

时效温度对 RT1400 钛合金力学性能及耐磨性的影响

张 硕^{1,2}, 马健凯², 王海丽¹, 姬坤海², 杨 帆², 赵恒章², 赵 恺², 李明佳²

(1. 西安石油大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710065)

(2. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

摘要: 对 RT1400 (Ti-4.8Al-5.6Mo-3V-1.5Cr-1.6Fe) 高强亚稳 β 钛合金进行固溶时效处理, 探究时效温度对其力学性能及耐磨性的影响。结果表明: RT1400 钛合金试样在 480 °C 保温 4 h 后具有较好的综合力学性能, 其抗拉强度为 1612 MPa, 洛氏硬度值为 43.08HRC, 摩擦系数为 0.358, 磨损量为 0.15 mg。由表面磨痕分析可知, 时效温度为 480 °C 时, RT1400 钛合金的磨损机制为粘着磨损, 时效温度为 500 °C 时磨损机制为粘着磨损+磨粒磨损。

关键词: RT1400 钛合金; 时效温度; 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(2024)04-009-08

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

Zhang Shuo^{1,2}, Ma Jiankai², Wang Haili¹, Ji Kunhai², Yang Fan², Zhao Hengzhang², Zhao Kai², Li Mingjia²

(1. School of Material Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China)

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

Abstract: The high-strength metastable β titanium alloy RT1400 (Ti-4.8Al-5.6Mo-3V-1.5Cr-1.6Fe) was subjected to solution aging treatment, and the influence of aging temperature on mechanical properties and wear resistance was explored. The results show that the comprehensive mechanical properties of RT1400 titanium alloy specimen after holding at 480 °C for 4 h are good, and its tensile strength is 1612 MPa, Rockwell hardness value is 43.08HRC, friction coefficient is 0.358, and wear amount is 0.15 mg. According to the surface scratch analysis, the wear mechanism of RT1400 titanium alloy is adhesive wear when the aging temperature is 480 °C, and the wear mechanism is adhesive wear and abrasive wear when the aging temperature is 500 °C.

Key words: RT1400 titanium alloy; aging temperature; mechanical properties; wear resistance

钛及钛合金材料因其具有比强度高、密度低、耐腐蚀、生物相容性好等优良性能, 在航空航天、石油化工、生物医疗等领域广泛应用^[1-3]。目前, 高强钛合金是钛合金发展的主要方向之一, 这类钛合金经热处理后强度可以达到 1000 MPa 以上, 包括 $\alpha+\beta$ 两相钛合金和 β 钛合金^[4]。相较于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金而言, β 钛合金不仅在生产过程中抵抗淬火变形等方面表现优越^[5], 而且具

有良好的冷热加工性、易锻造性和可轧制性, 因此, β 钛合金逐渐成为国内外研究的热点^[6-10]。西北工业大学和西北有色金属研究院联合设计的 Ti-1300 合金 (Ti-5Al-4Mo-4V-4Cr-3Zr) 具有优良的强塑性匹配, 其抗拉强度达到 1200~1350 MPa, 延伸率为 8%~15%^[11]。Ti-B20 合金 (Ti-3.5Al-5Mo-3V-2Cr-1Fe-2Zr-2Sn) 是一种亚稳 β 钛合金, 经 780 °C 固溶、570 °C 时效后强度为 1469 MPa, 延伸率为 14%, 同样具有良好的强度和塑性匹配^[12]。在航空航天领域获得应用的高强钛合金还包括 Ti-10-2-3、Ti-15-3、Ti-5553、BT22 等^[13-16], 但是这些钛合金都存在表面硬度低、耐磨性能差等缺点, 限制了其在严苛条件下的应用。

金属材料的耐磨性受到多种因素的影响, 包括材料

收稿日期: 2024-04-12

基金项目: 陕西省重点产业链关键核心技术产业化“揭榜挂帅”项目; 陕西省自然科学基金基础研究计划资助项目(2023-JC-QN-0518); 陕西省秦创原引用高层次创新创业人才项目(QCYRCXM-2022-286, QCYRCXM-2022-184); 陕西省重点研发计划项目(2024GX-YBXM-358)

通信作者: 马健凯 (1988—), 男, 工程师。

表面粗糙度、硬度、强度、工况温度以及冶金过程产生的缺陷等^[17-19]。一般而言，耐磨性可以用硬度来衡量，提高材料的硬度是提升钛合金耐磨性的重要途径之一。研究者^[20-21]大多利用热处理的方法来改善钛合金的微观组织，以此提高钛合金的硬度和耐磨性。根据 α/β 相转变温度，可通过对 β 钛合金进行单相区和多相区的热处理来调控微观组织，实现合金综合性能的提高。Ren 等^[22]研究发现，Ti-5321 合金中次生 α 相片层大小与时效温度存在一定的联系，时效温度越高，次生 α 相片层宽度及间距明显增加，使得 Ti-5321 合金的强度降低，延伸率大幅提升。孟庆武等^[23]研究发现，相较于退火状态，TC4 钛合金经固溶时效处理后硬度更高，耐磨性更好。对于 β 钛合金来说，通常采用固溶+时效处理的方式来调控组织，提升其力学性能^[24-28]。然而，通过固溶+时效处理来提升 β 钛合金耐磨性的相关研究不足，而提高 β 钛合金的耐磨性可以进一步扩大其在航空航天、兵器等领域的应用。因此，探究时效处理对 β 钛合金耐磨性的影响十分必要。

