

时效时间对 RT1400 钛合金力学性能及耐磨性的影响

马健凯¹, 李豪¹, 王小锋², 张琪³, 刘景博¹, 赵恒章¹

(1. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

(2. 西安氢源金属表面精饰有限公司, 陕西 西安 710089)

(3. 安顺学院 电子与信息工程学院, 贵州 安顺 561000)

摘要: 对高强亚稳 β 钛合金 RT1400 进行了固溶+时效处理, 研究了时效时间对合金显微组织演变、力学性能及耐磨性能的影响规律。结果表明, 当时效时间从 2 h 延长至 6 h, 抗拉强度、屈服强度及硬度均呈现先升高后降低的趋势, 而断后伸长率则表现出相反的变化趋势。经固溶+时效处理后, β 基体中均匀弥散析出细小的针状次生 α 相, 且随着时效时间延长, 次生 α 相的间距呈现先减小后增大的变化趋势。当热处理制度为 740 °C/1 h/WC+480 °C/4 h/AC 时, RT1400 钛合金获得最佳的性能匹配, 抗拉强度达 1612 MPa, 洛氏硬度为 43.08 HRC, 摩擦系数为 0.358, 磨损率为 $3.55 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 磨损机制以黏着磨损为主。当时效时间为 2 h 或 6 h 时, 磨损机制转变为黏着磨损与磨粒磨损。

关键词: RT1400 钛合金; 时效时间; 力学性能; 耐磨性

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)01-015-08

Effect of Aging Time on Mechanical Properties and Wear Resistance of RT1400 Titanium Alloy

Ma Jiankai¹, Li Hao¹, Wang Xiaofeng², Zhang Qi³, Liu Jingbo¹, Zhao Hengzhang¹

(1. Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd., Xi'an 710016, China)

(2. Xi'an Qingyuan Metal Surface Finishing Co., Ltd., Xi'an 710089, China)

(3. School of Electronic and Information Engineering, Anshun University, Anshun 561000, China)

Abstract: The solution and aging treatments were applied to the high-strength metastable β titanium alloy RT1400, and the influence of aging time on the microstructure evolution, mechanical properties, and wear resistance of the alloy was investigated. The results show that as the aging time increases from 2 h to 6 h, the tensile strength, yield strength, and hardness initially increase and then decrease, whereas the elongation after fracture exhibits the opposite trend. Microstructural characterization reveals the uniform precipitation of fine, needle-shaped secondary α phase within the β matrix after solution and aging treatment. As aging time increases, the spacing of the secondary α phase first decreases and then increases. After heat treatment of 740 °C/1 h/WC+480 °C/4 h/AC, RT1400 titanium alloy achieves the best overall performance balance, with a tensile strength of 1612 MPa, a Rockwell hardness of 43.08 HRC, a friction coefficient of 0.358, a wear rate of $3.55 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, and its wear mechanism is primarily dominated by adhesive wear. When the aging time is 2 h or 6 h, the wear mechanism transitions to a combination of adhesive wear and abrasive wear.

Keywords: RT1400 titanium alloy; aging time; mechanical properties; wear resistance

钛合金因其卓越的比强度、良好的耐腐蚀性以及优异的生物相容性, 在航空航天、国防军工及生物医

疗等领域被誉为“未来金属”, 其应用水平已成为衡量一个国家高端制造业实力的重要标志^[1-3]。在众多钛合金中, 高强 β 钛合金, 如 Ti-1300、TB2、TB3 等, 通过添加 Mo、V、Cr、Nb 等 β 相稳定元素并配合固溶+时效热处理, 能够形成以 β 相为基体、内含弥散分布

收稿日期: 2025-10-14

基金项目: 陕西省重点研发计划项目(2025CY-YBXM-583)

通信作者: 马健凯(1988—), 男, 工程师。

次生 α 相的多尺度组织, 从而实现强度与塑性的良好匹配, 其室温抗拉强度可达 1300~1500 MPa, 断后伸长率保持在 8%~12% 之间, 已广泛应用于飞机结构件、高性能悬挂系统及发动机核心部件等关键领域^[4-6]。然而, 典型高强 β 钛合金的表面硬度为 35~40 HRC, 低于经过表面强化处理的高强度钢(如 20CrMnTi 渗碳钢表面硬度可达 60~65 HRC), 且摩擦系数较高(约 0.5), 导致其在剧烈摩擦磨损工况(如高速轴承、齿轮传动等)下表现不佳, 严重限制了更广泛的应用^[7-9]。因此, 提升 β 钛合金的硬度与耐磨性已成为拓展其工程应用亟需解决的技术瓶颈。

材料的耐磨性受化学成分、微观组织与表面状态的共同影响, 其中硬度作为关键力学指标, 在一定条件下与耐磨性通常呈正相关。对于高强 β 钛合金而言, 固溶+时效热处理是调控组织并提升性能最直接有效的途径^[10-14]。国内外学者围绕固溶+时效工艺, 特别是时效温度对 β 钛合金组织与性能的影响已开展了大量研究。Li 等人^[15]研究了时效温度对 RT1400 钛合金力学性能的影响, 发现当时效温度升高时, 次生 α 相粗化且相间距增大, 对位错的钉扎效应减弱, 导致合金强度下降。侯红苗等人^[16]在 Ti650 合金中也观察到类似规律, 即提高时效温度, 次生 α 相长大并交错排列成集束, 造成强度降低、塑性升高。顾忠明等人^[17]对 TB6 钛合金的研究进一步印证, 随着时效温度上升, 合金强度下降, 塑性提升, 且性能变化与次生 α 相间距扩大密切相关。此外, 在一些含特定元素(如 Nb、Zr)的 β 钛合金中, 时效过程可能伴随更复杂的相变序列, 例如, 贺峰等人^[18]报道的 Ti-25Nb-25Zr 合金在时效中经历了 $\beta \rightarrow \beta + \omega \rightarrow \beta + \alpha$ 相转变, 时效温度与时间共同决定了 ω 相的演化与 α 相的析出行为, 最终影响组织形貌与力学性能。

