● “草原狼煤粉杯”铸造专业优秀论文十周年专栏
“Cao Yuan Lang Seacoal Cup” Special Issue on the 10th Anniversary of Excellent Papers in Foundry Engineering ●
特邀专栏
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5118

铸造高硅双相不锈钢的点蚀性能研究

唐奉平[1],陈　祥[1,2]
(1. 清华大学 材料学院,北京 100084;2. 先进成形制造教育部重点实验室,北京 100084)

摘　要:不锈钢凭借在腐蚀环境中的优秀适应力,受到研究者的持续关注。设计了一种含铁素体和奥氏体的铸造高硅双相不锈钢材料,利用显微组织观察、极化曲线测定和浸泡腐蚀实验等方法对不锈钢的点蚀性能进行了表征分析,探讨了点蚀的形成和发展机制。结果表明,铸造高硅双相不锈钢的点蚀性能根据热处理工艺的不同,按照铸态、固溶态、回火态、时效态的顺序呈下降趋势,蚀孔主要从铁素体和奥氏体相界开始形成,有向奥氏体相腐蚀的倾向,在基体内形成疏松结构,最终表面层向内凹陷或被腐蚀,发展为塌陷式点蚀坑和洞穴式点蚀坑。

关键词:铸造高硅双相不锈钢;点蚀性能;点蚀机制
中图分类号: TG142.71　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)06-0499-08

Study on the Pitting Corrosion Resistance of Cast High-silicon Duplex Stainless Steel

TANG Fengping[1], CHEN Xiang[1,2]
(1. School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing100084, China; 2. Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Beijing 100084, China)

Abstract: Stainless steel has always been a focus of researchers because of its excellent adaptability in corrosive environments. A ferritic-austenitic high-silicon duplex stainless cast steel was designed. The pitting corrosion resistance of this stainless steel was characterized and analysed via methods such as microstructure observation, polarization curve determination and immersion corrosion tests to explore the formation and development mechanisms of pitting corrosion. The results demonstrate that the pitting corrosion resistance of high-silicon duplex stainless steel tends to decrease with the heat treatment processing, in the order of as-cast, solution-treated, tempered, and aged states. Pits primarily nucleate at the ferrite-austenite phase boundaries and tend to preferentially attack the austenite phase, forming a porous structure within the matrix. Ultimately, the surface layer sinks inwards or is corroded away, developing into collapse-style pit craters and cave-style pit holes.

Key words: high-silicon duplex stainless steel; pitting corrosion resistance; mechanism of pitting

不锈钢是一种以耐蚀性为核心特性的铁基合金,其 Cr 含量不低于 10.5%、碳含量不超过 1.2%[1],依靠表面形成的稳定钝化膜适应空气、海洋及土壤等复杂腐蚀环境。根据显微组织差异,不锈钢可分为 5 类:铁素体钢、奥氏体钢、马氏体钢、双相不锈钢及沉淀硬化钢[2]。因其兼具优异耐蚀性与力学性能,被广泛应用于航空航天结构件、船舶装备、日用制品、工具刀具及能源输送管道等领域。其中铁素体钢有较好的耐蚀性,奥氏体钢有较好的韧性,马氏体钢有较高的硬度,均属于单相不锈钢,但性能有一定局限性,难以面对日益复杂的应用环境。为克服单相不锈钢的性能局限,研究者开发出奥氏体-铁素体双相不锈钢,以综合两相的优势,实现更加全面的综合性能,随着技术的发展,对多相钢的研究也将成为一

收稿日期:2025-06-23
基金项目:内蒙古自治区科技计划项目(2023YFJM0004)
作者简介:唐奉平,2002 年生,博士生.研究方向为高性能钢铁材料.
通信作者:陈　祥,1970 年生,教授.研究方向为钢铁材料、泡沫金属材料和金属功能材料.Email: xchen@tsinghua.edu.cn
引用格式:唐奉平,陈祥.铸造高硅双相不锈钢的点蚀性能研究[J].铸造技术,2025,46(6):499-506.
TANG F P, CHEN X. Study on the pitting corrosion resistance of cast high silicon duplex stainless steel[J]. Foundry Technology, 2025, 46(6): 499-506.

中国知网　https://www.cnki.net

种趋势[3-6]。

不锈钢凭借良好的耐腐蚀性能在海洋工程领域得到了广泛应用，作为核心结构材料同时也面临着严峻的腐蚀挑战：海水中的高 Cl^- 浓度、温度与 pH 波动会显著加速材料失效，而统计表明腐蚀导致的钢铁损失占比高达 80%[7]，具体表现为钢筋腐蚀后形成疏松氧化物导致力学性能骤降，或管道点蚀穿孔引发泄漏污染。不锈钢腐蚀的本质是表面与环境介质的电化学/化学反应，可分为两类破坏形式：①均匀腐蚀(占比<20%)，即低盐环境中金属表面均匀减薄；②局部腐蚀(占比>80%)，主要包括点蚀、晶间腐蚀、应力腐蚀。其中点蚀因具有突发性和隐蔽性，在工业生产中会带来较大危害。该腐蚀形式是金属在含高浓度活性阴离子作用下发生的局部腐蚀，其破坏性可用三阶段连锁机制来描述(图 1)[8-9]：①Cl^- 选择性吸附于材料表面缺陷，如杂质、溶质偏聚区，引发局部钝化膜破裂；②裸露基体(阳极)与周围钝化区(阴极)构成“活性–钝性微电池”，钝化膜表面进行阴极反应，由于 Cl^- 与钝化膜有较好的润湿性，且半径小易穿过钝化膜与金属基体接触，能增大金属的导电能力，在金属内部发生阳极反应，驱动腐蚀向金属纵深高速扩展；③形成孔径小、深径比大的隐蔽蚀孔，表面腐蚀产物覆盖进一步阻碍损伤识别，传统失重法难以检测，但纵深腐蚀深度可达孔径的 10 倍以上，显著削弱基体承载能力，引起突发性结构失效[10-11]。

