

# MA-SPS 制备超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的摩擦磨损性能

王 涛,路 新<sup>✉</sup>,徐 伟,章 林,曲选辉

北京科技大学新材料技术研究院,北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: luxin@ustb.edu.cn

**摘 要** 以机械合金化+放电等离子烧结(MA-SPS)制备的超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金为研究对象,研究了合金在模拟体液(SBF)中的摩擦磨损性能,并与放电等离子烧结制备的微米尺寸晶粒的 Ti-8Mo-3Fe 合金、铸造纯 Ti 及 Ti-6Al-4V(TC4)合金进行了对比.结果表明:采用 MA-SPS 工艺可制备出高致密度、组织均匀的超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金,合金由  $\beta$  相及少量  $\alpha$  相组成,平均晶粒尺寸为  $1.5\ \mu\text{m}$ ,显微硬度为 448 HV;在相同摩擦磨损条件下,超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的磨损程度明显低于微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 和铸态的纯 Ti 及 TC4 合金,具有最低的磨损体积和较稳定的摩擦系数.超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的磨损机制为磨粒磨损,而微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 和铸态纯 Ti 及 TC4 合金的磨损机制为磨粒磨损和黏着磨损并存的混合磨损.

**关键词** 钛合金;机械合金化;材料摩擦磨损;磨损机制

**分类号** TG146.2

## Friction and wear properties of ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe alloys fabricated by MA-SPS

WANG Tao, LU Xin<sup>✉</sup>, XU Wei, ZHANG Lin, QU Xuan-hui

Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: luxin@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** The friction and wear properties of ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe alloy fabricated by mechanical alloying (MA) and subsequent spark plasma sintering (SPS) were investigated in SBF simulated body fluid. It was compared with those of as-SPSed micron size grain Ti-8Mo-3Fe alloy and as-casted Ti and TC4 alloy. The results show that ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe alloy with high density and uniform microstructure can be fabricated by MA-SPS, and the alloy mainly consists of  $\beta$ -Ti phase and a small amount of  $\alpha$ -Ti phase. The average grain size is  $1.5\ \mu\text{m}$ , and the microhardness is 448 HV. In the same wear condition, the wear degree of ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe alloy is significantly lower than those of micro-crystalline Ti-8Mo-3Fe, as-casted Ti, and TC4 alloy, so it has the lowest wear volume and stable friction coefficient. Ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe alloy is mainly characterized by abrasive wear, but micro-crystalline Ti-8Mo-3Fe, as-casted Ti and TC4 alloy are characterized by abrasive and adhesion wear.

**KEY WORDS** titanium alloys; mechanical alloying; friction and wear of materials; wear mechanisms

钛及其合金由于具有生物相容性好、耐腐蚀能力强、力学性能优异等优点而被成功应用在生物医用植入材料领域,其中最早得到临床应用的是纯 Ti 和 Ti-

6Al-4V(TC4)合金,目前已占医用钛材料使用量的 80% 以上<sup>[1-4]</sup>.但是,纯钛的耐磨性能较差,在体内易产生含 Ti 的磨屑,从而引起炎症、骨吸收和疼痛等问

收稿日期:2016-05-14

基金项目:北京市自然科学基金资助项目(2163053);新金属材料国家重点实验室开放基金资助项目(2012Z-10)

题。此外,长期植入人体的 V 和 Al 离子的析出也会对人体造成伤害<sup>[5-6]</sup>。因此,研究并开发生物相容性好、无毒性元素以及优异耐磨性的新型医用钛合金材料受到了越来越多的重视<sup>[7]</sup>。近年来,一些包含 Nb、Zr、Mo、Fe 等元素的新型  $\beta$  型钛合金相继开发出来,Mo、Fe 元素作为潜在的降低钛合金制备成本的重要元素而得到关注,其中 Fe 在钛合金中具有较高的扩散速率,对于提高合金体系的热稳定性和非晶形成能力有着重要的作用。相比于  $\alpha + \beta$  型钛合金, $\beta$  型合金具有强度高、弹性模量低和生物相容性优异的优势。然而, $\beta$  型钛合金仍然存在着耐摩擦磨损性能不足的缺点<sup>[3,8]</sup>。作为生物医用植入材料,不仅要求具有良好的力学性能和生物相容性,其耐磨性能也至关重要。如果材料耐磨性能较差,在植入体内经过长期的磨损后会产生大量的磨屑游离于周围组织,从而限制骨骼对养分的吸收,引起组织的发炎、感染和骨质流失等问题,甚至产生植入体松动的严重后果。可以说,抗摩擦磨损性能的强弱直接决定了医用金属植入材料在体内服役时间的长短。因此,研究并提高医用钛合金材料的耐磨性能是十分必要的。目前已有文献对 TC4 及 Ti-13Nb-13Zr 合金的摩擦磨损性能进行了一系列的报道<sup>[3,9-10]</sup>,而有关生物医用  $\beta$  型 Ti-Mo 合金体系的摩擦磨损性能方面的文献还鲜有报道。

