



15-5PH 不锈钢的时效硬化行为及耐蚀性能

彭新元^{1,2}, 周贤良^{1,2}, 华小珍^{1,2}

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063;

2. 南昌航空大学 江西省金属材料微结构调控重点实验室, 南昌 330063)

摘 要: 利用透射电镜(TEM)、X 射线衍射(XRD)、洛氏硬度、动电位极化曲线和交流阻抗等方法对 15-5PH 不锈钢时效后的组织转变、时效硬化行为及其在 Cl⁻ 溶液中的耐蚀性能进行研究。结果表明:时效温度较低(低于 450 °C)时,析出的富 Cu 相与基体保持共格关系,其硬度和耐腐蚀性能都较高。当时效温度达到 550 °C 时,富 Cu 相长大,出现了逆变奥氏体,且随时效时间的延长而增多,导致硬度下降,但耐蚀性能有所提高;当时效温度升高至 620 °C 时,富 Cu 相呈短棒状,且失去与基体的共格关系,逆变奥氏体继续增多,强化效应完全消失,但耐蚀性能得到改善。

关键词: 15-5PH 不锈钢; 富 Cu 相; 逆变奥氏体; 硬化行为; 耐蚀性

文章编号: 1004-0609(2017)-05-0988-09

中图分类号: TG174

文献标志码: A

15-5PH(0Cr15Ni5Cu4Nb)不锈钢是在 17-4PH 不锈钢的基础上发展起来的一种马氏体沉淀硬化不锈钢。此类沉淀硬化不锈钢不仅广泛应用于航空、航天以及核电等尖端领域,而且在海洋工程设备中如与各种海水接触的高压容器、螺旋桨、传动轴承和船体的外壳等的使用也日益增多^[1-6]。因此,要求该不锈钢具有较高的强度、韧性和耐腐蚀性能。

近年来,国内外专家学者在研究马氏体沉淀硬化不锈钢时效强化及其组织与力学性能的关系方面做了大量工作,均认为其具备高强度是因时效处理析出了尺寸极小的 ϵ -Cu 颗粒和 NbC 等强化相所致^[3-8]。BAJGUIRANI^[3]研究 15-5PH 不锈钢的时效析出行为,发现随着时效温度的升高,钢中会析出与基体共格的富 Cu 相,随后转变为 9R 结构,最终失去共格关系,导致材料的硬度呈现先升高后降低的变化趋势。KUMAR 等^[6]对 15-5PH 不锈钢进行时效处理,发现 ϵ -Cu 相在马氏体基体中呈球状析出,并与基体保持 K-S 共格关系,对不锈钢起到强化作用,但会出现解理断口的脆性断裂。而 BHAMBROO 等^[7]对 17-4PH 不锈钢在 580 °C 下时效 6 h 后发现,有逆转变奥氏体的形成,导致不锈钢的强度降低,但韧性有所提高。PALANISAMY 等^[8]对 15Cr-5Ni 不锈钢固溶态、过时效及峰时效 3 种状态进行研究,发现由于富 Cu 相的

析出导致峰时效强度最高,而过时效由于逆变奥氏体的析出,其韧性更高。

富 Cu 相和逆转变奥氏体的析出除了影响材料力学性能外,还很容易与基体发生微电池腐蚀,造成严重的局部腐蚀现象,导致材料过早丧失力学完整性^[9]。目前,研究大多集中在组织和力学性能上,而关于耐蚀性能的报道相对较少,尤其是关于 15-5PH 不锈钢耐蚀性的报道^[10-13]。TAVARES 等^[4]利用电化学方法研究 17-4PH 不锈钢的晶间腐蚀性能,发现随着时效温度的升高,会有富 Cr 碳化物的析出,导致材料的抗晶间腐蚀能力变差,但未对组织进行分析。张秀丽等^[11]发现随着时效温度的升高,15-5PH 不锈钢的耐点蚀性能逐渐降低。在 480 °C 时组织为马氏体和细小的析出相,故其耐点蚀性能最佳;在 580 和 600 °C 时由于析出了 $M_{23}C_6$ 故其耐蚀性最差;但逆变奥氏体对耐蚀性能的影响不明确。赵义等^[12]对 17-4PH 不锈钢进行耐蚀性研究,发现了类似的规律,但未对时效后的组织及力学性能进行讨论。因此,本文作者以 15-5PH 不锈钢在海洋环境中的实际应用为出发点,综合考察时效处理后的组织演变、时效硬化行为及在 Cl⁻ 溶液中的耐蚀性能,探讨富 Cu 相和逆变奥氏体对该不锈钢的强度及耐蚀性能的影响规律,为 15-5PH 不锈钢在不同场合应用时时效工艺的制定提供参考作用。

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2012AA03A507); 江西省教育厅基金资助项目(GJJ14534); 江西省微结构重点实验室基金资助项目(JW201223001)

收稿日期: 2016-05-17; **修订日期:** 2016-10-13

通信作者: 彭新元, 讲师; 0791-83953320; E-mail: pxy728@126.com

1 实验

实验所用 15-5PH 不锈钢化学成分如表 1 所列。采用 6 种不同的工艺对该不锈钢进行时效处理, 如表 2 所列, 冷却方式均为水冷。时效之前均进行固溶处理, 其目的是使合金元素充分固溶, 获得全奥氏体组织, 以便淬火后得到全马氏体组织。参考相关研究^[4, 12-13], 本研究选取的固溶温度为 1040 ℃。

