

固溶时效对新型高强耐蚀钛合金组织与性能的影响

肖寒¹, 张宏宇¹, 谭聪^{1,2}, 黄海广^{1,2}, 余堃², 周荣锋¹

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

(2. 云南钛业股份有限公司, 云南 楚雄 651209)

摘要: 以一种新型高强耐蚀钛合金为研究对象, 对钛合金热轧板材进行了固溶时效处理, 研究了固溶时效工艺对新型高强耐蚀钛合金板材微观组织、力学性能与腐蚀性能的影响规律。结果表明: 当固溶温度由 900 °C 升高至 930 °C, 板材中等轴 α 相和 β 转变组织明显增多, 且皆为等轴组织形貌; 当固溶温度升高至 960 °C 时, 板材中等轴 α 相和 β 转变组织减少, 并出现大量针状次生 α 相, 其组织由等轴组织转变为双态组织。随固溶温度升高, 板材强度和硬度增加, 塑性逐渐降低; 而腐蚀电流密度和腐蚀速率先降低后增加。新型高强耐蚀钛合金板材 900 °C 固溶 30 min、580 °C 时效 3 h 后综合力学性能最佳, 其耐腐蚀性能较好。

关键词: 耐蚀钛合金; 固溶时效; 组织演变; 力学性能; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)05-1775-06

在世界面临着资源、人口和环境等问题的今天, 海洋资源开发与利用已经成为各国重点战略目标, 而海洋资源的开发离不开先进高性能海洋工程装备, 由此海洋装备材料研究也愈加重要^[1-3]。钛及钛合金以其高比强度、优异的耐腐蚀性、耐海水冲刷性、焊接性能好等优点^[4-6], 在海洋工程中具有广泛的应用^[7-10]。目前, 海洋工程用耐蚀钛合金存在强度偏低、抗油气腐蚀较差、刚性不足、成本偏高等问题^[11]。随着国际形势发展以及国家海洋强国战略的实施, 急需开发应用于海洋工程装备等领域的新型高强耐蚀钛合金^[12]。

高强耐蚀钛合金要求强度在 800 MPa 以上。Jawed 等^[13]研究了不同成分 Ti-26Nb-xZr-yMn 钛合金性能, 发现 Ti-26Nb-4Zr-5Mn 具有优异的耐蚀性能。Cheng 等^[14]开发的 Ti-24Nb-4Zr-7.9Sn 钛合金, 与商业纯钛和 Ti-6Al-4V 合金相比, 在各种模拟溶液中均表现出更好的耐腐蚀性。Ossowska 等^[15]研究了不同条件下 Ti13Nb13Zr 钛合金的耐腐蚀性能。固溶时效处理是一种改善金属材料微观结构和力学性能的工艺, 可以充分发挥金属的潜能。通过固溶和时效处理, 使第二相粒子弥散析出在母相基体上, 形成位错线运动的绕过形式和切过形式, 增加位错运动的阻力, 达到合金强韧化目的。Yang 等^[16]采用固溶时效处理改善了 Ti-6Al-4V 钛合金的组织 and 耐蚀性能, 组织由片层组织转变为网篮组织,

腐蚀电流密度降低, 阻抗模量增加, 耐腐蚀性能增强。Li 等^[17]研究了固溶温度对 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al 钛合金组织和性能的影响, 发现该合金在 α/β 固溶处理过程中形成的初生 α 相可以增加 β 基体的稳定性, 并在时效过程中抑制次生 α 相的长大; 在 β 固溶处理后 β 基体不稳定, 第二相的驱动力较大, 在时效过程中会形成较粗且分布不均匀 α 相, 使其强度和延伸率降低。张志强等^[18]研究 TC16 钛合金固溶后淬火的组织、相组成以及淬火温度对拉伸性能的影响, 发现淬火组织由初生 α 相、亚稳 β 相和微量 ω 相组成, 淬火温度升高, 出现了 $\beta \rightarrow \alpha'$ 的马氏体相变。Wu 等^[19]研究了固溶时效对 Ti-55531 合金的组织与性能的影响, 880 °C 固溶 1.5 h、620 °C 时效 10 h 时, 合金强度、延展性和断裂韧性达到最佳平衡, 此时屈服强度、抗拉强度、延伸率、断裂韧性分别为 1100 MPa、1178 MPa、9% 和 62.8 MPa·m^{1/2}。