尽管上述研究系统揭示了时效温度对 β 钛合金组织与性能的影响规律, 但在固定时效温度下, 时效时间作为控制析出相形核、长大及最终体积分数的另一关键参数, 其对材料耐磨性能的影响机制尚不明确, 相关研究仍明显缺乏。时效时间直接关系到次生 α 相的析出动力学与粗化行为, 理论上会对合金的硬度、强度及摩擦磨损性能产生显著影响。因此, 系统研究时效时间对耐磨性的影响机制是对现有热处理理论的重要补充, 同时也是精准调控 β 钛合金性能的必然需求。

RT1400 钛合金是由西安稀有金属材料研究院有限公司研发的一种新型低成本高强 β 钛合金, 该合金经固溶+时效处理后强塑性匹配良好, 综合力学性能优异。然而, 表面耐磨性不足的问题仍未得到有效解决,

极大限制了其在摩擦部件中的应用。基于此, 在已有研究^[19]的基础上, 以 RT1400 钛合金为研究对象, 重点探讨时效时间对微观组织演变、宏观力学性能以及摩擦磨损性能的影响规律, 旨在系统揭示时效时间对 RT1400 钛合金耐磨性的影响机制, 填补该合金在时效时间参数研究上的空白, 为优化其热处理工艺、协同提升强度与耐磨性提供实验依据与理论支持, 进而推动该类合金在高端摩擦部件中的应用进程。

1 实验

实验材料为经三次真空自耗电弧熔炼(VAR)制备的 RT1400 钛合金铸锭, 其钼当量约为 13.4。通过差示扫描量热法(DSC)测得该合金的 β 相变温度约为 840 °C。铸锭经开坯处理后, 在 850~1050 °C 经 6 火次锻造, 加工成 28 mm 厚的板坯, 随后在 800 °C 下进行多道次轧制, 最终制成 12 mm 厚的板材。从板材上切割试样进行固溶+时效热处理: 首先在 740 °C 固溶处理 1 h, 随后水冷; 再分别于 480 °C 下进行 2、4、6 h 的时效处理, 最后空冷至室温。在固溶+时效处理过程中, 试样表面用钛箔包裹, 以减轻氧化。

采用电火花加工技术从热处理后的 RT1400 钛合金板材上切割试样。金相试样规格为 15 mm×15 mm×3 mm, 经镶样、砂纸(80[#]~2000[#])研磨、机械抛光后, 用体积比 1:3:50 的 HNO₃+HCl+H₂O 混合液浸蚀。采用 TZ-C-KY-011 倒置金相显微镜进行显微组织观察。采用 TESCANMIRA3 型扫描电子显微镜(SEM)进行组织表征, 并用附带的能谱仪(EDS)进行成分分析, 工作电压为 20 kV, 工作距离为 10 mm。

按照 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸实验 第 1 部分: 室温试验方法》, 采用 HY-A-JC-007 电子万能材料试验机对样品进行室温拉伸性能测试, 拉伸速率为 0.5 mm/min。每组试样测量 3 次, 取平均值作为测试结果。采用 HRS-150C 数显洛氏硬度计进行硬度测试, 加载力为 1470 N, 试样尺寸为 15 mm×15 mm×3 mm。每组试样均匀测量 5 个点, 取平均值作为测试结果。

采用 MS-M4000 多功能摩擦试验仪进行摩擦磨损试验, 试样尺寸为 20 mm×20 mm×5 mm, 摩擦方式为球-块式, 运动方式为往复运动。对磨副为 GCr15 钢珠, 直径 6 mm, 工作载荷为 5 N, 摩擦速度为 200 mm/min, 往复滑动的位移距离为 5 mm, 测试时间为 30 min, 总滑动距离为 6 m, 润滑条件为无润滑, 测试温度为室温。具体试验过程: 在相对滑动过程中, 试样固定不动, GCr15 钢珠作为对磨副进行往复运动; 测定滑动过程中切向力(摩擦力)和法向力(载荷), 两者的比值

为摩擦系数(μ)。摩擦磨损试验结束后,采用 MS-M4000 多功能摩擦实验仪对每组试样的磨痕宽度及深度进行测量,按式(1)计算每组材料的磨损率。

$$W = V/(F \times L) \quad (1)$$

式中: W 为磨损率, $\text{mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$; V 为磨损体积, mm^3 ; F 为载荷, N ; L 为总滑动距离, m 。采用 TESCANMIRA3 型扫描电子显微镜观察磨痕形貌,并用附带的能谱仪对磨削颗粒进行成分分析。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 1 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的金相组织。从图 1a 可以看出,轧制态 RT1400 钛合金组织中存在长条状晶粒(α 相为亮色, β 相为灰色)。从图 1b~1d 可以看出,RT1400 钛合金经 740 °C 固溶处理和 480 °C 不同时间的时效处理后,组织中出现明显的晶界(GB)形貌,晶内均匀分布颗粒状 α 相,且随着时效时间的增加, α 相尺寸增大。晶界不连续的 α 相是试样经轧制处理后,连续晶界 α 相被破碎,并在随后的热处理过程中长大而形成的。晶内分布的颗粒状 α 相是试样经两相区固溶处理后残留的初生 α 相在时效过程中长大而形成的。

图 2 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的 SEM 形貌。由图 2 可知,在不同时效时间下 RT1400 钛合金由 3 种不同的相组成,分别为球状初生 α 相(α_p)、针状次生 α 相(α_s)以及 β 相基体,其中,初生 α 相占比约为