RT1400 钛合金是由西安稀有金属材料研究院有限公司自主研发的一款新型低成本高强度 β 钛合金，其名义成分为 Ti-4.8Al-5.6Mo-3V-1.5Cr-1.6Fe，经固溶时效处理后抗拉强度基本稳定在 1400 MPa 左右，延伸率在 8% 左右，具有良好的强塑性匹配。但该合金存在表面硬度低、耐磨性差等缺点，严重限制了其应用范围。因此，本研究以 RT1400 钛合金为研究对象，分别在 480、500、520 °C 下进行时效处理，分析时效温度对 RT1400 钛合金显微组织、力学性能和摩擦磨损性能的影响，以期为提高 β 钛合金的耐磨性提供理论指导。

1 实验

实验材料为经 3 次真空自耗电弧熔炼的 RT1400 钛合金铸锭，其 Mo 当量约为 13.4，化学成分如表 1 所示。利用差示扫描量热仪 (DSC) 测得 RT1400 钛合金的相转变温度约为 840 °C。

表 1 RT1400 钛合金铸锭化学成分(wt%)

Table 1 Chemical composition of RT1400 titanium alloy ingot

Al	Mo	V	Cr	Fe	O	C	N	H	Ti
4.95	5.59	3.13	1.48	1.64	0.1	0.012	0.011	0.0008	Bal.

RT1400 钛合金铸锭开坯后，在 850~1050 °C 下进行 6 火次锻造，制成 28 mm 厚的板坯，再在 800 °C 下进行多火次轧制，最终轧制成 12 mm 厚的板材。首先对板材进行 740 °C/1 h/WC 固溶处理，随后分别在 480、500、520 °C 下进行 4 h 时效处理，最后空冷至室温。在

固溶和时效处理过程中，用钛箔包裹板材表面以减少氧化。

利用电火花加工技术切割金相试样 (尺寸为 15 mm×15 mm×3 mm)，经镶样后，依次用 80#、400#、800#、1200#、2000# 砂纸研磨，然后机械抛光，最后用金相腐蚀液 (HNO₃、HCl、H₂O 体积比为 1:3:50) 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) 进行组织表征以及能谱 (EDS) 分析，技术参数为：工作电压 20 kV，工作距离 10 mm。

使用 MS-M9000 多功能摩擦试验机进行摩擦磨损试验，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，直径为 60 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，无润滑，测试温度为室温。试验过程：在相对滑动过程中，试样固定不动，GCr15 钢珠作为对偶件进行往复运动；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)；用赛多利斯电子天平对试验前后的样品称重，测量磨损量。为保证磨损量测试结果的准确性，每组样品测量 3 次，取平均值作为测试结果。摩擦磨损试验结束后，采用 TESCAN MIRA3 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样磨痕形貌，分析磨损机制。

拉伸试样尺寸为 50 mm×12 mm×3 mm，其平行段长度为 17 mm，宽度为 4 mm，厚度为 2 mm。按照 GB/T 228.1—2021《金属材料拉伸实验第 1 部分：室温试样方法》，采用 HY-A-JC-007 电子万能试验机进行拉伸性能测试，拉伸速率为 0.9 mm/min。每组试样测量 3 次，取平均值作为测试结果。硬度试样尺寸为 15 mm×15 mm×3 mm。采用 HRS-150C 数显洛氏硬度计进行硬度测试，加载力为 1470 N。每组试样均测量 5 个点，取平均值作为测试结果。

2 结果与分析

2.1 组织表征

不同时效温度下 RT1400 钛合金的显微组织如图 1 所示，其中 α 相为亮色， β 相为灰色。从图 1a 可以看出，轧制状态下 RT1400 钛合金的晶粒呈长条状，晶界内的 α 相呈不连续分布。从图 1b~1d 可以看出，经两相区固溶+时效处理后，晶界和晶内出现球状 α 相，晶界宽度变大。一方面，双相区固溶后残留的初生 α 相在时效过程中长大形成球状 α 相；另一方面，试样固溶状态下存在亚稳态组织，该组织在时效过程中转变形成球状 α 相。

