

退火温度对新型高强耐蚀钛合金组织与性能的影响

肖寒¹, 于佳新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: 研究了一种新型高强耐蚀钛合金材料, 通过将3次真空自耗电弧熔炼(VAR)炉熔炼后铸锭进行热轧和退火处理, 研究退火工艺对板材微观组织和性能的影响。研究发现, 退火后整体组织分布均匀, 随着退火温度的升高, 条状 α 相减少, 等轴 α 相增多, β 转变组织长大、增多。在740℃退火1h时, 条状的 α 相基本消失, β 转变组织长大、增多并且粘连在一起, 呈现典型的等轴组织形貌。随着退火温度的升高, 板材的强度和洛氏硬度下降, 塑性提高, 腐蚀电流密度降低, 腐蚀速率减慢, 耐腐蚀性能增强。在740℃退火1h后, 板材具有最佳的力学性能和耐腐蚀性能。

关键词: 耐蚀钛合金; 退火温度; 显微组织; 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(2022)03-0947-06

近年来对于海洋资源的开发与利用逐渐成为各个国家重点发展战略目标, 而海洋资源的开发需要先进高性能海洋工程装备, 因此寻找能够稳定适用于海洋环境的材料成为当前海洋研究的重要方向, 钛和钛合金便属于这类材料^[1-7], 因其具有密度低、高比强度、无磁性、耐腐蚀性、焊接性能好等优点称为“海洋金属”^[8-10], 因此越来越多的高强耐蚀钛合金材料被应用于海洋工程装备等领域^[11]。

钛合金的组织 and 性能主要由其元素成分、制备方法和热处理工艺等决定, 通过对热处理制度的调控, 改变其显微组织, 从而对力学及耐腐蚀性能进行优化^[12-15], 一般来说, 高强耐蚀钛合金的强度需要大于800 MPa, 腐蚀速率介于0.001~0.01 mm/a之间。Balyanov等^[16]研究表明, 超细晶粒钛合金的耐蚀性要优于粗大晶粒钛合金的耐蚀性。Hoseini等^[17]研究指出钛合金的耐蚀性能与其显微组织和晶粒取向相关。钛合金的退火工艺主要应用于铸造以及塑性加工处理后的工件, 其主要目的是消除残余应力和降低杂质元素的含量。Davari等^[18]研究了退火温度对TC4钛合金的显微组织和力学性能的影响, 研究发现, 当退火温度由930℃升至970℃时, α 相尺寸和厚度减小, 硬度和抗拉强度提高。He等^[19]通过对Ti-50.8Ni-0.5V钛合金进行不同退火温度处理, 发现当退火温度由350℃升至700℃时, 晶粒逐渐等轴化, 抗拉强度逐渐降低, 延伸率先降低后增加。Shahmir等^[20]

对TC4钛合金进行2种不同的热处理, 获得了马氏体 α' 相和层状 $\alpha+\beta$ 相; 并进行高压扭转和873 K退火处理60 min, 获得了高屈服强度、高抗拉强度和良好延展性的TC4钛合金。上述研究对钛合金退火工艺有指导作用, 但未研究高强耐蚀钛合金的退火及退火对钛合金耐蚀性能的影响。基于此, 本研究以一种新型高强耐蚀钛合金为研究对象, 将经过3次VAR炉熔炼、锻造、机加工、热轧得到的钛合金热轧板材进行退火处理, 研究退火工艺对钛合金板材组织、力学性能和耐蚀性能的影响规律。

1 实验

实验材料名义成分为Ti-6.0Al-3.0Zr-0.5Sn-1.0Mo-1.5Nb-1.0V (Ti603), 将3次VAR炉熔炼得到的铸锭进行开坯锻造和机加工得到尺寸为71040 mm×370 mm×110 mm的长方形坯料, 然后热轧成板材。采用化学分析法实测钛合金板材的化学成分如表1所示。采用Pandat软件计算得到Ti603钛合金($\alpha+\beta$)/ β 相变点温度为981.9℃。热轧工艺为首先将钛合金坯料加热至960℃保温60 min后采用两辊可逆轧机进行一火热轧; 然后回炉加热至950℃并保温30 min, 长宽换向后进行二火热轧; 接着将二火轧制板材再回炉加热至940℃并保温20 min进行三火热轧, 并将三火热轧的板材空冷至室温, 最终轧至厚度为8 mm, 终轧温度为820℃。最后, 对热轧Ti603钛合金板材进行退火处理, 具体实验工艺如表2所示,