30%, β 相基体占比约为 70%。在时效保温过程中,细小针状的次生 α 相从 β 相中析出,均匀分布在 β 基体内部。利用粒径分布计算软件测量 RT1400 钛合金次生 α 相和初生 α 相的尺寸,结果如图 3 所示。通过对比分析可知,当时效时间为 2 h 时,次生 α 相的平均间距较大,为 0.209 μm ,这是由于保温时间较短,次生 α 相析出数量少,导致间距较大。当时效时间为 4 h 时,次生 α 相的平均间距减小,为 0.153 μm 。当时效时间为 6 h 时,次生 α 相的平均间距增大,为 0.176 μm 。从文献[20]可知,次生 α 相的间距会对 β 钛合金的强度及硬度产生重要影响。间距越小,次生 α/β 相界面越多,阻碍位错运动的能力越大, β 钛合金的强度越高。形成以上差异的原因是时效时间对次生 α 相形核和长大的影响不同,两者存在动态平衡过程。当时效时间为 4 h 时,次生 α 相的形核速率大于次生 α 相的长大速率,导致次生 α 相的平均间距减小。当时效时间超过 4 h 后,次生 α 相会发生聚集和粗化,形成较大尺寸的次生 α 相,而初生 α 相的尺寸变化不大,时效 2、4、6 h 后均在 1.5 μm 左右,对性能的影响较小。

2.2 拉伸性能及硬度

图 4 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的应力-应变曲线与拉伸性能。当时效时间为 2 h 时,RT1400 钛合金的抗拉强度(1169 MPa)及屈服强度(1007 MPa)均最低,断后伸长率最大。这是因为当时效时间较短时(2 h), β 相中针状次生 α 相数量较少, α/β 相界面数量

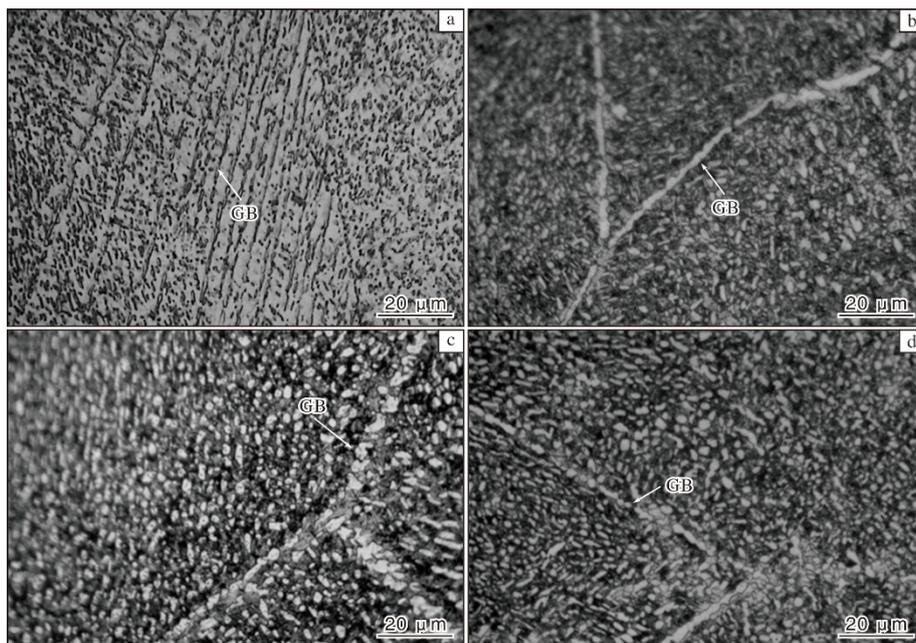


图 1 不同时效时间下 RT1400 钛合金的金相组织

Fig.1 Metallographic structures of RT1400 titanium alloy at different aging time: (a) as-rolled; (b) 2 h; (c) 4 h; (d) 6 h