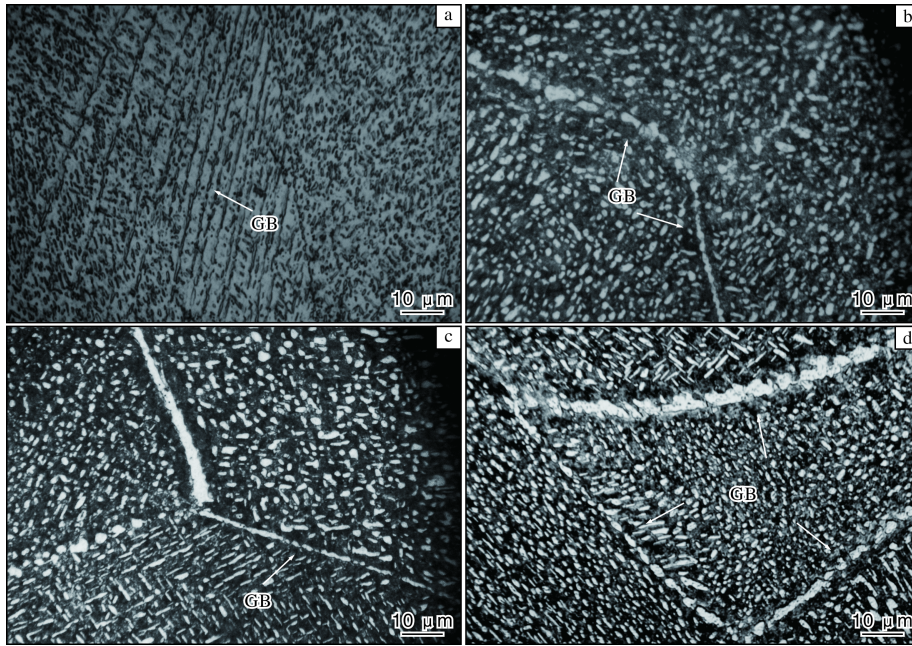


图 1 不同时效温度下 RT1400 钛合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures: (a) rolling; (b) 480 °C; (c) 500 °C; (d) 520 °C

不同时效温度下 RT1400 钛合金的 SEM 形貌如图 2 所示，其中 α 相为灰色， β 相为亮色。由图 2 可知，时效后的 RT1400 钛合金显微组织由初生 α 相 (α_p)、次生 α 相 (α_s) 和 β 相组成。在整个基体中，初生 α 相的体积分数约为 30%， β 相的体积分数约为 70%。由于长时间的保温，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。为了定量分析相的尺寸，利用粒径分布计算软件 (Nano measurer) 进行测量，结果如图 3

所示。由图 3 可知，时效温度为 480 °C 时，RT1400 钛合金中初生 α 相的平均宽度为 1.51 μm ，随着时效温度的提升，初生 α 相宽度增大；时效温度为 520 °C 时，初生 α 相的平均宽度为 1.84 μm 。时效温度为 480 °C 和 520 °C 时，次生 α 相的平均间距分别为 0.153 μm 和 0.221 μm ，表明随着时效温度的提升，次生 α 相的平均间距增大。RT1400 钛合金时效后 β 相中析出大量尺寸细小的针状次生 α 相，当时效温度较低时，细小针状次生 α 相的长

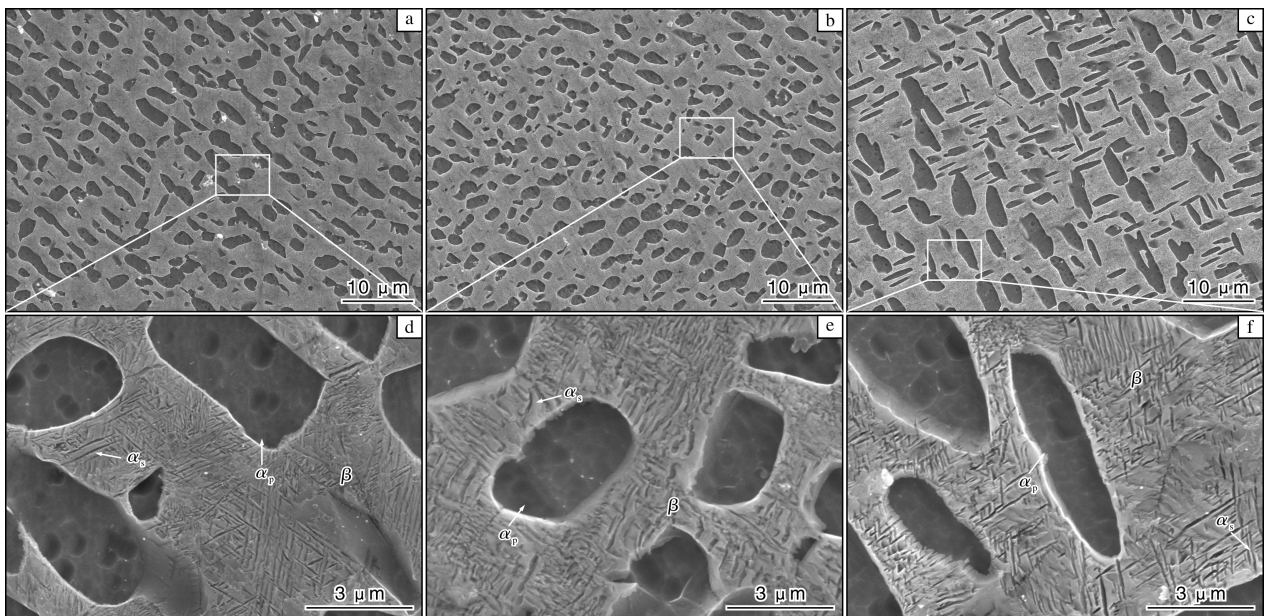


图 2 不同时效温度下 RT1400 钛合金的 SEM 形貌

Fig.2 SEM images of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures: (a, d) 480 °C; (b, e) 500 °C; (c, f) 520 °C