收稿日期: 2021-03-15

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(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

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

在热轧板材和热处理板材上，使用线切割机沿轧制方向切取拉伸试样，试样尺寸如图 1 所示。

使用线切割机将 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，然后用体积比为 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 钛合金组织，并采用 Image-Pro plus 软件计算 α 相体积分数。采用 Cu 靶 Kα 辐射源的 PANalytical Empyrean X 射线衍射仪进行 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，拉伸速率为 10 mm/min，每个板材做 3 组拉伸实验并取平均值。用 ZEISS EVO18 扫描电镜分析试样断口形貌。采用 TH320 型洛氏硬度计测量 Ti603 板材洛氏硬度，加载力为 1470 N，保持时间 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，腐蚀速率用下式计算：

$$R = \frac{8.76 \times 10^4 \times (W - W_t)}{STD} \quad (1)$$

表 2 Ti603 钛合金热处理制度

Table 2 Heat treatments of Ti603 titanium alloy

Specimen No.	Heat treatment
1	540 °C/1 h, AC
2	640 °C/1 h, AC
3	740 °C/1 h, AC

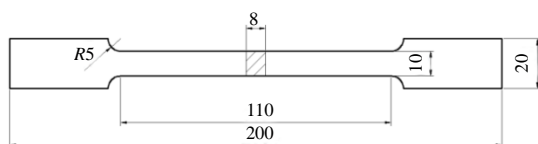


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Tensile specimen size (mm)

式中，R 为腐蚀速率，mm/a；W 为浸泡前的试样质量，g；W_t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 钛合金退火板材的微观组织

在不同退火温度保温 1 h 后的 Ti603 钛合金板材的显微组织如图 2 所示，其中图 2a、2b 和 2c 分别为 540 °C 退火板材纵截面、横截面和轧制面的显微组织。从图中可以看出，在 540 °C 退火时板材的纵截面、横截面和轧制面的组织主要由大量的条状 α 相、少量的 β 转变组织和等轴 α 相组成，其轧制面 α 相的体积分数为 77.07%。通过对比纵截面、横截面和轧制面的组织发现，纵截面和轧制面的条状 α 相沿轧制方向分布，具有明显的轧制流线，呈现出轧制加工态的特点。图 2d、2e 和 2f 分别为 640 °C 退火板材纵截面、横截面和轧制面的显微组织，整体组织结构和 540 °C 退火处理的组织相似，条状的次生 α 相减少，等轴 α 相增多，轧制面 α 相体积分数为 75.65%，β 转变组织出现长大、增多。对比图 2d 和 2f 发现，纵截面和轧制面中沿轧制方向被拉伸延长的片状 α 相明显较少，分解成为等轴状的 α 相。图 2g、2h 和 2i 分别为 740 °C 退火板材纵截面、横截面和轧制面的显微组织，与前两者相比，740 °C 退火板材的组织主要由等轴 α 相和 β 转变组织组成，其轧制面 α 相体积分数为 73.38%。条状 α 相基本消失，β 转变组织出现长大、增多并且粘连在一起，是典型的等轴组织形貌。这是由于钛合金板材在较高温度退火后空冷，存在较大的过冷度，β 相向 α 相的转变受到抑制，从而导致其 β 转变组织增加。由图 2a、2d 和 2g 可知，随着退火温度的升高，Ti603 钛合金板材纵截面组织中 α 相体积分数逐渐降低，条状 α 相逐渐转变为等轴 α 相。这主要是因为随着退火温度的升高，组织内部发生了回复和再结晶，亚稳态的组织转变为稳定状态，其中粗大不稳定的组织向细小稳定组织转变，从而导致大量等轴 α 相生成，整体组织变得均匀。

图 3 为 Ti603 退火板材组织演变示意图。由图 3 可知，整体组织分布均匀，晶粒较为完整，热加工产生的亚稳相分解并且转变为稳定状态。540 和 640 °C 退火板材的组织由条状 α 相、β 相以及等轴 α 相组成，存在一定的轧制流线。随着退火温度的升高，条状 α 相减少，等轴 α 相增多，β 转变组织长大、增多。740 °C 退火 1 h，条状 α 相基本消失，β 转变组织出现长大、增多并且粘连在一起，是典型的等轴组织形貌。综上所述，随着退火温度的升高，条状 α 相含量逐渐减少，β 转变组织及等轴 α 相含量逐渐增多，整体呈现等轴组织形貌。

