -FeOOH、 γ -FeOOH、Fe₃O₄ 三种物相构成。其中,Fe₃O₄ 为初期不稳定生成相,该相不具有保护性,随着腐蚀的进行,逐渐生成 γ -FeOOH 相和 α -FeOOH 相。各相的稳定性顺序为: α -FeOOH 相 > γ -FeOOH 相 > Fe₃O₄ 相,锈层中主要起保护作用的相为 α -FeOOH 相,该相的占比很大程度上影响着锈层的保护性^[24]。通常将 α -FeOOH/ γ -FeOOH 相质量分数的比例作为判定试样锈层是否达到稳定状态的标准,一般认为当 α -FeOOH/ γ -FeOOH ≥ 2.0 时锈层达到稳定状态^[25,16]。

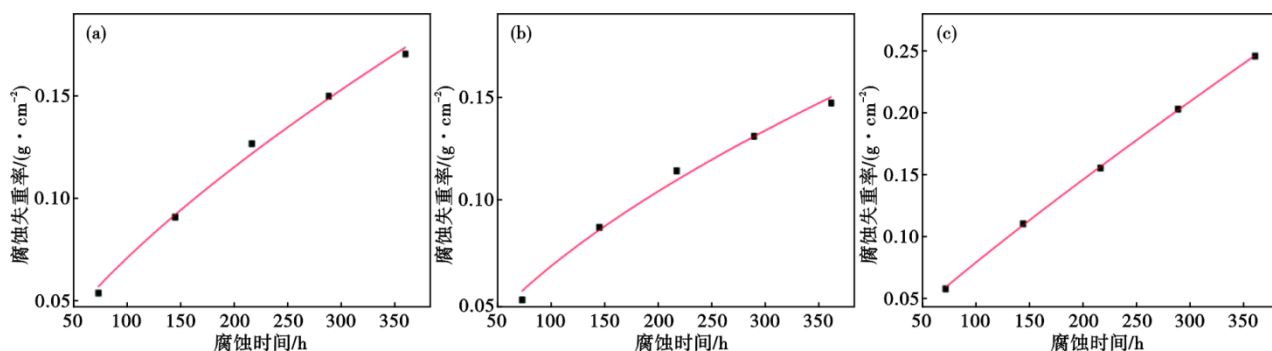


图 7 试验钢失重拟合曲线:(a)0.5%w[Al],(b)1.0%w[Al],(c)Q345B

Fig. 7 Weight loss fitting curves of tested steel:(a)0.5%w[Al],(b)1.0%w[Al],(c)Q345B

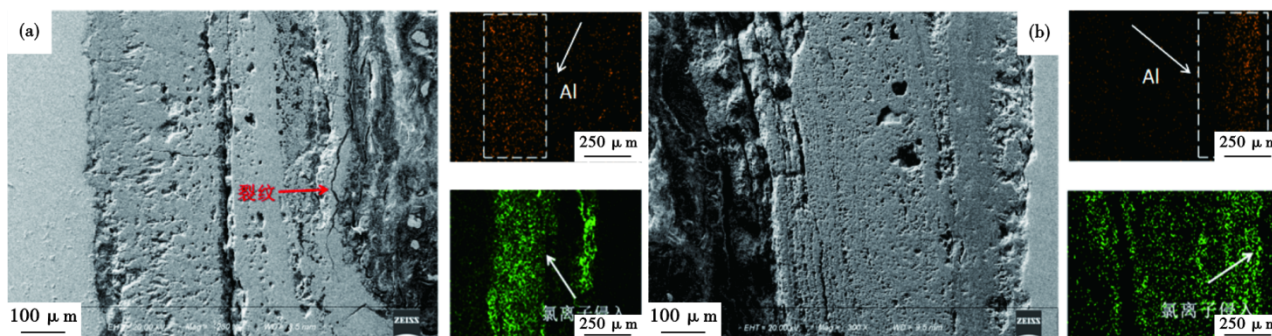


图 8 含 Al 试验钢腐蚀后锈层界面特征及元素分布:(a)0.5%w[Al],(b)1.0%w[Al]

Fig. 8 Interface characteristics and element distribution of rust layer after corrosion of Al containing tested steels:(a)0.5%w[Al],(b)1.0%w[Al]

