

σ 相对 S32760 超级双相不锈钢组织和性能的影响

李国平^{1,2)}✉, 裴海祥¹⁾, 李建春¹⁾, 张寿禄¹⁾

1) 山西太钢不锈钢股份有限公司, 太原 030003 2) 太钢先进不锈钢材料国家重点实验室, 太原 030003

✉ 通信作者, E-mail: ligp@tisco.com.cn

摘 要 通过对含 W 的 S32760 超级双相不锈钢不同温度时效热处理研究 σ 相的析出行为. 用扫描电镜和透射电镜分析 σ 相的形貌和化学组成, 并研究 σ 相对力学性能和耐腐蚀性能的影响. 在 850 ~ 1000 °C 之间, 实验钢析出大量由 Fe-Cr-Mo-W 组成的具有正方结构的 σ 相, 钢板强度和硬度高, 塑性差, 延伸率低于 4%; 1050 °C 时仍存在少量析出, 虽然延伸率大幅度提高至 31.1%, 但冲击韧性离散度高, 冲击功偏低; 直至 1080 °C, σ 相才能完全溶解至基体中, 抗拉强度为 640 MPa, 延伸率为 35.5%. 纵、横向冲击功平均值分别达到 217 J 和 110 J. 随时效热处理温度升高, 点蚀电位提高, 点蚀失重率不断下降, 1080 °C 热处理的试样点蚀电位高达 1246 mV. 该试样在 50 °C 的 3.5% NaCl 溶液中腐蚀失重率也仅为 0.005 ~ 0.007 g·m⁻²·h⁻¹.

关键词 不锈钢; 热处理; 析出相; 微观组织; 力学性能; 耐腐蚀性

分类号 TG142.71

Influence of σ phases on the microstructure and properties of S32760 super duplex stainless steel

LI Guo-ping^{1,2)}✉, PEI Hai-xiang¹⁾, LI Jian-chun¹⁾, ZHANG Shou-lu¹⁾

1) Shanxi Taigang Stainless Steel Co., Ltd., Taiyuan 030003, China

2) State Key Laboratory of Advanced Stainless Steel Materials, Taiyuan Iron & Steel (Group) Co., Ltd., Taiyuan 030003, China

✉ Corresponding author, E-mail: ligp@tisco.com.cn

ABSTRACT The precipitation behavior of σ phases in W-containing S32760 super duplex stainless steel was studied by aging treatment experiments. The morphology and chemical composition of the σ phases were investigated by scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The effects of the σ phases on the mechanical properties and corrosion resistance of the stainless steel were analyzed additionally. The σ phases composed of Fe-Cr-Mo-W have a tetragonal structure and abundantly precipitate at 850-1000 °C in the stainless steel with quite high strength and hardness and extremely poor plasticity, for example, the elongation is lower than 4.0%. There are still a few of σ phases at 1050 °C, though the elongation increases to 31.1%, the values of impact toughness are discrete, and the average impact energy is low. Until 1080 °C, the σ phases completely dissolve to the matrix. The tensile strength and the elongation are 640 MPa and 35.5%, and the longitudinal and the transverse impact energies averagely reached to 217 J and 110 J, respectively. As the treatment temperature increasing, the pitting potential (E_p) improves, and the mass loss rate of pitting corrosion decreases. The pitting potential of the stainless steel treated at 1080 °C is up to 1246 mV, while the mass loss rate decreases only to 0.005-0.007 g·m⁻²·h⁻¹ when being soaked in a 3.5% NaCl solution at 50 °C.

KEY WORDS stainless steel; heat treatment; precipitates; microstructure; mechanical properties; corrosion resistance

S32760 是一种新型的含 W 和 Cu 的超级双相不锈钢, 其耐点蚀指数 PREN 高于 40, 具有优异的耐 Cl⁻

点蚀、耐缝隙腐蚀和耐应力腐蚀性能. 在海水高温波动中再钝化能力极高, 可以适用于海水热交换器及热卤

收稿日期: 2015-02-15

基金项目: 国家科技支撑计划资助项目(2012BAE04B01); 国家高技术研究发展计划资助项目(2015AA034301)