本实验以一种新型高强耐蚀钛合金为研究对象, 将经过 3 次真空自耗电弧炉 (VAR) 熔炼、锻造、机加工、热轧得到的钛合金热轧板材进行固溶时效处理, 研究固溶时效工艺对钛合金板材组织、力学和耐蚀性能的影响规律。

1 实验

实验合金名义成分为 Ti-6.0Al-3.0Zr-0.5Sn-1.0Mo-

收稿日期: 2020-06-28

基金项目: 云南省重大科技专项计划 (202002AB080001-3); 国家重点研发计划项目 (2016YFB0301202)

作者简介: 肖寒, 男, 1981 年生, 博士, 教授, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, 电话: 0871-65136755, E-mail: kmxh@kust.edu.cn

1.5Nb-1.0V (以下简称 Ti603), 采用 3 次真空自耗电弧熔炼得到 Ti603 钛合金铸锭, 然后依次进行锻造、机加工, 最后热轧成板材, 采用化学分析法实测钛合金铸锭的化学成分如表 1 所示。热轧工艺为将钛合金坯料加热至 960 °C 保温 60 min 后采用两辊可逆轧机进行一火热轧, 压下率为 68.2%; 然后, 回炉加热至 950 °C 保温 30 min, 长宽换向后进行二火热轧, 压下率为 57.1%; 将二火轧制板材再回炉加热至 940 °C 保温 20 min, 进行三火轧制, 最终轧至厚度 8 mm, 压下率为 46.7%, 热轧板材的终轧温度为 820 °C, 三火热轧结束后板材空冷至室温。最后, 对热轧 Ti603 钛合金板材进行固溶时效处理, 具体实验工艺如表 2 所示。

利用线切割机将 Ti603 钛合金板材切割为 10 mm×10 mm×8 mm 的金相试样, 采用砂纸打磨并机械抛光, 然后用体积比 HF:HNO₃:H₂O=1:2:7 的 Kroll 试剂进行腐蚀, 采用 Nikon ECLIPSE MA200 金相显微镜观测 Ti603 钛合金板材金相组织。在 PANalytical Empyrean X 射线衍射仪上采用 Cu 靶 K α 辐射源进行 Ti603 板材物相分析, 扫描速率为 10°/min。利用 SHT4605 微机控制电液伺服万能试验机测试 Ti603 板材的单向拉伸性能, 试样尺寸如图 1 所示, 拉伸速率为 10 mm/min, 用 ZEISS EVO18 扫描电镜分析试样断口形貌。采用 Leco AMH43 型全自动显微硬度仪测量 Ti603 板材维氏硬度, 载荷 200 g, 保压时间 10 s, 每个试样测试 5 次并取平均值。采用三电极体系电化学试验进行 Ti603 板材动电位极化曲线测试, 钛合金试

样为工作电极, 饱和甘汞电极为参比电极, 铂片为辅助电极, 腐蚀液为质量分数 3.5% 的 NaCl 溶液, 起扫电位为 -1.5 V, 终止电位为 +1.8 V, 扫描速率为 0.001 V/s。Ti603 板材浸泡腐蚀性能测试试样尺寸为 10 mm×10 mm×8 mm, 腐蚀介质为质量分数 3.5% 的 NaCl 溶液, 实验温度为 25±2 °C, 浸泡腐蚀时间为 720 h, 腐蚀速率采用下式计算:

$$R = \frac{8.76 \times 104(W - W_1)}{STD} \quad (1)$$

式中: R 为腐蚀速率, mm/a; W 为浸泡前的试样质量, g; W_1 为浸泡后的试样质量, g; S 为试样的总表面积, cm²; T 为实验时间, h; D 为试样的密度, g/cm³。