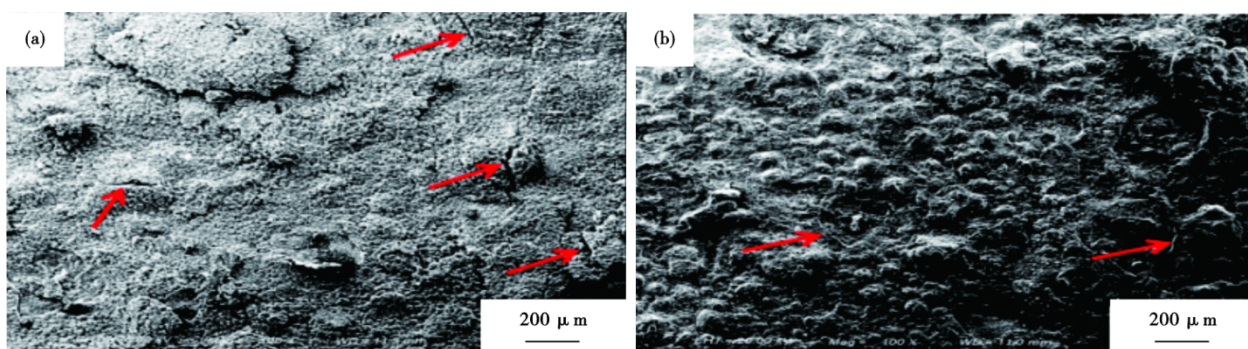


图9 试验钢表面锈层形貌:(a)0.5%w[Al],(b)1%w[Al]

Fig. 9 Microscopic morphology of rust layer surface of tested steels : (a)0.5%w[Al], (b)1%w[Al]

因此,从表5可以看出,两种试验钢锈层中 α -FeOOH/ γ -FeOOH >3 ,说明二者锈层均已达到稳定状态,且随着钢中Al含量的提升,锈层中的保护相 α -FeOOH含量由53%提升至61.4%,说明锈层的保护作用在提升,这与试验钢的宏观腐蚀速率结果相一致。

表5 试验钢锈层XRD分析结果

Table 5 XRD analysis results of tested steels rust layer

试验钢	各相含量(质量分数)/%			α -FeOOH/ γ -FeOOH
	α -FeOOH	γ -FeOOH	Fe ₃ O ₄	
0.5%w[Al]	53	17	30	3.1
1%w[Al]	61.4	15.8	22.8	3.9

4 结论

1)随着 w [Al]从0.5%增加到1%,试验钢中铁素体+奥氏体两相区范围缩小,奥氏体形成温度从1450℃降低到1430℃、渗碳体的析出温度从760℃升高到770℃,Al含量的提升对铁素体相的析出影响较大,但对钢中的析出相影响较小。

2)Al含量的提升增大了钢中晶粒粗化的倾向性,强度略有降低,但Al含量的增加,促进了铁素体相的形成,使得钢中铁素体相含量增加,奥氏体相减少,从而可提高材料的塑性及低温冲击韧性,尤其是对于提高钢的冲击韧性尤为显著。此外,从强度结果来看,晶粒粗化和软相铁素体相含量增加对强度的影响要大于固溶强化对强度性能的影响。

3)电化学腐蚀试验结果表明:随着Al含量的增加,试验钢的腐蚀电位正移、腐蚀电流密度降低,Al含量的增加有助于改善钢的耐海洋大气腐蚀性能。

4)周浸腐蚀试验结果表明:随着腐蚀时间的延长,含Al试验钢的腐蚀速率呈降低趋势,且在相同腐蚀条件下,随着Al含量的增加,试验钢的腐蚀速率逐渐减小。这主要是因为,随着Al含量的增加,试验钢锈层中Al元素富集明显且锈层的致密度及锈层中的保护相 α -FeOOH相所占比例在提升,有效地阻碍了腐蚀介质(Cl⁻)的进一步渗透,从而提高了试验钢的耐蚀性能。

