

1999-05-28

Effects of Nickel Content and Simulated Heat Affected Zone of 2205 Duplex Stainless Steel on Pitting Corrosion

Horngyih Liou

Jutung Lee

Wenta Tsai

Recommended Citation

Horngyih Liou, Jutung Lee, Wenta Tsai. Effects of Nickel Content and Simulated Heat Affected Zone of 2205 Duplex Stainless Steel on Pitting Corrosion[J]. *Journal of Electrochemistry*, 1999 , 5(2): Article 2.

DOI: 10.61558/2993-074X.3165

Available at: <https://jelectrochem.xmu.edu.cn/journal/vol5/iss2/2>

This Article is brought to you for free and open access by Journal of Electrochemistry. It has been accepted for inclusion in Journal of Electrochemistry by an authorized editor of Journal of Electrochemistry.

合金元素及模拟热处理对 2205 双相不锈钢之孔蚀性质影响

刘宏义* 李汝桐 蔡文达

(成功大学材料科学与工程学系 台南)

谢荣渊 潘永村

(中国钢铁公司钢铝研究发展处 高雄)

摘要 本文研究了 Ni 元素及不同模拟焊后热影响区 (HAZ) 组织对 2205 双相不锈钢孔蚀性质之影响. 研究发现:在研究成分范围内,不同 Ni 含量对于底材电化学极化曲线之影响不大,其 E_{np} 和 E_{cp} 均在 1 100 ~ 1 200 mV 之间. 然而不同冷速之 Gleeble 模拟 HAZ 组织,其极化曲线不但阳极电流密度增加, E_{np} 及 E_{cp} 下降,钝态区域缩小,且循环扫描以后有明显迟滞现象. 显示经过不同冷却时间之热履历,已破坏 2205 双相不锈钢抗孔蚀能力,而蚀孔形成后再钝化能力也变差. 电解分离分析法证实形成 Cr_2N 之 N 含量超过 200×10^{-6} 时,循环极化曲线积分之 Q 值有显著增加之趋势,显示 HAZ 组织抗孔蚀性质能力主要和 Cr_2N 析出量多寡有关, Cr_2N 愈多,孔蚀生长之速率也愈快. 但部份 HAZ 组织会形成 Cr_2N 无析出区,此种无析出区不易诱发蚀孔.

关键词 双相不锈钢, HAZ, 孔蚀, Cr_2N , 无析出区

一般常用之 304、316 沃斯田铁系 (系) 不锈钢,虽然拥有良好的冲击韧性及耐均匀腐蚀性质,但在含 Cl^- 环境下,其抗孔蚀、间隙腐蚀及应力腐蚀之能力却不佳,故影响其在严苛腐蚀环境中之使用寿命^[1]. 而双相不锈钢之开发,即针对 系不锈钢之缺点加以改良,发展出兼具抗孔蚀、沿晶腐蚀及应力腐蚀能力之材料. 同时,由于双相不锈钢强度高且价格较镍基合金便宜,故近年来之使用量急速增加^[2,3].

虽然双相不锈钢具有许多优良性质,但由于其合金成分含有较高的 Cr 及 Mo,故在制造及使用过程中,常会析出各种金属间化合物(如: σ 相、 χ 相、 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_2N 及 ϵ 等),使得机械性质及耐蚀性质产生极大的不良影响^[4,5]. 特别是在焊接过程中,由于钢材组成、加热 Peak 温度、入热量、预热温度、层间温度及冷却速率之不同,会在焊道及热影响区 (HAZ) 形成不同 σ / χ 比例、不同晶粒大小及不同数量之 Cr_2N 析出,使得双相不锈钢之耐蚀性质及冲击韧性受到极大影响^[6-8]. 本文主要研究 Ni 含量及不同模拟热影响区组织对 2205 双相不锈钢孔蚀性质之影响,其中焦点将针对 Cr_2N 析出物及 σ / χ 相比例,做定量且深入之讨论.

本文 1998-12-14 收到

* 通讯联系人

1 实验方法

1.1 材料

本实验所使用材料为实验室真空炉熔炼之 2205 双相不锈钢,合金成分中 Ni 含量变化范围为 4.5 wt % ~ 6.5 wt %,主要化学成分如表 1 所示.钢胚经 1 260 再加热处理 1 h 后热轧成 13 mm 厚之钢板,再于 1 100 下固溶化热处理 10 min,使材料组织均质化.