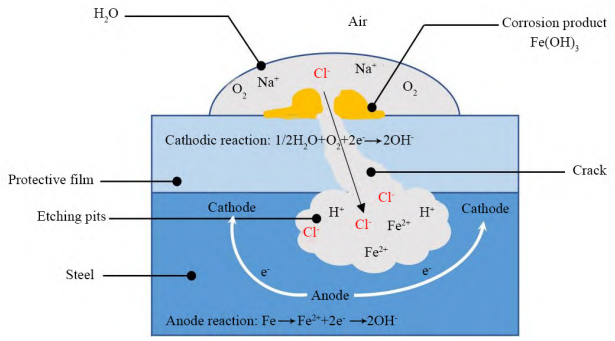

图 1 点蚀形成示意图[8-9]
Fig.1 Schematic diagram of pitting formation[8-9]

研究表明，通过调控不锈钢中合金元素的含量，能有效增加不锈钢材料的耐腐蚀性能。其中 Si 元素能较大提升不锈钢在含 Cl^- 环境中的腐蚀性能，其能与铬、钼等元素作用，促进金属钝化膜的形成和修复，有效抑制点蚀的发生[12]。此外，富硅的钝化膜对于高温氧化环境也表现出较强的稳定性。本文设计了一种铸造高硅双相不锈钢材料，对其耐腐蚀性能进行表征，并对探究其腐蚀机理，为后续相关领域的研究提供一定借鉴。

1 实验材料与方法

利用 Schaeffler 示意图(图 2)[13]，根据铬当量和镍当量的关系，对双相不锈钢中铁素体相和奥氏体相的比例进行调控。采用真空中频感应炉进行熔炼，试样成分如表 1 所示。铸锭经线切割加工成 10 mm×10 mm×2 mm 的试样，经 1 050 ℃固溶 1 h，淬火至室温，得到固溶态试样。将固溶态试样升温至 630 ℃回火处理 2 h，空冷至室温，得到回火态试样。将回火态试样再升温至 500 ℃时效 1 h，空冷至室温，得到时效态试样。对每个阶段的样品进行取样，共得到 4 组样品，分别为铸态、固溶态、回火态、时效态。

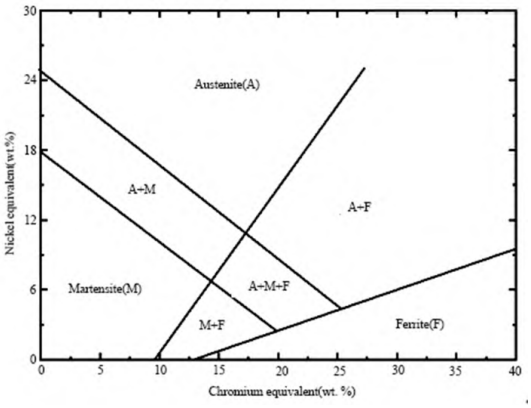

图 2 Schaeffler 示意图[13]
Fig.2 Schaeffler diagram[13]

采用蔡司金相显微镜、扫描电子显微镜对不锈钢组织进行观察。用胶木粉作为热镶嵌材料，通过热镶嵌机固定金相样品，加热温度 150 ℃，保温时长 8 min。用 120#、800#、1500#、3000#、5000# 砂纸研磨试样表面，再用金刚石研磨膏(粒径 0.2 μm)进行抛光。抛光样品经去离子水和无水乙醇清洗后，用金相腐蚀剂(50 g $FeCl_3$+30 mL 浓盐酸+70 mL 去离子水)处理 8 s 后洗净，以便于观察。

利用 D/max-2550 型 X 射线衍射仪(Kα 射线，Cu 靶材)对试样进行分析，设置扫描范围 30°~100°，扫描速度为 3 (°)/min。通过晶格结构的不同区别铁素

表1 设计铸造高硅双相不锈钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of the cast high–silicon duplex stainless steel

(mass fraction/%)

Sample	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Fe
1#	0.025	1.6	0.8	17	4.5	3	0.1	4	Bal.
2#	0.025	2.6	0.8	16	4.5	3	0.1	4	Bal.