2 结果与讨论

2.1 Ti603 钛合金固溶时效板材的微观组织

Ti603 钛合金固溶时效板材的显微组织如图 2 所示。图 2a、2b 和 2c 分别为固溶温度 900 °C 板材的纵截面、横截面和轧制面微观组织, 从图中可以看出, Ti603 钛合金板材纵截面、横截面和轧制面的组织主要由少量的等轴 α 相、 β 转变组织和条状 α 相构成; 纵截面中条状 α 相较多, α 相体积分数为 66.70%, 且具有一定的方向性, 沿轧制方向分布。图 2d、2e 和 2f 分别为固溶温度 930 °C 板材的纵截面、横截面和轧制面微观组织, 从图中可以看出, 其纵截面、横截面和轧制面的组织为典型的等轴组织, 由较多的等轴 α 相和 β 转变组织组成, 纵截面中 α 相体积分数为 63.28%。由于在 $\alpha+\beta$ 两相区内进行固溶处理, 温度较高, 钛合金发生了再结晶, 得到了完全等轴的 α 相, 并在淬火的时候得以保存下来。图 2g、2h 和 2i 分别为固溶温度 960 °C 板材的纵截面、横截面和轧制面微观组织, 从图中可以看出, 其纵截面、横截面和轧制面的组织发现了显著变化, 不同于低温固溶板材的组织, 其组织为双态组织形貌, 组织中 α 相具有 2 种不同的形态, 一种是等轴状的初生 α 相, 另一种是针状的次生 α 相, 纵截面中 α 相体积分数为 58.94%。此外, 在轧制面的组织中有清晰的晶界, 等轴初生 α 相较少, 其原因可能是固溶温度越高, $\alpha \rightarrow \beta$ 相变越快且较彻底, β 相在快速冷却过程中来不及析出初生 α 相。由图 2a、2d 和 2g 可知, 随着固溶温度的升高, Ti603 钛合金板材纵截面的组织由等轴组织变成双态组织, 主要是因为当固溶温度接近相变点时, 淬火得到的亚稳 β 相得以保留下来, 时效时发生了分解, 析出的 α 相在空冷时形成了针状 α 相; 此外, 随着固溶温度的升高, α 相体积分数逐渐降低。

表 1 热轧 Ti603 板材的化学成分

Table 1 Chemical composition of hot rolled Ti603 sheet (wt%)

Ti	Al	Zr	Sn	Mo	Nb	V	C	O
Bal.	5.93	2.99	0.58	0.91	1.34	0.87	0.017	0.084

表 2 Ti603 钛合金热处理制度

Table 2 Heat treatment process of Ti603 titanium alloy

Process No.	Heat treatment
1	900 °C/30 min, WC; 580 °C/3 h, AC
2	930 °C/30 min, WC; 580 °C/3 h, AC
3	960 °C/30 min, WC; 580 °C/3 h, AC