表 1 实验材料之化学成分 (wt %)

Tab. 1 Chemical compositions (wt %) of the experimental materials

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Cu
55A	0.013	0.48	0.88	0.021	0.0044	4.57	22.3	3.16	0.155	0.24
55B	0.013	0.48	0.88	0.021	0.0044	6.57	22.3	3.16	0.155	0.24
57A	0.013	0.50	0.90	0.021	0.0042	5.69	22.3	3.21	0.135	0.25

1.2 焊接性模拟试验

本实验以 Gleeble 1500 热加工模拟仪模拟 HAZ 显微组织,分别控制 800 至 500 冷却段之冷却时间 ($t_{8/5}$).其中热循环参数参照 Lindblom 等人^[9]及 Kivineva 等人^[8]之报道,将试片以 100 /s 之升温速率加热到 1 350 ,保持 1 s 后,再分段冷却至常温.其中 $t_{8/5}$ 之冷却时间分别为 5、20、60 及 100 s,而对应 $t_{12/8}$ 之冷却时间为 2、8、21、及 35 s,再经由下式^[9]即可估算出可能之焊接入热量(如表 2 所示)

$$Q = L \times 25.52 \times (t_{8/5})^{1/2}$$

式中, Q : 电弧能量 (J/mm), L : 板厚 (mm)

表 2 实验材料之 Gleeble 模拟参数及其相对之焊接入热量

Tab. 2 Gleeble simulated parameters and their estimated heat inputs of the experimental materials

$t_{12/8}/s$	$t_{8/5}/s$	$T_{maz}/$	$Q/kJ \cdot mm^{-1}$
2	5	1 350	0.57
8	20	1 350	1.14
21	60	1 350	1.98
35	100	1 350	2.55

* $t_{12/8}$, 1200 ~ 800 冷却段冷却时间; $t_{8/5}$, 800 ~ 500 冷却段冷却时间

1.3 金相组织定量分析

将不同热模拟试片经研磨抛光后,再以 Murukami 试液 (30 g KOH + 30 g $K_3Fe(CN)_6$ + 100 ml H_2O) 进行化学浸蚀.浸蚀条件为温度 90 ~ 95 ,时间约 1.5 ~ 4 min.浸蚀后,分别以光学显微镜 (OM) 观察金相组织,并以影像解析仪配合 point counting 方法来估算 相生成之比

例.同时部分试片也利用 TEM 观察析出物形态,并以电解分离分析法定量估计可能析出物之数量^[10].

1.4 耐蚀试验

本研究以电化学循环极化曲线方法,评估不同 HAZ 组织在 3.5 wt % NaCl 溶液中之孔蚀性质,评估之指标包括: E_{mp} (孔蚀起始电位)、 E_{pp} (孔蚀保护电位)及 Q (蚀孔成长所产生之电量).并以定电位方法探讨蚀孔与析出物及相比比例之关连性.

2 结果与讨论

2.1 金相组织分析

图 1 为不同镍含量双相不锈钢在光学显微镜观察下的金相组织,白色为沃斯田铁相(相),灰色为肥粒铁相(相).由图中可以明显看出随着 Ni 元素的增加,相的比例越来越少,而相的比例越来越多,此变化和 Ni 元素为相的稳定化元素相符合.图 2 为含 4.57 wt % Ni 双相不锈钢经不同冷速处理之 HAZ 显微组织,当 $t_{8/5}$ 为 5 s 时(图 2a),相晶粒长得相当粗大,约在 300 ~ 500 μm 间,而相仅在晶界有少量析出(GBA: grain boundary allotriomorphs).随着 $t_{8/5}$ 时间增加(图 2b),相比比例减少,且晶粒变小,而相比比例增加.相除了原始之 GBA 外,尚发现晶界生成惠德曼型态相(W: Widmanstatten type phase)及相晶粒内部生成部分变态相(PTA: partially transformed austenite).由于相之析出属于扩散控制的成核及成长机构^[11,12],降低冷速将有助于 Ni 及 N 等相稳定化元素之扩散,因而可促进相之生成.另外,PTA 也被报道有钉住相晶界之功能,使晶粒成长受到阻碍,故 PTA 愈多,相晶粒愈细.当 $t_{8/5}$ 时间继续增加至 100 s 时(图 2d),PTA 及 W 相之量更多,而且 GBA 已几乎被 W 型相所取代.

类似之显微组织变化可在高 Ni 含量之双相不锈钢 HAZ 显微组织中发现,但 Ni 含量愈增加,相同冷速之 HAZ 组织含有较多之相.这是因为 Ni 元素和 N 元素作用相同,均能提高

之 A4 温度,有助于相之生成^[5].图 3 显示出经由影像解析仪及 point counting 方法进一步定量量测母材及 HAZ 之相与冷却时间之关系图,原始母材之相含量随着 Ni 含量增加,约从 27 % 变化至 50 %.而 HAZ 之相含量,则从高冷速($t_{8/5} = 5$ s)之 5 ~ 24 % 变化至低冷速($t_{8/5} = 100$ s)之 24 ~ 50 %.从图中也可以了解,当 $t_{8/5}$ 增加至 100 s 时,其 HAZ 之相含量约略和母材之相含量相当.