试样经时效处理后, 利用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)对试样的相组成进行分析, 靶材为 Cu 靶, 扫描步长为 0.02°, 利用配备能谱仪(EDS)的 H800 型透射电镜(TEM)对试样的组织结构进行观察及分析, 加速电压为 200 kV。利用 HR-150A 型洛氏硬度计(HRC)对试样的硬度进行测试, 载荷为 1470 N, 每个试样至少测量 5 次并取其平均值。利用 PARSTAT 2273 型电化学工作站对试样进行极化曲线及电化学阻抗测试。测试系统采用三电极体系, Pt 电极为辅助电极, 饱和甘汞电极(SCE)为参比电极, 试样为工作电极。测试溶液为 pH 值为 6.8~7.2(25 ℃)的 3.5% (质量分数) NaCl 水溶液。试样用酚醛树脂镶嵌, 背面焊接导线, 非工作面用环氧树脂密封, 测试面积为 10 mm×10 mm。试样工作面依次用 600 号、1000 号和 2000 号的砂纸打磨平整, 清洗吹干后浸入溶液中。待测试开路电位稳定后, 进行交流阻抗和动电位极化曲线测试。交流阻抗测试的频率范围为 10 mHz~100 kHz, 交流信号电压的振幅为 5 mV, 测试后采用 ZSimpWin 软件对电化学阻抗谱进行等效电路拟合和

表 1 实验用 15-5PH 不锈钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 15-5PH stainless steel (mass fraction, %)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Nb	Cu	Fe
0.03	0.53	0.38	0.03	0.005	15.83	5.33	0.28	3.19	Bal.

表 2 15-5PH 不锈钢热处理工艺

Table 2 Heat treatment processes of 15-5PH stainless steel

Solution treatment	Aging treatment
(1040 ℃, 1 h, WQ)	450 ℃, 4 h, WQ
	520 ℃, 4 h, WQ
	550 ℃, 1 h, WQ
	550 ℃, 4 h, WQ
	550 ℃, 8 h, WQ
	620 ℃, 4 h, WQ

分析。极化曲线的扫描速度为 20 mV/min, 所有实验均在室温下进行, 溶液未经除氧处理。

2 实验结果

2.1 组织演变

图 1 所示为 15-5PH 不锈钢经 450 和 550 ℃时效 4 h 后的 XRD 谱。由图 1 可知, 经 450 ℃时效 4 h 后, 15-5PH 不锈钢的 XRD 谱只显示单一的马氏体衍射峰, 而 ϵ -Cu 相、逆变奥氏体等主要的时效析出相的衍射峰则没有出现。经 550 ℃时效 4 h 后, 15-5PH 不锈钢的 XRD 谱仍然以马氏体的衍射峰为主, 同时, 还出现了少量的 ϵ -Cu 相以及逆变奥氏体的衍射峰, 表明此时的组织由马氏体和少量的 ϵ -Cu 相及逆变奥氏体相组成, 该结果与 TAVARES 等^[4]和 BHAMBROO 等^[7]的研究结果相似。

图 2 所示为不锈钢经不同温度时效 4 h 后的 TEM 像。由图 2(a)可见, 450 ℃时效后的组织呈典型的板条状, 板条上具有高密度位错及少量未溶 NbC 颗粒, 但并未观察到富 Cu 相的析出, 可能是其与基本依旧

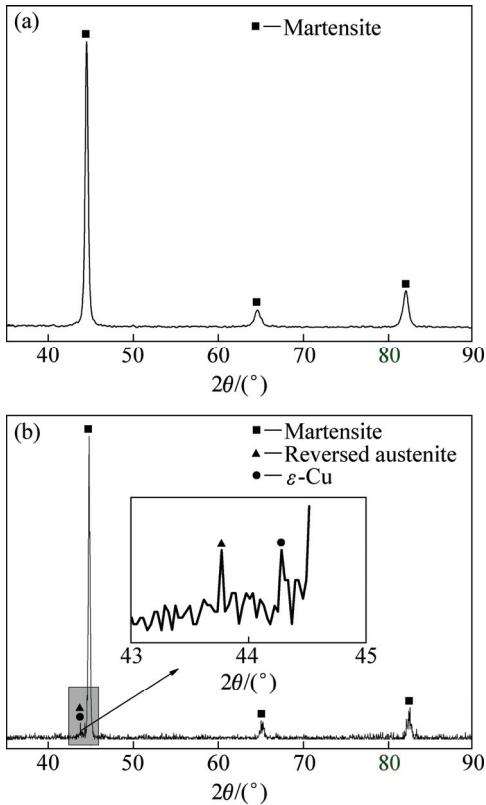


图 1 不同时效处理的 15-5PH 不锈钢 XRD 谱
Fig. 1 XRD patterns of 15-5PH stainless steel after aging: (a) 450 ℃; (b) 550 ℃