中国知网 https://www.cnki.net

体相和奥氏体相，利用直接对比法计算奥氏体含量，如下式[13]所示：

$$V_i=\frac{1}{1+G(I_\alpha/I_\gamma)} \tag{1}$$

式中，V_i 为每个奥氏体峰对应的体积分数，表示该热处理状态下 γ 相的体积分数；I_α 和 I_γ 为铁素体峰和奥氏体峰的积分强度；G 是对应于奥氏体晶面(hkl)和铁素体晶面(hkl)的强度因子之比，h，k 和 l 为对应的晶面指数。

采用极化曲线测定法研究分析试样的电化学腐蚀行为，利用科斯特 CS2350H 型电化学工作站进行试验。试样线切割成 10 mm×10 mm×2 mm 的方块，非测试面焊接导电铜线后，用环氧树脂封装形成绝缘保护层，裸露工作面(10 mm×10 mm)经抛光处理，如图 3a 所示。构建经典三电极测试体系，以试样为工作电极，铂片为辅助电极，饱和甘汞电极为参比电极，电解液选用 3.5%NaCl(质量分数，下同)水溶液，如图 3b 所示。测试前使体系在电解液中静置 10 min 直至开路电位稳定，随后以 0.333 mV/s 的扫描速率，在 -0.6~0.8 V 的电位区间内进行动态扫描。每组热处理状态平行测试 3 个样品，实验后彻底更换电解液并清洁电极，最终提取自腐蚀电位、点蚀电位、自腐蚀电流密度等关键参数，计算钝化区间宽度作为耐点蚀性能的指标。

参考国家试验标准[14]，通过浸泡腐蚀实验测试试样的腐蚀性能。制备 20 mm×20 mm×5 mm 的方形试样，抛光后称重记录，采用 0.16%HCl+6%$FeCl_3$ 腐蚀溶液进行腐蚀。试样在(50±1) ℃的恒温水浴中全浸没腐蚀 24 h，腐蚀产物经 20%硝酸溶液清洗 60 min 后，通过二次称重计算单位面积单位时间的质量损失率。

2　实验结果及讨论

2.1　热处理工艺对点蚀性能的影响

通过显微组织观察、X 射线衍射物相分析、电化学极化曲线测试及化学浸泡腐蚀实验等多表征手段，对两种不同成分设计的试样在铸态、固溶态、回火态及时效态下的组织演变规律与耐蚀性变化进行综合对比与分析。XRD 物相定量结果表明，两种成分的奥氏体相(γ 相)比例存在显著差异：1# 试样在铸态、固溶态、回火态和时效态下的 γ 相占比分别为 69.1%、65.8%、42.4%和 48.8%，而 2# 试样则分别为 46.2%、56.9%、41.2%和 34.8%，即成分 1 具有更高的奥氏体相比例。金相显微组织观察进一步印证了这一结果。1# 试样中奥氏体相呈条状或块状均匀分布，铁素体相为基体且含粒状析出相 (图 4a 和图 5a)；固溶处理后，两相分布更趋均匀，铸态小块奥氏体转变为较大条带或岛状，铁素体中原有析出相因固溶淬火而消失，但奥氏体过饱和导致新析出相形成(图 4b 和图 5b)；回火处理促使奥氏体条带增宽，铁素体相因大量析出物而颜色加深(图 4c 和图 5c)；时效态组织与回火态相近，表明回火后溶质析出已趋饱和(图 4d 和图 5d)。耐点蚀当量的初步计算(1# 为 28.5，2# 为 27.5) 预示成分 1 可能具备更优的耐蚀性，后续实验则对此进行了深入验证。

极化曲线测试在 3.5%NaCl 溶液中进行，结果如图 6 所示，显示所有试样均表现出快速钝化特征，无

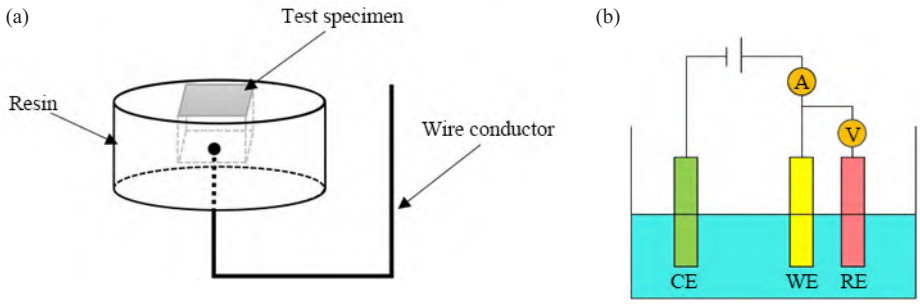

图 3　极化曲线的测试装置：(a) 试样封装；(b) 三电极示意图

Fig.3　Polarization curve testing device: (a) sample encapsulation; (b) schematic diagram of the three-electrode system

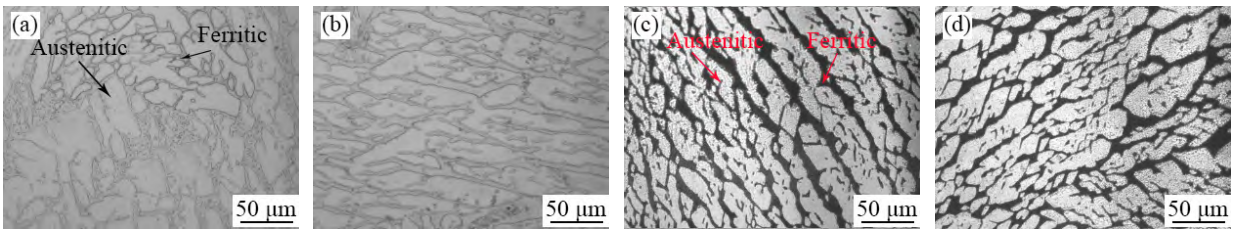

图 4　1# 试样不同热处理状态的显微组织：(a) 铸态；(b) 固溶态；(c) 回火态；(d) 时效态

Fig.4　Microstructure of 1# under different heat treatment conditions: (a) as-cast; (b) solution-treated; (c) tempered; (d) aged