进一步以 TEM 观察 HAZ 之显微组织,可发现有长条型 Cr_2N 析出于相(图 4),平均尺寸约 0.5 μm \times 0.1 μm ,此大小类似 Lee 等人^[14]及小三和博等人^[16]之观察.接着以电解分离方式将析出物与母材分离,再以电浆发光分析仪(ICP)分析实际析出物中之 Cr 含量,并以原子结合比例换算出实际的 N 含量如图 5 所示.图中显示镍含量愈低及冷速愈快, Cr_2N 之析出量愈多.主要原因是冷速愈快及镍含量愈低,HAZ 组织中之相愈少,使得相之 N 的过饱和度增加,因而增加 Cr_2N 之析出量.随着冷速变慢,相生成量增加,能溶解较多之 N,使得 Cr_2N 析出量显著减少^[7,14].

综合金相组织分析,可以发现随着镍含量增加,HAZ 组织中之相会增加,而随着冷速降低,W 型相及 PTA 也会增加.同时因为相之增加,也会抑制相晶粒成长,并大幅减少

Cr₂N 析出之数目.

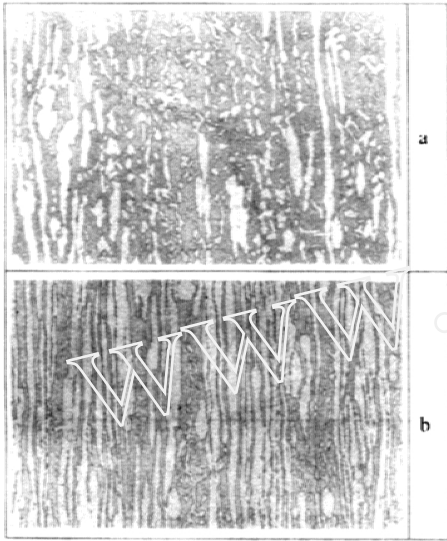


图 1 不同镍含量双相不锈钢金相组织, a) 4.57%, b) 6.57%

Fig. 1 The optical micrographs of duplex stainless steels containing different nickel contents

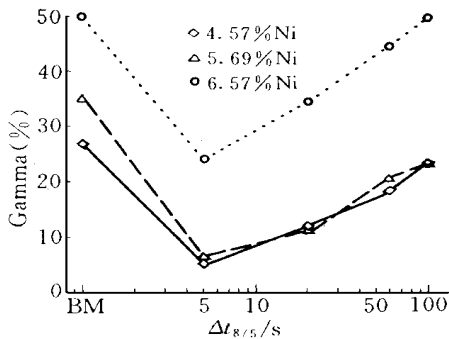


图 3 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及热影响区之相含量与冷却时间关系图

Fig. 3 Relationships between content and cooling time of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different nickel contents

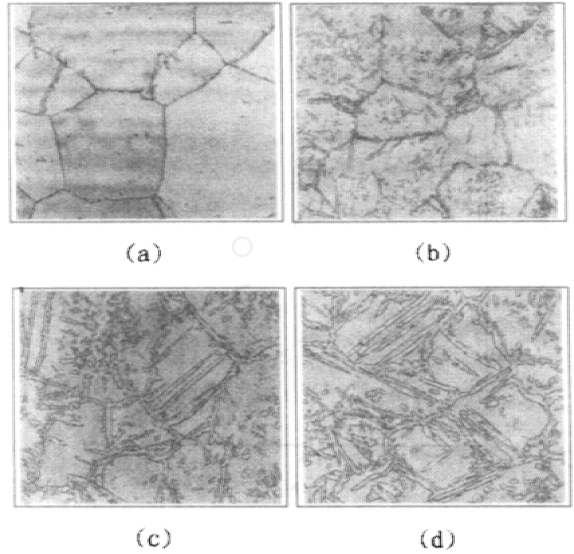


图 2 含 4.57% Ni 双相不锈钢经不同冷速处理之 HAZ 显微组织, a) 5 s, b) 20 s, c) 60 s, d) 100 s

Fig. 2 The microstructure of HAZ of 4.57% Ni duplex stainless steel after different cooling time treatment t/s: a) 5, b) 20, c) 60, d) 100