大驱动力较小, Ostwald 熟化作用不明显; 当时效温度升高后, 尺寸较小的次生 α 相消溶而尺寸较大的则继续

长大, 最终导致次生 α 相平均尺寸增大。以上结果与 Li 等人^[28]的研究结果一致。

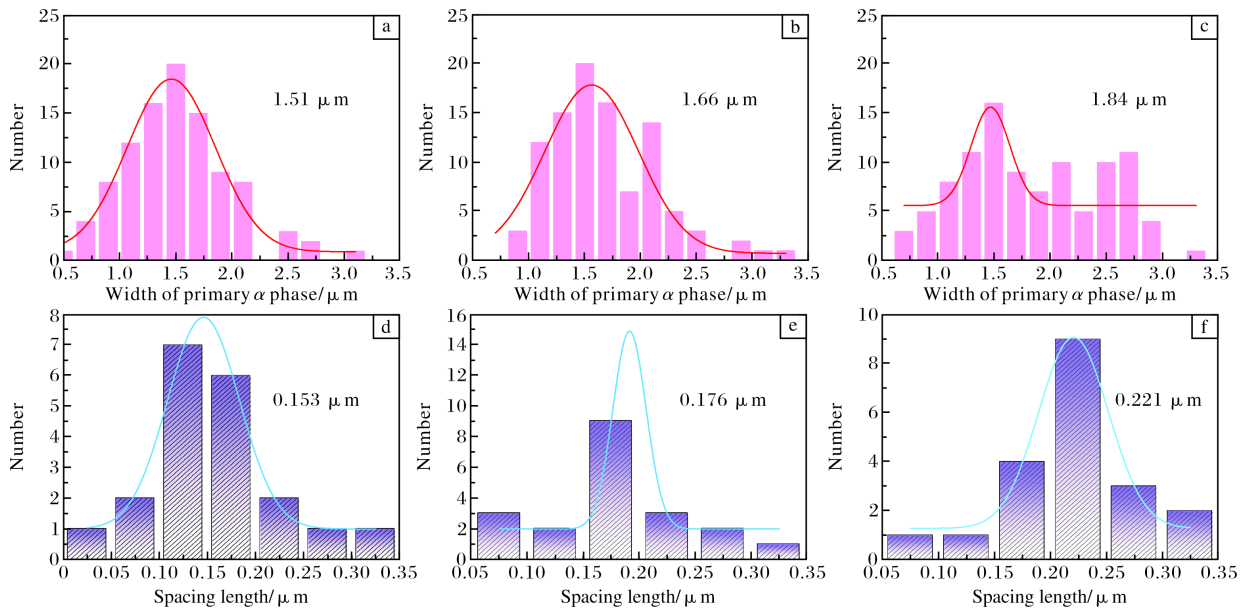


图3 不同时效温度下 RT1400 钛合金中初生 α 相宽度及次生 α 相间距

Fig.3 Width of primary α phase (a-c) and spacing length of secondary α phase (d-f) at different aging temperatures: (a, d) 480 °C; (b, e) 500 °C; (c, f) 520 °C

2.2 拉伸性能及硬度

图4为不同时效温度下 RT1400 钛合金的洛氏硬度。从图4可知, 随着时效温度的升高, RT1400 钛合金的硬度值下降, 时效温度为 480 °C 时洛氏硬度值最高, 为 43.08HRC, 时效温度为 500 °C 和 520 °C 时洛氏硬度值分别为 42.72HRC 和 42.04HRC。结合图3的组织分析结果可知, 时效温度为 480 °C 时, 次生 α 相的平均间距小, 大量的次生 α 相与 β 相界面对位错运动的阻碍作用较大, 因而硬度值最大。随着时效温度升高, 次生 α 相的平均间距增大, 并且数量减小, 次生 α 相与 β 相界面对位错运动的阻碍作用减小, 导致 RT1400 钛合金硬度降低。

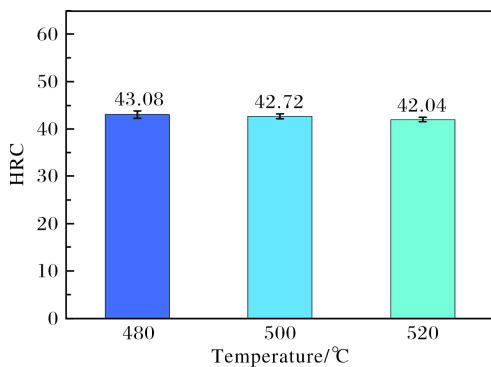


图4 不同时效温度下 RT1400 钛合金的洛氏硬度
Fig.4 Rockwell hardness of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures

图5为不同时效温度下 RT1400 钛合金的应力-应变曲线与拉伸性能。当时效温度为 480 °C 时, RT1400 钛合金的抗拉强度最大, 为 1612 MPa, 屈服强度为

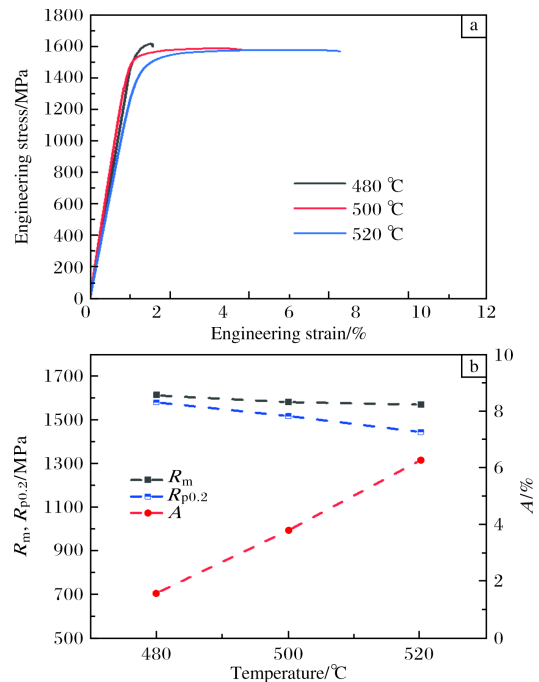


图5 不同时效温度下 RT1400 钛合金的应力-应变曲线与拉伸性能

Fig.5 Engineering stress-strain curves (a) and tensile properties (b) of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures

1580 MPa。其原因同样与合金的显微组织有关,一方面,大量球状 α/β 相界面可以阻碍位错的滑移,另一方面,存在于 β 相中的大量细小弥散针状次生 α 相会进一步阻碍位错运动,提高合金强度^[29-30]。由图 5b 可知,随着时效温度的升高,RT1400 钛合金的抗拉强度及屈服强度降低,延伸率升高。 β 钛合金的强度与次生 α 相的间距有关,由图 3 可知,随着时效温度的提升,次生 α 相之间的间距逐渐扩大,其与 β 相界面数量减小,阻碍位错运动能力减弱,故 RT1400 钛合金的强度降低,延伸率增大。

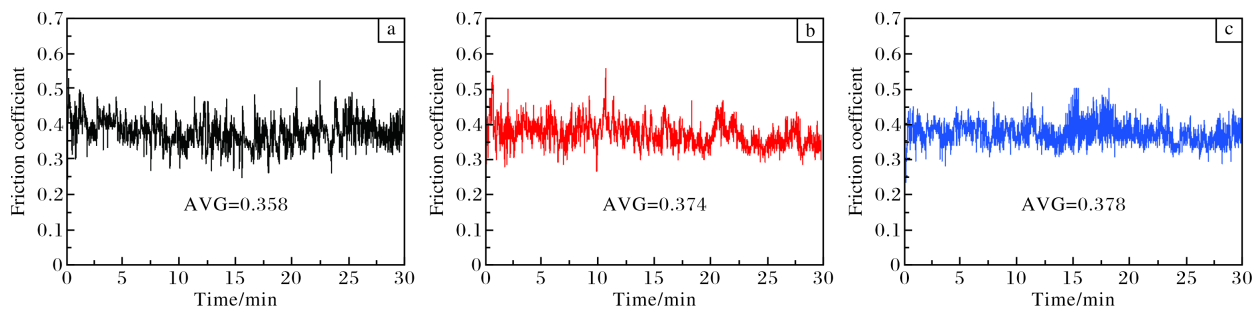


图 6 不同时效温度下 RT1400 钛合金的摩擦系数曲线

Fig.6 Friction coefficient curves of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures: (a) 480 °C; (b) 500 °C; (c) 520 °C

图 7 为不同时效温度下 RT1400 钛合金的磨损量及磨痕轮廓曲线。从图 7 可以看出,当时效温度从 480 °C 升高到 520 °C 时,RT1400 钛合金的磨损量从 0.15 mg 增加到 0.21 mg,磨痕深度也从 7.0 μm 增长到 9.2 μm ,表明当时效温度为 480 °C 时,RT1400 钛合金具有较低的磨损量和较浅的磨痕深度,这一结果与图 6 的摩擦系

2.3 摩擦磨损性能

图 6 为不同时效温度下 RT1400 钛合金的摩擦系数曲线。通过对比可知,在相同的摩擦副和工艺参数下,当时效温度为 480 °C 时,RT1400 钛合金的摩擦系数 (0.358) 小于时效温度为 500、520 °C 时的摩擦系数 (0.374、0.378),表明 RT1400 钛合金经 480 °C 时效处理后耐磨性最好。Archard 理论认为,硬度是决定材料摩擦磨损特性的关键因素,材料的硬度越高,对应的磨损量和摩擦系数越低,耐磨性能越好^[31]。时效温度为 480 °C 时,RT1400 钛合金的硬度值最高,所以耐磨性较好。

数结果相对应。其原因与合金的显微组织变化有关,相较于时效温度为 500 °C 及 520 °C 时,在 480 °C 时效温度下,RT1400 钛合金组织中的次生 α 相数量更多,平均间距更小,次生 α 相与 β 相界面对位错运动的阻碍作用较大,从而导致 RT1400 钛合金的硬度更高,耐磨性增强。

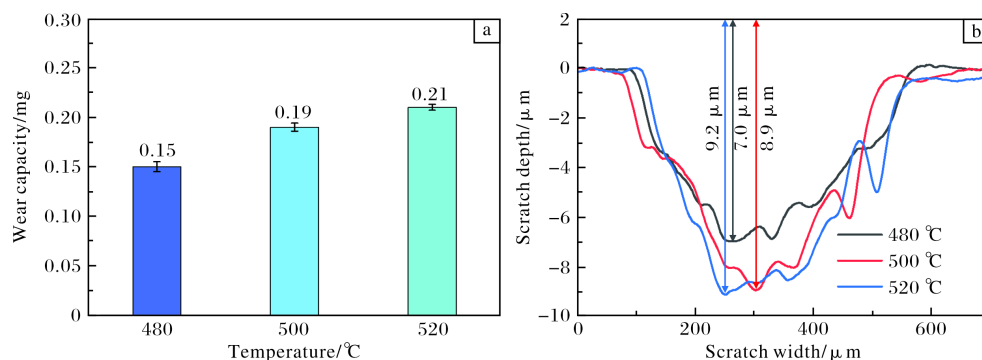


图 7 不同时效温度下 RT1400 钛合金的磨损量与磨痕轮廓曲线

Fig.7 Wear capacity (a) and profile curves of wear scar (b) of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures