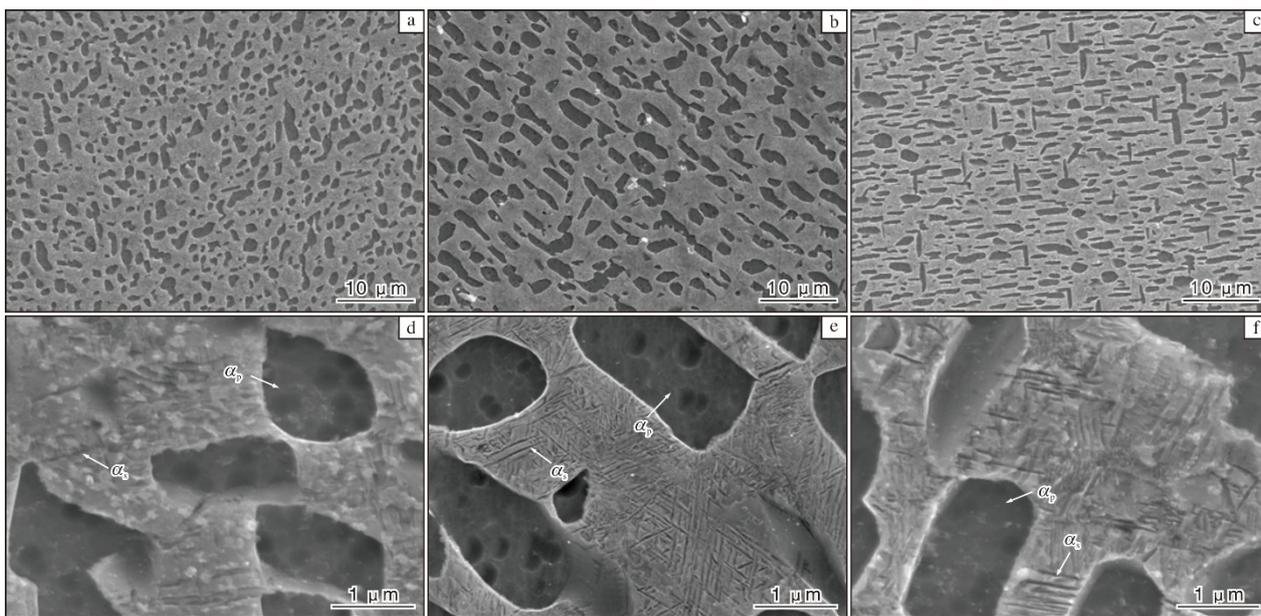


图2 不同时效时间下 RT1400 钛合金的 SEM 形貌

Fig.2 SEM images of RT1400 titanium alloy at different aging time: (a, d) 2 h; (b, e) 4 h; (c, f) 6 h

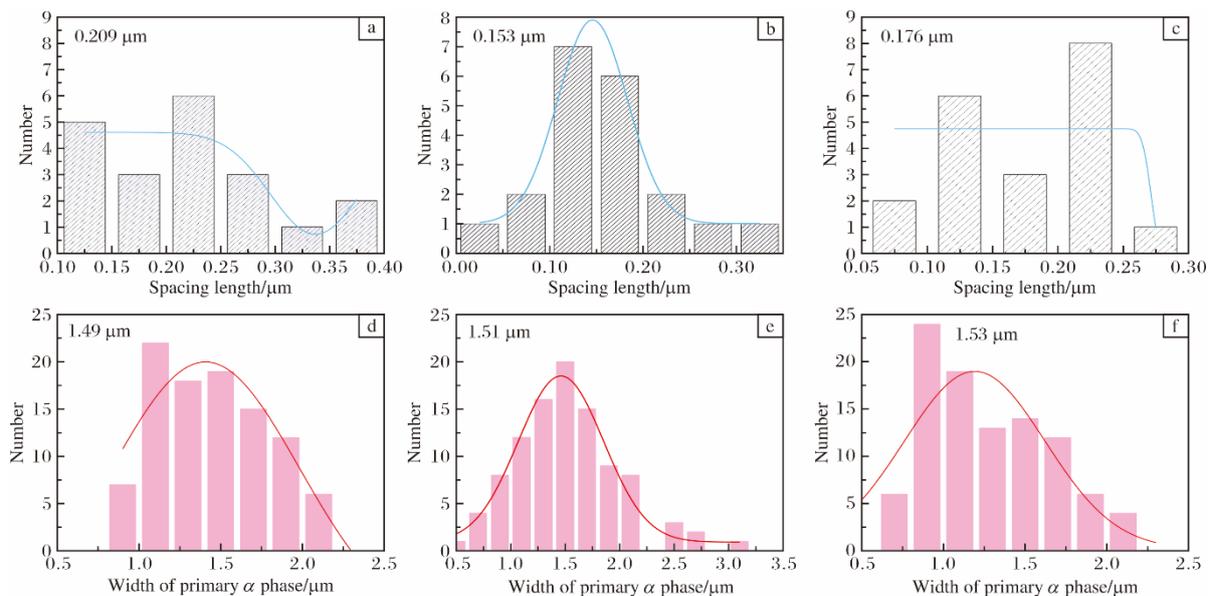


图3 不同时效时间下 RT1400 钛合金中次生 α 相间距及初生 α 相宽度

Fig.3 Spacing length of secondary α phase (a-c) and width of primary α phase (d-f) in RT1400 titanium alloy at different aging time: (a, d) 2 h; (b, e) 4 h; (c, f) 6 h

少，对位错的阻碍能力较弱，因此合金强度较低。当时效时间为 4 h 时，RT1400 钛合金的拉伸强度最高，其中，抗拉强度为 1612 MPa，屈服强度为 1580 MPa。由图 2 和图 3 可知，当时效时间为 4 h 时，次生 α 相的形核速率较高而长大速率较低， β 相中析出更多的次生 α 相，次生 α 相间距变小，次生 α/β 相界面数量增多，对位错的阻碍能力增强，故 RT1400 钛合金强度提高。当时效时间为 6 h 时，RT1400 钛合金的屈

服强度为 1175 MPa，抗拉强度为 1267 MPa。

由图 1 和图 2 可知，当时效时间为 6 h 时，RT1400 钛合金组织中次生 α 相的长大速率较高而形核速率较低，此时次生 α/β 相界面数量减少，对位错的阻碍能力减弱，合金强度降低。综上所述，时效时间分别为 2、4、6 h 时，伴随着次生 α/β 相界面数量的先增大后减小，对应 RT1400 钛合金强度呈现先增大后减小的趋势。

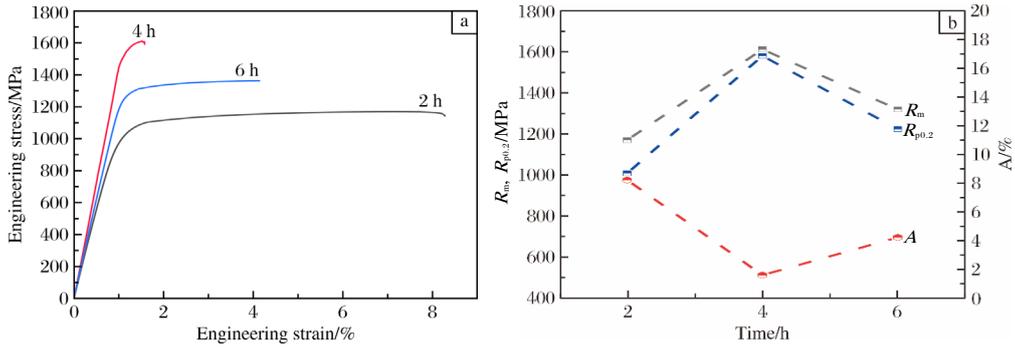


图 4 不同时效时间下 RT1400 钛合金的应力-应变曲线与拉伸性能

Fig.4 Engineering stress-strain curves (a) and tensile properties (b) of RT1400 titanium alloy at different aging time

