

热处理工艺对 Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al 力学与耐蚀性能影响

曾泽瑶

(钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要:采用拉伸、冲击和电化学测试方法研究了 Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al 试验钢不同热处理工艺下的性能, 通过 SEM, EBSD 和 XRD 等分析表明: 奥氏体相体积分数随着固溶温度升高逐渐下降, 900、950、1 000 °C 固溶后, EBSD 分析奥氏体相体积分数依次降低至 60.2%、48.7% 和 20.0%, 奥氏体由尖锐的鱼骨状转变为孤立的长针状分布在铁素体晶界上, 铁素体相含量上升, 试验钢的强度、硬度增加, 冲击韧性下降, 在 900~1 000 °C 固溶处理后铁素体相含量依次增大, (001)_{bcc} 取向逐渐减弱。经过 700 °C 回火后易于在 α 相内出现弥散分布的 NiAl 纳米颗粒, 导致脆性断裂。极化测试得到点蚀电位随固溶温度升高逐渐正移, 1 000 °C 固溶处理试样在 3.5%NaCl 极化测试中出现较长的钝化区和二次钝化, $E_{\text{corr}}=-257$ mV, $E_p=-46.5$ mV, 兼具较好耐蚀性能与力学性能, 推荐作为实际生产热处理温度。

关键词: 不锈钢; 二次奥氏体相; 脆性断裂; 点蚀

中图分类号: TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)05-0158-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.05.023

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of heat treatment on mechanical and corrosion resistance properties of Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al stainless steel

Zeng Zeyao

(State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The properties of Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al test steel under different heat treatment processes were tested by tensile, impact, and electrochemical methods. The SEM, EBSD, and XRD analysis showed that the volume fraction of the austenite phase decreased gradually with the increase of solid solution temperature. After solid solution at 900, 950 °C, and 1 000 °C, the volume fraction of the austenite phase separated by EBSD decreased to 60.2%, 48.7%, and 20.0%, respectively. Austenite changes from a sharp fishbone shape to an isolated long needle shape distributed on the ferrite grain boundary. With the increase of ferrite phase content, the strength and hardness of the test steel increase, and the impact toughness decreases. After solution treatment at 900~1 000 °C, the ferrite phase content increases, and the orientation of (001)_{bcc} decreases gradually. After tempering at 700 °C, only α NiAl nanoparticles with dispersed distribution appear in the phase and show a brittle fracture. The polarization test shows that the pitting potential gradually moves forward with the increase of solution temperature. The sample treated at 1 000 °C has a long passivation zone and secondary passivation in the 3.5% NaCl

收稿日期: 2021-11-01

作者简介: 曾泽瑶, 1995 年出生, 男, 硕士, 助理工程师, 研究方向: 不锈钢强韧化与耐蚀性能研究, E-mail: zeyao_zeng@163.com。

polarization test. $E_{\text{corr}} = -257 \text{ mV}$, $E_b = -46.5 \text{ mV}$, has good corrosion resistance and mechanical properties and is recommended as the actual production heat treatment temperature.

Key words: stainless steels, secondary austenite phase, brittle fracture, pitting corrosion

0 引言

含 Cr, Al, Si 等元素的耐热钢在高温服役环境中, 表面以 Cr_2O_3 , Al_2O_3 和 SiO_2 作为主要保护膜层保护基体, 起到了良好抗热腐蚀作用, 但并非所有氧化膜均能适应于任何环境, 如 Cr_2O_3 易于形成挥发性的含氢氧化物, 会不同程度恶化膜层的稳定性^[1], SiO_2 的热膨胀系数低, 与热膨胀系数高的合金匹配时会产生很大的热错配应力, 使得氧化膜容易破裂。而含 Al 不锈钢可在热处理后形成稳定致密的 Al_2O_3 膜, Al_2O_3 膜稳定性好、结合能力强、致密性好, 在渗碳、炼焦、金属粉尘以及硫化环境中具有良好防护功能, 并且 Al 的加入还能提高钢的耐晶间腐蚀性能, 进一步提高耐磨性和抗氢脆断裂能力^[2-3]。美国橡树岭实验室在 Fe-20Cr-15Ni 的基础上增加了 5%Al 和 8%Al 后表面形成一层连续而且致密的 Al_2O_3 氧化膜, 高温抗氧化性能得到很大的提高^[4], 喇培清^[2] 研究添加了 2%~10%Al 含量的 316 不锈钢后发现, 含 Al 合金的晶间腐蚀速率低于未加 Al 的合金。

关于含铝不锈钢中的研究目前多侧重于火电机

组耐蒸汽腐蚀部件中 Al 对高温抗氧化性和抗蠕变性能的影响, 典型如 Cr-Ni 系奥氏体耐热钢, 以及 9%~12%Cr 马氏体耐热钢^[5-6]。而关于高 Mn 系的不锈钢研究较少, Mn 可以扩大奥氏体相区, 节约昂贵的 Ni 的添加, 节省制造成本, 如含氮型 201L 奥氏体不锈钢和 2 101 经济型双相不锈钢同时兼具优异的力学性能与低成本原材料而得到广泛应用^[7]。基于 Al 添加在不锈钢中的优异性能, 笔者设计开发一种超高 Mn 型 Al 添加的不锈钢, 通过不同热处理工艺, 分析探讨力学性能与对应微观组织变化规律, 考察在高 Mn 和 Al 的共同作用下的强化效果以及耐蚀性能, 为获得机械性能与耐蚀性能均较高的 Mn-Al 型不锈钢的热处理工艺制定提供理论依据。