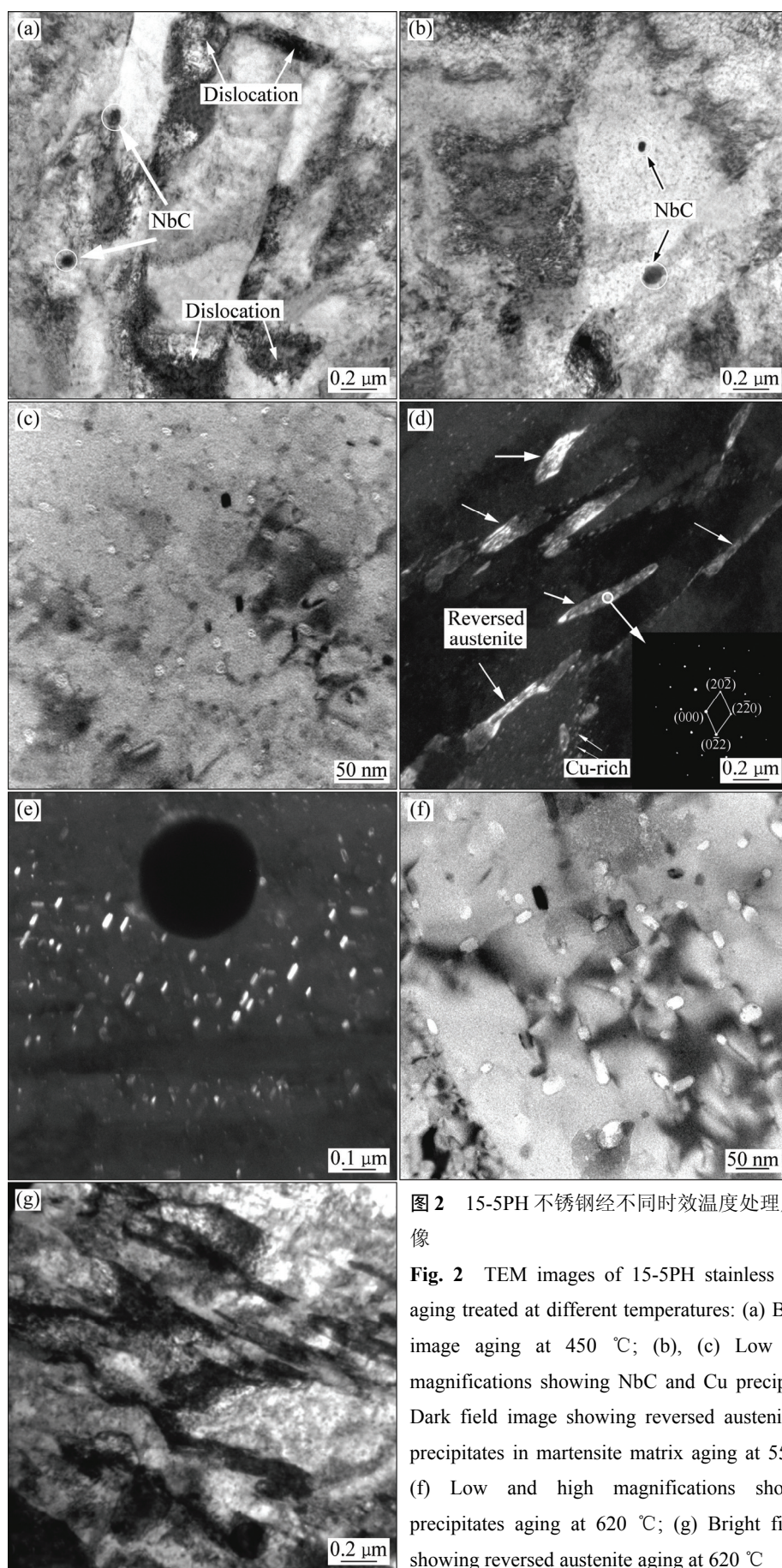


图2 15-5PH 不锈钢经不同时效温度处理后的 TEM 像

Fig. 2 TEM images of 15-5PH stainless steel after aging treated at different temperatures: (a) Bright field image aging at 450 °C; (b), (c) Low and high magnifications showing NbC and Cu precipitates; (d) Dark field image showing reversed austenite and Cu precipitates in martensite matrix aging at 550 °C; (e), (f) Low and high magnifications showing Cu precipitates aging at 620 °C; (g) Bright field image showing reversed austenite aging at 620 °C

保持共格关系^[14]。

由图 2(b)可见, 550 °C 时效后基体中除了少量 NbC 之外, 还分布着大量纳米级别的细小颗粒, 从本文作者之前的研究工作及 XRD 结果可知, 该细小颗粒为富 Cu 相^[15]。图 2(c)所示为小颗粒的放大图, 可以清楚地看见富 Cu 相为近球形(直径约 10 nm), 均匀分布在马氏体板条内。相关研究表明^[14-17], 这些富 Cu 相开始形成的时候与马氏体基体保持共格关系, 随后转变成 9R 结构, 最后转变成面心结构, 并且与马氏体基体具有 K-S 位向关系。此外, 从图 2(d)暗场像可见, 在马氏体板条中还出现了少量长薄片状的逆变奥氏体(见箭头所指), 且逆变奥氏体在时效完成随后的冷却过程中没有发生马氏体相变, 这和 XRD 谱的结果一致。逆变奥氏体在时效硬化不锈钢是普遍存在的, 有学者认为它的形成由 Ni 的扩散所致, 并沿着马氏体板条生长, 也有学者认为是富 Cu 相的析出为其提供了有利的形核位置, 但其形成机理依旧不是十分清楚。