图 5 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的洛氏硬度。由图 5 可以看出，时效温度为 480 °C、时效时间为 2 h 时，合金的硬度最低，为 37.39 HRC；时效时间为 4 h 时，硬度最高，为 43.08 HRC；时效时间为 6 h 时，硬度介于两者之间。硬度值反映了材料局部抵抗变形的能力，与材料的屈服能力相关^[21]。通过对不同时效时间下显微组织(图 2)的分析可知，硬度值的变化规律与时效后析出的针状次生 α 相间距关系密切。当

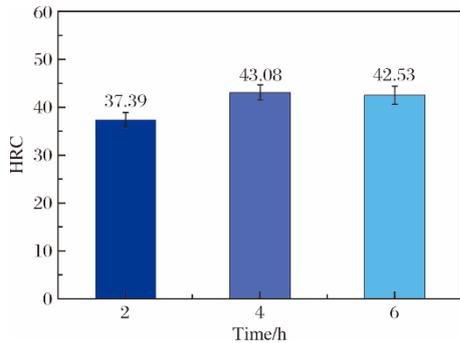


图 5 不同时效时间下 RT1400 钛合金的洛氏硬度

Fig.5 Rockwell hardness of RT1400 titanium alloy at different aging time

时效时间为 2 h 时， β 相中析出少量的次生 α 相，其间距较大，对位错的阻碍能力较小，硬度较低。当时效时间为 4 h 时，次生 α 相的形核率仍然较高。此时，大量的 α/β 相界面阻碍位错的运动，使得材料局部抵抗变形能力增大，硬度升高，达到了 43.08 HRC。随着时效时间的增加，次生 α 相开始长大，间距逐渐增大， α/β 相界面数量减少，对位错的阻碍能力减弱，硬度下降。

2.3 摩擦性能

摩擦系数和磨损率是衡量材料减磨和耐磨性能的重要指标。图 6 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的摩擦系数曲线。由图 6 可知，时效时间为 2 h 时，RT1400 钛合金的平均摩擦系数(μ_{AVG})最大，为 0.468，表明此时合金的减磨性最差。时效时间为 4 h 时，平均摩擦系数(0.358)最小，表明此时合金的减磨性最好。影响摩擦系数的因素较多，本实验中材料的初始表面粗糙度、对磨副材料、载荷大小、摩擦时间等因素均保持一致。对比图 5 和图 6 可知，RT1400 钛合金的减磨性与其硬度具有相同的变化趋势，可见硬度是影响 RT1400 钛合金减磨性的关键因素。

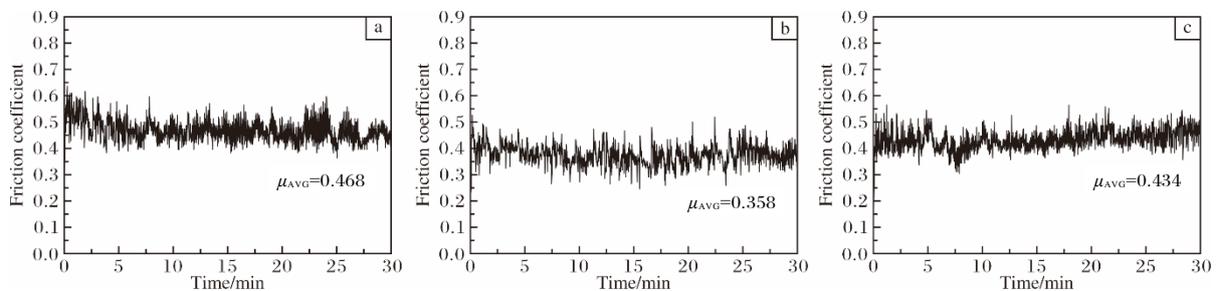


图 6 不同时效时间下 RT1400 钛合金的摩擦系数曲线

Fig.6 Friction coefficient curves of RT1400 titanium alloy at different aging time: (a) 2 h; (b) 4 h; (c) 6 h

金属材料在室温干滑动摩擦中，当剪切强度大于屈服强度时，材料发生塑性变形，同时滑移面上的位

错源不断增加，磨损表面也开始出现大量犁沟。图 7 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的磨痕形貌。从图 7

可以看出, 当时效时间为 4 h 时, RT1400 钛合金的磨痕宽度最小, 为 403 μm , 并存在少量犁沟, 磨粒数量较少。时效时间为 2 h 和 6 h 时, RT1400 钛合金的磨痕宽度(分别为 490 μm 和 446 μm)均大于时效时间为 4 h 时的磨痕宽度, 并且磨痕中存在大量磨粒及较深的

犁沟, 说明时效时间为 2 h 和 6 h 时合金的耐磨性较差。时效时间为 2 h 与 6 h 条件下磨粒增多的原因是 RT1400 钛合金的硬度较低, 抵抗局部变形的能力较差, 导致在与对磨副摩擦过程中表面局部区域发生塑性变形后脱落, 形成磨粒, 加剧了材料磨损。