1 试验材料与方法

合金选用高纯 Fe, 电解 Mn、Cr 等原料, 采用真空感应炉熔炼 150 kg 钢锭。将钢锭在 KF-1200 型箱式电阻炉中加热到 1 200 ℃ 进行均匀化处理, 然后经 15 MN 压机锻为 $\varnothing 18 \text{ mm}$ 棒材, 终锻温度大于 980 ℃, 锻后空冷。从锻后件中取样测定化学成分, 结果见表 1。

表 1 试验钢化学成分
Table 1 Chemical composition of tested steel

C	Cr	Mn	Si	Ni	Al	P	S	Fe
0.022	17.89	25.83	0.23	3.5	2.06	0.006	0.003	余量

取锻后棒材进行线切割下料, 采用 900~1 050 ℃×1 h 固溶处理, 回火工艺分别为 500 ℃×2 h、600 ℃×2 h、700 ℃×2 h, 水冷。室温拉伸试样加工成 $\varnothing 5 \text{ mm} \times 65 \text{ mm}$ 拉伸试样, 拉伸测试采用 HTM5020 型拉伸试验机, 拉伸应变速率为 1 mm/min, 试样标距 25 mm。冲击试样为 10 mm×10 mm×55 mm 的标准夏比 V 型缺口试样, 通过 RPS W/A 冲击试验机进行冲击试验, 测试两个平行样。取棒材横向试样, 厚度 5 mm, 抛光至镜面后采用 HB-3000C 电子布式硬度计进行硬度分析, 采样点 3 个, 取平均值。电化学测试在 Bio-logic vsp-300 电化学工作站上进行, 为标准三电极体系, 测试均在室温 (约 25 ℃) 下

进行, 电化学试样尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm, 经打磨抛光后作为工作电极, 参比电极为饱和甘汞电极 (SCE), 辅助电极为铂电极 (Pt), 测试介质为 3.5% NaCl 溶液, 所测电位均相对于 SCE 电位。测试前先测 30 min 开路电位, 采用动电位极化曲线测量样品的点蚀电位, 极化曲线的电位扫描范围为 -0.5 ~ -0.1 V (vs. SCE), 扫描速率为 0.1 mV/s。金相试样经机械研磨和抛光后, 用体积比 1 : 1 : 8 配比的 $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ 进行浸泡腐蚀, 腐蚀时间 3~5 s。清洗后进行表面观察。EBSD 试样经机械研磨抛光后电解抛光, 去除表面应力, 电解液为 4% 高氯酸水溶液, 电解电压为 15 V, 电解时间 10 s。

SEM 和 EBSD 拍摄采用 FEI Quanta650 型热场扫描电子显微镜,工作电压为 20 kV,EBSD 测试扫描步长为 0.3 μm 。

2 结果讨论与分析

2.1 Thermo-calc 计算

根据 Thermo-calc 计算所得析出相含量与温度关系(图 1)可知,试验钢在 778 ~ 1 048 $^{\circ}\text{C}$ 平衡态下为铁素体和奥氏体($\alpha+\gamma$)组成的双相组织,无析出相存在,在该温度区间内,逐渐发生 $\gamma\rightarrow\alpha$ 转变,直至 1 048 $^{\circ}\text{C}$ 后呈单一铁素体相。低于 778 $^{\circ}\text{C}$ 后依次析出 M_{23}C_6 , Sigma 和 NiAl 相, Sigma 相在低于 738 $^{\circ}\text{C}$ 时开始析出,敏感温度约为 420 $^{\circ}\text{C}$,此时具有脆性的 Sigma 相占比 58%。奥氏体相的峰值温度位于 580 $^{\circ}\text{C}$ 附近,该温度下奥氏体相体积占比约为 56%。

2.2 力学性能

锻态及不同温度固溶处理后试样的力学性能测试结果见图 2。由图 2(a)所示的拉伸应力-应变曲线可知,试验钢具有较高的屈服强度。固溶处理后析出相溶于基体,随固溶温度的升高,屈服和抗拉强度进一步增加,但是塑性逐渐变差。锻态经 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后强度最高,抗拉强度约为 885 MPa,但冲

击韧性差异较大,1 050 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后为 77.5 J,而锻态试样仅为 31 J,见图 2(b)。说明经固溶处理后钢的冲击韧性得到大幅提高,900 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后具有最高值 122.5 J,而后固溶温度继续升高,冲击韧性缓慢降低。由图 2(c)中布氏硬度测试结果可知,锻态试样硬度(HB)最大为 290.2,900 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后有最低值 202.7,随后固溶温度继续升高,硬度值呈缓慢增加趋势,但上升最大限度仍小于锻态试样。

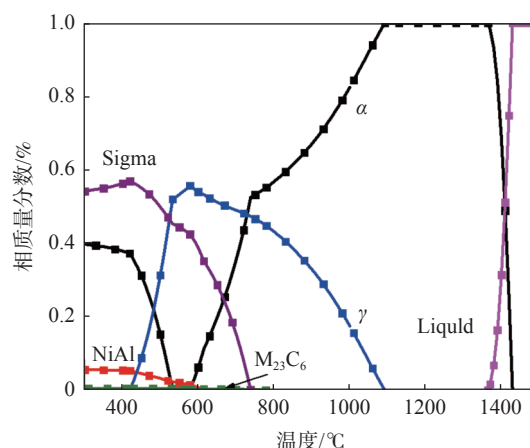
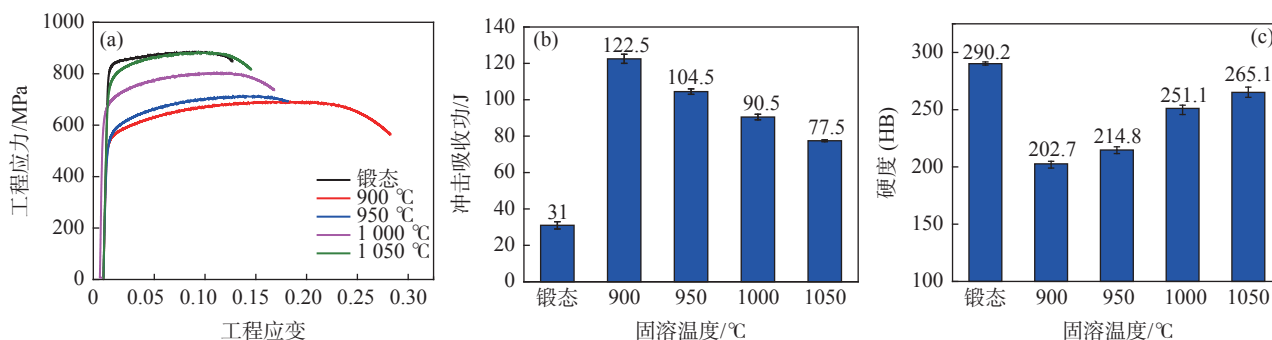