中国知网　https://www.cnki.net

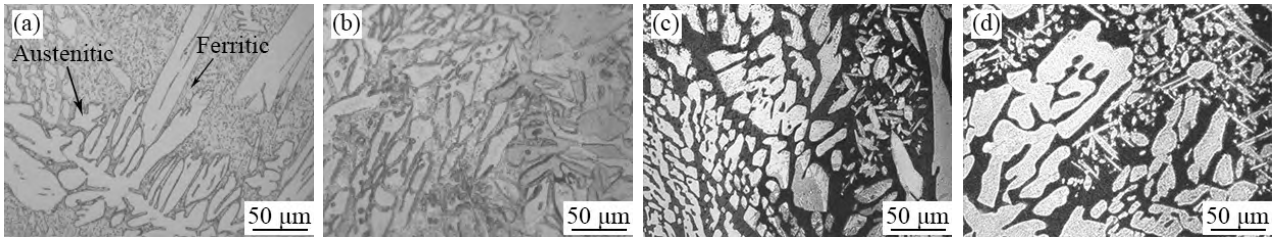

图 5 2# 试样不同热处理状态的显微组织：(a) 铸态；(b) 固溶态；(c) 回火态；(d) 时效态

Fig.5 Microstructure of 2# under different heat treatment conditions: (a) as-cast; (b) solution-treated; (c) tempered; (d) aged

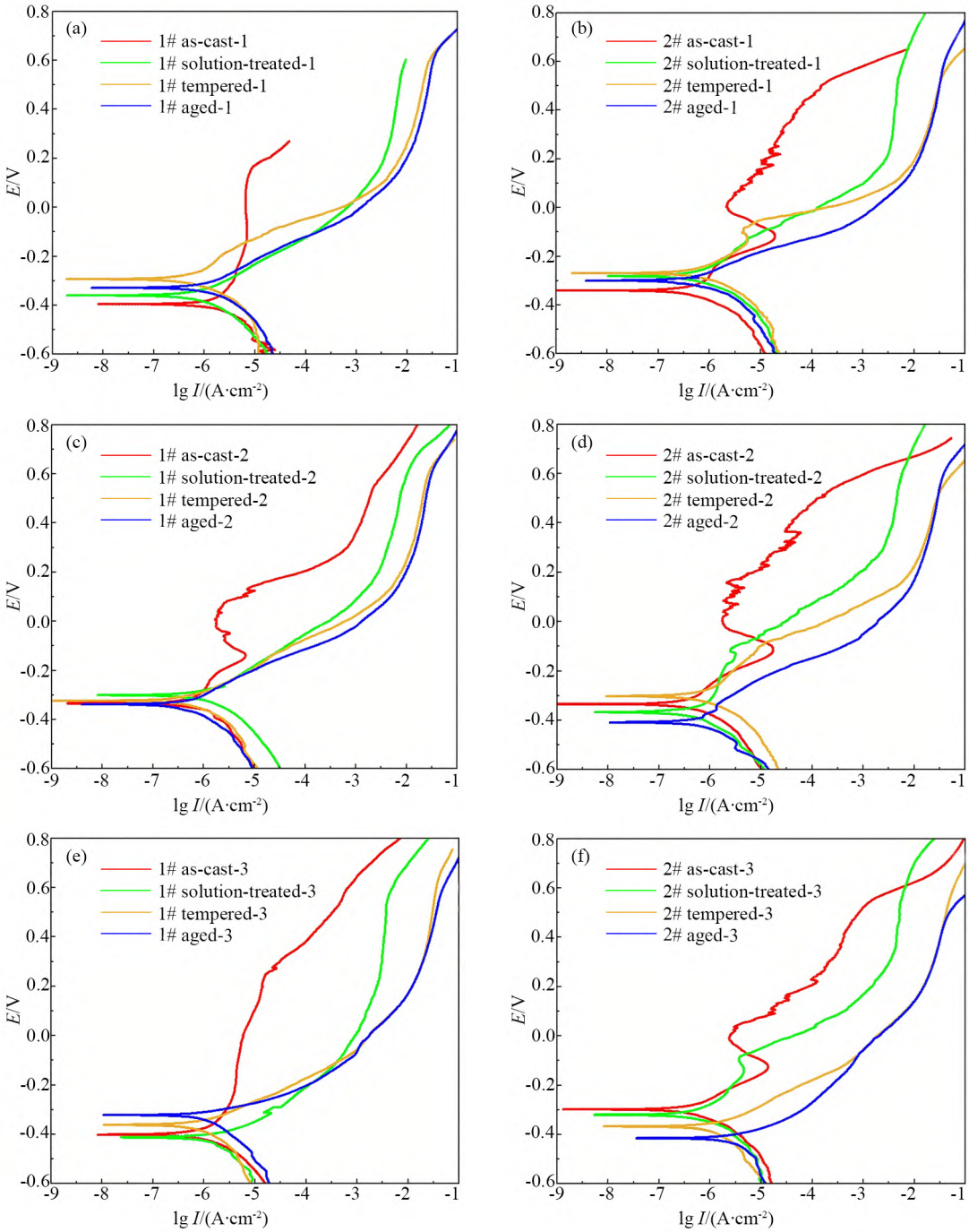

图 6 铸造高硅双相不锈钢在 3.5%NaCl 水溶液中的极化曲线：(a, b) 1# 和 2# 第 1 组试样；(c, d) 1# 和 2# 第 2 组试样；(e, f) 1# 和 2# 第 3 组试样