为了分析时效温度对 RT1400 钛合金磨损机制的影响,对磨痕的组织形貌进行观察,并对磨痕中的犁沟及磨粒进行成分分析。图 8 为不同时效温度下 RT1400 钛合金的磨痕形貌。由图 8a 可知,当时效温度为 480 °C 时,磨痕宽度最小,为 403 μm ,且磨痕内的犁沟和磨粒很少,说明时效温度为 480 °C 时 RT1400 钛合金具有很好的耐

磨性能。时效温度为 500 °C 及 520 °C 时,磨痕宽度增大,同时在磨痕内部出现较多的犁沟和磨粒,表明合金的耐磨性较差。这与摩擦系数测试结果一致,即摩擦系数越大,耐磨性能越差,相对应的磨损量越大,磨痕宽度越宽^[32-34]。

摩擦磨损现象大多是由某一特定磨损机理主导、多

种磨损机理相互作用的结果^[35]。图 9 为不同时效温度下 RT1400 钛合金磨痕处的 EDS 分析结果。从图 9 可以看

出, 3 种时效温度下 RT1400 钛合金磨痕中碎屑的主要成分为 Ti、Al、Mo 元素, 另有少量的 V、Cr、Fe 元

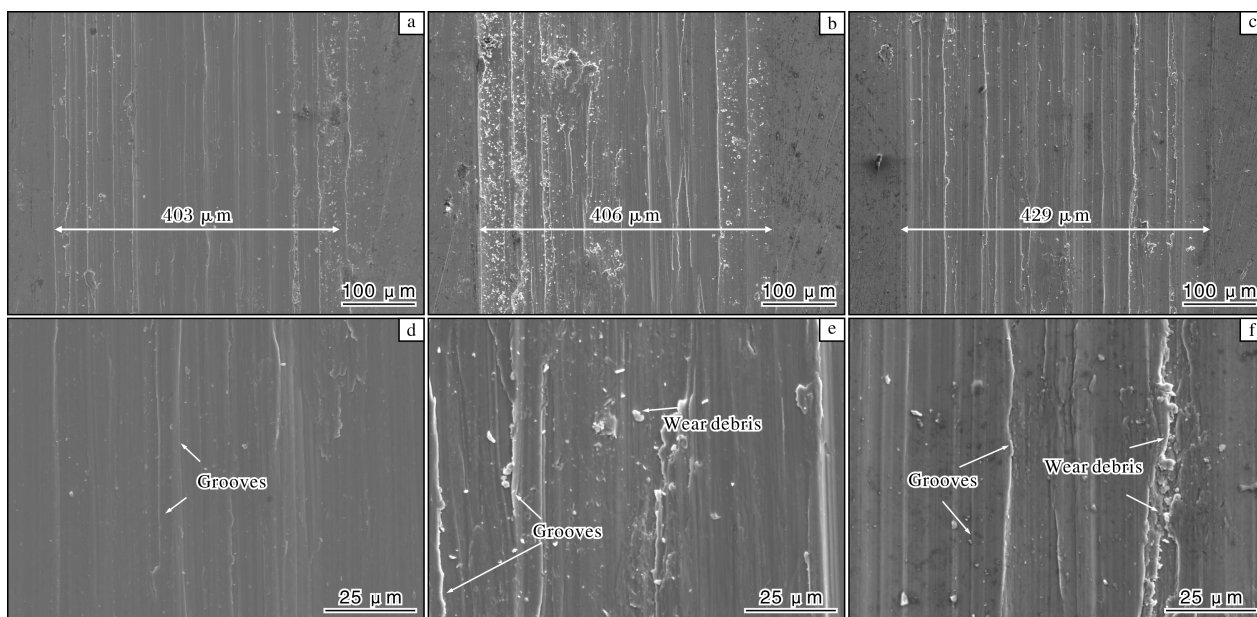


图 8 不同时效温度下 RT1400 钛合金的磨痕形貌

Fig.8 Scratch morphologies of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures: (a, d) 480 °C; (b, e) 500 °C; (c, f) 520 °C