随着时效温度的进一步提高到 620 °C, 马氏体中的碳含量和合金元素将不断下降, 富 Cu 相由之前的近球形逐渐长大为短棒状, 长约 25 nm, 失去了与基体的共格关系^[14-15], 且析出的数量也有所增加, 如图 2(e)和(f)中的白亮色颗粒。此外, 在马氏体板条间和板条内都形成了大量的逆变奥氏体, 其尺寸和数量较低温时效均有所增加, 如图 2(g)所示。通常认为, 逆变奥氏体的形核和长大符合 Johnson-Mehl 方程^[18], 为温度和时间的函数, 随着时效温度的升高或时间的延长而增多。

图 3 所示为不锈钢经 550 °C 时效不同时间后的 TEM 像。图 3(a)所示为不锈钢经 550 °C 时效 1 h 后的形貌图。从图 3(a)中可见, 虽然时效时间较短但依然在马氏体中出现了少量的逆变奥氏体。且随着时效时间延长, 延长至 8 h 时, 形成的逆变奥氏体数量逐渐增多, 在基体上均匀分布, 如图 3(b)~(c)所示。这对材料的力学和耐腐蚀性能都会产生影响。此外, 只要温度达到 550 °C 以上, 不论时间的长短都能形成逆变奥氏体, 说明温度才是促进逆变奥氏体形成的主导因素, 而时间的长短则影响析出的数量。

2.2 时效硬化行为

图 4 所示为 15-5PH 不锈钢时效后硬度的变化趋势。由图 4 可见, 固溶后硬度仅为 27.8HRC, 经时效处理后的硬度均有不同程度的提高。当时效温度较低时, 硬度随着温度的升高而增大, 但当时效温度超过 550 °C 后, 随着温度的继续升高, 硬度不断减小。尤



图 3 15-5PH 不锈钢在 550 °C 时效不同时间后的 TEM 像
Fig. 3 TEM images of 15-5PH stainless steel aged at 550 °C for various time: (a) Aging for 1 h; (b), (c) Bright field and dark field images showing the reversed austenite in martensite matrix aging for 8 h, respectively

其是经 620 °C 时效 8 h 后, 15-5PH 不锈钢的硬度下降到接近固溶态的硬度, 说明此时完全失去强化效应。这是由于在较低温度时效时, 随着时间的延长, 析出的 ϵ -Cu 相越来越多并弥散分布在基体中, 起到强化基体的作用, 因此, 硬度也越来越高。而在较高温度下时效时, 随着时效时间的延长, 除了继续析出 ϵ -Cu 相之外, 已经析出的 ϵ -Cu 相还会长大, 称为 Ostwald 熟化。熟化的驱动力来自于 ϵ -Cu 的析出产生了过多的

Cu/(Fe+Cr)界面, 该界面自由能较高属于不稳定状态, 为了维持界面稳定需降低体系自由能, 发生 Ostwald 熟化, 从而其硬度值有所下降。另一方面, 在较高温度下时效时还会形成逆变奥氏体, 导致材料的硬度显著下降, 且时效温度越高, 下降越显著。

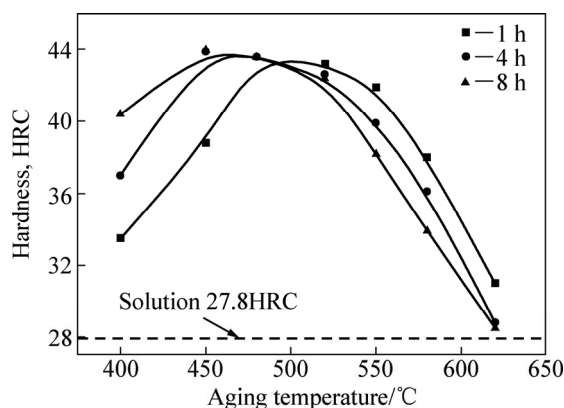


图4 15-5PH 不锈钢硬度随时效温度的变化曲线

Fig. 4 Changing curves of hardness of 15-5PH stainless steel with aging temperature

2.3 耐腐蚀性能

图5所示为不同时效处理的15-5PH不锈钢在3.5%NaCl(质量分数)水溶液中的动电位极化曲线。由图5可见, 经不同时效处理后试样极化曲线的变化规律相似。自腐蚀电位开始, 随着电位的增加, 电流密度先迅速上升, 随后变化较平稳, 并稳定在较小的电流密度值, 发生了钝化, 说明时效处理后的不锈钢在3.5%NaCl水溶液都具有较强的耐Cl⁻腐蚀能力。发生钝化的原因可能时由于在阳极极化的条件下表面形成了稳定而致密具有保护性的Fe、Cr、Ni等合金元素的氧化物^[19-21]。随着电位的继续增大, 电流密度突然增大, 钝化膜破裂, 发生局部腐蚀。表3所列不同时效处理后试样的腐蚀电位 ϕ_{corr} 、点蚀电位 ϕ_b 和维钝电流密度 J_p 值。由表3可见, 时效处理后的腐蚀电位相差不大, 经520℃时效的15-5PH不锈钢的腐蚀电位略低。随着时效温度的升高, 15-5PH不锈钢的点蚀电位先降低, 当时效温度达到620℃后, 15-5PH不锈钢又有所提高, 对应的维钝电流密度也具有相同的规律。经450℃时效后, 15-5PH不锈钢的腐蚀电位和点蚀电位均最高, 维钝电流密度最小, 表现出最佳的耐点蚀能力, 如图5(a)所示。而经550℃时效时, 随着时间的延长(见图5(b)), 15-5PH不锈钢的点蚀电位逐渐升高。这可能是由于随着时效时间的延长, 析出的逆变奥氏体逐渐增多, 均匀分布在基体中, 促进钝化膜的形成, 有利于耐蚀性的提高。