Fig.6 Polarization curves of cast high-silicon duplex stainless steel in 3.5 wt.% NaCl aqueous solution: (a, b) the first group of samples for 1# and 2#; (c, d) the second group of samples for 1# and 2#; (e, f) the third group of samples for 1# and 2#

明显活化–钝化转变区，说明材料整体耐蚀性良好。各参数取 3 次试验平均值，统计数据见表 2，其中自腐蚀电流密度(I_{corr})的最大标准差为 0.48，自腐蚀电位(E_{corr})的最大标准差为 0.03，表明数据接近，具有

中国知网 https://www.cnki.net

表 2 铸造高硅双相不锈钢不同成分和状态下的极化曲线特征值统计结果

Tab.2 Statistical results of the polarization curve characteristic values of cast high-silicon duplex stainless steel under different compositions and states

Sample	State	I_{corr}/(A·cm^{-2})	E_{corr}/V	E_{pit}/V	E_{pit}-E_{corr}/V
1#	As-cast	5.314 5×10^{-7}	-0.377 9	-	-
	Solution-treated	5.677 9×10^{-7}	-0.362 8	0.623 3	0.986 1
	Tempered	7.303 6×10^{-7}	-0.329 6	0.641 9	0.971 5
	Aged	6.004 7×10^{-7}	-0.324 5	0.643 8	0.968 3
2#	As-cast	5.079 9×10^{-7}	-0.322 8	-	-
	Solution-treated	6.271 0×10^{-7}	-0.322 3	0.635 5	0.957 8
	Tempered	9.004 3×10^{-7}	-0.315 6	0.597 0	0.912 6
	Aged	9.671 3×10^{-7}	-0.310 3	0.603 6	0.913 9

可靠性。关键电化学参数分析表明：对于热处理状态，铸态试样因未经历热循环，点蚀电位(E_{pit})难以明确读取，但其 I_{corr} 最低(1#：5.314 5×10^{-7} A·cm^{-2}；2#：5.079 9×10^{-7} A·cm^{-2})，暗示最佳耐蚀性；固溶态、回火态和时效态的钝化区间宽度 (E_{pit}-E_{corr}) 呈现递减趋势，清晰表明耐点蚀性能按铸态、固溶态、回火态、时效态的顺序下降。回火态与时效态的 I_{corr} 及(E_{pit}-E_{corr})值接近，说明回火后的时效处理对耐蚀性影响有限。成分对比上，1# 试样各状态的(E_{pit}-E_{corr})均大于 2#，且 I_{corr} 普遍更低，证实成分 1(高 Cr 低 Si)的耐蚀性优于成分 2(低 Cr 高 Si)。扫描电镜观察极化后试样表面形貌，直观显示腐蚀程度与电化学数据一致：铸态蚀孔少而浅；固溶态蚀孔数量增多且尺寸扩大；回火态和时效态出现大面积塌陷式或洞穴式点蚀坑，肉眼可见深色蚀斑。

浸泡腐蚀实验在 50 ℃的 0.16%HCl+6%$FeCl_3$ 溶液中进行 24 h，通过失重率量化腐蚀程度，整理后得到表 3。失重率通过下式计算获得：

$$\sigma=\frac{W_1-W_2}{S\cdot t} \tag{2}$$

式中，σ 为失重率，g/(m^2·h)；W_1 为腐蚀前试样的质量，g；W_2 为腐蚀后试样的质量，g；S 为试样总面积，m^2；t 为浸泡腐蚀时长，h。

表 3 铸造高硅双相不锈钢在浸泡腐蚀实验前后的质量和失重率统计结果

Tab.3 Statistical results of the quality and weight loss rate of the cast high-silicon duplex stainless steel before and after the immersion corrosion experiment

Sample	State	W_1/g	W_2/g	σ/(g·m^{-2}·h^{-1})
1#	As-cast	14.114	13.667	4.014
	Solution-treated	14.238	13.643	5.343
	Tempered	14.098	13.508	5.298
	Aged	14.065	13.383	6.124
2#	As-cast	14.075	13.587	4.382
	Solution-treated	14.106	13.586	4.670
	Tempered	13.982	13.368	5.514
	Aged	14.003	13.072	8.360

统计数据进一步支持上述结论，即失重率最小值出现在 1# 铸态(4.014 g·m^{-2}·h^{-1})，最大值出现在 2# 时效态(8.360 g·m^{-2}·h^{-1})；同一成分内，失重率按铸态、固溶态、回火态、时效态递增，再次印证耐蚀性随热处理进程而劣化，且回火态与时效态的腐蚀程度差异较小。宏观形貌显示，回火态和时效态试样表面腐蚀斑痕显著，与电镜观察及失重数据吻合。综合显微组织与腐蚀性能关联性分析可明确，奥氏体相比例的下降(尤其是回火态和时效态)是导致耐蚀性降低的关键因素，即 1# 试样因更高的奥氏体含量始终表现出更优的抗点蚀能力。此外，Cr 元素在成分 1 中的更高含量，对其耐蚀性优势贡献显著；而 Si 元素虽可提升抗氧化性，但在本实验的非氧化性酸性环境中作用有限，未能抵消 Cr 含量降低的不利影响，如图 7 所示[15]。