水腐蚀环境,目前国内外海水淡化、油气、烟气脱硫、采矿、石化设备等领域对该钢种有急切的需求^[1]。

双相不锈钢在敏化温度区间时效出现的 Cr_2N 、 M_{23}C_6 、 χ 、 γ_2 、 σ 等析出相^[2-5]将显著降低双相不锈钢的耐腐蚀性和力学性能^[6]。其中, σ 相由于析出温度范围宽且析出速度快,对双相不锈钢的危害最大,因此掌握 σ 相的析出规律是制定双相不锈钢轧制、热处理工艺的关键依据^[7]。通常认为 σ 相是一种 Fe-Cr-Mo 的金属间化合物,具有四方结构,析出温度范围为 $600 \sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$ ^[8];同时,成分中 Cr 和 Mo 的含量越高, σ 相析出的敏感性越强,其稳定存在的上限温度越高。2205 双相不锈钢一般在 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 以上就重新溶解^[3],而 2507 超级双相不锈钢经过 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 30 min 水冷,还会析出大量 σ 相^[9-11]。在 $1020\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶处理时金相组织中仍有 3.22% 的 σ 相,在 $1040\text{ }^\circ\text{C}$ 时可重新溶解^[12]。

S32760 钢不仅含有较高的 Cr 和 Mo ,而且还加入了 W 。由于 W 属于铁素体形成元素,理论上会提高 σ 相析出的敏感性,同时 σ 相的成分和析出温度范围将有一定的变化,这对材料的热处理、焊接过程控制带来更为不利的影响。因此,研究 σ 相的析出规律及其对微观组织、力学性能和耐蚀性能的影响,对开发该钢种、制定合理的加工工艺和热处理制度,具有重要意义。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验材料为经 AOD 炉冶炼、连铸和热轧后获得的 S32760 双相不锈钢钢板。连铸坯厚度 160 mm,热轧加热温度 $1240 \sim 1260\text{ }^\circ\text{C}$,轧后板材厚度为 12 mm。实验钢的化学成分以及 ASTM A240/A240M 标准成分见表 1。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of the tested steel

试样	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	W	N	Fe
实验钢	0.014	0.52	0.77	0.028	0.0015	25.11	6.93	3.51	0.69	0.65	0.25	余量
标准	≤ 0.03	≤ 1.00	≤ 1.00	≤ 0.030	≤ 0.010	24.0 ~ 26.0	6.0 ~ 8.0	3.0 ~ 4.0	0.5 ~ 1.0	0.5 ~ 1.0	0.20 ~ 0.30	余量

1.2 实验方法

S32760 双相不锈钢热轧板经连续退火炉 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 、36 min 固溶处理后,在 SRJX-8-13 型高温箱式电炉中经 850 、 900 、 950 、 1000 、 1050 和 $1080\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 1 h 时效析出处理,然后立即水冷。采用 Feritscope MP-30E 铁素体仪对不同热处理后的试样进行铁素体相(α 相)含量测量。

对时效试样按照 ASTM A370 标准进行室温拉伸试验,每组做 3 个试样取平均值。利用布洛氏硬度计测量各试样的硬度,每个硬度值取 3 次测试的平均值。在不同温度下利用 ZBC-450B 型冲击试验机进行下冲击韧性试验,每种状态做 6 个试样并取平均值。试样的断口形貌分析在 Nova Nano SEM430 型场发射扫描电镜上完成。

对不同时时效试样进行显微组织观察,利用能谱仪对析出相化学成分进行分析,利用 JEM 2100 型透射电子显微镜对相结构进行分析。金相显微组织侵蚀试剂为 $20\text{ g KOH} + 15\text{ g K}_3\text{Fe(CN)}_6 + 20\text{ mL H}_2\text{O}$ 的混合溶液,各相含量采用图像分析软件(德国徕卡/DM4000)测定,每个试样选取 10 个视场取平均值,视场大小为 $250\text{ }\mu\text{m} \times 250\text{ }\mu\text{m}$ 。

按照 ASTM G48 方法 A 进行点蚀实验,实验温度分别为 $35\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $50\text{ }^\circ\text{C}$ 。用 Model352 进行电化学测试,按照 GB/T17899—1999 的规定,首先将试样线切割尺寸为 $3\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 30\text{ mm}$,然后对所有表面先后用

200 ° 砂纸和 320 ° 砂纸研磨,最后在帆布上完成精磨,将试样表面清洗后,用丙酮除油。电化学测试采用三电极体系,辅助电极为铂电极,参比电极为饱和甘汞电极(SCE),实验介质为 3.5% NaCl 溶液,用分析纯 NaCl 试剂及去离子水配制,溶液未除氧。动电位扫描法进行稳态阳极极化曲线测试,测定点蚀击穿电位 E_b ,扫描速度为 $20\text{ mV} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