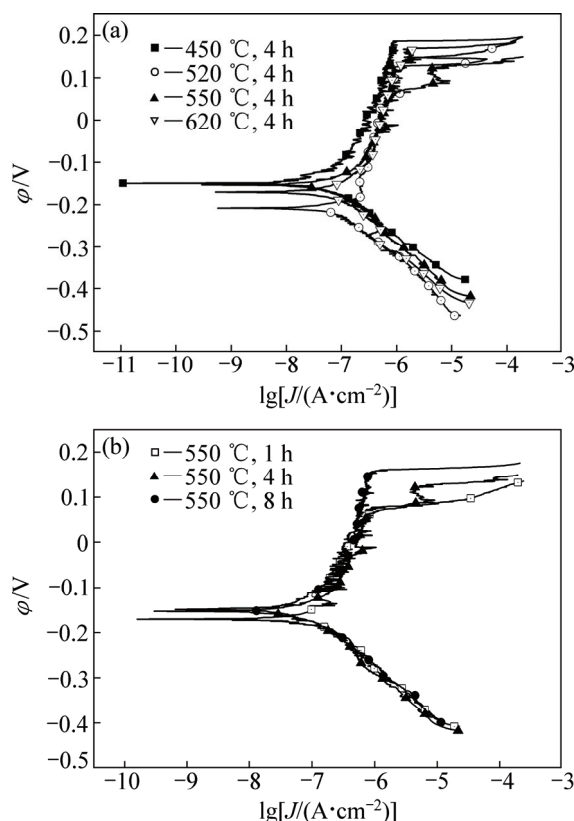


图5 不同时效处理后15-5PH不锈钢在3.5%NaCl水溶液中的极化曲线

Fig. 5 Polarization curves of 15-5PH stainless steel after different aging treatments in 3.5%NaCl solution

表3 时效15-5PH不锈钢在3.5%NaCl水溶液中极化曲线的电化学参数

Table 3 Electrochemical parameters of polarization curves of aging treated 15-5PH stainless steel in 3.5%NaCl solution

Aging treatment	$\phi_{\text{corr}}/\text{V}$	ϕ_b/V	$J_p/(\text{nA}\cdot\text{cm}^{-2})$
450 °C, 4 h	-0.148	0.194	412
520 °C, 4 h	-0.207	0.173	605
550 °C, 4 h	-0.155	0.139	613
620 °C, 4 h	-0.169	0.181	574
550 °C, 1 h	-0.169	0.119	606
550 °C, 8 h	-0.150	0.166	598

图6所示为不同时效处理的15-5PH不锈钢在3.5%NaCl水溶液中开路电位下的Nyquist图。由图6可知, 各阻抗谱均由单一的容抗弧构成, 表明电极表面形成了一层致密的钝化膜, 使不锈钢处于稳定的钝化状态, 具有良好的耐腐蚀性能^[22-23]。利用图7所示的等效电路对阻抗谱进行拟合, 得到交流阻抗参数如

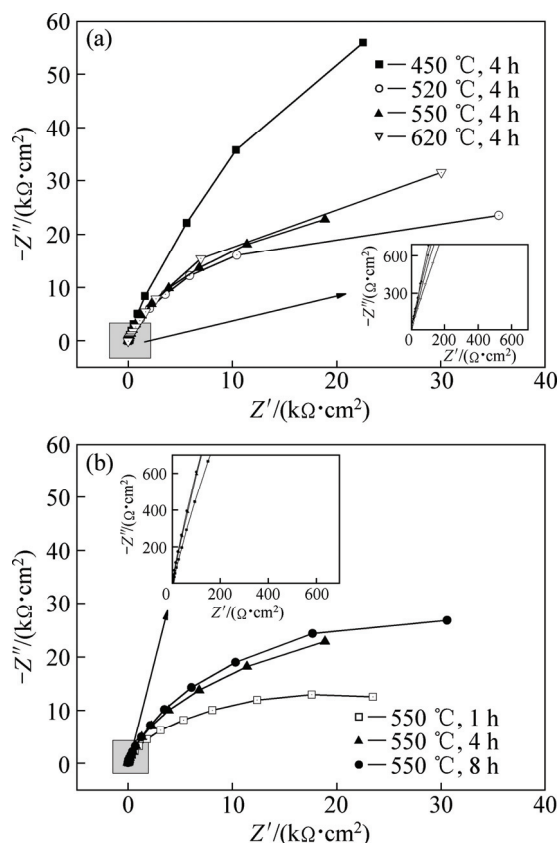


图 6 不同时效处理后 15-5PH 不锈钢在 3.5%NaCl 水溶液中的电化学阻抗谱

Fig. 6 Electrochemical impedance spectra of aging treated 15-5PH stainless steel in 3.5%NaCl solution