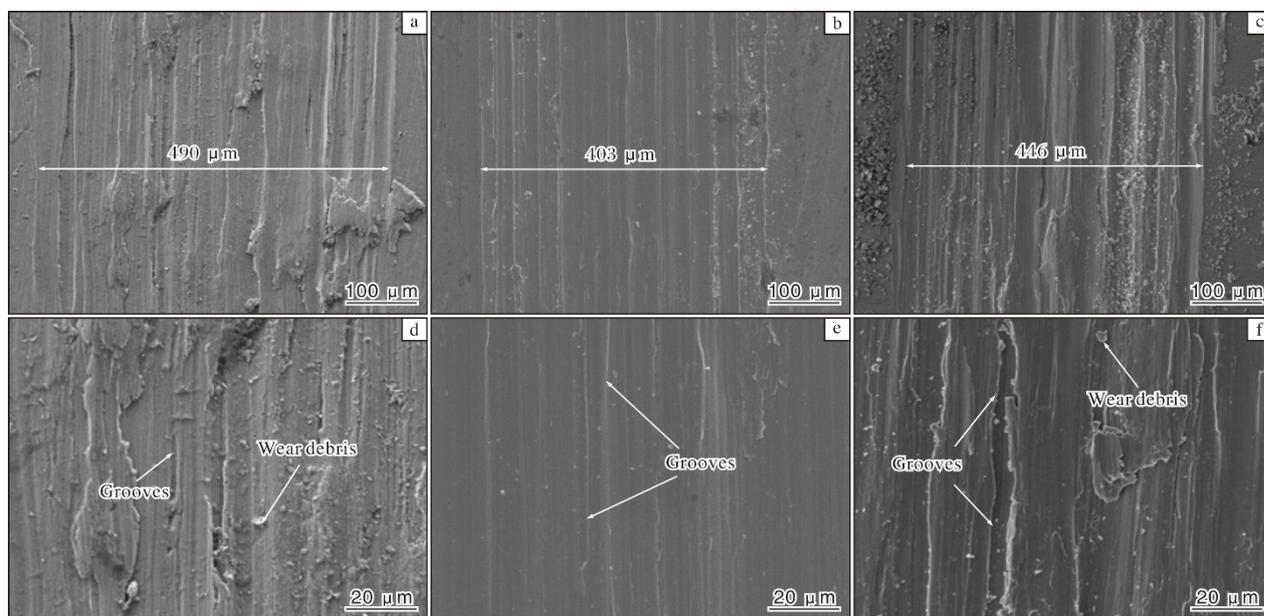


图 7 不同时效时间下 RT1400 钛合金的磨痕形貌

Fig.7 Scratch morphologies of RT1400 titanium alloy at different aging time: (a, d) 2 h; (b, e) 4 h; (c, f) 6 h

图 8 为不同时效时间下 RT1400 钛合金的磨损率与磨痕轮廓曲线。从图 8a 可知, 当时效时间为 4 h 时, RT1400 钛合金的磨损率最低, 为 $3.55 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 相比时效时间为 2 h 及 6 h 时的磨损率, 分别降低了 33% 和 21%, 表明 RT1400 钛合金在时效时间为 4 h 时

耐磨性最佳。另一方面, 磨痕的宽度、深度与磨损率之间有一定关系, 磨痕宽度越宽且深度越深则磨损率越大。对不同时效时间试样的磨痕宽度及深度(图 8b)对比分析, 可以看出时效时间为 4 h 时, RT1400 钛合金的磨损宽度和深度均最小, 对应的磨损率最低。

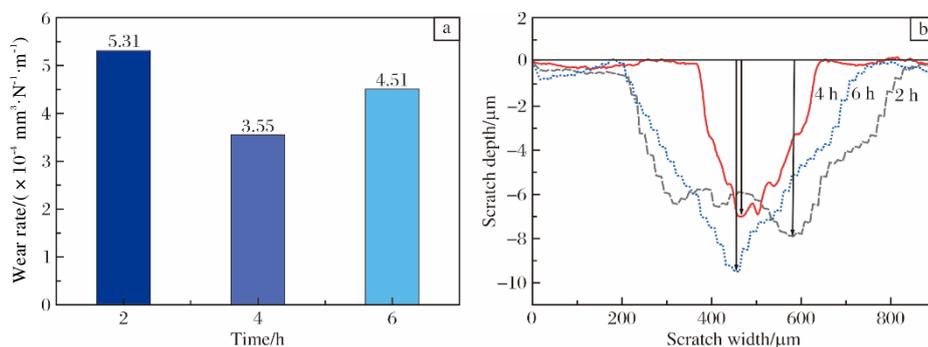


图 8 不同时效时间下 RT1400 钛合金的磨损率与磨痕轮廓

Fig.8 Wear rate (a) and profile (b) of RT1400 titanium alloy at different aging time

金属材料的摩擦磨损过程复杂, 常由一种主导机理与多种其他机理相互耦合影响^[22]。为了分析不同时效时间下 RT1400 钛合金的磨损机制, 对磨痕中的碎屑进行 EDS 分析, 结果如图 9 所示。从图 9 可以看出,

不同时效时间下 RT1400 钛合金磨痕中碎屑的主要元素均为 Ti、Al、Mo, 还有少量的 V、Cr、Fe, 与 RT1400 钛合金基体成分一致, 表明试样在摩擦磨损过程中无其他物质产生。碎屑是 RT1400 钛合金在载荷的作用