2 实验结果及分析

2.1 组织转变规律

双相不锈钢中 α 和 γ 两相的质量分数比影响材料的服役性能。当 α : γ 接近 1:1 且组织中不含有其他析出相时,可以获得最佳的耐腐蚀性和力学性能,尤其可获得优异的耐应力腐蚀和良好的塑韧性能,同时接近 1:1 的相比比例还可以改善焊接热影响区的组织和性能^[1]。表 2 给出 S32760 实验钢在不同工艺阶段的 α 含量测量结果。从表中可以看出,热轧后实验钢中 α 相的质量分数为 47.58%,经 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶处理以及在随后的 $1050\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1080\text{ }^\circ\text{C}$ 保温处理过程之后,钢中 α 相的质量分数均达到 50% 左右。实验采用的 FeritscopeMP-30E 铁素体仪是根据物质磁性测量结果来分析钢中铁素体的含量。由于目前已知的双相不锈钢中主要析出物如 Cr_2N 、 M_{23}C_6 、 χ 和 γ_2 相均无磁,因此在 $1050 \sim 1080\text{ }^\circ\text{C}$ 即 α 相的质量分数为 50% 左右的试样中,还无法判定剩余的 50% 左右的组织是否全部为

γ 相. 也就说, 还不能判断出 1050 ~ 1080 $^{\circ}\text{C}$ 是否还有析出相.

表 2 S32760 双相不锈钢不同热处理后 α 相的质量分数

Table 2 Ferrite- α content of S32760 duplex stainless steel at different heat treating temperatures

热处理温度/ $^{\circ}\text{C}$	热轧	850	900	950	1000	1050	1080
α 相的质量分数/%	47.58	0.57	2.73	5.87	10.93	48.85	50.67

实验钢在 850 ~ 1000 $^{\circ}\text{C}$ 之间时效后 α 含量急剧减少, 原因是此温度范围内 α 相发生共析分解反应, 生成无磁的 σ 和 γ_2 等相. 图 1 为 950 $^{\circ}\text{C}$ 时效试样通过 X 射线衍射进行的物相分析结果. 可以看出, 试样内除了 γ 和 α 相的特征峰之外, 还可以看到标志 σ 相的 (222)、(411) 和 (212) 晶面特征峰, 表明此温度下 S32760 双相不锈钢中有 γ 、 α 和 σ 三相共存.

通过如图 2 所示实验钢不同状态下的光学显微组织可以看出, S32760 热轧钢板中仍然存在纤维状的形变组织, 其中黑色的 α 相内部还有大量与轧制方向成 45 $^{\circ}$ 角的位错胞结构, 表明热变形过程中的动态回复和动态再结晶完成得不充分. 经 1100 $^{\circ}\text{C}$ 固溶及固溶后经 1080 $^{\circ}\text{C}$ 时效热处理后的试样, 组织形貌相似, 均为平