参考文献

- [1] 崔凯禹,李正荣,徐接旺,等. 铈和铝元素对耐候钢在模拟工业大气环境下耐腐蚀性能的影响[J]. 机械工程材料, 2022, 46(11): 60-65.
- [2] 李健,柴锋,罗小兵,等. Al含量对船用B级钢板耐海水腐蚀性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(6): 748-756.
- [3] 史津铭,庞启航,李维娟,等. 轻质Fe-Mn-Al-C系高强钢的组织与性能研究进展及其在海洋工程中的应用展望[J]. 上海金属, 2024, 46(3): 13-22+32.
- [4] 李晓刚. 耐蚀低合金结构钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2018.
- [5] 徐翔宇. 海洋结构用低密度钢板组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2020.
- [6] 满廷慧,彭伟,王子波,等. Fe-Mn-Al-C低密度钢研究现状及展望[J]. 中国冶金, 2022, 32(1): 11-20.
- [7] 李金典,何东霖,胡晓,等. Al含量对中锰高铝钢组织性能的影响[J]. 材料与冶金学报, 2023, 22(4): 371-378.
- [8] 邢梅,林方敏,唐立志,等. Al元素对Fe-Mn-Al-C系低密度钢的影响特性综述[J]. 中国冶金, 2022, 32(2): 15-26.
- [9] 王岩,郑浩,魏瑛康,等. Fe-Mn-Al-C轻质高强钢析出相研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2024, 36(4): 407-423.
- [10] Liu C, Li Y L, Cheng X Q, et al. Recent advances on the corrosion resistance of low-density steel: A review[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022, 35(7): 1055-1067.

- [11] 丁 桦, 张 宇, 蔡明晖, 等. 奥氏体基 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(8): 1027-1041.
- [12] 王英虎. 基于 FactSage 的 Fe-15Mn-8Al-0.25C 低密度钢的组织及力学性能[J]. 金属热处理, 2022, 47(7): 203-210.
- [13] 王 飞. 轧制温度对新型 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢腐蚀行为的影响[J]. 中国冶金, 2024, 34(1): 53-60.
- [14] 于莹莹, 吴 昊, 王 麒, 等. 1500 MPa 级含 Al 低密度马氏体超高强钢的相变行为和力学性能[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(12): 1527-1536.
- [15] 王英虎. Fe-Mn-Al-C 系低密度钢开发中数值模拟的应用[J]. 特殊钢, 2022, 43(1): 22-28.
- [16] 胡志强, 张昊轩, 赵家琛, 等. 含稀土 Ce 的 Fe-Mn-Al 轻质高强钢的热力学计算及组织性能[J]. 钢铁, 2024, 59(2): 139-146.
- [17] 章小峰, 阚中伟, 万亚雄, 等. Fe-8.3Mn-xAl-C 低密度钢相图计算及热轧组织性能研究[J]. 热加工工艺, 2022, 51(20): 47-48.
- [18] 龙 翔. 超声振动强韧化双相高熵合金及其机理研究[D]. 广州: 广州大学, 2024.
- [19] 张瑞琦, 孙 傲, 刘志伟, 等. S450AW 与 Q450NQR1 在酸性环境中的腐蚀行为[J]. 材料保护, 2020, 53(4): 25-26.
- [20] 李 涛, 孙 帅, 刘 毅. 稀土对汽车板用钢耐工业大气腐蚀性的影响[J]. 热加工工艺, 2017, 46(4): 75-77+82.
- [21] 孙 傲, 刘志伟, 张瑞琦, 等. 高耐候结构用 Q355GNH 钢的开发与性能研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(1): 53-56.
- [22] 刘 博. 海岸工业大气中含 Sn 耐候钢的应用可行性与耐蚀机理研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [23] 聂向晖, 李晓刚, 李云龙, 等. 碳钢的土壤腐蚀模拟加速实验[J]. 材料工程, 2012, 40(1): 59-65.
- [24] 孙 傲, 冯艳斌, 刘志伟, 等. 耐候结构用 Q460NHE 热轧带钢的开发与性能研究[J]. 轧钢, 2024, 41(4): 115-117.
- [25] 陈小平, 王向东, 刘清友, 等. 耐候钢锈层组织成分及其耐蚀机制分析[J]. 材料保护, 2009, 42(1): 18-20.
- [26] Dillmann P, Mazaudier F, Hœrlé S. Advances in understanding atmospheric corrosion of iron. I. Rust characterisation of ancient ferrous artefacts exposed to indoor atmospheric corrosion[J]. Corrosion Science, 2004, 46(6): 1401-1429.