图 1 析出相含量-温度变化

Fig. 1 Temperature dependence of precipitate phase content



(a) 工程应力-应变曲线; (b) 冲击韧性; (c) 硬度(HB)

图 2 不同固溶温度下力学性能趋势

Fig. 2 The trend of mechanical properties at different solution temperatures

对 900 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后的试样及其析出相进行 XRD 分析,结果如图 3 所示。由图 3(a)可知,相对于 900 $^{\circ}\text{C}$ 固溶,1 050 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后铁素体相衍射峰(110) $_{\alpha}$ 变得十分尖锐,奥氏体相的主要衍射峰(220) $_{\gamma}$ 、(311) $_{\gamma}$ 和(222) $_{\gamma}$ 减弱,但还存在一定量的奥氏体组织,因热处理对改善夹杂物作用较小,选取 900 $^{\circ}\text{C}$ 固溶试样经过电解萃取,得到第二相颗粒,并利用 XRD 衍射分析相结构,如图 3(b)所示,主要为 AlN 和 MnS 夹杂。这些大的夹杂颗粒容

易成为钢的点蚀诱发源,冶炼过程中要尽量避免^[8],固溶处理后,试验钢具有较高的塑性值,具有较高的力学性能。

2.3 微观组织演变

图 4 为不同温度固溶后试样的金相组织。观察发现,试样中出现类似于铸态的魏氏奥氏体组织,此类奥氏体组织的形成会严重影响不锈钢的力学性能^[9-11]。在 900 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后,奥氏体相呈针片状分布于铁素体基体上,不同于典型双相钢中铁素体+奥氏

体的组织分布规律^[12], 该试验钢的奥氏体呈无定型相, 为二次奥氏体 (γ_2)^[13]。经高温淬火后, γ_2 以极快的速度析出。低的固溶温度 900 °C, γ_2 向铁素体晶粒内聚集生长, γ_2 含量较多, 且较为尖锐, 排列成“鱼骨状”, 相邻针状之间间隙很小, 成层片相间的结构分布。当温度大于 950 °C, γ_2 开始与铁素体晶

粒竞相粗化, 借助铁素体内的亚晶界为其提供的短程扩散途径迅速长大, γ_2 尖端逐渐粗化, 总体含量趋向于减少, 在铁素体晶界间聚集长大呈长棒状。1 000 °C 固溶处理后针形奥氏体逐渐被铁素体吞并, “鱼骨状”组织逐渐消失, 铁素体晶界间分布着孤立的块状、针状 γ_2 相。

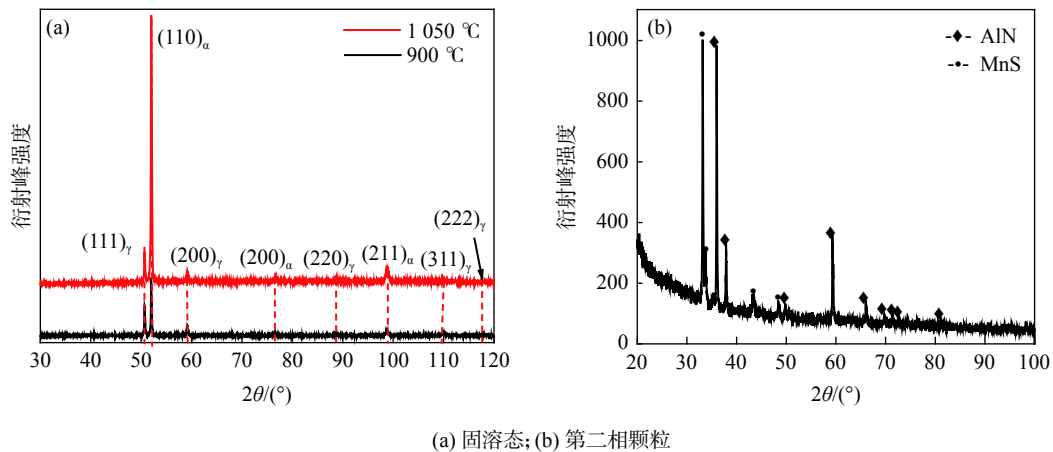
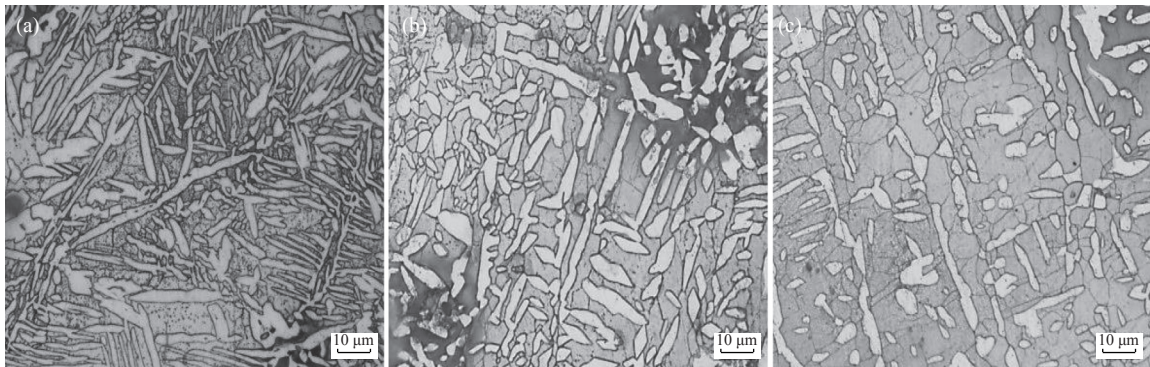