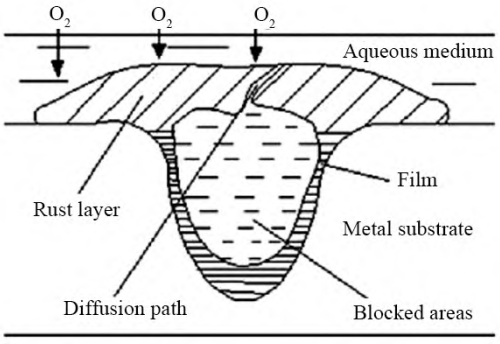

图 7 自催化酸化作用示意图[15]

Fig.7 Schematic diagram of self-catalytic acidification[15]

2.2 点蚀机制探讨

利用扫描电镜对点蚀后组织进行观察，首先确认了点蚀萌生的核心位置，无论何种热处理状态，点蚀均优先起源于相界区域。在腐蚀程度较轻的铸态试样中，初期蚀孔(直径通常小于 5 μm)以小群落形式密集分布于相界处，而非均匀散布于基体(图 8a)。这一现象归因于相界处较高的界面自由能，为腐蚀介质中的活性阴离子(如 Cl^-)提供了吸附和破坏钝化膜的“活性位点”，并在此处形成微电池的阳极，而大

中国知网 https://www.cnki.net

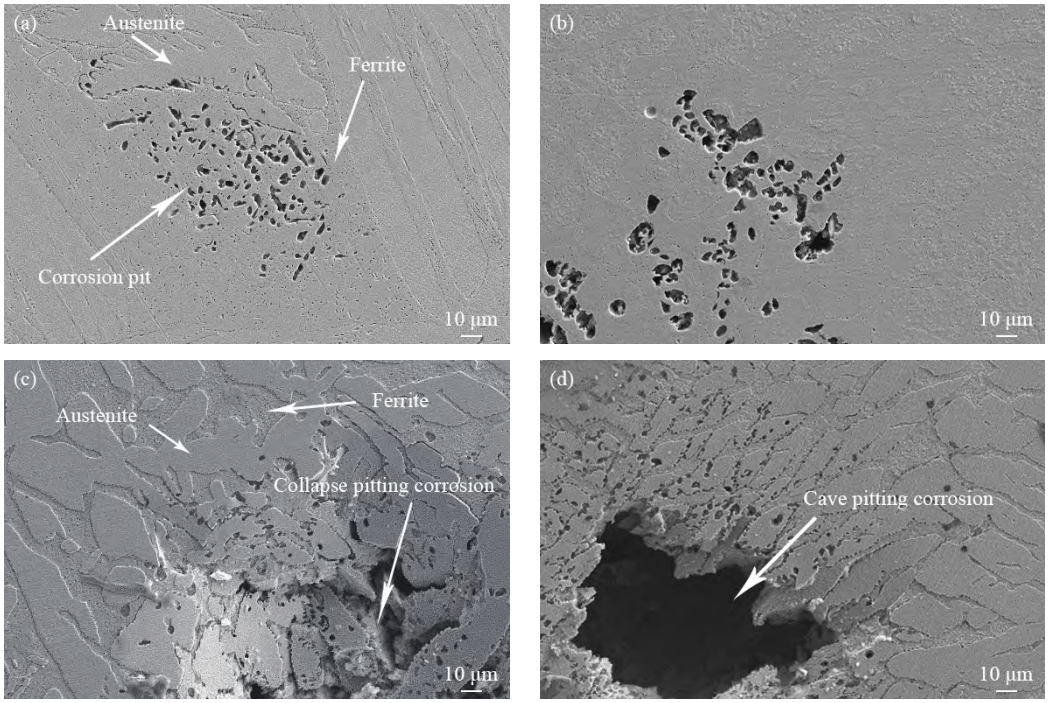

图 8 不同热处理状态下 1# 试样经电极化腐蚀后显微组织:(a) 铸态;(b) 固溶态;(c) 回火态;(d) 时效态
Fig.8 Microstructure of 1# samples after electropolarization under different heat treatment conditions: (a) as-cast; (b) solution-treated; (c) tempered; (d) aged

面积钝化膜区域则作为阴极,导致阳极电流密度高度集中,从而启动点蚀。

随着腐蚀进程的推进(图 8b),蚀孔在“自催化酸化作用”机制驱动下向深度和广度扩展。蚀孔内部形成闭塞区,金属离子(如 Fe^{2+}、Cr^{3+})水解产生 H^+,导致孔内 pH 值急剧下降,形成强酸性环境。孔内外形成的浓度差和电位差构成局部腐蚀电池,吸引孔外阴离子(Cl^-)向孔内迁移以维持电荷平衡,进一步加剧孔内的酸化和腐蚀速率[16]。这种自催化效应使得蚀孔得以持续向金属基体内部纵深发展,并在基体内形成疏松多孔的结构。同时,相邻的蚀孔在扩展过程中相遇、合并,形成更大尺寸的蚀孔。由于初始蚀孔沿相界分布,合并后的大蚀孔轮廓往往与相界走向高度重合。