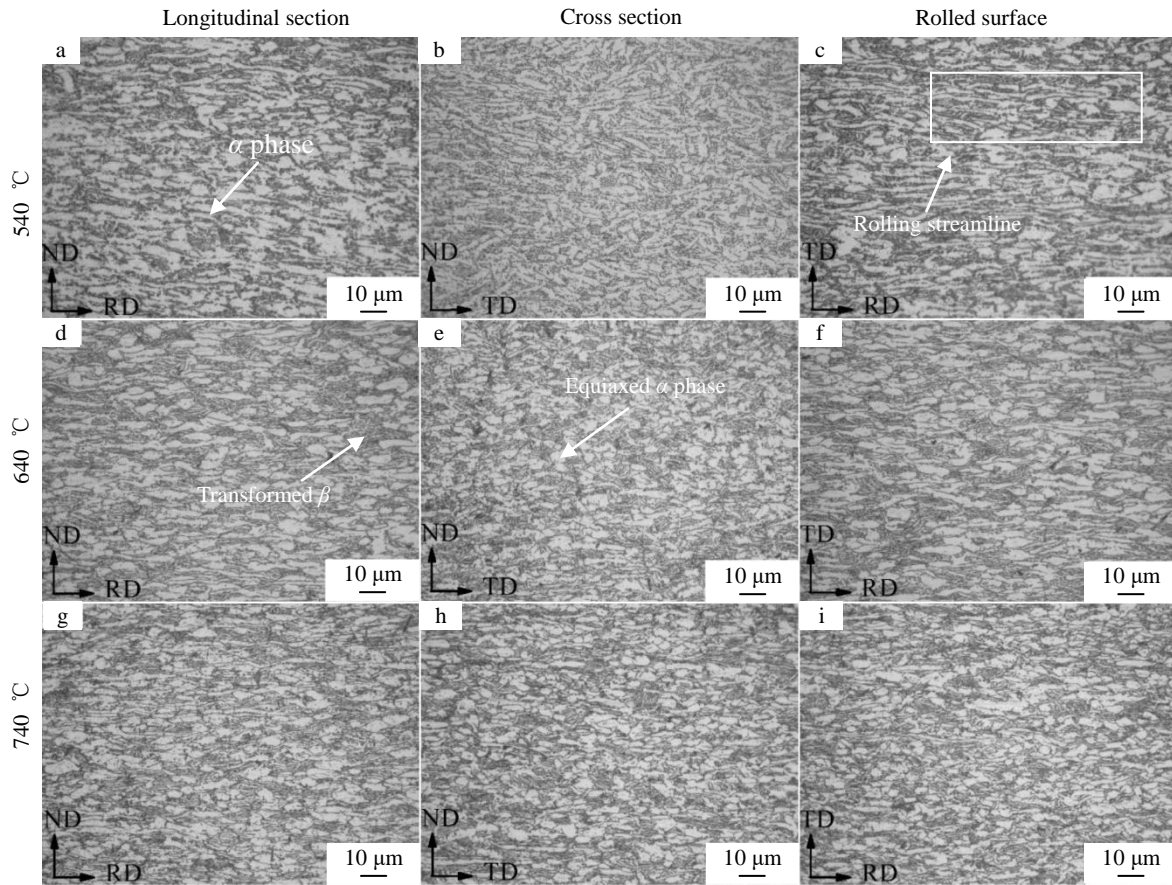


图 2 Ti603 退火板材的显微组织

Fig.2 Longitudinal-cross sections and rolled surface microstructures of Ti603 titanium alloy annealed sheets at different temperatures