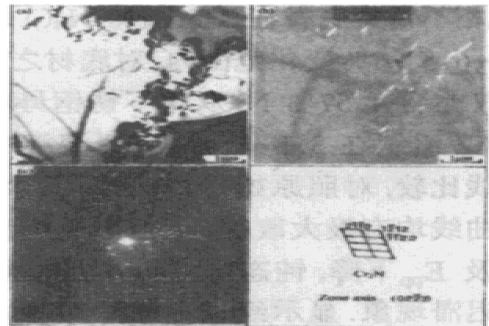


图 4 双相不锈钢 HAZ 之 TEM 显微组织观察, a) 明视野, b) 暗视野, c) 析出物择区绕射图, d) 绕射点分析

Fig. 4 The TEM micrographis of duplex stainless steels

a) bright field, b) dark field, c) and d) selected area diffraction pattern

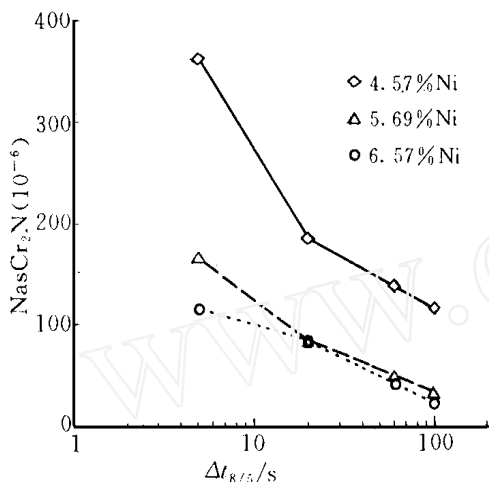


图 5 不同 Ni 含量双相不锈钢 HAZ 析出物中 N 含量与冷却时间关系图
Fig. 5 Relationships between N content as Cr₂N precipitate and cooling time of HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents

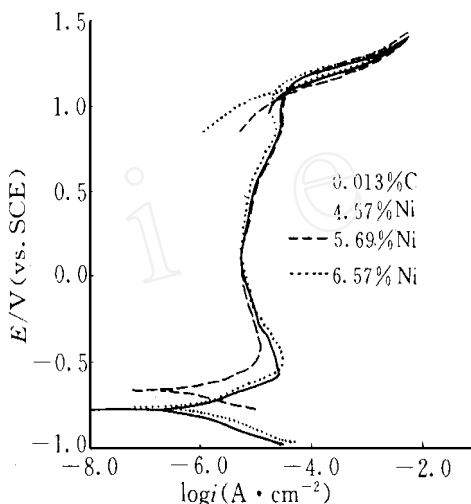


图 6 不同 Ni 含量双相不锈钢母材在 3.5 wt % NaCl 溶液之极化曲线比较
Fig. 6 Polarization curves of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

2.2 耐蚀性质试验

图 6 是不同 Ni 含量双相不锈钢在 3.5 wt % NaCl 溶液中之循环极化曲线比较,三条曲线之趋势差异不大, E_{mp} 和 E_{pp} 均在 1 100 ~ 1 200 mV 间,且 E_{mp} 及 E_{pp} 相差小于 100 mV,显示 2205 双相不锈钢底材在 3.5 wt % NaCl 环境中之抗孔蚀及间隙腐蚀性均相当优异,且 Ni 含量在 4.5 ~ 6.5 wt % 变化范围内,对底材之抗孔蚀性影响不大。

图 7 是含 4.57 % Ni 双相不锈钢母材及不同冷速 HAZ 组织在 3.5 wt % NaCl 溶液中之循环极化曲线比较,对照原始母材曲线,其余 HAZ 组织极化曲线均有极大改变.不但阳极电流密度增加, E_{mp} 及 E_{pp} 下降,钝态区域缩小且循环扫描后有明显迟滞现象.显示经过不同冷却时间之热履历,已破坏 2205 双相不锈钢优越之抗孔蚀能力,且蚀孔形成后再钝化能力也变差.类似结果可在 5.69 % Ni 及 6.5 % Ni 含量双相不锈钢中发现。

不同 Ni 含量双相不锈钢母材及热影响区在 3.5 wt % NaCl 溶液中之 E_{mp} 及 E_{pp} 对冷却时间关系如图 8 及 9 所示,由于 HAZ 阳极极化曲线钝化区不明显, E_{mp} 不容易决定,在此依 JIS G0577 规