研究表明,细化晶粒是提高材料综合性能的重要途径<sup>[11]</sup>。与传统医用钛合金相比,超细晶钛合金具有更高的强度、硬度和更好的疲劳性能,其耐磨、耐腐蚀性能也得到改善<sup>[12-13]</sup>。Webster 等<sup>[14]</sup>研究了钛合金的晶粒尺寸对细胞黏附行为和生物相容性的影响,发现纳米晶和超细晶的钛合金材料具有更好的造骨细胞黏附能力。La 等<sup>[15]</sup>研究了不同晶粒尺寸 Ti 的耐磨性能,发现超细晶的 Ti 具有更加优异的耐磨性能。因此,通过细化晶粒制备的超细晶甚至是纳米晶的医用钛合金材料将具有更加优异的耐摩擦磨损性能。放电等离子烧结 (SPS) 是一种短时、高效地制备高性能材料的粉体烧结技术,具有烧结温度低、加热速度快、烧结时间短、烧结致密度高等优点,能有效地控制烧结试样晶粒的长大,在制备块体纳米晶、超细晶材料方面具有独特的优势<sup>[16]</sup>。

综上所述,本文选择以机械合金化结合放电等离子烧结制备的超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金为研究对象,同时将直接放电等离子烧结制备的 Ti-8Mo-3Fe 合金、铸造纯 Ti 及 TC4 合金作为对照,测试了 4 种材料在模拟体液中的摩擦磨损性能,并对 4 种材料在磨损实验中发生的磨损机制进行了分析。

## 1 实验

本实验以纯度大于 99.9% 的 -500 目的钛粉、钼

粉和铁粉为原料,其中 Mo 和 Fe 的质量分数分别为 8%、3%。将原料粉末均匀混合后,采用三维振动式球磨机进行高能球磨。球磨罐材质为 GCr15 轴承钢,磨球为不锈钢球,球料质量比为 10:1。为了控制球磨的速率和防止氧化,在球磨过程中以 2% (质量分数) 的硬脂酸作为过程控制剂,并在球磨罐中封入高纯氩气。球磨机转速为  $1400 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ ,球磨时间为 6 h。将球磨后的粉末在真空手套箱中取出,随即装入石墨模具中,然后将石墨模具置入日本 DR. SINTERING-1050 放电等离子烧结炉中进行烧结处理,随炉冷却至室温即可得到超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金块体材料。具体烧结工艺为:以  $100 \text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$  的速度升温至  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,然后保温 5 min 后随炉冷却,烧结过程外加轴向压力为 40 MPa,系统真空度为 2 Pa,所制备烧结样尺寸为  $\phi 20 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 。以同成分配比原料混合粉末直接进行放电等离子烧结处理,即可得到具有微米尺寸晶粒的 Ti-8Mo-3Fe 合金对比试样。

各样品表面经过打磨及抛光后,在 UMT II 型摩擦磨损仪上进行摩擦磨损实验。实验在模拟体液 (SBF) 中进行,其成分为: NaCl  $8.035 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{NaHCO}_3$   $0.355 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ , KCl  $0.225 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{K}_2\text{HPO}_4 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$   $0.231 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$   $0.311 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ , HCl  $0.039 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{CaCl}_2$   $0.292 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$   $0.072 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ ,  $\text{C}_4\text{H}_{11}\text{NO}_3$   $6.118 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$ , HCl  $0 \sim 0.005 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1}$ , pH 值为 7.4。采用球-平面接触,往复滑动方式,对磨材料采用直径为 5 mm 的氮化硅球,滑动频率为 1 Hz,滑动幅度为 15 mm,运行时间为 30 min。考虑到医用钛合金主要作为人工关节等替代组织,从事剧烈运动的环境较少,因此设定实验载荷为 3 N。摩擦系数的变化曲线由计算机自动采集的数据绘制而成。磨损率采用磨损体积损失表示。磨损质量失重在室温下采用感量为 0.01 mg 的电子天平测量。