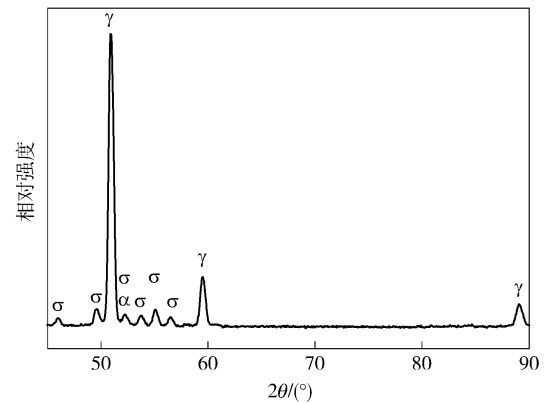


图 1 实验钢 950 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的 X 射线衍射谱

Fig. 1 XRD pattern of the tested steel after aging at 950 $^{\circ}\text{C}$

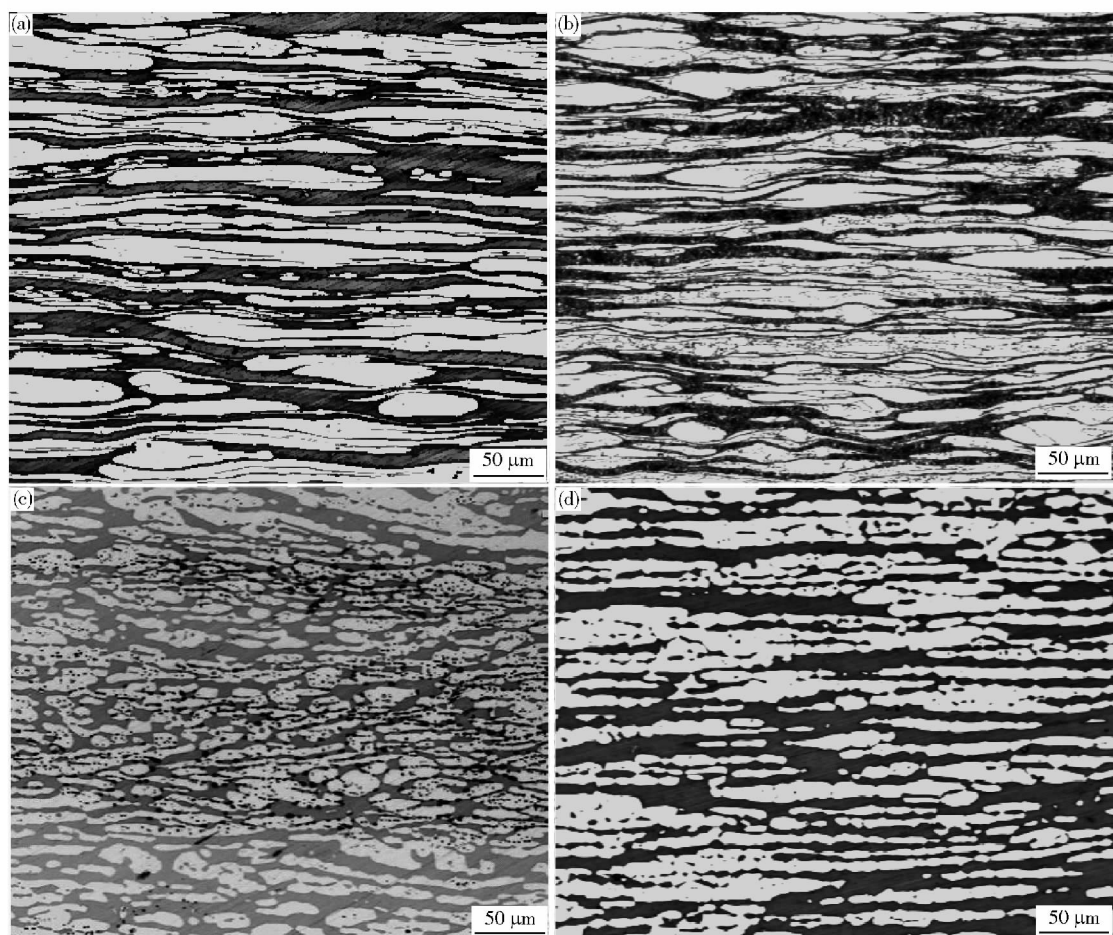


图 2 热处理对 S32760 双相不锈钢的金相组织的影响. (a) 热轧后; (b) 900 $^{\circ}\text{C}$ 时效; (c) 1050 $^{\circ}\text{C}$ 时效; (d) 1080 $^{\circ}\text{C}$ 时效

Fig. 2 Effect of heat treatment on the metallographic structure of S32760 steel: (a) hot rolling; (b) aging at 900 $^{\circ}\text{C}$; (c) aging at 1050 $^{\circ}\text{C}$; (d) aging at 1080 $^{\circ}\text{C}$

行且均匀分布的 $\alpha + \gamma$ 两相组织, 纤维组织消失并且没有观察到析出相。经过 1050 °C 时效热处理的试样, 组织中发现少量的析出相, 这一点与 S31803 的析出行为有明显差异。而在 850 ~ 1050 °C 时效热处理的试样, 黑色的铁素体相大量分解, 逐步被一些颗粒或短棒状的析出相吞噬。

σ 相是 Fe—Cr 金属间化合物, 同时可含有 Mo、Ni 等元素, 呈体心正方结构, 硬脆且无磁。 σ 相的形成主要通过合金元素的置换扩散以及在 α 相和 γ 相中重新分布来实现^[13]。一般认为, 双相不锈钢中 σ 相的析出机制主要为共析分解反应 $\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$ 。在其析出敏感温度区间, σ 相在 α 和 γ 两相界面首先形核, 然后不断地向铁素体内部长大。随着 σ 相的形核长大, 其周围不断发生 γ_2 相变。本文对 S32760 实验钢中 σ 相和 γ_2 相的成分、大小和位置关系的研究结果显示: 随着时效温度升高, σ 相由小颗粒状, 转变为短棒状继而块状; 随着保温时间的延长, σ 相的数量增加, 尺寸粗化。

图 3 为实验钢经 950 °C 时效后的金相照片。可以看出深灰色的析出相在暗灰色的基体上生成, 呈岛状

分布, 在其周围的基体中出现白灰色的新相。对该试样进行透射电子显微镜观察后, 发现白灰色的新相为面心立方结构的 γ 相组织被具有正方结构的 σ 相包围, 如图 4 所示。