图3 XRD 衍射图谱

Fig. 3 XRD diffraction pattern (a) solid solution, (b) second phase particles analysis



(a) 900 °C; (b) 950 °C; (c) 1000 °C

图4 固溶态组织金相照片

Fig. 4 Metallographic photos of solid solution based microstructure

高合金化体系在非平衡组织凝固时, 针形奥氏体与其母相保持取向关系, 并与未转变的组织形成层片相间的结构, 在同一奥氏体内的针形奥氏体具有相同的空间取向^[14], 由图5中EBSD测试结果可更清晰地看出(蓝色为铁素体, 红色为奥氏体), 统计得到 900 ~ 1 000 °C 范围内奥氏体相占比依次为 60.2%, 48.7% 和 20.0%, 固溶温度升高, 针状的 γ_2 逐渐变少, 孤立分布于铁素体晶界之间, 逐渐被铁素相吞并。无法通过热处理消除的 γ_2 是高含量的铁素体形成元素 (Cr、Al) 在凝固时液相先析出 δ -Fe 的形核核心, 最后剩余液相为富集 Ni、Mn 的奥氏体形成元素, 在液相中发生胞晶反应: $L + \delta \rightarrow \gamma$, 最后在 δ

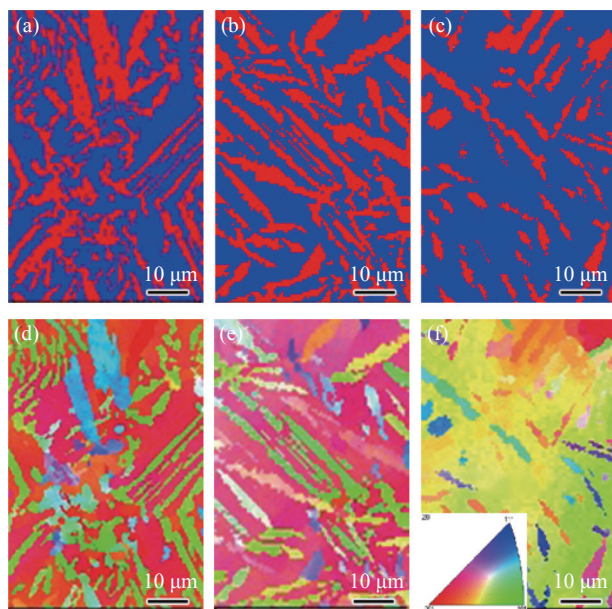
相界形成新生的针形奥氏体, 保持着枝晶的形貌, 较高的 Al 含量, 液相中先析出 δ 铁素体并长大, 直至凝固终了, 然后奥氏体在铁素体晶界和晶粒内部缺陷处形核。锻造与固溶处理后, 两相均无法转变为等轴晶粒。随固溶温度的升高, 固溶温度提高有利于 α 相的形成, 由图5(d)、(e) 和 (f) 可看出 $(001)_{\text{bcc}}$ 取向逐渐减弱, 即针形奥氏体逐渐被吞并, 铁素体和奥氏体趋于 Kurjumov-Sachs $(110)_{\text{bcc}} // (111)_{\text{fcc}}$, $[111]_{\text{bcc}} // [101]_{\text{fcc}}$ ^[10] 的位相关系, 这与文献 [15-17] 的结论一致, 但其研究内容中并未出现 γ_2 。 γ_2 的形成与大量的 Mn 元素使得奥氏体枝晶因能量作用未发生“熔断”有关, 造成晶体在微观上从小平面变为非

小平面,在宏观组织上则呈现圆钝与特殊平行排列现象。低温下单个长大和细长的 γ_2 都较为尖锐,高温后尖端形貌有了很好改善。尖锐的 γ_2 在形变过程中,尖端容易造成应力集中形成裂纹源,这也是此类双相钢塑性较差的原因。根据常添加元素固溶强化理论强度计算公式^[16]:

$$R_m = 470 + 600(N + 0.02) + 14Mo + 1.5 + 8d^{-1/2} \quad (1)$$

其中, δ 为铁素体相含量; d 为两相片层间距, 本试验计算 d 取值为 0。

计算得到 900、950、1 000 °C 固溶温度时 R_m 依次为 542、572、602 MPa, 均低于实际测试值。因此形成大量针状排列的 γ_2 在形变过程中强化效果显著, 但难以保证塑性。