在腐蚀程度严重的回火态和时效态试样中,点蚀坑发展演变为两种典型的宏观形貌,即“塌陷式点蚀坑”(图 8c)和“洞穴式点蚀坑”(图 8d)。塌陷式点蚀坑的形成源于蚀孔内外腐蚀速率的显著差异。在自催化酸化作用下,蚀孔内部腐蚀剧烈,基体被快速溶解形成大量孔洞和通道,结构变得极为疏松;而蚀孔外表面因处于钝化状态,腐蚀速率相对缓慢。随着内部基体被严重掏空,表面覆盖的、相对较薄且完整的金属层在环境压力(如溶液静压力或流体作用)下失去支撑,向内塌陷,形成类似“地陷”或“塌方”状的凹坑。若腐蚀继续进行,覆盖在蚀坑顶部的表面钝化膜最终也被大面积破坏和溶解,导致已被严重腐蚀、结构疏松的基体内部完全暴露于腐蚀环境中,此时便形成开口更大、内部结构清晰可见的“洞穴式点蚀坑”。这两种形貌是点蚀发展至中后期的标志,不仅造成表面宏观可见的孔洞,更在不锈钢基体内形成复杂的树枝状或网状腐蚀通道,严重削弱材料的力学性能和结构完整性。

进一步通过高倍扫描电镜和元素面分布分析探讨点蚀在两相组织中的选择性倾向。观察发现,蚀孔不仅在相界萌生,其扩展也表现出明显的相选择性:蚀孔倾向于在奥氏体相(γ 相)内部形成和发展,而铁素体相(α 相)则表现出更强的耐点蚀能力(图 9a)。在腐蚀严重的区域,常可见蚀孔轮廓几乎完全包裹奥氏体相,残留的骨架结构主要由铁素体相构成(图 9b)。利用仪器进行元素分析,如表 4 所示,结果表明两相成分差异是导致耐蚀性差异的根本原

表 4 图 9b 中不同相的元素含量
Tab.4 Elemental contents of the different phases in Fig. 9b

Austenite			Ferrite		
Element	Mass fraction/%	Atom fraction/%	Element	Mass fraction/%	Atom fraction/%
Fe	67.26	64.11	Fe	65.37	64.73
Cr	16.08	16.46	Cr	19.08	20.30
Ni	4.98	4.51	Ni	2.79	2.63
Si	2.03	3.85	Si	2.38	4.69
Cu	6.77	5.67	Cu	3.80	3.31
Mn	1.07	1.04	Mn	1.30	1.31
S	0.98	1.63	Mo	5.28	3.04

中国知网 https://www.cnki.net

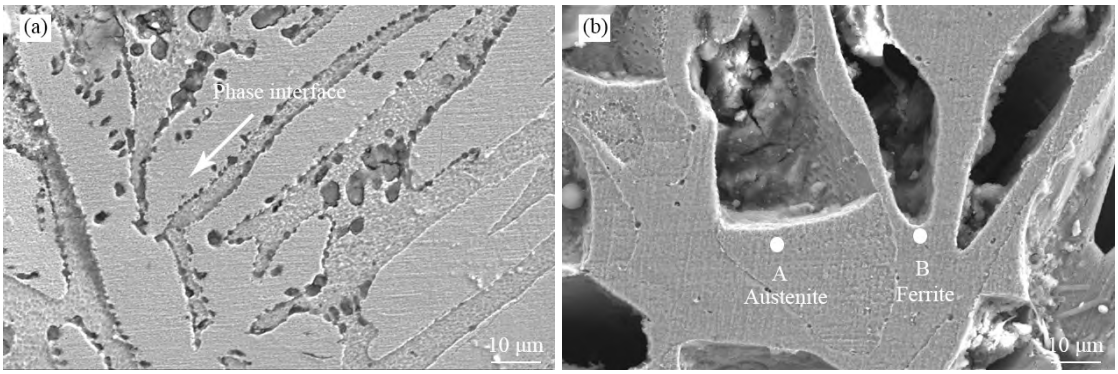

图 9 不同热处理状态下 1# 试样经电极化腐蚀后的显微组织：(a) 回火态；(b) 时效态

Fig.9 Microstructures of sample 1# under different heat treatment conditions after corrosion by electropolarization: (c) tempered; (d) aged

因。铁素体相中显著富集了 Cr、Mo 和 Si，Cr 是形成稳定钝化膜(Cr_2O_3)的核心元素，能有效隔绝基体与腐蚀介质；Mo 能显著增强钝化膜在含 Cl^- 环境（尤其是非氧化性酸)中的稳定性，抑制膜破裂；Si 则有助于形成保护性的 SiO_2 层并提高抗氧化性。这些元素的协同作用使得铁素体相具有更优异的耐点蚀性能。相比之下，奥氏体相中虽然富集了 Ni 和 Cu，这两种元素虽有一定改善耐蚀性的作用，但在本实验的酸性含 Cl^- 环境中，其提升效果远不足以抵消 Cr、Mo、Si 含量相对较低带来的负面影响，导致奥氏体相成为点蚀扩展的优先路径。

3 结论

(1)热处理工艺对铸造高硅双相不锈钢的点蚀性能有不同程度的影响，点蚀性能按照铸态、固溶态、回火态、时效态的顺序依次下降，与奥氏体含量的下降趋势吻合，表明奥氏体相对点蚀性的正向作用。此外，Cr 含量高的试样表现出更好的点蚀性能，而 Si 元素影响相对较小，在非氧化酸环境中 Si 的抗氧化性能难以体现。

(2)对点蚀机制进行了探讨，点蚀优先在相界处萌生，在自催化酸化作用下向深度扩展形成内部疏松结构。由于表面钝化膜腐蚀较慢，内部加速腐蚀导致孔内外浓度差，在环境压力下使表面层坍塌形成蚀坑。铁素体相耐蚀性优于奥氏体相，原因是 Cr、Mo、Si 等元素富集于铁素体，有利于其钝化膜的形成与稳定。

参考文献：

[1] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局. 不锈钢和耐热钢牌号及化学成分: GB/T 20878-2007[S]. 北京：中国标准出版社，2007.
General Administration of Quality Supervision, Inspection and Quarantine of the People's Republic of China. Stainless and heat-resisting steels - Designation and chemical composition: GB/T 20878-2007[S]. Beijing: Standards Press of China, 2007.