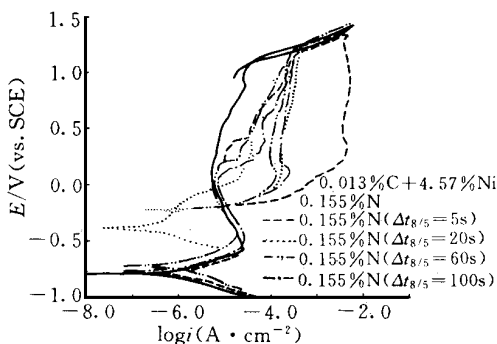


图 7 含 4.57 % Ni 双相不锈钢母材及不同 HAZ 组织在 3.5 % NaCl 溶液之极化曲线比较
Fig. 7 Polarization curves of base metal and HAZ of 4.57 % Ni duplex stainless steels in 3.5 wt % NaCl solution

范定义阳极电流密度达 $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 之电位为 E_{np} . 从图 8 中可看出, HAZ 组织之 E_{np} 均较低, 但变化并不规则, 而图 9 中 HAZ 组织之 E_{pp} 大幅度从底材 1100 mV 左右降低至 -200 mV . 虽然两者均显示 HAZ 抗孔蚀性远较母材差, 但不同冷速对 HAZ 组织耐孔蚀性质之影响, 则不容易澄清.

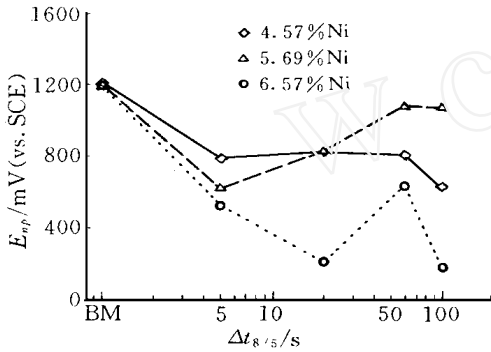


图 8 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及 HAZ 在 3.5 wt % NaCl 溶液中之 E_{np} 与冷却时间关系图

Fig. 8 Relationships between E_{np} and cooling time of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

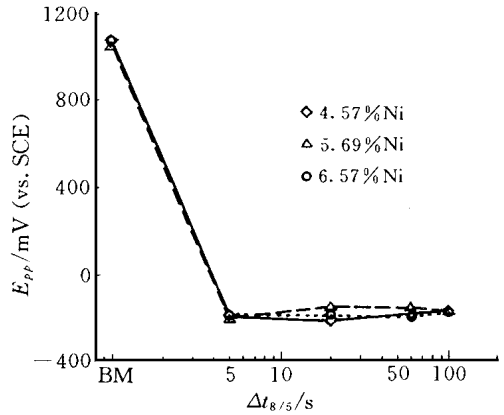


图 9 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及 HAZ 在 3.5 wt % NaCl 溶液中之 E_{pp} 与冷却时间关系图

Fig. 9 Relationships between E_{pp} and cooling time of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

不同 Ni 含量双相不锈钢迟滞电量 (Q) 随 $t_{8/5}$ 变化关系如图 10, 母材之 Q 值均很低, 在 0.2 C 左右, 显示当电位往阴极方向回扫时, 蚀孔重新钝化之速率甚快. 若 $t_{8/5}$ 为 5 s 时, 4.75% Ni 含量 HAZ 组织之 Q 值大幅度增加至 6 C , 显示蚀孔再钝化能力变差, 腐蚀速率不易被抑制. 但此种 Q 值急剧升高之现象, 并未在其它两种 Ni 含量 HAZ 组织中发现. 且当 $t_{8/5}$ 增加至 20 s 时, 所有试片之 Q 值均降低至 0.5 C 以下, 即使冷却时间再延长, 其 Q 值之变化也不大. 由上一节讨论可以知道, HAZ 之冷却时间改变, 会同时影响 β 相比例及 Cr_2N 之析出量. 为了了解何种改变对 HAZ 组织之抗孔蚀能力有较大影响, 分别以 β 相及 Cr_2N 中之 N 含量对 Q 值变化作图. 图 11 显示虽然低 Ni 双相不锈钢之 Q 值随着 β 相低于 12% 而大增, 但对含 5.69% Ni 双相不锈钢 HAZ, 其 β 相虽也低于 10% 以下, 但却无 Q 值明显增加之现象. 由此可知 β 相减少, 并非 HAZ

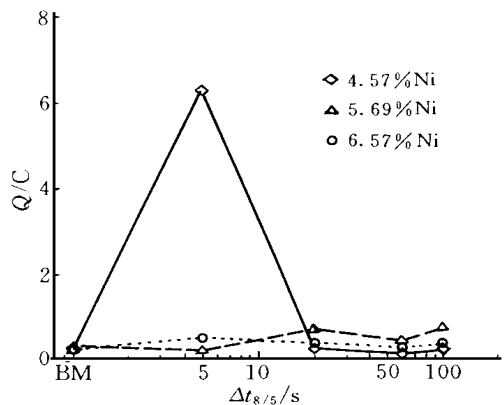


图 10 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及 HAZ 在 3.5 wt % NaCl 溶液之 Q 值与冷却时间关系图