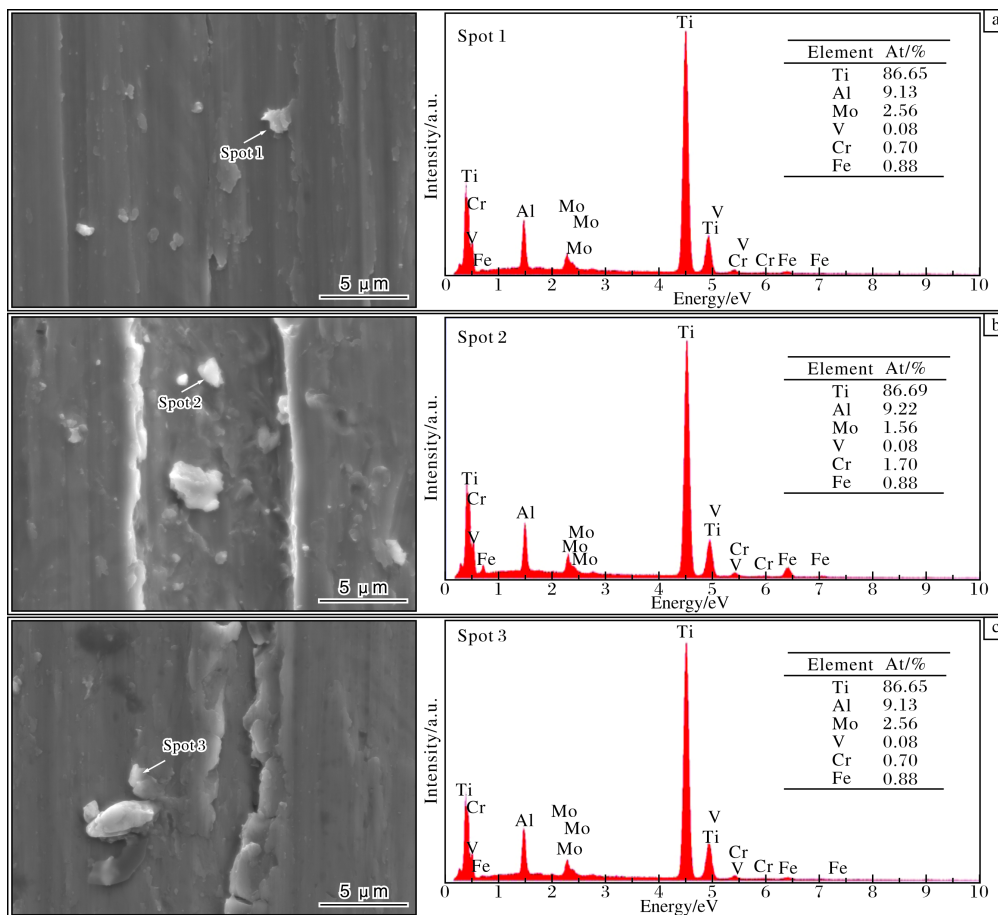


图 9 不同时效温度下 RT1400 钛合金磨痕中碎屑的 EDS 分析结果

Fig.9 EDS analysis results of debris in wear scar of RT1400 titanium alloy at different aging temperatures: (a) 480 °C; (b) 500 °C; (c) 520 °C

素。这与 RT1400 钛合金基体成分一致, 表明在摩擦磨损过程中并无其他物质产生, 说明碎屑仅仅是在载荷的作用下, 材料基体受到破坏后形成的。由于 RT1400 钛合金基体导热性较差, 摩擦过程中摩擦热累积在磨损面上, 导致材料表面软化, 在法向力和切应力的作用下, 摩擦表面发生严重的粘着磨损, 因此 3 种不同时效温度下的磨损机制均存在粘着磨损。由图 8 可知, 时效温度在 500 °C 及 520 °C 时犁沟数量增多, 犁沟较深, 并存在大量的磨粒磨屑, 磨粒存在于基体与对磨副之间, 并在随后的摩擦磨损过程中造成了更大程度的磨损。由此可以判断, RT1400 钛合金在时效温度为 480 °C 下的磨损机制为粘着磨损, 在 500 °C 及 520 °C 下为粘着磨损+磨粒磨损。

3 结 论

(1) 经过固溶处理后, RT1400 钛合金中的 β 相析出了大量细小的针状次生 α 相。在 480、500、520 °C 进行 4 h 时效处理, 随着时效温度的升高, 初生 α 相的宽度增大, 次生 α 相的尺寸增大, 间距也增大。

(2) 随着时效温度的上升, RT1400 钛合金的硬度值下降, 抗拉强度和屈服强度降低, 而延伸率则有所增大。当时效温度为 480 °C 时, RT1400 钛合金的洛氏硬度值为 43.08HRC, 抗拉强度达到了 1612 MPa。

(3) RT1400 钛合金经固溶时效处理后具有较优的耐磨性能, 主要是由于时效处理产生了大量细小针状次生 α 相, 导致次生 α 相与 β 相界面增多。该相界面可以阻碍位错运动, 增大材料抵抗变形的能力, 进而提升耐磨性。其中, 时效温度为 480 °C 时, RT1400 钛合金的耐磨性能最佳, 摩擦系数为 0.358, 磨损量为 0.15 mg, 磨损机制为粘着磨损; 时效温度为 500 °C 和 520 °C 时, 摩擦系数和磨损量均有所增加, 磨损机制为粘着磨损+磨粒磨损。