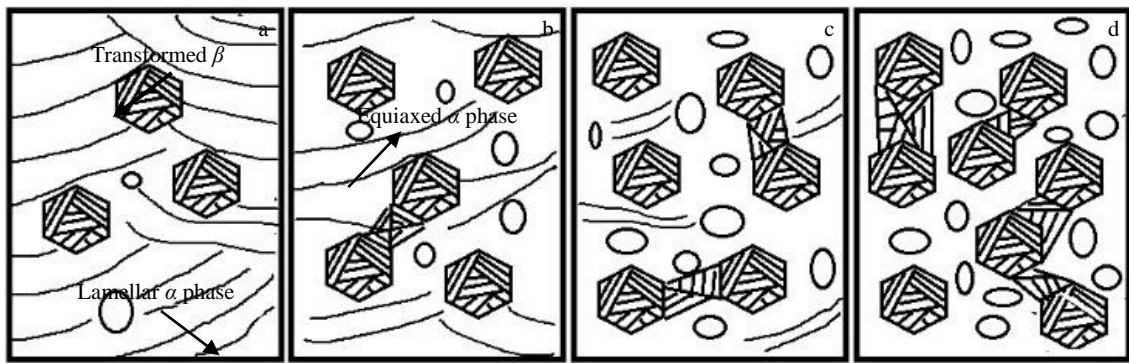


图 3 Ti603 退火板材组织演变

Fig.3 Microstructure evolution of Ti603 titanium alloy annealed sheets: (a) hot-rolled, (b) 540 °C, (c) 640 °C, and (d) 740 °C

Ti603 钛合金板材在不同退火温度(540、640 和 740 °C)下保温 1 h 的 XRD 图谱如图 4 所示。由图 4 可知, Ti603 钛合金退火板材的物相主要由 α/α' -Ti 和 β -Ti 组成, 且在 38.6 时具有最高的衍射峰。与热轧态板材相比, 退火后板材最高衍射峰出现了明显的增加, 这主要是因为 β 转变组织出现长大、增多现象, 且随着退火温度的升高, α/α' -Ti 和 β -Ti 重叠的最高衍射峰也随之增强。此外, 在

板材的退火热处理过程中, 钛合金组织中的晶粒出现长大, 组织进一步均匀化, 热加工产生的亚稳相分解并且转变为稳定状态, 各物相衍射峰也出现了不同程度的增强。

2.2 Ti603 钛合金退火板材的力学性能

将不同退火温度保温 1 h 的板材进行室温单向拉伸试验, 其力学性能如图 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 1007 MPa、886 MPa

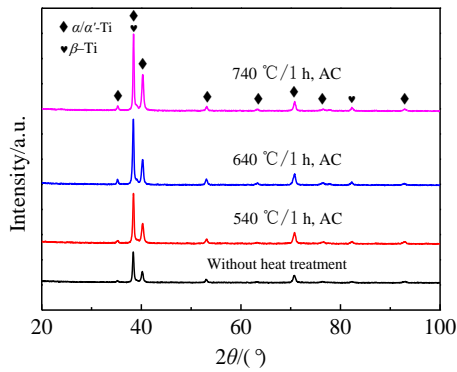


图 4 Ti603 退火板材的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of Ti603 titanium alloy annealed sheets

和 7.0%。540 °C 退火后，其抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 1048 MPa、1007 MPa 和 4.5%，与退火前相比抗拉强度提高了 4.07%，屈服强度提高了 13.66%，延伸率降低了 35.71%。640 °C 退火后，其抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 1015 MPa、969 MPa 和 6.5%，与退火前相比抗拉强度提高了 0.79%，屈服强度提高了 9.37%，延伸率降低了 7.14%。740 °C 退火后，其抗拉强度、屈服强度以及延伸率分别为 956 MPa、903 MPa 和 10.5%，与退火前相比抗拉强度降低了 5.06%，屈服强度

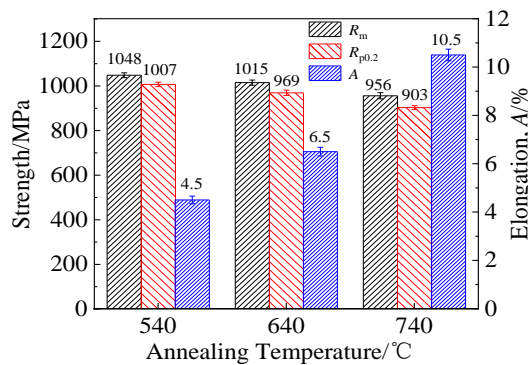


图 5 Ti603 退火板材的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of Ti603 alloy annealed sheets