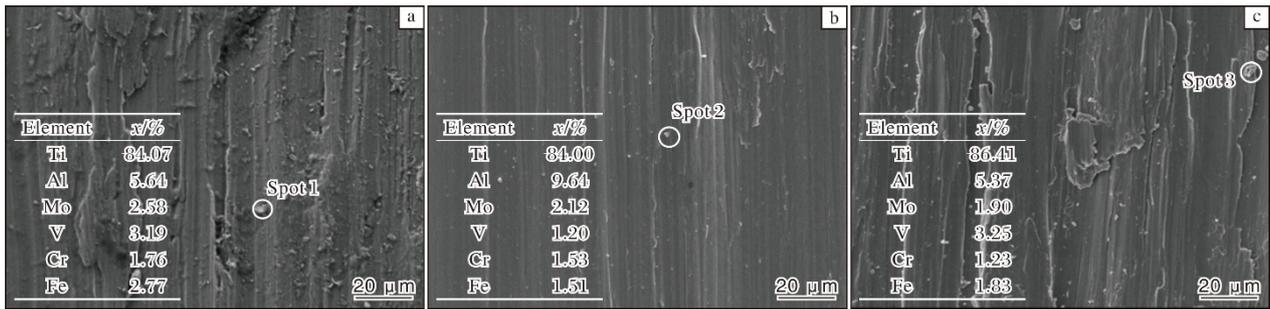


图 9 不同时效时间下 RT1400 钛合金磨痕中碎屑的 EDS 分析结果

Fig.9 EDS analysis results of debris in wear scar of RT1400 titanium alloy at different aging time: (a) 2 h; (b) 4 h; (c) 6 h

下, 基体受到破坏后形成的。一方面, 由于 RT1400 钛合金基体导热性较差, 摩擦过程中摩擦热在磨损面上累积, 导致材料表面软化; 另一方面, 磨粒黏着在试样表面, 加剧了材料的磨损, 在法向力和切应力的作用下, 试样表面发生严重的黏着磨损。由图 7 可知, 在 3 种不同时效时间下试样表面均存在黏着磨损。对比图 7d~7f 可知, 相比时效时间 4 h, 时效时间为 2 h 与 6 h 时 RT1400 钛合金磨痕中观察到的犁沟数量更多且更深, 基体与犁沟之间存在大量的磨粒, 这些磨粒进一步加剧了磨损, 这与磨损率及摩擦系数得到的结果一致。综上可知, RT1400 钛合金在时效时间为 4 h 时的主要磨损机制为黏着磨损, 时效时间为 2 h 及 6 h 时的主要磨损机制为黏着磨损与磨粒磨损。

3 结 论

(1) RT1400 钛合金经 740 °C 固溶后, 在 480 °C 时效过程中, β 转变组织内析出大量细小的针状次生 α 相。随着时效时间的延长, 次生 α 相间距呈现先减小后增大的变化趋势。

(2) RT1400 钛合金的硬度、抗拉强度与屈服强度随时效时间的延长均先升高后降低, 断后伸长率则呈现相反的变化规律。当时效时间为 4 h 时, RT1400 钛合金性能达到最佳, 洛氏硬度为 43.08 HRC, 抗拉强度为 1612 MPa。

(3) 时效时间为 4 h 时, RT1400 钛合金具有最优的耐磨性, 主要归因于组织中大量细小的次生 α 相会有效增多 α/β 相界面数量, 强烈阻碍位错运动, 从而增强材料表面抗变形能力, 此时合金的摩擦系数和磨损率分别为 0.358 与 $3.55 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 磨损机制以黏着磨损为主。当时效时间为 2 h 或 6 h 时, 磨损机制转变为黏着磨损与磨粒磨损。

参考文献 References

[1] Qin J H, Chen Q, Yang C Y, et al. Research process on property

and application of metal porous materials[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 654: 39-44.

[2] Ma C P, Guan Y C, Zhou W. Laser polishing of additive manufactured Ti alloys[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2017, 93: 171-177.

[3] Zhou Y H, Li W P, Wang D W, et al. Selective laser melting enabled additive manufacturing of Ti-22Al-25Nb intermetallic: excellent combination of strength and ductility, and unique microstructural features associated[J]. Acta Materialia, 2019, 173: 117-129.

[4] 岳旭, 同晓乐, 杨嘉璐, 等. Ti-1300F 高强钛合金丝材热处理工艺优化[J]. 钛工业进展, 2021, 38(3): 23-28.

[5] Qu D Y, Liu D, Wang X Y. Corrosion and wear properties of TB2 titanium alloy borided by pack boriding with La_2O_3 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(3): 868-881.

[6] Jiang S H, Di J N, Xu Z D, et al. Near β titanium alloy with high strength obtained by composition design and intermediate annealing process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(9): 2211-2219.

[7] 朱龙辉, 焦智超, 石烨然, 等. 常用金属材料的低温摩擦学研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(1): 254-262.

[8] 张雷, 龙伟民, 樊志斌, 等. CuTi 对 Ti-6Al-4V 钛合金表面金刚石/AlSi 复合钎涂层组织与耐磨性能的影响[J]. 材料导报, 2024, 38(21): 230-233.

[9] 孙磊, 杨朋飞, 孙奇, 等. 激光表面重熔对双态组织 TC4 合金力学性能和摩擦学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(12): 3147-3155.

[10] Zhu W G, Tan C S, Xiao R Y, et al. Slip behavior of Bi-modal structure in a metastable β titanium alloy during tensile deformation[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2020, 57: 188-196.

[11] 何丹, 王庆娟, 高颀, 等. 新型 β 钛合金时效析出相的演变及硬化[J]. 稀有金属, 2016, 40(7): 633-639.