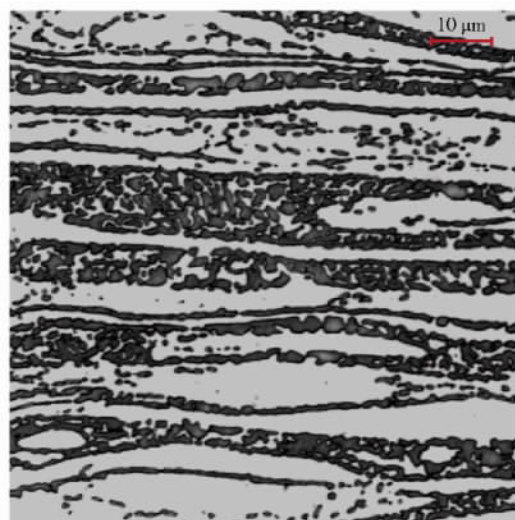


图 3 实验钢 950 °C 时效后的组织

Fig. 3 Microstructure of the tested steel after being aged at 950 °C

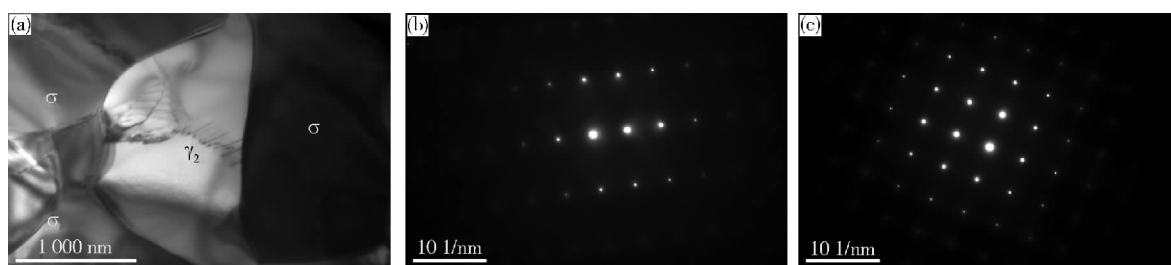


图 4 S32760 双相不锈钢中析出相的透射电镜分析结果. (a) 析出物形貌; (b) γ_2 相衍射斑; (c) σ 相衍射斑

Fig. 4 TEM microstructure analysis of precipitates in S32760 stainless steel: (a) morphology of precipitates; (b) diffraction pattern of the γ_2 phase; (c) diffraction pattern of the σ phase

对实验钢中各组织进行成分分析, 结果如表 3 所示。可以看出, σ 相具有明显高于 γ 、 γ_2 和 α 相的 Cr、Mo 和 W 含量, 其 Ni 含量则远低于 γ 、 γ_2 相, 甚至低于 α 相。而同样在 α 基体上、伴随 σ 相生成的 γ_2 相, 与固溶态的 γ 相和 α 相相比, W 含量均明显低, 说明 W 元素极大地促进 σ 相的形成, 是组成 σ 相的重要元素。因此与不含 W 的 S32750 超级双相不锈钢

表 3 950 °C 时效试样中不同组织的化学成分(质量分数)

Table 3 Chemical compositions of various microstructures in the tested steel aged at 950 °C

组织	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Si
铁素体(α)	58.93	29.40	5.14	4.21	0.90	1.42
奥氏体(γ)	61.61	26.58	8.05	2.31	0.87	0.59
二次奥氏体(γ_2)	63.20	25.82	8.41	2.07	0.23	0.68
σ 相	49.49	34.68	4.71	8.75	2.40	0.80

相比, S32760 实验钢由于含有 W 元素, 加剧 σ 相析出的敏感性, 提高了在钢中稳定存在的上限温度, 使得其在 1050 °C 热处理之后, 仍有少量的 σ 相存在(见图 2)。

2.2 力学性能

2.2.1 表面硬度

S32760 不锈钢具有 $\alpha + \gamma$ 双相组织并含有较高的 N 元素, 因此强度高且表面硬度大。过高的硬度会影响后续加工, 并容易造成塑韧性下降, 因此 ASTM A240/A240M 标准中规定该钢种的布氏硬度 $\leq$ HB 270。

双相不锈钢在敏化析出温度范围内析出的 σ 相质地硬而脆, 使钢板的硬度增大^[14]。图 5 为 S32760 双相不锈钢布氏硬度随时效温度变化的曲线。可以看出, 钢板热轧后硬度 HB 340, 在 850 ~ 900 °C 区间时效

后硬度高达 HB 430,说明在此温度区间析出大量 σ 相. 随着时效温度继续升高,钢板硬度开始降低,但在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 时仍高达 HB 358,表明此温度下仍有大量未溶 σ 相存在. 直至 1080 $^{\circ}\text{C}$ 时才降至 HB 265,可以满足 ASTM 标准要求.