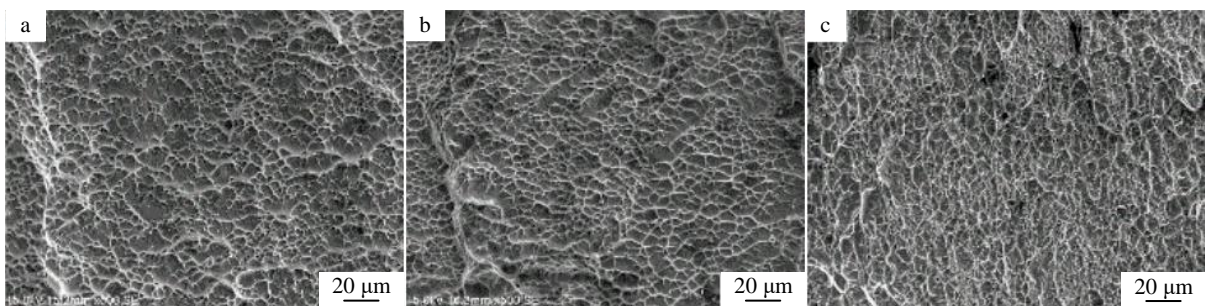


图 6 不同退火温度下 Ti603 退火板材拉伸试样断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of Ti603 titanium alloy annealed sheets at different annealing temperatures: (a) 540 °C, (b) 640 °C, and (c) 740 °C

提高了 1.92%，延伸率增加了 50%。

综上所述，经过 740 °C 高温退火后，Ti603 钛合金板材的软化效果尤为明显，其塑性得到大幅度提升，并获得最高的强塑积，具有较佳的综合力学性能。退火后板材的屈服强度出现了不同程度的增加，在较低温度退火时尤为显著，随着退火温度的升高，板材的抗拉强度和屈服强度逐渐降低，而延伸率随之增加，这是因为板材经过退火后组织变得均匀、晶粒比较完整，在开坯锻造以及热轧过程中产生的亚稳相分解并且逐渐稳定，板材组织得到改善，使得强度降低、塑性增加。

2.3 Ti603 钛合金退火板材断口形貌

Ti603 钛合金热轧板材在不同退火温度(540、640 和 740 °C)下保温 1 h 的室温拉伸断口形貌如图 6 所示，其形貌都由许多韧窝构成，均属于韧性断裂。由图 6a 可知，经过 540 °C 退火处理的试样的断口韧窝浅而小，韧窝的形貌不完整，其塑性较差。由图 6b 可知，经过 640 °C 退火处理的试样断口韧窝深度较浅，但是数量较多，并且比 540 °C 退火时的断口韧窝大，具有较为完整的韧窝形貌。由图 6c 可知，经过 740 °C 退火处理的试样断口形貌与前两者相比较韧窝数量多且深，并且在大韧窝中包含有若干微小韧窝，这表明其塑性好，这与其高的延伸率相对应。综上所述，3 种退火处理后的 Ti603 钛合金板材断口形貌皆由大小不一的韧窝构成，其断裂方式均为韧性断裂。随着退火温度的升高，退火板材的断口韧窝变深，数量增多，其塑性增强，这与延伸率的变化趋势一致。

2.4 Ti603 钛合金退火板材洛氏硬度分析

Ti603 钛合金热轧板材在不同退火温度(540、640 和 740 °C)下保温 1 h 的洛氏硬度如图 7 所示。由图可知，540 °C 退火后的洛氏硬度(HRC)最大，其值为 31.82；640 °C 退火后的洛氏硬度为 31.71；在 740 °C 退火时的洛氏硬度为 30.24，其值最小。与未退火的板材洛氏硬度(29.64)相比有所增加，这是由于板材经退火后组织变得更为均匀致密、晶粒更为完整。随着退火温度的升高，板材的洛氏硬度降低，在 740 °C 退火时较明显。在退火过程中，亚稳相

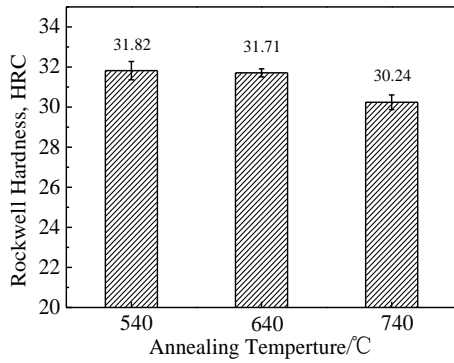


图 7 Ti603 退火板材的洛氏硬度

Fig.7 Rockwell hardness of Ti603 alloy annealed sheets

发生分解并且逐渐稳定, 次生 α 相减少, β 转变组织长大、增多, 板材组织得到改善, 产生了软化现象, 导致其洛氏硬度随着温度的升高而降低。洛氏硬度值变化趋势与抗拉强度变化趋势相同, 与其延伸率变化趋势相反。