Fig. 10 Relationships between Q and cooling time of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

抗孔蚀能力降低之主要因素. 图 12 示出当形成 Cr_2N 之 N 含量超过 200×10^{-6} 时, Q 值有显著增加之趋势, 且此临界值和 Ni 含量并无绝对关系. 从上述结果可以判断, HAZ 组织抗孔蚀性质能力主要和 Cr_2N 析出量之多寡有关, Cr_2N 愈多, 孔蚀生长之速率也愈快. 此种推论和 Hoffmeister 等人^[15]及 Miyuki 等人^[17]之发现相同, 但和 Nilsson 等人^[18]之结果并不一致.

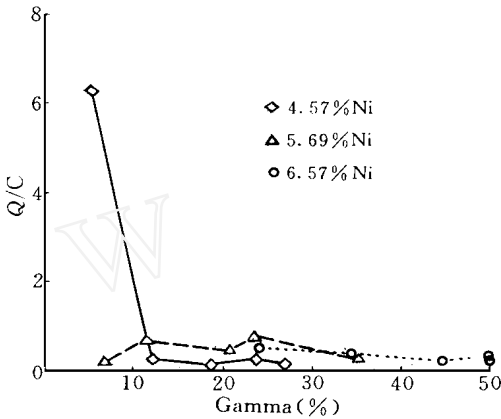


图 11 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及 HAZ 在 3.5 wt % NaCl 溶液中之 Q 值与 相含量关系图
Fig. 11 Relationships between Q and content of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

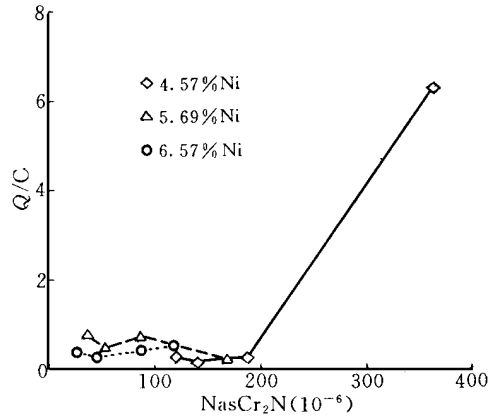


图 12 不同 Ni 含量双相不锈钢母材及 HAZ 在 3.5 wt % NaCl 溶液中之 Q 值与析出物中 N 含量关系图
Fig. 12 Relationships between Q and N content as Cr_2N precipitate of base metal and HAZ of duplex stainless steels containing different Ni contents in 3.5 wt % NaCl solution

为进一步了解实际蚀孔发生之位置, 分别对母材及 HAZ 外加高于 E_{np} 约 100 ~ 200 mV 之电位, 持续时间约 30 min, 再观察孔蚀发生位置. 图 13 为典型双相不锈钢 HAZ 组织经外加电位 30 min 后之 SEM 金相, 主要蚀孔发生在两个位置, 其一为分布较疏松之大型介在物周围, 此类介在物成分以 Al-Ti-O-Cr-Mn 复合元素为主, 少数介在物尚含有 Ca 及 S 等元素. 复合介在物成分相当复杂, 析出位置也不固定, 可能在 α 相, 也可能在 β 相. 另一种蚀孔发生位置在 β 相, 蚀孔数量相当密集, 且直径大部分小于 $1 \mu m$. 由于此类孔蚀不发生在 α 相, 且以冷速较快 ($t_{8/5} = 5s$) 之 HAZ 组织最为严重, 故相信蚀孔起始位置应该在 Cr_2N 周围. 图 14a 示出另一组 HAZ 组织之 SEM 金相, 同样观察到既密且小之蚀孔在 β 相生成. 有趣的是晶界 β 相及其周围约 $10 \mu m$ 距离之 α 相并不易产生孔蚀, 如以电子微探分析仪 (EPMA) 作线扫描, 发现不发生孔蚀区域, 除了 GBA 位置有 Ni 元素富集现象外, 其余位置并无 Ni、Cr 及 N 等元素富化情形. 由于此区域无孔蚀产生和元素富化, 故耐蚀性之提高和合金元素变化无关. 唯一可能之机构为晶界 β 相变态析出过程, 其周围之 N 被 β 相吸收而不易生成 Cr_2N , 形成所谓无析出区 (PFZ). 此种无析出区不易诱发蚀孔, 因而提高该区域之抗孔蚀能力. 此现象再次证明 Cr_2N 是 HAZ 组织中蚀孔最主要之起始位置之一, 并否定 Nilsson 及 Wilson^[18]报导 Cr_2N 不影响双相不锈钢孔蚀抵抗能力之说法.