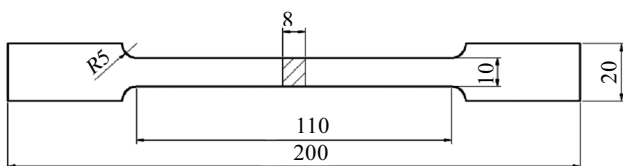


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Tensile specimen size

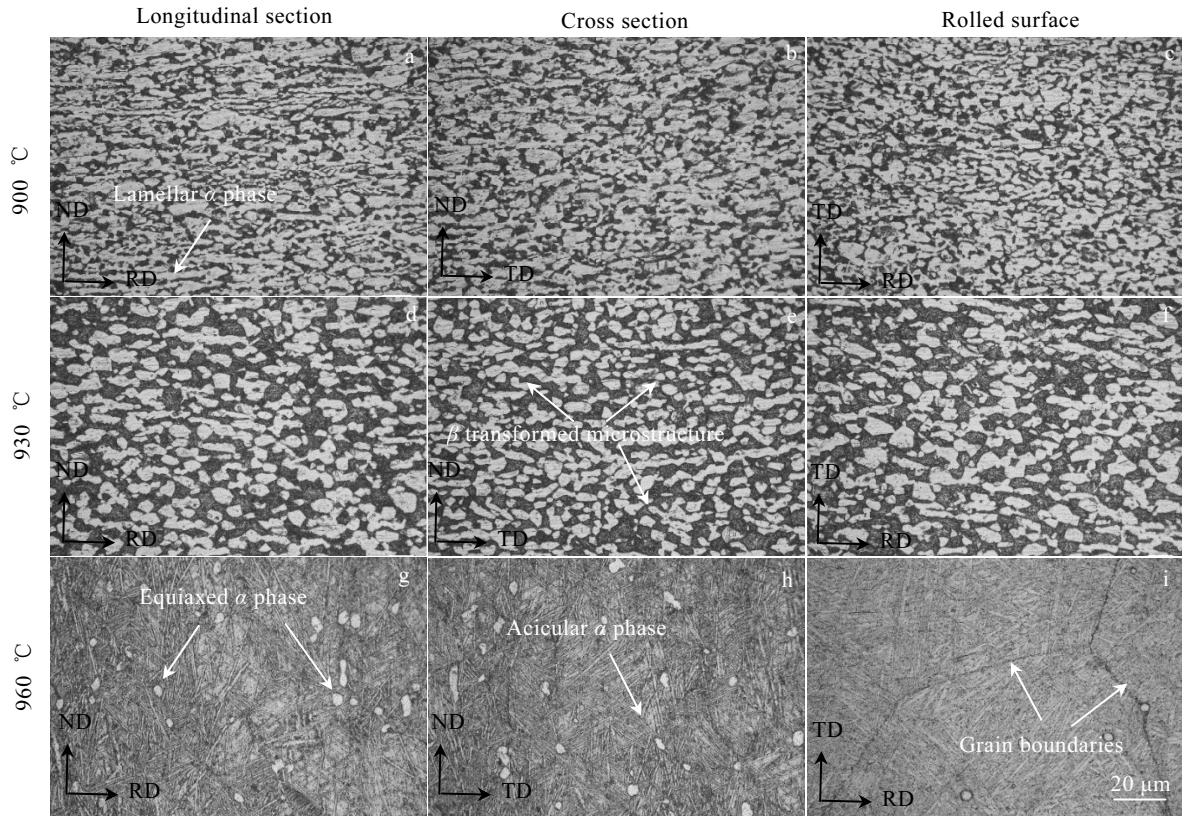


图 2 Ti603 钛合金固溶时效板材的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti603 titanium alloy sheets solution aged at different solution temperatures for 30 min

综上所述，Ti603 钛合金热轧板材在不同温度固溶并时效处理后，组织产生了较大变化，其组织演变示意图如图 3 所示。当固溶温度从 900 °C 升高到 930 °C 时，等轴 α 相和 β 转变组织明显增多，组织为等轴组织形貌；当在 960 °C 进行固溶时，组织发生了明显的变化，等轴 α 相和 β 转变组织减少，并出现大量针状次生 α 相，其组织由等轴组织形貌转变为双态组织。

Ti603 钛合金固溶时效板材的 XRD 图谱如图 4 所示。由图 4 可知，Ti603 钛合金固溶时效板材的物相

主要由 α/α' -Ti 和 β -Ti 组成。900 和 930 °C 固溶时效后，在 38.6° 处获得最高的衍射峰，其最高衍射峰强度与未固溶时效的热轧板材相比出现了一定的下降，可能是粗大条状 α 相减少，转化为晶粒尺寸细小的等轴 α 相。960 °C 固溶时效后，最高的衍射峰出现在 40.2° 处，其原因可能是在高温固溶后，等轴 α 相减少，针状次生 α 相大量出现，引起 40.2° 处衍射峰强度升高。

2.2 Ti603 钛合金固溶时效板材的力学性能

Ti603 钛合金固溶时效板材力学性能如图 5 所示。Ti603 钛合金热轧板材的抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 1001 MPa、886 MPa 和 7.0%。板材在 900 °C 固溶时效后，其抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 1008 MPa、951 MPa 和 8.0%，与固溶时效前相比抗拉强度提高不明显，屈服强度提高了 7.34%，延伸率提高了 14.29%。其原因是热轧板材的组织分布不均，大小不一，有聚集分布现象出现，而在固溶时效后，明显得到改善，其屈服强度和延伸率均得到一定的提高。板材在 930 °C 固溶时效后，其抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 1010 MPa、956 MPa 和 6.5%，与热轧板材相比屈服强度提高了 7.90%，延伸率降低了 7.14%。板材在 960 °C 固溶时效后，其抗拉

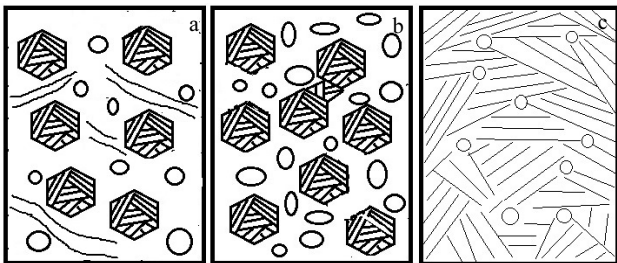


图 3 Ti603 固溶时效板材组织演变图

Fig.3 Microstructure evolution of Ti603 titanium alloy sheets solution aged at different temperatures: (a) 900 °C, (b) 930 °C, and (c) 960 °C