2.5 Ti603 钛合金退火板材电化学腐蚀性能分析

在 3.5%NaCl(质量分数)腐蚀液中 Ti603 钛合金退火板材的极化曲线如图 8 所示, 由图 8 可知, 随着电压的升高, Ti603 钛合金退火板材腐蚀电流密度均出现了交替变化的现象。在 540 和 640 °C 退火时, 腐蚀电流密度在 -0.42~+0.13V 电压范围内增大, 在 +0.13~+0.34V 范围内稳定, 在 +0.34~+0.67V 范围内增大, 在 +0.67~+1.42V 范围内稳定, 即出现活化、钝化、再活化和再钝化的交替变化, 然后在 +1.42V~+1.70V 电压范围内钝化膜被击穿。在 740 °C 退火时, 腐蚀电流密度在 -0.35~+0.25V 电压范围内增大, 在 +0.25~+1.40V 范围内稳定, 即出现活化、钝化现象, 然后在 +1.40V~+1.70V 电压范围内钝化膜被击穿。结合图 8 和表 3 可知, 在 540 °C 退火时, Ti603 钛合金板材腐蚀电流密度为 $6.9332 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$, 腐蚀电位为 -0.5020 V, 其腐蚀电流密度最大、腐蚀电位最小, 耐腐蚀性能最差; 在 640 °C 退火时, 腐蚀电流密度

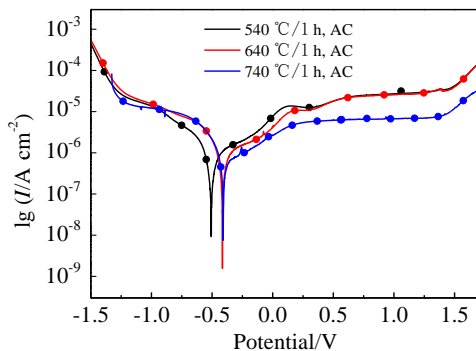


图 8 Ti603 退火板材在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线

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

表 3 不同退火温度下 Ti603 钛合金的腐蚀电位与腐蚀电流密度

Table 3 E_{corr} and I_{corr} of Ti603 titanium alloy at different annealing temperatures

Annealing temperature/°C	E_{corr}/V	$I_{\text{corr}}/\times 10^{-7} \text{ A cm}^{-2}$
540	-0.5020	6.9332
640	-0.4120	6.1215
740	-0.4056	5.6296

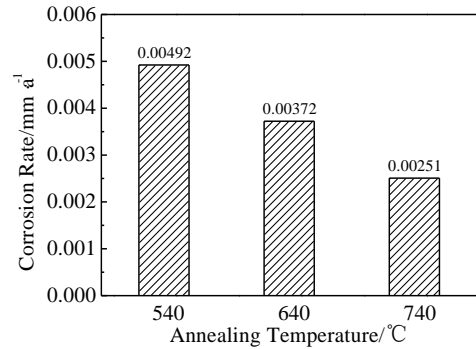


图 9 Ti603 退火板材在 3.5%NaCl 溶液中浸泡腐蚀速率

Fig.9 Immersion corrosion rate of Ti603 titanium alloy annealed sheets in 3.5%NaCl solution

为 $6.1215 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$, 腐蚀电位为 -0.4120V; 在 740 °C 退火时, 腐蚀电流密度最小, 其值为 $5.6296 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$, 并且腐蚀电位最大, 其值为 -0.4056V, 其耐腐蚀性能最佳。随着退火温度的升高, 腐蚀电流密度逐渐减小, 而腐蚀电位逐渐正移, 其耐蚀性能逐渐增强。这是由于经过退火处理后, 组织内部发生回复和再结晶, 亚稳态的组织回归稳定状态, 较大的条状 α 相分解为细小的等轴 α 相, 从而提供了更多的形核点以促进钝化膜的形成, 使合金的耐腐蚀性能增强。

2.6 Ti603 钛合金退火板材浸泡腐蚀性能分析

根据腐蚀速率计算公式, 计算得到不同退火温度 (540、640 和 740 °C)Ti603 钛合金退火板材的腐蚀速率如图 9 所示。由图 9 可知, Ti603 钛合金退火板材在室温 3.5%NaCl 的溶液中腐蚀速率均小于 0.01 mm/a。经过 540 °C 退火后腐蚀速率为 0.00492 mm/a, 其腐蚀速率最快。而在 640 和 740 °C 退火时, 腐蚀速率分别为 0.00372 和 0.00251 mm/a。综上所述, 随着退火温度的增加, Ti603 钛合金的腐蚀速率减慢, 740 °C 退火后其腐蚀速率最慢, 耐蚀性能最佳。