[2] 杨彬彬. Cu 和逆变奥氏体对低碳马氏体不锈钢腐蚀性能的影响研究[D]. 太原：太原科技大学，2023.
YANG B B. Study of the effect of Cu and reversed austenite on corrosion performance of low carbon stainless steel[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2023.

[3] LIOU H Y, HSIEH R I, TSAI W T. Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels [J]. Materials Chemistry and Physics, 2002, 74(1): 33-42.

[4] 赵辉，蒋有辉，杨冬冬，胥成东，应豪宇. 节约型双相不锈钢工程应用研究[J]. 工程机械，2024, 55(5): 102-105, 116.
ZHAO H, JIANG Y H, YANG D D, XU C D, YING H Y. Research on engineering application of lean duplex stainless steel[J]. Construction Machinery and Equipment, 2024, 55 (5): 102-105, 116.

[5] TOOR I U H, HYUN P J, KWON H S. Development of high Mn-N duplex stainless steel for automobile structural components [J]. Corrosion Science, 2008, 50(2): 404-410.

[6] 康利梅. 双相不锈钢的发展及应用综述[J]. 科技广场，2010(8): 165-168.
KANG L M. Review of development and application of duplex stainless steel[J]. Science Mosaic, 2010(8): 165-168.

[7] 黄文强. 四种不锈钢在含有机酸的氯化钠溶液中的孔蚀行为研究[D]. 北京：北京化工大学，2021.
HUANG W Q. Study on pitting corrosion behavior of four kinds of stainless steel in sodium chloride solution containing organic acid [D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2021.

[8] WANG Q, LI Z, PANG S J, LI X N, DONG C, LIAW P K. Coherent precipitation and strengthening in compositionally complex alloys: A review[J]. Entropy, 2018, 20(11): 1-23.

[9] GUO Z L, SHA W. Quantification of precipitation hardening and evolution of precipitates [J]. Materials Transactions, 2002, 43(6): 1273-1282.

[10] 苗伟行. 典型不锈钢在海洋环境混凝土内的腐蚀行为[D]. 天津：天津大学，2018.
MIAO W X. Corrosion behavior of typical stainless steels in the concrete under marine environment[D]. Tianjin: Tianjin University, 2018.

中国知网 https://www.cnki.net

[11] 王耀武. 锂/亚硫酰氯电池不锈钢壳体的耐蚀性分析[J]. 电源技术,1993, 17(3): 27-28, 34.
WANG Y W. Corrosion resistance analysis of stainless steel shell for lithium/thionyl chloride batteries[J]. Chinese Journal of Power Sources, 1993, 17(3): 27-28, 34

[12] 朱张校,姚可夫. 工程材料(第五版)[M]. 北京:清华大学出版社,2011.
ZHU Z X, YAO K F. Engineering materials (Fifth edition)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011.

[13] 吴自翔,陈祥,刘源,张华伟. 铁素体/马氏体/奥氏体三相不锈钢铸造组织和力学性能研究[J]. 铸造技术,2022, 43(5): 326-331.
WU Z X, CHEN X, LIU Y, ZHANG H W. Microstructure and mechanical properties of a ferrite/martensite/austenite cast steel [J]. Foundry Technology, 2022, 43(5): 326-331.

[14] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局. 金属和合金的腐蚀不锈钢三氯化铁点腐蚀试验方法: GB/T 17897-2016[S]. 北京:中国标准出版社,2016.
General Administration of Quality Supervision, Inspection and Quarantine of the People's Republic of China. Corrosion of metals and alloys - Corrosion test for pitting corrosion resistance of stainless steels in the ferric chloride solution: GB/T 17897-2016 [S]. Beijing: Standards Press of China, 2016.

[15] 陈洁净,鞠虹,孙灿,李霞,刘雲飞. 电化学测试技术在垢下腐蚀中的应用[J]. 中国腐蚀与防护学报,2017, 37(3): 207-215.
CHEN J J, JU H, SUN C, LI X, LIU Y F. Application of electrochemical testing technology for corrosion under-deposits [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2017, 37(3): 207-215.

[16] 王建民,陈学群,李国民. 低合金钢孔蚀"自催化酸化作用"理论的探讨[A]. 2004 年腐蚀电化学及测试方法学术交流会论文集[C]. 武汉:中国腐蚀与防护学会腐蚀电化学及测试方法专业委员会, 2004. 23-27.
WANG J M, CHEN X Q, LI G M. Study on self-catalytic acidification theory for pitting of low alloy steels [A]. Proceedings of the 2004 Academic Exchange Conference on Corrosion Electrochemistry and Testing Methods[C]. Wuhan: Professional Committee on Corrosion Electrochemistry and Testing Methods of the Chinese Society of Corrosion and Protection, 2004. 23-27.

(责任编辑:杨浩雪)

中国知网 https://www.cnki.net