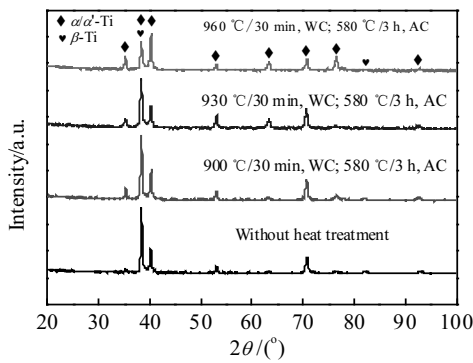


图 4 Ti603 固溶时效板材的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of Ti603 titanium alloy solution aged sheets

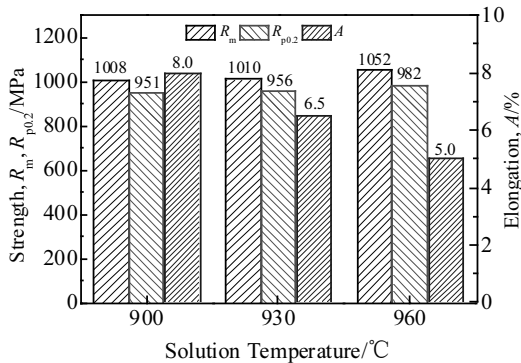


图 5 Ti603 固溶时效板材的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of Ti603 alloys solution aged sheets

强度、屈服强度以及延伸率分别为 1052 MPa、982 MPa 和 5.0%，与热轧板材相比抗拉强度提高了 4.47%，屈服强度提高了 10.84%，延伸率降低了 28.57%。

随着固溶温度的升高，板材的抗拉强度和屈服强度随之提高，而延伸率随之降低，综合性能改善不明显。固溶时效板材的综合性能改善效果较差的原因可能是 Ti603 钛合金属于近 α 型钛合金，其组织中的 β 相数量较少，故马氏体分解弥散强化效果偏低，导致抗拉强度提升效果较差。由于 Ti603 钛合金热轧板材在 900 °C 固溶时效后具有最高的强塑积，所以在该固溶时效热处理工艺下的板材综合力学性能最佳。

2.3 Ti603 钛合金固溶时效板材断口形貌

图 6 为 Ti603 钛合金热轧板材经过不同温度(900、930 和 960 °C)固溶 30 min，580 °C 下时效 3 h 的室温拉伸断口形貌。由图 6a 可知，经过 900 °C 固溶时效处理的 Ti603 钛合金拉伸试样的断口形貌由大小不均的韧窝组成，韧窝较深，且较大的韧窝中包含少量小韧窝，塑性较好，属于韧性断裂。大小不均的韧窝与图 2a 微观组织图的条状 α 相对应。由图 6b 可知，经过 930 °C 固溶时效处理的 Ti603 钛合金拉伸试样的断口也由大小不均的韧窝组成，但是韧窝较浅，数量偏少，属于韧性断裂。与图 2d 微观组织图中大量的等轴 α 相对应。由图 6c 可知，经过 960 °C 固溶时效处理的 Ti603 钛合金拉伸试样的断口韧窝数量少，无明显规则形状，存在解理台阶和撕裂棱分布其中，其塑性较差，属于韧性和准解理混合型断裂。这可能是由于组织中 α 相具有 2 种不同的形态，一种是等轴状的初生 α 相，另一种是针状的次生 α 相。综上所述，3 种固溶时效热处理后的 Ti603 钛合金板材断口形貌均由韧窝构成，900 和 930 °C 固溶时效处理的断裂方式为韧性断裂，960 °C 固溶时效处理的断裂方式为韧性和准解理混合型断裂。

2.4 Ti603 钛合金固溶时效板材维氏硬度分析

图 7 为 Ti603 钛合金固溶时效板材维氏硬度。由图 7 可知，Ti603 钛合金板材在 900 °C 固溶时效的维氏硬度 (HV) 最小，其平均值为 3108 MPa；930 °C 固溶时效板材的维氏硬度次之，其平均值为 3189 MPa；960 °C 固溶时效板材的维氏硬度最大，其平均值为 3289 MPa。固溶时效板材维氏硬度较热轧板材的维氏硬度(2829 MPa)均得到了大幅增加，说明固溶时效处理对 Ti603 钛合金热轧板材的强化效果显著。随着固溶温度增加，Ti603 钛合金板材 α 相组织形貌先由条状转为等轴状、然后再转变为针状与等轴状并存，强度得到了提升，因此其维氏硬度增加。随着固溶温度增加，钛合金固溶时效板材的维氏硬度随之增高，与抗拉强度和屈服强度的变化趋势相同。