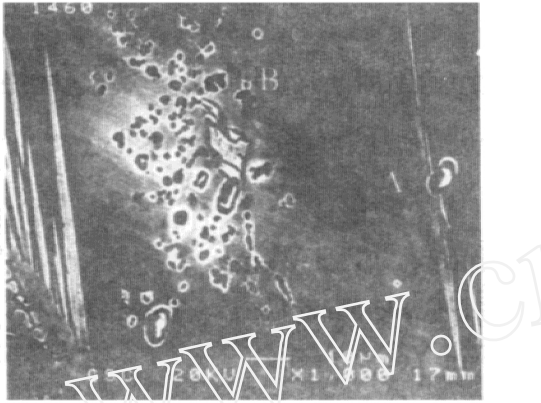


图 13 双相不锈钢 HAZ 组织之孔蚀发生位置观察, A. 大型介在物周围, B. Cr₂N 周围

Fig. 13 The pitting initiation sites of duplex stainless steel in HAZ, A: around inclusion, B: around Cr₂N precipitate

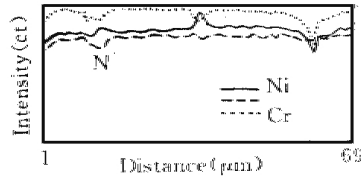
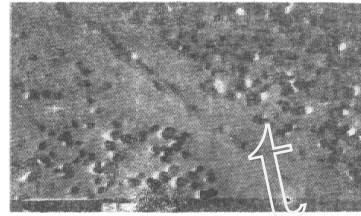


图 14 双相不锈钢 HAZ 组织之孔蚀发生位置观察 (a) 及 EPMA 线扫描分析 (b)

Fig. 14 The pitting initiation sites of duplex stainless steel in HAZ (a) and EPMA line scanning analysis (b)

3 结 论

经由金相组织分析及耐蚀性质试验结果, 获得以下几项主要结论:

1) 随着镍含量增加, HAZ 组织中之 δ 相会增加; 随着 Gleeble 冷速降低, W 型 δ 相及 PTA 也会增加. 同时因为 δ 相之增加, 会抑制 α 相晶粒成长, 并大幅减少 Cr₂N 析出之数目.

2) TEM 观察 HAZ 之显微组织, 发现长条型 Cr₂N 析出于 δ 相, 平均尺寸约 0.5 μm \times 0.1 μm , 且经由电解分离分析法证实 HAZ 冷速愈快, Cr₂N 之析出量愈大.

3) Ni 含量从 4.5 wt % 变化至 6.5 wt % 范围内, 对于底材之抗孔蚀性影响不大, 经过 Gleeble 模拟之 HAZ 组织, 不但阳极极化电流密度增加, E_{mp} 及 E_{pp} 下降, 钝态区域缩小, 且循环扫描后有明显迟滞现象. 显示经过不同冷却时间之热履历, 已破坏 2205 双相不锈钢优越之抗孔蚀能力, 且蚀孔形成后再钝化能力也变差.

4) 当形成 Cr₂N 之 N 含量超过 200×10^{-6} 时, 循环极化曲线积分之 Q 值有显著增加之趋势. 显示 HAZ 组织抗蚀性质能力主要和 Cr₂N 析出量有关, Cr₂N 愈多, 孔蚀生长之速率也愈快.

5) 双相不锈钢 HAZ 组织主要蚀孔发生位置, 其一为分布较疏松之大型介在物周围, 介在物成分以 Al-Ti-O-Cr-Mn 复合元素为主, 析出位置不固定, 可能在 δ 相或 α 相. 另一种蚀孔发生位置在 α 相, 蚀孔数量相当密集, 且直径大部分小于 1 μm , 相信与 Cr₂N 析出有关.

6) HAZ 组织之晶界 δ 相及其周围约 10 μm 距离之 α 相并不易产生孔蚀, 其原因为晶界相析出过程, 周围之 N 被 δ 相吸收而不易生成 Cr₂N, 形成无析出区. 此种无析出区不易诱发蚀

孔,因而提高这区域之抗蚀能力.