(a)、(d) 900 °C; (b)、(e) 950 °C; (c)、(f) 1 000 °C

图 5 试验料不同固溶温度处理后 EBSD 测试相比比例与取向成像

Fig. 5 EBSD analyze phase propotion maps and orientation maps

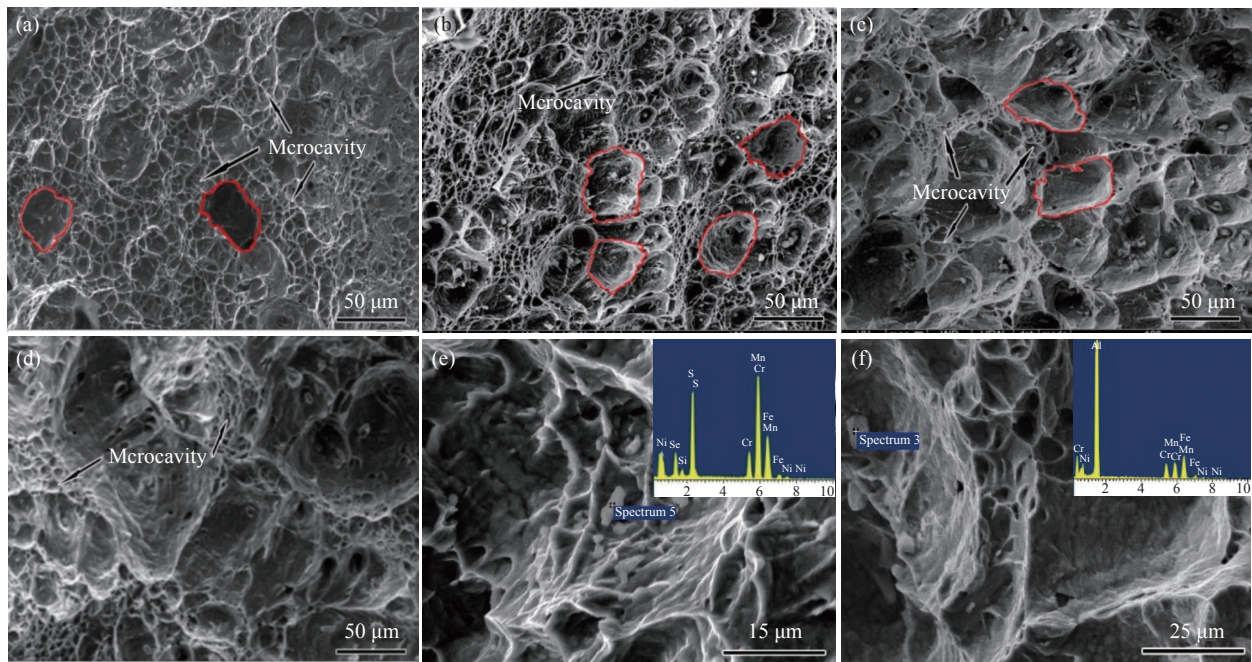
不同固溶温度处理后试样的冲击断口 SEM 形貌如图 6 所示, 锻态和固溶态均为韧性断裂。不同之处在于锻态 SEM 形貌为大而平整的韧窝, 图 6(a), 冲击韧性值较低, 为 31 J, 900 °C 固溶处理后冲击韧性达到 122.5 J, 相对于锻态提高了 4 倍, 1 050 °C 固溶后有所下降, 为 77.5 J。经过固溶处理, 韧窝尺寸变得小而密集, 由平坦的断裂刻面以及周围形成的撕裂棱组成主要断裂特征。温度由 950 °C 增加到 1 050 °C 时, 大韧窝比例明显增大(图 6(e)、(f)), 刻面区域的边界清晰, 韧窝数量减少, 撕裂棱的变形程

度逐渐减小, 韧窝较浅, 韧窝数量明显减少, 说明试样抵抗塑性变形的能力较差, 此外, 观察到某些韧窝底部存在球状颗粒, 随机选取该类球状颗粒物利用 EDS 检测其元素成分, 由图 6(e) 和 (f) 可知, 球状颗粒中铝含量较高, 长条形硫含量较高, 它们是硫化物、氧化物或二者共同组成的夹杂物。综上所述, 不同温度固溶试样断口的显微形貌特征与拉伸试验结果一致, 也表明奥氏体相比比例减少对材料的冲击韧性不利。

2.4 回火态组织与力学性能

固溶态(900 °C)试验料回火处理后的拉伸试验曲线见图 7(a), 随着回火温度升高, 强度值呈降低趋势, 塑性在回火温度升高后急剧下降。600 °C 与 700 °C 回火后应力-应变曲线有部分重合, 但明显看出 700 °C 塑性最差, 经回火处理后强度仅在 500 °C×2 h 工艺下提高, 根据图 7(a)曲线数据, 在 600 °C, 700 °C 回火处理后屈服强度值为 489 MPa 和 444 MPa, 低于 900 °C 固溶下为 520 MPa, 抗拉强度值在 500 ~ 700 °C 回火后为 836 MPa, 749 MPa 和 708 MPa, 均高于固溶时的 689 MPa。图 7(b)XRD 衍射谱对比表明 500、700 °C 回火后, α 相衍射峰减弱, γ 相衍射峰变得尖锐, 未检测到析出相衍射峰, 说明在两相区热处理后 γ 相有所增加, Al 的加入, C 原子的扩散速度降低, 碳化物的析出受到抑制, 回火组织见图 8。