3 结 论

1) Ti603 钛合金退火板材组织均匀分布, 主要由 α/α' -Ti 和 β -Ti 组成。540 和 640 °C 退火板材组织由条状 α 相、 β 相与等轴 α 相组成, 存在轧制流线。随着退火温度的升高, 条状 α 相减少, 等轴 α 相增多, β 转变组织长

大、增多。740 °C 退火 1 h 板材中条状 α 相基本消失, β 转变组织长大且粘连在一起, 呈现典型的等轴组织形貌。

2) 随着退火温度升高, Ti603 钛合金板材抗拉强度、屈服强度和洛氏硬度降低, 延伸率增加。740 °C 退火板材强塑积最高, 具有最佳的综合力学性能。3 种退火温度下的拉伸试样断口形貌都由大小不一的韧窝构成, 均属于韧性断裂。

3) 退火板材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; 随着退火温度的升高, 腐蚀电流密度逐渐减小, 腐蚀电位逐渐增加, 腐蚀速率逐渐减慢, 740 °C 退火 1 h 板材耐腐蚀性能最好。

参考文献 References

- [1] Taveira-Pinto F, Rosa-Santos P P, Fazeres-Ferrados T. *Renewable Energy*[J], 2020, 150: 1160
- [2] Samuel A P, Arul S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(11): 25 065
- [3] Drach A, Tsukrov I, Decew J *et al.* *Corrosion Science*[J], 2013, 76: 453
- [4] Vesman A, Moulin E, Egorova A *et al.* *Marine Pollution Bulletin*[J], 2020, 150: 110 671
- [5] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*[J], 2016, 36(3): 7
- [6] Shang Guoqiang(商国强), Zhu Zhishou(朱知寿), Chang Hui(常辉) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2011, 35(2): 288
- [7] Xu Yaoping(许耀平), Chen Qipeng(陈其朋), Liu yuan(刘源) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(11): 3761
- [8] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [9] Costa B C, Tokuhara C K, Rocha L A *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 96: 730
- [10] Liu Qiang(刘强), Hui Songxiao(惠松骁), 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
- [11] Zhao Q Y, Zhao J B, Cheng X Q *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 382: 125 171
- [12] Wang Ke(王可), Zhao Yongqing(赵永庆), Jia Weiju(贾蔚菊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(2): 552
- [13] Yadav P, Saxena K K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 26: 2546
- [14] Li J Q, Lin X, Guo P F *et al.* *Corrosion Science*[J], 2018, 142: 161
- [15] Yang Y H, Xia C Q, Feng Z H *et al.* *Corrosion Science*[J], 2015, 101: 56
- [16] Balyanov A, Kutnyakova J, Amirkhanova N A *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2004, 51: 225
- [17] Hoseini M, Shahryari A, Omanovic S *et al.* *Corrosion Science*[J], 2009, 51: 3064
- [18] Davari N, Rostami A, Abbasi S M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 683: 1
- [19] He Z R, Liu M Q. *Materials Science and Engineering B*[J], 2012, 177(12): 986
- [20] Shahmir H, Langdon T G. *Acta Materialia*[J], 2017, 141: 419

Effects of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of New High Strength Corrosion Resistant Titanium Alloy

Xiao Han¹, Yu Jiabin¹, 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 studied. The ingot was hot rolled and annealed after three times VAR furnace melting, and the effects of annealing process on the microstructure and properties of the plate were studied. The results show that the overall structure is uniformly distributed after annealing. As the annealing temperature increases, the lamellar α phase decreases, the equiaxed α phase increases, and the β -transformed structure grows and increases. When annealed at 740 °C for 1 h, the lamellar α phase basically disappears, and the β -transformed structure grows, increases and strikes together, showing a typical equiaxed structure. As the annealing temperature increases, the strength and hardness of the plate decrease, the plasticity increases, the corrosion current density decreases, the corrosion rate decreases, and the corrosion resistance increases. After annealing at 740 °C for 1 h, the plate has the best mechanical properties and corrosion resistance.

Key words: corrosion-resistant titanium alloy; annealing temperature; microstructure; 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