Effects of Nickel Content and Simulated Heat Affected Zone of 2205 Duplex Stainless Steel on Pitting Corrosion

Liou Horngyih* Lee Jutung Tsai Wenta

(Dept. of Materials Sci. and Engin., Cheng Kung Univ., Tainan)

Hsieh Rongiuan Pan Yeongsuen

(Steel and Aluminum Research and Development Dept.,
China Steel Corporation, Kaohsiung)

Abstract The effects of nickel content and Gleeble simulated heat affected zone(HAZ) of 2205 stainless steel on pitting corrosion were investigated in this paper. The results showed that nickel content, ranging from 4.5 wt % to 6.5 wt % in base metal, had only a minor effect on the electrochemical polarization curves, with all E_{np} 's and E_{pp} 's falling in the rang of 1 100 ~ 1200 mV. Comparing with the base metal, the simulated HAZ microstructure caused an increase in the anodic current density, a distinct decrease in both E_{np} and E_{pp} , and a reduction in the passive range. Furthermore, hysteresis behavior was found as revealed in each cyclic polarization curve with different cooling cycle. It indicated that the pitting corrosion resistance and repassivation ability of duplex stainless steels were deteriorated by thermal cycling. Electrolytic extraction method proved that the Q values of integral cyclic polarization curves markedly increased while the nitrogen as Cr_2N exceeded 200×10^{-6} . The susceptibility to pitting corrosion of HAZ was colsely related to the amount Cr_2N precipitete. The higher the amount of Cr_2N precipitated, the faster the rate of pitting propagation. However, in the nitride precipitate-free zones(PFZ), no pitting corrosion resistance was observed.

Key words Duplex stainless steel, HAZ, Pitting, Cr_2N , PFZ

References

- 1 Sedriks A J. Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels. Corrosion, 1986, 42(7):376
- 2 Bernhardsson S. The corrosion resistance of duplex stainless steels. "Duplex Stainless Steels '91", eds. by Charles J and Bernhardsson S. France, Vol. 1, 1991: 185
- 3 Thorpe P H. Duplex stainless steel pulp digesters. Stainless Steel World, April, 1996: 47

- 4 Walden B , Nicholls J M. Physical metallurgy and some characteristic properties of the Sandvik duplex stainless steels. Sandvik Steel Report , S-51-54-ENG, 1994 : 1
- 5 Potgieter J H. Influence of β phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steel. British Corrosion Journal , 1992 ,27(3) : 219
- 6 Lippold J C , Varol I , Baeslack V A. Microstructural evolution in duplex stainless steel weldments. "Duplex Stainless Steels ' 91 ", as ref. 2 , 1991 : 383
- 7 Lippold J C , Lin W , Brandi S , Varol I and Baeslack W A. Heat-affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. "Duplex Stainless Steels ' 94 ", ed by Goch T G , 1994 , paper 116
- 8 Kivineva E I , Hannerz N E. The properties of Gleeble simulated heat affected zone of SAF 2205 and SAF 2507 duplex stainless steels. ibid , 1994 , paper 7.
- 9 Lindblom B E S , Lundquist B , Hannerz N E. Grain growth in HAZ of duplex stainless steels. Scandinavian Journal of Metallurgy , 1991 ,20 :305
- 10 Hashizume S , Chino A , Sato K , Sakai J , Matsushima I. Effect of chromium carbonitride on the corrosion resistance of duplex stainless steels. Corrosion Engineering , 1991 ,45 :115
- 11 Moundt R , Hoffmeister H. Effect of chemical composition and weld thermal cycles on phase transformation and microstructures of ferritic-austenitic steels. "Stainless Steels ' 84 ", Gothenburg , The Institute of Metals , 1984 : 315
- 12 Hertzman S , Ferreira P J , Brolund B. An experimental and theoretical study of heat-affected zone austenite reformation in three duplex stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A , 1997 ,28A :277
- 13 Atamert S , King J E. Super duplex stainless steels , part 1 heat affected zone microstructures. Materials Science and technology , 1992 ,8 :896
- 14 Lee H , Yoo C H , Lee H M. Effect of tungsten additions on simulated heat affected zone toughness in 25 % Cr base super stainless steels. ibid ,1999 ,14 :54
- 15 Hoffmeister H , Prof D , Lothonghum G. Quantitative effects of nitrogen contents and cooling cycles on β - transformation , chromium nitride precipitation and pitting corrosion after weld simulation of duplex stainless steels. "Duplex Stainless Steels ' 94 ", ed. by Goch T G , 1994 , paper 55
- 16 小川和博 ,三浦宝 ,小满裕一. HAZ toughness of high silicon containing duplex stainless steel. 溶接学会论文集 ,1991 ,9(2) :269
- 17 Miyuki H , Azuma S , Ogawa K , Kudo T , Nishi M. Corrosion resistant duplex stainless steel tubing and piping. The Sumitomo Search , 1990 ,(44) :169
- 18 Nilsson J O , Wilson A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel SAF 2507. Materials Science and Technology , 1993 ,9 :545