参考文献 References

- [1] 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.
- [2] Chen W, Yu G X, Li K E, et al. Plastic instability in Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al metastable β -Ti alloy containing the β -spinodal decomposition structures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 811: 141052.
- [3] 王媛, 董健, 关玉龙, 等. TA5 合金板材工艺对显微组织和力学性能的影响[J]. *材料开发与应用*, 2022, 37(4): 61-64.
- [4] Pushp P, Dasharath S M, Arati C. Classification and applications of titanium and its alloys[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2022, 54(2): 537-542.
- [5] Zhang P P, Wang Q J, Gao Q, et al. Research and application of high-strength β Ti alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(14): 51-55.
- [6] Wang C Y, Wang Y H, Li Y, et al. Effect of texture inheritance on microstructure of Beta C titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2023, 52(10): 3382-3386.
- [7] 刘杰, 彭国羽, 周磊, 等. Ti-B20 合金组织性能与时效温度的关系[J]. *现代机械*, 2020(4): 91-94.
- [8] Hu Z J, Feng J N, Ma Z X, et al. Current status of heat treatment standards of titanium and titanium alloys[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2021, 46(3): 243-246.
- [9] Zhang T M, Huang H L, Hosseini S R E, et al. Obtaining heterogeneous α laths in selective laser melted Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy with high strength and ductility[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 835: 142624.
- [10] 欧阳德来, 谢有美, 胡圣伟, 等. 亚 β 固溶对 TB17 钛合金初生 α 相、元素重分布及时效析出的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2023, 52(2): 710-718.
- [11] 安怡, 寇文娟, 高婷, 等. 固溶温度对 Ti-1300 合金时效析出行为与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(9): 29-36.
- [12] 葛鹏, 赵永庆, 周廉. 一种新型高强度亚稳 β 钛合金 Ti-B20[J]. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(5): 790-794.
- [13] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 844-879.
- [14] Wain N, Hao X J, Ravi G A, et al. The influence of carbon on precipitation of α in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. *Materials Science and Engineering*, 2010, 527(29/30): 7673-7683.
- [15] Qin D Y, Miao Y G, Li Y L. Formation of adiabatic shearing band for high-strength Ti-5553 alloy: a dramatic thermoplastic microstructural evolution[J]. *Defence Technology*, 2022, 18(11): 2045-2051.
- [16] 赵红霞, 南海, 沙爱学. 铸造钛合金 BT22 与 ZTC4 的组织 and 性能对比分析[J]. *铸造工程*, 2022, 46(5): 1-5.
- [17] 秦成, 侯红苗, 郭萍, 等. 钛合金表面激光熔覆涂层及工艺研究进展[J]. *钛工业进展*, 2023, 40(4): 44-48.
- [18] 赫家禹, 吴向清, 谢发勤, 等. 钛合金表面激光重熔微弧氧化层的组织结构及摩擦磨损性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2023, 52(7): 2424-2433.
- [19] 丁旺, 范泽熙, 杨弋涛, 等. 基于合理热处理工艺的压铸模挡板耐磨性改善[J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41(12): 1564-1568.
- [20] 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.
- [21] 马佳琨, 张苗, 冯军宁, 等. 热处理温度对TA7钛合金板材组织与力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2023, 40(6): 27-30.
- [22] 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.
- [23] 孟庆武, 耿林, 王春华, 等. 两种热处理钛合金的摩擦磨损性能[J]. 大庆石油学院学报, 2006, 30(4): 46-48.
- [24] Wu C, Zhan M. Microstructural evolution, mechanical properties and fracture toughness of near β titanium alloy during different solution plus aging heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805: 1144-1160.
- [25] Manda P, Pathak S B, Devi R S R, et al. Development of microstructure and texture of β solution-treated and aged metastable beta titanium alloy Ti-5Al-3.5Mo-7.2V-3Cr[J]. Metallography Microstructure and Analysis, 2019, 8(4): 517-533.
- [26] Chen Y Y, Du Z J, Xiao S L, et al. Effect of aging heat treatment on microstructure and tensile properties of a new β high strength titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 586: 588-592.
- [27] Wu C, Zhao Y Q, Huang S X, et al. Effect of cooling rate on α variant selection and microstructure evolution in a near β Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 841: 155728.
- [28] Li C C, Xin C, Wang Q, et al. A novel low-cost high-strength β titanium alloy microstructure evolution and mechanical behavior[J]. SSRN Electronic Journal, 2023, 959: 170497.
- [29] 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 & Technology, 2020, 57: 188-196.
- [30] Li C, Chen J, Li W, et al. Effect of heat treatment variations on the microstructure evolution and mechanical properties in a β metastable Ti alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 684: 466-473.
- [31] Liu R, Li D Y. Modification of Archard's equation by taking account of elastic/pseudoelastic properties of materials[J]. Wear, 2001, 251(1): 954-964.
- [32] Wu J J, Shen M L, Wang W, et al. High power arc ion plating of thick Cr₂N hard coating on Ti-based alloy: oxidation and wear behaviors[J]. Surface & Coatings Technology, 2022, 448: 128924.
- [33] Zhang M D, Wang D, He L J, et al. Microstructure and elevated temperature wear behavior of laser-cladded AlCrFeMnNi high-entropy alloy coating[J]. Optics and Laser Technology, 2022, 149: 107845.
- [34] Liu F C, Gao J, Liu F G, et al. The anisotropic wear and friction property of Inconel 718 superalloy fabricated by laser directed energy deposition[J]. Tribology International, 2023, 188: 108835.
- [35] 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.

专利信息

一种超大规格钛合金管材的制备方法

申请号: CN202111231462.0

申请日: 2021-10-22

公开(公告)日: 2024-06-25

公开(公告)号: CN113976658B

申请(专利权)人: 西部金属材料股份有限公司

摘要: 本发明公开了一种超大规格钛合金管材的制备方法, 包括以下步骤: (1) 将多个钛合金坯料单元依次进行轴向叠层、点焊、真空封焊和热等静压, 得到超大规格钛合金坯料; (2) 将超大规格钛合金坯料放入电炉中加热并保温, 保温结束后出炉, 在自由锻机上锻造超大规格钛合金坯料, 得到黑皮管坯棒; 对黑皮管坯棒依次进行扒皮和切头尾, 得到表面处理后的管坯棒; (3) 在电炉中加热管坯棒并保温, 保温结束后将管坯棒冲孔并镦粗, 得到挤压坯; (4) 将挤压坯挤压成钛合金管材; (5) 切除钛合金管材的头尾, 然后进行热处理和表面处理, 最终得到超大规格成品钛合金管材。本发明实现了 $\phi 600 \sim 1300$ mm 以上超大规格钛合金管材的制备。