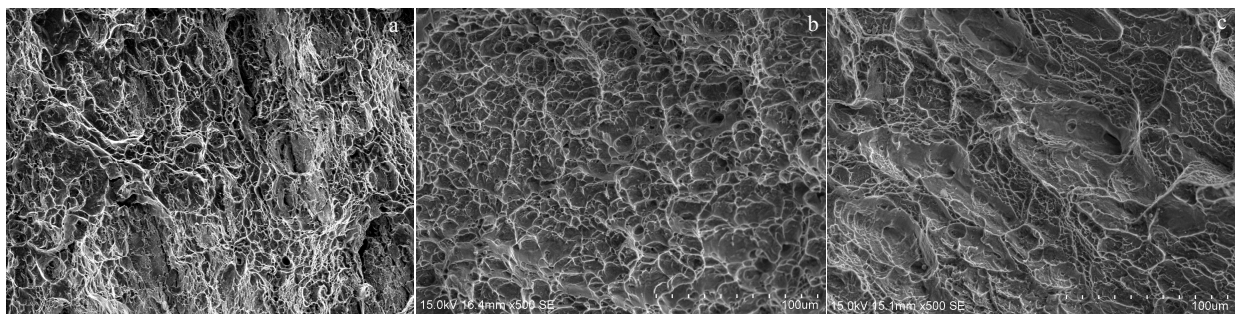


图 6 Ti603 固溶时效板材拉伸试样断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of Ti603 titanium alloy sheets solution aged at different temperatures: (a) 900 °C, (b) 930 °C, and (c) 960 °C

2.5 Ti603 钛合金固溶时效板材电化学腐蚀性能分析

图 8 为 Ti603 钛合金板材在 3.5% NaCl 腐蚀液中的极化曲线。由图 8 可知, Ti603 钛合金固溶时效板材在 3.5% NaCl 的腐蚀液中的腐蚀电流密度随着电压的升高, 均出现了交替变化的现象。3 种 Ti603 钛合金固溶时效板材极化曲线的变化规律相似, 其腐蚀电流密度在 $E_{\text{corr}} \sim +0.25$ V 电压范围内增大; 在 $+0.25 \sim +1.40$ V 电压范围内稳定, 即出现活化、钝化现象, 并在随后的 $+1.40 \sim +1.80$ V 电压范围内击穿钝化膜。Ti603 钛合金板材的腐蚀电位与腐蚀电流密度如表 3 所示。

结合表 3 和图 8, 可以更加直观地看出 Ti603 钛合金固溶时效板材的腐蚀电流密度和腐蚀电位的差别。Ti603 钛合金板材在 900 °C 固溶时效后, 腐蚀电流为 5.3653×10^{-7} A/cm², 腐蚀电位为 -0.4938 V。Ti603 钛合金板材在 930 °C 固溶时效后, 腐蚀电流为