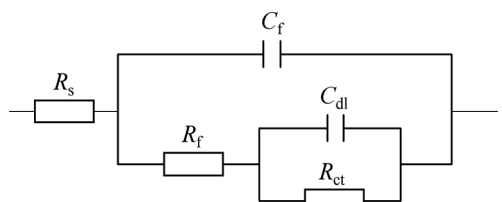


图 7 电化学阻抗谱的等效电路图

Fig. 7 Equivalent circuit used for fitting EIS

表 4 不同时效处理的 15-5PH 不锈钢的交流阻抗参数

Table 4 Impedance parameters of aging treated 15-5PH stainless steel					
Aging treatment	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$C_{dl}/(\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_{ct}/(\text{k}\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$C_f/(\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_f/(\text{k}\Omega \cdot \text{cm}^2)$
450 °C, 4 h	0.97	22.21	70.92	16.88	1.66
520 °C, 4 h	3.12	25.06	49.01	31.13	1.56
550 °C, 4 h	1.74	25.15	48.18	31.45	1.54
620 °C, 4 h	0.86	24.31	57.95	30.91	1.58
550 °C, 1 h	1.76	41.79	24.24	39.21	1.51
550 °C, 8 h	0.94	24.20	49.88	29.24	1.56

表 4 所示, 其中 R_s 为溶液电阻, C_f 和 R_f 分别表示表面膜层的等效电容和等效电阻, C_{dl} 和 R_{ct} 表示双电层电容和电荷转移电阻, 这些参数在一定程度上反映了不锈钢的腐蚀程度。从表 4 中可以看出, 钝化膜电阻 R_f 稳定, 且维持了较高的值, 说明时效后的不锈钢在 3.5%NaCl 水溶液中都能形成稳定的钝化膜。电荷转移电阻 R_{ct} 随着时效温度的升高先减小, 当时效温度达到 620 °C 后又有所增大, 与极化曲线的规律一致。450 °C 时效时, 两个阻值都最大, 说明此时具有最佳的耐蚀性能。双电层电容 C_{dl} 则呈现相反的变化趋势, 原因可能为阴离子在不锈钢表面吸附导致腐蚀产物膜增厚所致。

3 分析与讨论

本研究时效低(450 °C)时, 时效温度较低, Cu 在马氏体板条边界、晶界、位错等晶体缺陷处形成与马氏体基体共格的富 Cu 的 BCC 原子簇^[24]。这种细小的富 Cu 共格相起到沉淀强化作用, 能极大地提高不锈钢的硬度。且共格的富 Cu 相与基体的电位差相差较小, 因而发生腐蚀微电池的倾向较小。同时, 在钢的氧化层下易形成铜的富集层, 在腐蚀介质中, 能阻止铁的氧化继续向金属内部深入, 对不锈钢的耐蚀性也有利。随着时效温度的升高, 马氏体中的碳含量和合金元素不断下降, 共格的富 Cu 相慢慢聚集长大, 并转变为 FCC 结构, 失去了与基体的共格关系^[3], 沉淀强化作用减弱, 硬度逐渐降低。这些非共格的富 Cu 相分布在马氏体基体中, 由于其与马氏体电位差异较大, 会形成大量的腐蚀微电池, 作为点蚀源或腐蚀优先发生, 导致不锈钢的耐蚀性能降低。因此, 经 520 °C 和 550 °C 时效后, 15-5PH 不锈钢的耐蚀性能较 450 °C 时的要低。此外, 随着时效温度的升高, 组织不均匀

性增加也是导致耐蚀性能降低的原因。

当 15-5PH 不锈钢的时效温度为 620 °C 时, 逆变奥氏体的数量增多, 因此不锈钢的硬度降低。从图 3 中可以看出, 经 620 °C 时效形成的逆转变奥氏体呈岛状分布在马氏体板条束上及板条间。刘振宝等^[11,17]和赵振业等^[25]研究发现, 逆转变奥氏体沿马氏体板条界或晶界上析出, 会降低材料的硬度, 但对改善材料的韧性十分有利, 不仅可阻止裂纹在马氏体板条间的扩展, 还可以减缓板条间密集排列时位错前端引起的应力集中。同时, 620 °C 时效后的 15-5PH 不锈钢的耐蚀性能较 520 °C 和 550 °C 的要高, 说明逆转变奥氏体的存在对不锈钢的耐蚀性能会产生有利的影响。这是由于一方面, 奥氏体电位较马氏体电位高, 形成的逆变奥氏体薄膜包裹了马氏体板条, 间接提高了基体的电位, 从而使得腐蚀电流减小, 有利于腐蚀性能的改善; 另一方面, 逆变奥氏体通常在马氏体板条边界或板条内以薄膜状形成, 增加了膜的均匀性, 从而提高其耐蚀性能^[12,26]。此外, 逆转变奥氏体中还富含奥氏体稳定元素 Cu、Ni 等, 其中 Ni 可以提高马氏体不锈钢的钝化倾向, 改善其耐腐蚀性能。所以薄膜状逆转变奥氏体的产生有利于耐腐蚀性能的提高, 抵消了 ϵ -Cu 等第二相的析出而使组织不均匀性增加带来的负面影响, 使得 620 °C 时效后或 550 °C 较长时间时效后不锈钢的耐蚀性能优于低温时效或较短时效时间的耐蚀性能。因此, 逆变奥氏体的形成会降低材料的硬度但对材料的塑性、韧性及耐蚀性能有利。