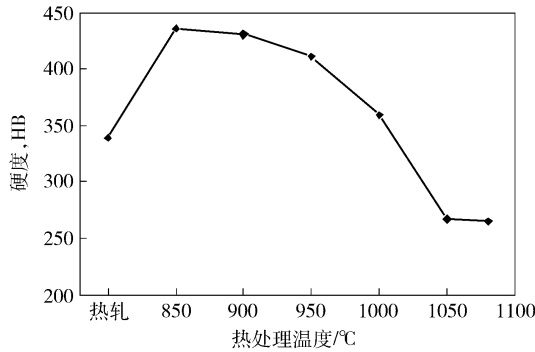


图5 热处理温度对 S32760 钢表面硬度的影响

Fig. 5 Effect of heat treating temperature on the hardness of S32760 steel

2.2.2 拉伸性能

σ 相的析出极大地影响了双相不锈钢的强度和塑性. 如上所述, 850 $^{\circ}\text{C}$ 和 900 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后 σ 相析出数量最多, 试样表面硬度最高, 脆性极大, 因此经此温度热处理后的试样在出炉水冷过程中, 由于大量析出物造成试样内应力上升而发生脆裂, 未能进行拉伸性能测试. 对 950、1000、1050 和 1080 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后的试样进行拉伸试验, 结果如表 4 所示.

表4 不同热处理温度下 S32760 双相不锈钢的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of S32760 duplex stainless steel at various states

试样	非比例延伸强度 / MPa	抗拉强度 / MPa	伸长率 / %	断面收缩率 / %
标准	≥ 550	≥ 750	≥ 25.0	—
950 $^{\circ}\text{C}$	950	1250	3.0	—
1000 $^{\circ}\text{C}$	800	1000	4.0	—
1050 $^{\circ}\text{C}$	650	875	31.0	46.5
1080 $^{\circ}\text{C}$	640	880	35.5	56.5

从表 4 可以看出, 经过 950 $^{\circ}\text{C}$ 和 1000 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理的试样, 强度明显高于 ASTM 标准要求, 而延伸率则仅为 3.0% 和 4.0%, 其断裂呈现明显的脆性断裂特征. 在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 和 1080 $^{\circ}\text{C}$ 处理后的试样, 塑性大幅度上升, 强度和延伸率指标均可达到 ASTM 标准要求. 同时可以发现, 1080 $^{\circ}\text{C}$ 比 1050 $^{\circ}\text{C}$ 延伸率和抗拉强度均有提高, 说明 1050 $^{\circ}\text{C}$ 时虽然 σ 相已基本溶解, 而 1080 $^{\circ}\text{C}$ 时 σ 相完全溶解后, 使得材料的塑性进一步提高.

2.2.3 冲击韧性

为了明确少量 σ 相对 S32760 双相不锈钢力学性

能的影响, 对 1050 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后的试样进行 20 $^{\circ}\text{C}$ 室温的冲击韧性测试, 并且对 1080 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后的试样进行 -60 ~ 20 $^{\circ}\text{C}$ 室温共 5 个环境温度的冲击韧性测试. 结果表明: 1050 $^{\circ}\text{C}$ 时效热处理后, 数据的离散型大, 其中室温纵向冲击功最大为 201 J, 最小 36 J; 而横向平均值仅为 70 J, 最小值为 34 J. 从冲击断口可以发现其解理断口的脆性特征, 这与钢中仍然残留少量脆性 σ 析出相对冲击韧性的影响有密切关系.

经 1080 $^{\circ}\text{C}$ 热处理的试样冲击功明显高于 1050 $^{\circ}\text{C}$ 处理的试样, 并且在各个环境温度下, 实验钢的冲击功数据的离散型均较小. 从冲击断口可以发现, 断口具有明显的韧性特征. 从如图 6 所示实验数据可以看出, 高温处理后实验钢的冲击韧性较好, 但具有双相不锈钢显著的各项异性, 即纵向冲击功明显高于横向. 在 -60 $^{\circ}\text{C}$ 情况下, 纵向冲击功平均值为 217 J, 横向冲击功平均值为 110 J.