在高倍 SEM 照片中, 经过 500 °C 回火时, γ_2 尖锐有了明显改善, 如图 8(a), 而 600 °C 回火后依旧为尖锐的针状, 700 °C 回火后趋于圆润, 除了 γ_2 形貌改善外, 还观察到大量白色球状析出分布于铁素体基体上, 如图 8(c), 但 XRD 衍射结果未检索到该温度下具体析出相种类, 图 7(b)。尖锐的针状 γ_2 会导致应变作用下脆性断裂, 并伴有大量的颗粒状析出更是恶化了塑性, 如图 7(a)中应力-应变曲线变化趋势。由高倍 SEM 观察到均匀细小的纳米级球形颗粒均匀分布在铁素体相中, 如图 8(d)。通过 EDS 分析对比球形析出物 Spot1 和基体 Spot2 位置处元素含量, 其结果如图 8(e)、(f)。可知, 该纳米级析出物有更高的 Ni 和 Al 含量, 原子比接近 1:1, 应为纳米 NiAl 颗粒。从 jade 软件库中查找 NiAl 相的晶格常数为 0.288 nm。计算 NiAl 与 γ -Fe 和 α -Fe 的错配度 $f=2(a_1-a_2)/(a_1+a_2)$ 分别为 23.85% 和 0.13%, 所以铁素体与 NiAl 相间的界面能小于奥氏体与 AlNi 相的界面能, 表明 NiAl 相在铁素体中更容易分散和析出^[18]。



(a) 锻态; (b) 900 °C 固溶; (c) 950 °C 固溶; (d) 1050 °C 固溶; (e)、(f) EDS 谱图

图 6 不同固溶温度处理后试样的冲击断口形貌及 EDS

Fig. 6 Impact fracture morphology and EDS pictures

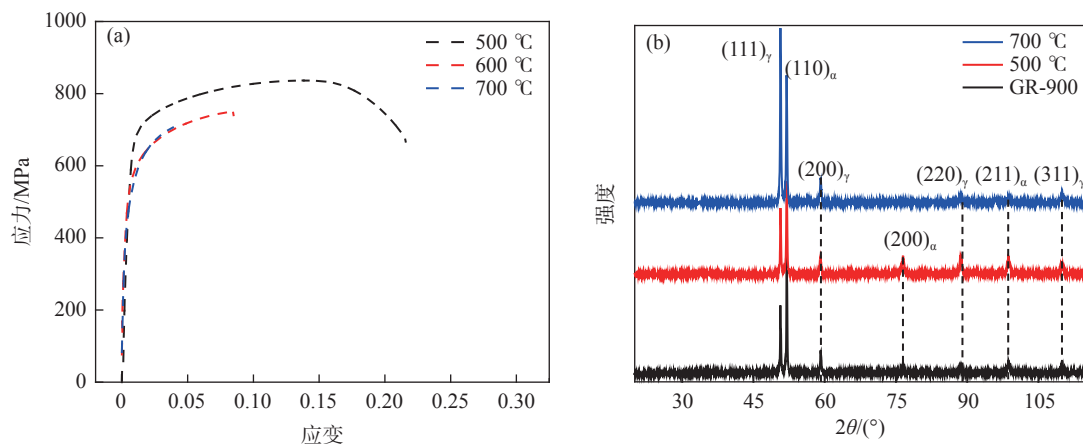


图 7 回火态应力-应变曲线 (a) 及 XRD 分析 (b)

Fig. 7 Tempering state stress-strain curves (a), XRD diffraction patterns (b)