4 结论

1) 当时效温度低于 550 °C 时, 未观察到析出相。当时效温度为 550 °C 时, ϵ -Cu 相从基体中完全脱溶, 呈颗粒状; 此时还形成了逆变奥氏体, 且随时效时间的延长而变多。当时效温度超过 550 °C 时, ϵ -Cu 相聚集长大, 呈短棒状, 且逆变奥氏体数量增多。

2) 15-5PH 不锈钢的硬度随着时效温度的升高呈先上升后下降的趋势, 经 450 °C 时效后, 由于析出与基体共格的富 Cu 相导致不锈钢的硬度最大; 经 620 °C 时效后, 由于析出大量逆变奥氏体导致材料的硬度与固溶态相近, 丧失了强化效应。

3) 不同时效处理后的试样在 3.5%NaCl 水溶液中的极化曲线均出现了明显的钝化区, 交流阻抗谱均为单一的容抗弧。450 °C 时效后, 15-5PH 不锈钢的自腐蚀电位和点蚀电位均最正, 电荷转移电阻最大, 耐蚀性能最好; 随着时效温度的升高, 富 Cu 相长大, 15-5PH

不锈钢的耐蚀性变差; 继续升高至 620 °C 时, 由于大量逆变奥氏体的形成, 15-5PH 不锈钢的耐蚀性能又有所改善。

REFERENCES

- [1] AGHAIE-KHAFRI M, ADHAMI F. Hot deformation of 15-5PH stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(4): 1052–1057.
- [2] LI Yi-min, KHALIL K A, HUANG Bai-yun. Rheological, mechanical and corrosive properties of injection molded 17-4PH stainless steel[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2004, 14(5): 934–939.
- [3] BAJGUIRANI H H R. The effect of ageing upon the microstructure and mechanical properties of type 15-5 PH stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 338(1/2): 142–159.
- [4] TAVARES S S M, SILVA F J, SCANDIAN C, SILVA G F, ABREU H F G. Microstructure and intergranular corrosion resistance of UNS S17400 (17-4PH) stainless steel[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(11): 3835–3839.
- [5] 张翔, 何浩, 李益民, 刘晨, 满露梅, 胡幼华. 碳含量对金属注射成形 17-4PH 不锈钢显微组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(4): 945–951.
ZHANG Xiang, HE Hao, LI Yi-min, LIU Chen, MAN Lu-mei, HU You-hua. Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of metal injection molded 17-4PH stainless steel[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(4): 945–951.
- [6] KUMAR A, BALAJI Y, ESWARA PRASAD N, GOUDA G, TAMILMANI K. Indigenous development and airworthiness certification of 15-5 PH precipitation hardenable stainless steel for aircraft applications[J]. *Sadhana*, 2013, 38(1): 3–23.
- [7] BHAMBROO R, ROYCHOWDHURY S, KAIN V, RAJA V S. Effect of reverted austenite on mechanical properties of precipitation hardenable 17-4 stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 568(15): 127–133.
- [8] PALANISAMY D, SENTHIL P, SENTHILKUMAR V. The effect of aging on machinability of 15Cr-5Ni precipitation hardened stainless steel[J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2016, 16: 53–63.
- [9] 章晓波, 殷俏, 马青龙, 巴志新, 王章忠, 王强. 时效处理对挤压态 Mg-Gd-Nd-Sr-Zn-Zr 合金力学与腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(3): 526–534.
ZHANG Xiao-bo, YIN Qiao, MA Qing-long, BA Zhi-xin, WANG Zhang-zhong, WANG Qiang. Effect of aging treatment on mechanical and corrosion properties of as-extruded