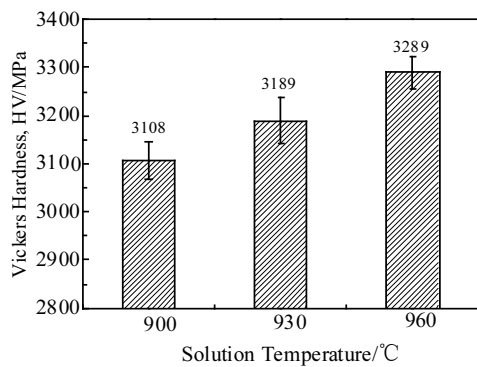


图 7 Ti603 固溶时效板材的维氏硬度

Fig.7 Vickers hardness of Ti603 solution aged sheets

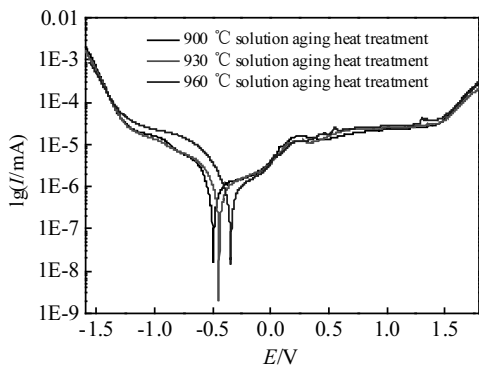


图 8 Ti603 固溶时效板材在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线

Fig.8 Polarization curves of Ti603 solution aged sheets in 3.5% NaCl solution

表 3 Ti603 钛合金固溶时效板材的腐蚀电位与腐蚀电流密度

Table 3 E_{corr} and I_{corr} of Ti603 solution aged sheets

Sample	E_{corr}/V	$I_{\text{corr}} \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$
Ti603-900 °C	-0.4938	5.3653
Ti603-930 °C	-0.4412	4.3565
Ti603-960 °C	-0.3428	5.4634

4.3565×10^{-7} A/cm², 腐蚀电位为 -0.4412 V。Ti603 钛合金板材在 960 °C 固溶时效后, 腐蚀电流为 5.4634×10^{-7} A/cm², 腐蚀电位为 -0.3428 V。随着固溶温度的升高, 腐蚀电位逐渐正移, 而腐蚀电流呈现先减小后增大的趋势。当 Ti603 钛合金板材的固溶温度从 900 °C 升高到 930 °C 时, α 相尺寸减小可以提供更多的形核点以促进钝化膜的形成, 导致其耐腐蚀性能增加; 当板材在 960 °C 进行固溶时, 固溶温度接近相变点时, 钛合金中 β 相含量会增多, 使 α 相表面钝化膜更易破裂, 导致 α 相发生选择性优先溶解, 使合金耐腐蚀性能下降^[20]。此外, 腐蚀发生的主要位置是在 α/β 相界面处, β 相的增多会导致 α/β 两相间因为电位差而形成的原电池数量增多, 从而降低其耐腐蚀性能。

2.6 Ti603 钛合金退火板材浸泡耐腐蚀性能分析

根据腐蚀率计算公式, 计算得到经过不同温度 (900、930 和 960 °C) 固溶 30 min、580 °C 时效 3 h 的 Ti603 钛合金板材腐蚀速率如图 9 所示。由图 9 可知, Ti603 钛合金固溶时效板材在室温 3.5% NaCl 的溶液中腐蚀速率均小于 0.01 mm/a。Ti603 钛合金板材在 960 °C 固溶时效时腐蚀速率最快, 其值为 0.00482 mm/a。在 930 °C 固溶时效时腐蚀速率最慢, 其值为 0.00364 mm/a。与热轧板材 0.00685 mm/a 腐蚀速率相比, 固溶时效板材腐蚀速率均降低, 表明固溶时效处理后板材耐腐蚀性能提高了。随固溶温度增加, Ti603 钛合金板材的腐蚀速率呈现先降低后增加的趋势, 耐腐蚀性能先增加后降低, 930 °C 固溶时效耐蚀性能最佳。

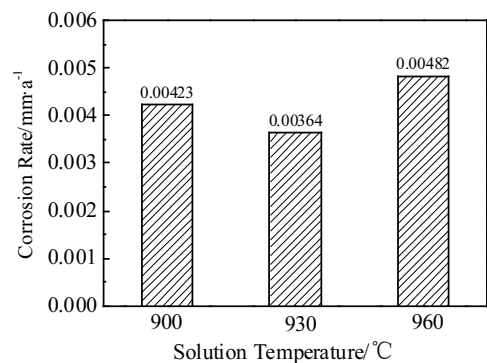


图 9 Ti603 固溶时效板材在 3.5% NaCl 溶液中浸泡腐蚀速率

Fig.9 Immersion corrosion rate of Ti603 solution aged sheets in 3.5% NaCl solution

3 结 论

1) Ti603 钛合金热轧板材在不同固溶温度并时效后, 组织差异较大。固溶温度由 900 °C 升高至 930 °C 时, 等轴 α 相和 β 转变组织明显增多, 组织为等轴组织; 当固溶温度升高到 960 °C 时, 组织发生了明显的

变化, 等轴 α 相和 β 转变组织减少, 并出现大量针状次生 α 相, 其组织由等轴组织转变为双态组织。

2) 随固溶温度升高, 板材的抗拉强度、屈服强度和硬度随之升高, 而延伸率随之下降, 并在 900 °C 固溶时效后获得最高的强塑积, 其综合力学性能最佳。3 种固溶时效 Ti603 钛合金板材断口形貌均有韧窝, 900 和 930 °C 固溶时效板材为韧性断裂方式, 960 °C 固溶时效板材为韧性和准解理混合型断裂方式。