- [12] Wu C, Zhan M. Effect of solution plus aging heat treatment on microstructural evolution and mechanical properties of near- β titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(5): 997-1006.
- [13] 刘国龙, 杜赵新, 刘倩, 等. 时效工艺对高强 β 钛合金微观组织与力学性能影响[J]. 内蒙古工业大学学报(自然科学版), 2017, 36(2): 121-125.
- [14] 谭皎, 张伯岩, 朱文光, 等. 时效温度对 Ti-5Al-4Zr-10Mo-3Cr 钛合金微观组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(1): 217-225.
- [15] Li C C, Xin C, Wang Q, et al. A novel low-cost high-strength β titanium alloy: microstructure evolution and mechanical behavior [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 959: 170497.
- [16] 侯红苗, 王晓, 杨海瑛, 等. 热处理工艺对 Ti650 合金板材组织演变及性能的影响研究[J]. 钛工业进展, 2024, 41(2): 6-10.
- [17] 顾忠明, 张起, 乔恩利, 等. 固溶时效温度对 TB6 钛合金棒材组织及力学性能的影响[J]. 金属世界, 2024(3): 7-11.
- [18] 贺峰, 杨双平, 曹继敏, 等. 冷变形和固溶时效对 Ti-25Nb-25Zr 合金性能的研究[J]. 稀有金属, 2023, 47(7): 950-958.
- [19] 张硕, 马健凯, 王海丽, 等. 时效温度对 RT1400 钛合金力学性能及耐磨性的影响[J]. 钛工业进展, 2024, 41(4): 9-16.
- [20] Ren L, Xiao W L, Chang H, et al. Microstructural tailoring and mechanical properties of a multi-alloyed near β titanium alloy Ti-5321 with various heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 711: 553-561.
- [21] 张海芹, 王旭峰, 渠静雯, 等. Zr-4 合金包壳管维氏硬度与强度关系研究[J]. 钛工业进展, 2023, 40(6): 36-40.
- [22] 曹起川, 王慧明, 吕晓仁, 等. TiB+TiC 含量对锻态钛基复合材料微观组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2024, 41(1): 15-24.

研究简报

新型海洋工程用 Ti-V 基轻质钛合金电化学及力学性能研究

钛合金凭借其高比强度与良好的耐腐蚀性, 在海洋工程领域展现出广阔的应用前景。然而, 在海水环境中, TC4、NiTi 等传统钛合金表面钝化膜在较低阳极电位下易发生破裂, 引发点蚀, 并可能演化为应力腐蚀开裂。为此, 针对高浓度氯离子环境中钛合金因表面钝化膜局部失效所导致的点蚀及应力腐蚀开裂问题, 通过材料组分与结构设计, 成功制备出一种新型海洋工程用耐蚀钛合金, 实现了钛合金电化学稳定性与机械性能的协同提升。

在氩气保护下, 经 5 次非自耗电弧熔炼后, 浇铸得到截面尺寸为 5 mm×12 mm 的钛合金铸锭, 其名义成分为 $\text{Ti}_{82.19}\text{V}_{12.5}\text{Al}_{3.5}\text{Fe}_{0.8}\text{Hf}_{1}\text{B}_{0.01}$ (原子分数, %); 再对铸锭进行多道次冷轧, 依次轧至 3.5、2.2、1.2 mm 厚, 每道次轧制后进行 900 °C/3600 s/WQ 中间退火处理; 之后, 通过热机械处理细化晶粒, 再依次冷轧至 1.1、1.0、0.9、0.8 mm 厚, 每道次轧制后进行 1100 °C/15 s/WQ 中间退火处理, 最后得到密度约为 4.72 g/cm³ 的轻质 Ti-V 基合金。该合金显微组织为 β -Ti 与 α' 马氏体构成的双相组织, 其中淬火过程中析出的 ω 相均匀分布在 β 基体中, 可有效抑制因成分偏析或第二相分布不均引起的微电偶腐蚀。采用动电位极化、电化学阻抗谱与慢应变速率拉伸等测试方法, 结合透射电子显微镜(TEM)、扫描电子显微镜(SEM)及 X 射线光电子能谱(XPS)等表征技术, 系统评价了该合金在模拟海水环境(3.5% NaCl 溶液)中的腐蚀行为与抗应力腐蚀开裂性能, 并与 TC4、NiTi 合金进行了对比。

结果表明, 该 Ti-V 基合金在 3.5% NaCl 溶液中表现出卓越的耐点蚀能力, 其点蚀电位高于 10 V_{SCE}, 显著超过 TC4 (1.685 V_{SCE})和 NiTi(0.245 V_{SCE})合金。这种优异的耐蚀性源于其钝化膜独特的动态形成机制: 在初始钝化区内, 无定形结构的钝化膜缓慢生长至数十纳米厚; 当电位升高至 4.5 V_{SCE} 以上进入二次钝化区后, 膜层以层状结构快速堆积, 最终在 10 V_{SCE} 下形成富含 TiO₂及钒/铝氧化物的厚度约 600 nm 的致密钝化膜。XPS 分析表明, 该钝化膜中金属氢氧化物含量极低, 结构致密且缺陷浓度低, 从而显著增强了其电化学稳定性与保护性能。同时, 该合金在腐蚀介质中表现出优异的抗应力腐蚀开裂能力: 在 3.5% NaCl 溶液中的慢应变速率拉伸测试中, 其极限抗拉强度约 860 MPa, 与在空气中的强度基本一致, 断后伸长率仅下降约 2.3%。微观组织分析进一步揭示, 尽管局部滑移台阶可能导致表面钝化膜破裂并引发微裂纹, 但裂纹尖端能够迅速发生再钝化, 形成新的氧化物覆盖层, 从而有效抑制裂纹扩展, 展现出良好的损伤容限特性。

综上所述, 该研究通过成分设计与微观结构调控, 成功开发出一种在高浓度氯离子环境中同时具备超高耐点蚀能力与优异抗应力腐蚀开裂性能的轻质 Ti-V 基合金。其核心机制在于构建了具有快速自修复能力并在极端阳极电位下仍可稳定生长的钝化膜体系。该成果为解决海洋工程关键部件中腐蚀-力学协同失效问题提供了新的选材, 也为面向极端服役环境的高性能轻质结构材料设计与开发奠定了理论与技术基础。未来工作可聚焦于该合金在实际复杂海洋环境下的长期服役行为评价及规模化制备工艺开发。

罗莹、刘凡摘译自《Nature Communications》2025, 16