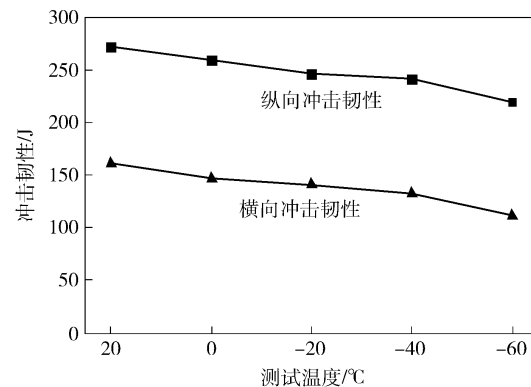


图6 1080 $^{\circ}\text{C}$ S32760 双相不锈钢的冲击韧性

Fig. 6 Impact toughness of S32760 steel at 1080 $^{\circ}\text{C}$

2.3 耐腐蚀性能

当不锈钢中存在碳氮化物、金属间相等析出相时, 导致其附近贫 Cr 和 Mo 元素, 使得其耐腐蚀性能受到影响. 点蚀和晶间腐蚀是双相不锈钢常见的局部腐蚀形式, 采用动电位扫描法和化学浸泡法研究 S32760 双相不锈钢不同温度热处理后钢板的点蚀电位和腐蚀失重率.

实验钢在不同热处理后的点蚀击穿电位 E_b 如图 7 所示. 从图中可见, 随着时效热处理温度升高, 实验钢的点蚀电位不断提高, 说明实验钢中 σ 相的数量越来越少, 直至 1080 $^{\circ}\text{C}$ 处理后点蚀电位高达 1246 mV. 不锈钢耐点蚀性能的主要影响因素是合金元素含量, 通常用点蚀当量 (PRE = $w(\text{Cr}) + 3.3w(\text{Mo}) + 16w(\text{N})$) 来表示不同元素质量分数对耐点蚀性能的贡献. 对于双相不锈钢来说, α 相和 γ 相存在微区成分差异, 当微区的 PRE 值低于其他区域时, 则在这一区域先发生点蚀. 一般来说, α 相富集 Cr 和 Mo 元素, 因此对于不含 N 的双相不锈钢, α 相耐腐蚀性明显优于 γ 相. 实验

钢中含有 0.25% 的 N 元素,而 N 在 γ 相中的固溶度远高于 α 相,因此明显改善了 γ 相的耐点蚀性能,使实验钢的整体点蚀电位非常高^[15]。

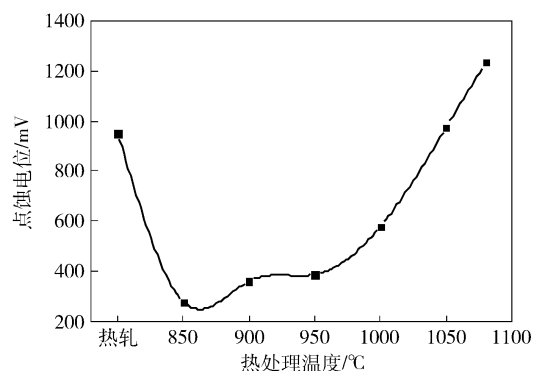


图7 不同热处理后 S32760 不锈钢的点蚀电位

Fig.7 Pitting potentials of S32760 steel after aging treatments at various temperatures

对 900、1050 和 1080 °C 热处理后的试样进一步进行 3.5% NaCl 溶液点腐蚀失重实验,结果如表 5 所示。从实验结果可以看出,虽然 S32760 超级双相不锈钢具有良好的耐 Cl^- 点蚀性能,但在敏感温度 900 °C 时效处理后,由于 σ 相大量析出,其耐点蚀性能大幅下降,在 35 °C 的实验溶液中浸泡 24 h 后,点蚀试样表面出现大量的腐蚀坑,腐蚀失重高达 22.14 ~ 33.49 $\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。当 1050 °C 时效处理后,虽然在 35 °C 的实验溶液中浸泡 24 h 后,腐蚀失重小于 0.010 $\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$;然而当实验温度达到 50 °C 后,由于钢板内部仍然存在少量颗粒状 σ 相,因此发生明显的点蚀。当经过 1080 °C 热处理后,由于组织中只有 α 相和 γ 相,没有未溶的 σ 相,因此即使在 50 °C 的溶液中浸泡 24 h,试样表面也未发生任何点蚀迹象,腐蚀失重率仅为 0.005 ~ 0.007 $\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。

表5 S32760 不锈钢时效处理后的耐点蚀性能

Table 5 Pitting corrosion resistance of aged S32760m steel

时效制度	测试条件	腐蚀率/($\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$)
900 °C ,1 h	35 °C 24 h	22.14 ~ 33.49
	50 °C 24 h	58.75 ~ 60.38
1050 °C ,1 h	35 °C 24 h	0 ~ 0.010
	50 °C 24 h	5.05 ~ 6.10
1080 °C ,1 h	35 °C 24 h	0.002 ~ 0.010
	50 °C 24 h	0.005 ~ 0.007