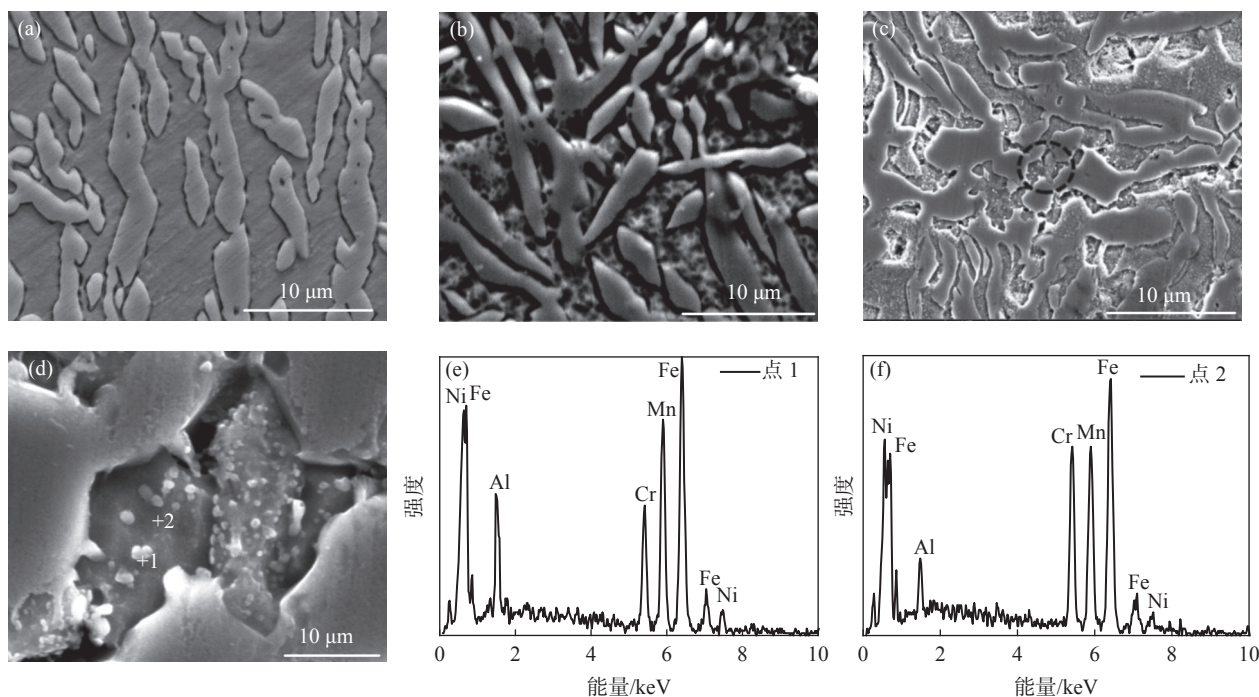
2.5 耐蚀性能分析

图 9 为试样不同固溶温度下测试的极化曲线。试验料测试后出现较短的钝化区, 极化曲线随着固溶温度的升高逐渐上移, 随着扫描电压向阳极方向进行, 出现了较短的钝化平台, 说明该试样具有较好的耐腐蚀能力。在出现一个较短的钝化平台后腐蚀电流(I_{corr})急剧上升, 持续增大后又出现二次钝化。随着固溶温度的上升, 通过拟合曲线得到腐蚀电位(E_{corr} 依次为-195.14 mV、-214.96 mV 和-257 mV), E_{corr} 逐渐增大, 钝化区域逐渐变长, 1000 °C 固溶所对应的腐蚀电流在 $10^{-5.5}$ A 左右, 随后腐蚀电位持续

增大, 钝化膜又形成, 出现二次钝化现象, 对应的腐蚀电流在 $10^{-4.6}$ A 左右, 表明样品被表面的钝化膜保护免于发生局部腐蚀。定义腐蚀电流密度为 $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 时所对应的电位为点蚀电位 E_b , E_b 越低, 说明发生点蚀的倾向越大, 在 900 ~ 1000 °C 固溶温度后依次为-120 mV、-135 mV 和-46.5 mV, 点蚀倾向逐渐减小。因此表明, 固溶温度升高, 试验钢钝化区间变宽, 钝化成膜能力增强, 材料耐点蚀性能变好, 如图 9(e) 所示, 相对于图 9(e), 图 (d) 点蚀坑数量明显减少。这是由于一方面该区域夹杂物含量与分布的影响, 另一方面为固溶温度升高后, 二次奥氏体含

量减少,在 γ_2/α 界面处贫Cr区域减少,促进不锈钢表面钝化膜的形成,耐蚀性增加。 γ_2 相对于奥氏体和铁素体而言,由于其Cr元素贫乏,因此耐点蚀能

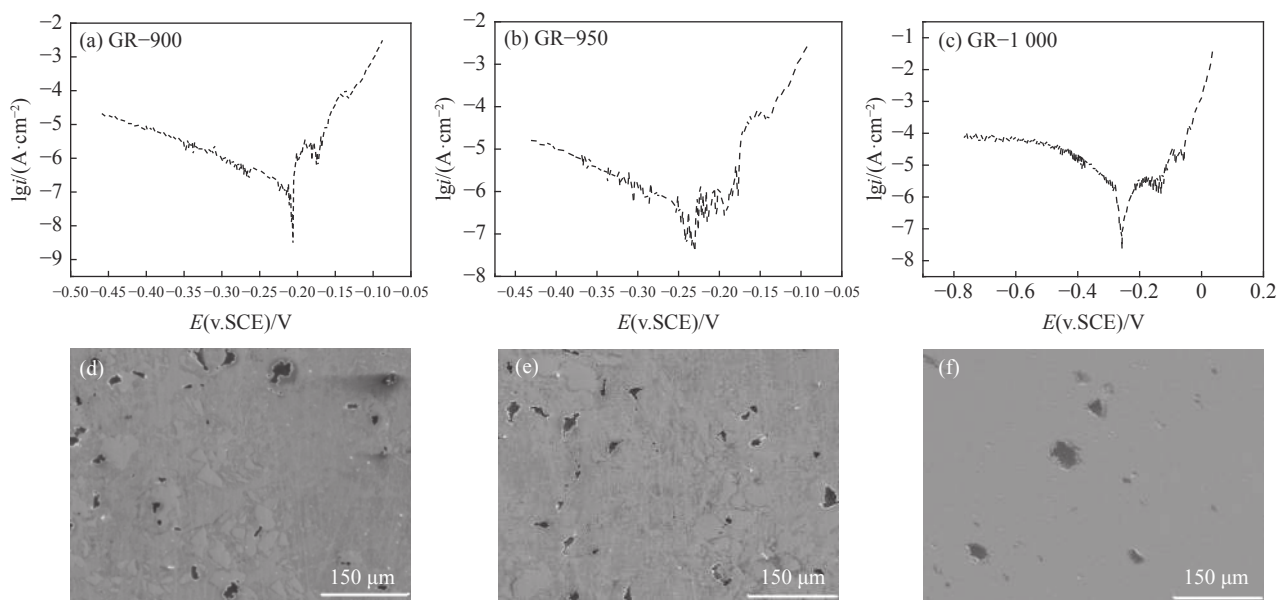
力差,点蚀优先在该处萌生,因此经过1 000℃固溶处理表现出优越的耐蚀性能。



(a) 500℃回火; (b) 600℃回火; (c) 700℃回火; (d) 700℃回火局部放大区域; (e)、(f) EDS结果

图8 回火处理后试样SEM组织形貌及其EDS

Fig. 8 The state microstructures of tempering treatment



(a)、(d) 900℃; (b)、(e) 950℃; (c)、(f) 1 000℃

图9 不同固溶温度下极化曲线及其测试后SEM形貌

Fig. 9 Polarization curves at different solution temperatures and corrosion test SEM pictures

综上所述,Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al钢经过1 000℃高温固溶后可获得力学性能与耐蚀性能的良好匹配,但回火易产生脆性断裂,不宜进行回火处理。