3) Ti603 钛合金固溶时效板材在 3.5% NaCl 腐蚀液中的腐蚀电流随着电压的升高, 均出现了交替变化的现象。随固溶温度升高, 腐蚀电流和腐蚀速率均先降低后增加。930 °C 固溶时效 Ti603 钛合金板材的腐蚀电流和腐蚀速率均最小, 分别为 4.3565×10^{-7} A 和 0.00364 mm/a, 耐腐蚀性能最佳。

参考文献 References

- [1] Francisco T P, Paulo R S, Tiago F F. *Renewable Energy*[J], 2020, 150: 1160
- [2] Anna V, Elodie M, Alexandra E et al. *Marine Pollution Bulletin*[J], 2020(1): 150
- [3] Samuel A P, Arul S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(11): 25 065
- [4] Luo Yumeng(骆雨萌), Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukui(李树奎) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(5): 1333
- [5] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [6] Costa B C, Tokuhara C K, Rocha L A et al. *Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 96: 730
- [7] Liu Qiang(刘强), Hui Songxiao(惠松晓), Wang Pengbo(汪鹏勃) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1427
- [8] Yan S K, Song G L, Li Z X et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(3): 421
- [9] Tiyyagura H R, Kumari S, Mohan M K et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775: 518
- [10] Zhao Q Y, Zhao J B, Cheng X Q et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 382
- [11] Lin Junhui(林俊辉), Dan Zhenhua(淡振华), Lu Jiafei(陆嘉飞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1090
- [12] Song Dejun(宋德军), Niu Long(牛龙), Yang Shengli(杨胜利). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1100
- [13] Jawed S F, Rabadia C D, Liu Y J et al. *Materials Science and Engineering C*[J], 2020(1): 110
- [14] Cheng Y C, Hu J, Zhang C B et al. *Journal of Biomedical Materials Research Part B*[J], 2013, 101(2): 287
- [15] Ossowska A, Zieliński A, Supernak M. *Solid State Phenomena*[J], 2012, 1567: 137
- [16] Yang X W, Dong X R, Li W Y et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(2): 1559
- [17] Li C L, Mi X J, Ye W J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 550: 23
- [18] Zhang Zhiqiang(张志强), Dong Limin(董利民), Yang Yang(杨洋) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(10): 1257
- [19] Wu C, Zhan M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1144
- [20] Chen J R, Tsai W T. *Electrochemical Acta*[J], 2011, 56(4): 1746

Effect of Solution Aging Treatment on Microstructure and Properties of New High Strength Corrosion Resistant Titanium Alloy

Xiao Han¹, Zhang Hongyu¹, Tan Cong^{1,2}, Huang Haiguang^{1,2}, Yu Kun², Zhou Rongfeng¹

(1. Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Yunnan Titanium Industry Co., Ltd, Chuxiong 651209, China)

Abstract: A new high-strength corrosion-resistant titanium alloy was taken as the research object, and its titanium alloy hot-rolled sheet was subjected to different solution aging heat treatments. The effects of solution aging processes on the microstructure, texture, mechanical properties and corrosion resistance of titanium alloy sheets were studied. The results show that when the solution temperature increases from 900 °C to 930 °C, the equiaxed α -phase and β -transformed structures are significantly increased, and they are all equiaxed morphologies. When the solution temperature increases to 960 °C, the equiaxed α -phase and β -transformed structures decrease, and a large number of needle-like secondary α -phases appear, and the structure changes from the equiaxed structure to the dual-state structure. With the increase of solution temperature, the strength and hardness of the sheet increase, and the plasticity gradually decreases, while the corrosion current density and corrosion rate show a trend of decreasing first and then increasing. After the Ti603 titanium alloy sheet is treated at 900 °C for 30 min and aging at 580 °C for 3 h, it has the best comprehensive mechanical properties and good corrosion resistance.

Key words: corrosion-resistant titanium alloy; solution aging treatment; microstructure evolution; mechanical properties; corrosion resistance

Corresponding author: Xiao Han, Ph. D., Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, Tel: 0086-871-65136755, E-mail: kmxh@kust.edu.cn