3 结论

(1) S32760 超级双相不锈钢 σ 相中含有 W 元素,为正方晶体结构,其析出温度范围较宽,温度高达 1050 °C 时效后仍然有少量未溶 σ 相存在于 α 晶界,使

得实验钢的冲击韧性和耐腐蚀性能偏低。

(2) 经 1080 °C 热处理之后, σ 相可以完全溶解。钢板表面硬度为 HB 265,非比例延伸强度为 640 MPa,延伸率为 35.5%,纵向和横向冲击功虽然呈现明显的各向异性,但其平均值分别可达 217 J 和 110 J,远高于 ASTM 标准要求。

(3) 经 1080 °C 热处理之后,S32760 超级双相不锈钢具有良好的耐蚀性能,点蚀电位达到 1246 mV,在 50 °C 的 3.5% NaCl 溶液中浸泡 24 h,腐蚀失重率仅为 0.005 ~ 0.007 $\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。

参 考 文 献

- [1] Francis R, Byrne G. Zeron 100 superduplex stainless steel: an advanced alloy for industrial applications // *Beijing International Duplex Stainless Steel Conference*, 2003: 135
- [2] Wu J, Jiang S Z, Han J Y. *Duplex Stainless Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999
(吴玖,姜世振,韩俊媛. 双相不锈钢. 北京: 冶金工业出版社, 1999)
- [3] Gurrappa I, Reddy C V K. Characterization of newly developed structural DMR-1700 steel and comparison with different steels for chemical applications. *J Mater Process Technol*, 2007, 182(1): 195
- [4] Garzón C M, Tschiptschin A P. EBSD texture analysis of a high temperature gas nitrided duplex stainless steel. *Mater Sci Eng A*, 2006, 441(1): 230
- [5] He F S, Xiang H L, Gu X, et al. Cavitation erosion behavior of Cr32Ni7Mo3N hyper duplex stainless steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2014, 36(8): 1060
(何福善,向红亮,顾兴,等. Cr32Ni7Mo3N 特级双相不锈钢的空蚀行为. 北京科技大学学报 2014, 36(8): 1060)
- [6] Huang C S, Shih C C. Effects of nitrogen and high temperature aging on σ phase precipitation of duplex stainless steel. *Mater Sci Eng A*, 2005, 402(1): 66
- [7] Momeni A, Kazemi S, Bahrani A. Hot deformation behavior of microstructural constituents in a duplex stainless steel during high-temperature straining. *Int J Miner Metall Mater*, 2013, 20(10): 953
- [8] Fargas G, Anglada M, Mateo A. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. *J Mater Process Technol*, 2009, 209(4): 1770
- [9] Elhoud A, Renton N, Lasebikan D, et al. Inter-metallic observations using a backscattering technique on 25Cr super duplex stainless steel alloy. *Stainless Steel World*, 2009, 21(6): 75
- [10] Maehara Y, Koike M, Fujino N, et al. Precipitation of σ phase in a 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. *Trans Iron Steel Inst Jpn*, 1983, 23(3): 240
- [11] Chen X H, Ren X P, Xu H, et al. Effect of superplastic deformation on the bonding property of 00Cr25Ni7Mo3N duplex stainless steel. *Int J Miner Met Mater*, 2012, 19(4): 518

- [12] Liu F X. σ Phase precipitation and its effect on mechanical properties of S32205 duplex stainless steel. *Iron Steel*, 2010, 45 (7): 62
(刘复兴. S32205 双相不锈钢中 σ 相的析出及其对力学性能的影响. 钢铁, 2010, 45(7): 62)
- [13] Yang Y H, Yan B, Zheng X. Research development of σ phase precipitation in high temperature ageing on duplex stainless steel. *Mater Rev*, 2011, 25(10): 105
(杨银辉, 严彪, 郑鑫. 双相不锈钢高温时效 σ 相析出行为研究进展. 材料导报, 2011, 25(10): 105)
- [14] Zhao Z Y, Xu L, Li G P, et al. Precipitation behavior of σ -phase and its effect on microstructure and properties of a super duplex stainless steel. *Trans Mater Heat Treat*, 2010, 31(10): 75
(赵志毅, 徐林, 李国平, 等. 超级双相不锈钢 σ 相析出及对组织性能的影响. 材料热处理学报, 2010, 31(10): 75)
- [15] He H, Li J Y, Qin Y L, et al. Microstructure and properties of 0Cr32Ni7Mo4N duplex stainless steel after various forming processes. *Acta Metall Sin*, 2014, 50(1): 1
(贺宏, 李静媛, 秦丽雁, 等. 不同变形工艺后 0Cr32Ni7Mo4N 双相不锈钢的组织及性能. 金属学报, 2014, 50(1): 1)