3 结论

1) Fe-25Mn-18Cr-3.5Ni-2Al固溶态组织由平行

排列的“鱼骨状”二次奥氏体分布于铁素体基体上。固溶温度升高, (001)_{bcc} 取向逐渐减弱, 铁素体相含量增多, 强度、硬度上升, 塑性、韧性下降。

2) 回火后试验钢变脆, 尖锐的二次奥氏体容易在应变作用下成为微裂纹起裂源, 700 °C 回火后二次奥氏体端部变得圆润, 但产生大量纳米级 NiAl 相

均匀分布在 α 相内, 与 600 °C 回火后尖锐的二次奥氏体均呈脆性断裂。

3) 固溶温度升高, 钝化区变长, 1 000 °C 固溶处理后 E_{corr} 增大, 钝化区变长, $E_{\text{corr}} = -257 \text{ mV}$, $E_b = -46.5 \text{ mV}$, 且有一次、二次钝化时腐蚀电流均较低, 表面点蚀孔洞减少, 兼具良好的力学性能与耐蚀性能。

参考文献

- [1] Li Hao, Gao Dongqiang, Yang Zhen, *et al.* Effect of temperature on cracking of Cr_2O_3 oxide scale of super 304H alloy[J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2017, (6): 621–627.
(李浩, 高东强, 杨珍, 等. 温度对Super304H合金 Cr_2O_3 氧化膜开裂影响[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 2017, (6): 621–627.)
- [2] La Peiqing, Li Yufeng, Liu Shanguang. Corrosion resistance of aluminum-doped 316L stainless steel[J]. *Material Protection*, 2010, 43(12): 62–64.
(喇培清, 李玉峰, 刘闪光. 316L不锈钢中添加Al后的抗腐蚀性能[J]. *材料保护*, 2010, 43(12): 62–64.)
- [3] Michler T, Naumann J, Weber S, *et al.* S-N fatigue properties of a stable high aluminum austenitic stainless steel for hydrogen applications[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, 38(23): 9935–9941.
- [4] Jin J E, Lee Y K. Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel[J]. *Acta Material*, 2012, 60(4): 1680–1688.
- [5] Dudziak T, Ukaszewicz M, Simms N. Steam oxidation of TP347HFG, super 304H and HR3C-Analysis of significance of steam flowrate and specimen surface finish[J]. *Corrosion Engineering and Technology*, 2014, 50(4): 272–282.
- [6] Yamamoto Y, Brady M P, Lu Z P, *et al.* Alumina-forming austenitic stainless steels strengthened by Laves phase and MC carbide precipitates[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2007, 38(27): 37–46.
- [7] Fang Yiliu, Liu Zhenyu, Song Hongmei. Prediction of surface cracks in lean duplex stainless steel 2101 by using processing map[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2010, 22(11): 34.
(方铁琉, 刘振宇, 宋红梅. 热加工图对节约型双相不锈钢2101表面裂纹的预测[J]. *钢铁研究学报*, 2010, 22(11): 34.)
- [8] Ke R, Alkire R. ChemInform abstract: Surface analysis of corrosion pits initiated at MnS inclusions in 304 stainless steel[J]. *Chem. Inform.*, 1992, 23(35): 21.
- [9] Li Guoping, Wang Jianjun, Wu Tianhai, *et al.* Microstructure and mechanical properties of 2205 DSS metal inert-gas welding joints[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2016, 30(12): 897–902.
(李国平, 王建军, 吴天海, 等. 2205双相不锈钢TIG焊接接头组织及力学性能[J]. *材料研究学报*, 2016, 30(12): 897–902.)
- [10] Kang D H, Lee H W. Effect of different chromium additions on the microstructure and mechanical properties of multipass weld joint of duplex stainless steel[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2012, 43(12): 4678–4687.
- [11] Pan Jixiang, Chen Xingrun, Wang Jianxin. Microstructure evolution in 2205 duplex stainless steel slab during heat treatment processes[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2013, 25(6): 49–52.
(潘吉祥, 陈兴润, 王建新. 2205双相不锈钢连铸坯加热过程组织转变[J]. *钢铁研究学报*, 2013, 25(6): 49–52.)
- [12] Liang H E, Guo Y J, Wu Xiayu, *et al.* Effect of solution annealing temperature on pitting behavior of duplex stainless steel 2204 in chloride solutions[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2016, 23(4): 357–363.
- [13] Ramirez A J, Lippold J C, Brandi S D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2003, 34(8): 1575–1597.
- [14] Shi Jintao. Tailoring the microstructures and mechanical properties of cryogenic rolling aluminum alloy and metastable austenitic stainless steel[D]. Beijing: University of Science and Technology of Beijing, 2018.
(史金涛. 铝合金与亚稳奥氏体不锈钢低温变形组织优化与性能调控[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.)
- [15] Xiang Hongliang, Liu Chunyu, Deng Liping, *et al.* Effect of solution temperature on microstructure and properties of economical duplex stainless steel[J]. *Materials Report*, 2019, 3(16): 132–143.
(向红亮, 刘春育, 邓丽萍, 等. 固溶温度对节约型双相不锈钢组织及性能的影响[J]. *材料导报*, 2019, 3(16): 132–143.)
- [16] Li Jun. Effect of solid solution treatment on structure and properties of super duplex stainless steel S32750[J]. *Special Steel*, 2012, 33(4): 64–66.
(李俊. 固溶处理对超级双相不锈钢S32750组织和性能的影响[J]. *特殊钢*, 2012, 33(4): 64–66.)
- [17] Mcguire M F. Stainless steels for design engineers[M]. ASM International, 2008. DOI:10.31399/asm.tb.ssde.9781627082860.
- [18] Sun Shengying. Effect of alloy composition design on microstructure and properties of alumina-forming austenitic steels[D]. Beijing: University of Science and Technology of Beijing, 2019.
(孙胜英. 合金成分设计对含铝奥氏体耐热钢组织和性能的影响[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.)

实习编辑 梁光芬

编辑 杨冬梅