- Mg-Gd-Nd-Sr-Zn-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(3): 526–534.
- [10] BRÜHL S P, CHARADIA R, SIMISON S, LAMAS D G, CABO A. Corrosion behavior of martensitic and precipitation hardening stainless steels treated by plasma nitriding[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 204(20): 3280–3286.
- [11] 张秀丽, 陈明昕, 刘振宝, 梁剑雄, 杨志勇, 余强. 热处理工艺对 15-5PH 沉淀硬化不锈钢的力学性能与耐蚀性的影响[J]. 钢铁, 2006, 49(8): 70–75.
- ZHANG Xiu-li, CHEN Ming-xin, LIU Zhen-bao, LIANG Jian-xiong, YANG Zhi-yong, YU Qiang. Effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of 15-5PH stainless steel[J]. Iron and Steel, 2006, 49(8): 70–75.
- [12] 赵义, 王福. 热处理工艺对 17-4PH 钢耐海水腐蚀性能的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2011, 31(6): 473–477.
- ZHAO Yi, WANG Fu. Effect of heat treatment processes on seawater corrosion resistance property of 17-4PH steel[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2011, 31(6): 473–477.
- [13] 华小珍, 黄晋华, 聂轮, 周贤良, 彭新元. 时效温度对 15-5PH 不锈钢组织及耐蚀性的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2014, 34(2): 131–137.
- HUA Xiao-zhen, HUANG Jin-hua, NIE Lun, ZHOU Xian-liang, PENG Xin-yuan. Effect of aging temperature on microstructure and corrosion behavior of 15-5PH precipitation hardened stainless steel[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2014, 34(2): 131–137.
- [14] HSIAO C N, CHIOU C S, YANGA J R. Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel[J]. Materials Chemistry and Physics, 2002, 74(2): 134–142.
- [15] PENG X Y, ZHOU X L, HUA X Z, WEI Z W, LIU H Y. Effect of aging on hardening behavior of 15-5 PH stainless steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2015, 22(7): 607–614.
- [16] MONZEN R, JENKINS M L, SUTTON A P. The bcc-to-9R martensitic transformation of Cu precipitates and the relaxation process of elastic strains in an Fe-Cu alloy[J]. Philosophical Magazine A, 2000, 80(3): 711–723.
- [17] 刘振宝, 杨志勇, 梁剑雄, 张丽娜, 张秀丽. 高强度不锈钢中逆转变奥氏体的形成动力学与析出行为[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(6): 39–44.
- LIU Zhen-bao, YANG Zhi-yang, LIANG Jian-xiong, ZHANG Li-na, ZHANG Xiu-li. Precipitation behavior and transformation kinetics of reverted austenite in ultra-high strength stainless steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(6): 39–44.
- [18] NAKAGAWA H, MIYAZAKI T, YOKOTA H. Effects of aging temperature on the microstructure and mechanical properties of 1.8Cu-7.3Ni-15.9Cr-1.2Mo-low C, N martensitic precipitation hardening stainless steel[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35(9): 2245–2253.
- [19] 郭跃岭, 韩恩厚, 王俭秋. 锻造态 316LN 不锈钢在高温高压水中的短期氧化行为[J]. 材料研究学报, 2015, 29(6): 401–409.
- GUO Yue-ling, HAN En-hou, WANG Jian-qiu. Short-term oxidation behavior of domestic forged and solution annealed 316LN stainless steel in high temperature pressurized water[J]. Chinese Journal of Material Research, 2015, 29(6): 401–409.
- [20] LIU X H, WU X Q, HAN E H. Electrochemical and surface analytical investigation of the effects of Zn concentrations on characteristics of oxide films on 304 stainless steel in borated and lithiated high temperature water[J]. Electrochimica Acta, 2013, 108(10): 554–565.
- [21] SOMA Y, KATO C, YAMAMOTO M. Multilayered surface oxides within crevices of Type 316L stainless steels in high-temperature pure water[J]. Corrosion, 2014, 70(4): 366–374.
- [22] 曹楚南, 张鉴清. 电化学阻抗谱导论[M]. 北京: 科学出版社, 2004: 185.
- CAO Chu-nan, ZHANG Jian-qing. Introduction of electrochemical impedance spectroscopy[M]. Beijing: Science Press, 2004: 185.
- [23] LIU Zuo-jia, CHENG Xue-qun, LÜ Sheng-jie, LI Xiao-gang. Effect of chloride ions on 316L stainless steel in cyclic cooling water[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 23(6): 431–438.
- [24] RAJA K S, RAO K P. Pitting behavior of type 17-4PH stainless steel weldments[J]. Corrosion Science, 1995, 37(8): 586–592.
- [25] 赵振业, 李春志, 李志, 刘天琦, 马新闻, 孙继光. 一种超高强度不锈钢超细化组织 TEM 研究[J]. 航空材料学报, 2005, 25(2): 1–5.
- ZHAO Zhen-ye, LI Chun-zhi, LI Zhi, LIU Tian-qi, MA Xin-wen, SUN Ji-guang. Observation of microstructure in an ultra-high strength and high toughness steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2005, 25(2): 1–5.
- [26] 林玉珍, 杨德钧. 腐蚀和腐蚀控制原理[M]. 北京: 中国石化出版社, 2007: 245.
- LIN Yu-zhen, YANG De-jun. Corrosion and corrosion control principle[M]. Beijing: China Petrochemical Press, 2007: 245.

Aging hardening behavior and corrosion resistance of 15-5PH stainless steel

PENG Xin-yuan^{1,2}, ZHOU Xian-liang^{1,2}, HUA Xiao-zhen^{1,2}

(1. School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. Key Laboratory for Microstructural Control of Metallic Materials of Jiangxi Province,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The microstructure transformation, aging hardening behavior and corrosion resistance of 15-5PH stainless steel were studied by XRD, TEM, HRC, polarization curve and electrochemical impedance spectroscopy. The results show that the hardness and corrosion resistance due to Cu-rich phase have coherent orientation relationship with matrix when the aging temperature is lower than 450 °C. The Cu-rich phases coarsening and the reversed austenite are observed in the specimen, when the aging temperature reaches to 550 °C. Moreover, the amount of reversed austenite increases with the increase of aging time. So, the hardness decreases but the corrosion resistance increases. When the aging temperature reaches 620 °C, the Cu-rich phases exhibit elliptical shape and destroy the coherent relation with the martensite matrix, meanwhile, the reversed austenite continues to increase. As a result, the precipitation hardening effect disappears, however, the corrosion resistance is improved.

Key words: 15-5 PH stainless steel; Cu-rich phase; reversed austenite; hardening behavior; corrosion resistance

Foundation item: Project(2012AA03A507) supported by the National High Technology Research and Development Program of China; Project (GJJ14534) supported by the Foundation of Jiangxi Educational Committee, China; Project (JW201223001) supported by the Key Laboratory Foundation of Metal Material Microstructure Control of Jiangxi Province, China

Received date: 2016-05-17; **Accepted date:** 2017-10-13

Corresponding author: PENG Xin-yuan; Tel: +86-791-83953320; E-mail: pxy728@126.com

(编辑 李艳红)