采用日本理学 (Rigaku) 公司 Dmax-RB 型 12 kW 旋转阳极 X 射线分析仪对烧结体进行物相分析,辐射源为铜靶 ( $\text{Cu K}\alpha = 0.15406 \text{ nm}$ ),扫描速率为  $2^{\circ} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $2\theta$  角测量范围在  $10^{\circ} \sim 90^{\circ}$ 。利用 HXD-1000 型显微硬度计测定样品的硬度。采用 JSM-6510A 型扫描电镜 (SEM) 进行样品组织、磨痕表面形貌及磨屑形态的观察,其中所用侵蚀液为 5% 氢氟酸 + 10% 硝酸 + 85% 水 (体积分数) 的 Kroll 腐蚀溶液。

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

图 1 为铸态纯 Ti 及 TC4 合金、放电等离子烧结制备的微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 和超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的 X 射线衍射图谱。从图中可以看出,超细晶 Ti-

8Mo-3Fe 合金主要由  $\beta$  相及少量  $\alpha$  相组成, 其衍射峰尖锐, 半高宽较窄, 且峰形对称, 表明该合金的结晶度较高. 由于在超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的制备过程中元素粉经过了长时间的球磨, Mo、Fe 元素逐渐固溶到 Ti 晶格中发生了  $\alpha \rightarrow \beta$  相的转变. 因此, 在其衍射图谱中 Mo 元素对应的衍射峰基本消失. 微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 合金则主要由  $\alpha$  相所组成, 其衍射峰中还含有少量未完全固溶的 Mo 相存在. 铸态的纯 Ti 由单一的  $\alpha$  相所构成, 而铸态 TC4 合金则主要由  $\alpha$  相及少量  $\beta$  相组成.

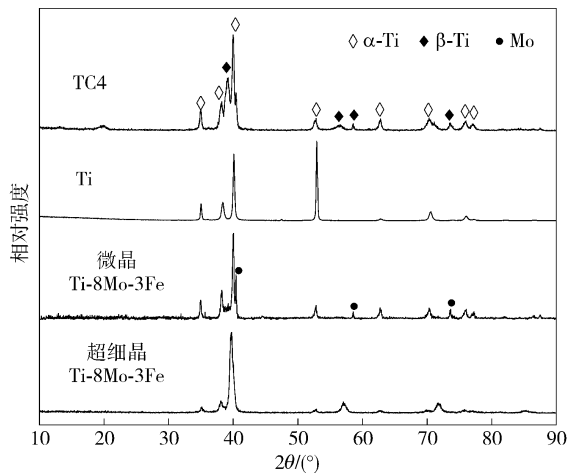


图 1 4 种钛及合金样品的 X 射线衍射图谱

Fig. 1 XRD patterns of Ti and alloy samples

图 2 为 4 种材料的显微组织图. 由图可知, 采用机械合金化 + 放电等离子烧结方法制备的超细晶材料致密度较高, 其显微组织均匀细小, 平均晶粒尺寸为  $1.5 \mu\text{m}$ . 而未经球磨直接放电等离子烧结制备的同成分合金试样则主要由晶粒尺寸较大的  $\alpha$  相所组成, 平均晶粒尺寸达到  $60 \mu\text{m}$ ; 同时样品表面可观察到少量的孔隙存在, 另外存在少量颗粒状的白色相. 经能谱分析为单质 Mo, 这是由于放电等离子烧结温度较低、过程较短, Mo 元素没有完全扩散所致. 铸造纯 Ti 的显微组织是由粗大的等轴  $\alpha$  相所组成, 而铸造 TC4 合金则主要由板条状的  $\alpha$  相及板条之间的带状  $\beta$  相所构成.

## 2.2 显微硬度

4 种钛及合金材料的表面显微硬度如图 3 所示. 由图可知, 与铸态的纯 Ti 及 TC4 合金相比, 采用粉末冶金方法制备的 Ti-8Mo-3Fe 合金具有更高的显微硬度值. 其中铸态纯 Ti 的硬度值最小, 仅为 262 HV, 铸态 TC4 的硬度值为 323 HV. 微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 合金的硬度为 383 HV, 而超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的硬度值达到 448 HV, 相较于微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 提高了 17%, 而相较于铸态纯 Ti 则提高了近 70%. 超细晶材料的高强度主要是由于细晶强化作用引起的, 而材料表面硬度的提高, 会使其抵抗局部塑性变形的能力增强, 有助于其抗摩擦磨损性能的提高.

## 2.3 摩擦磨损性能

图 4 为 4 种钛合金表面的摩擦系数与磨损时间的

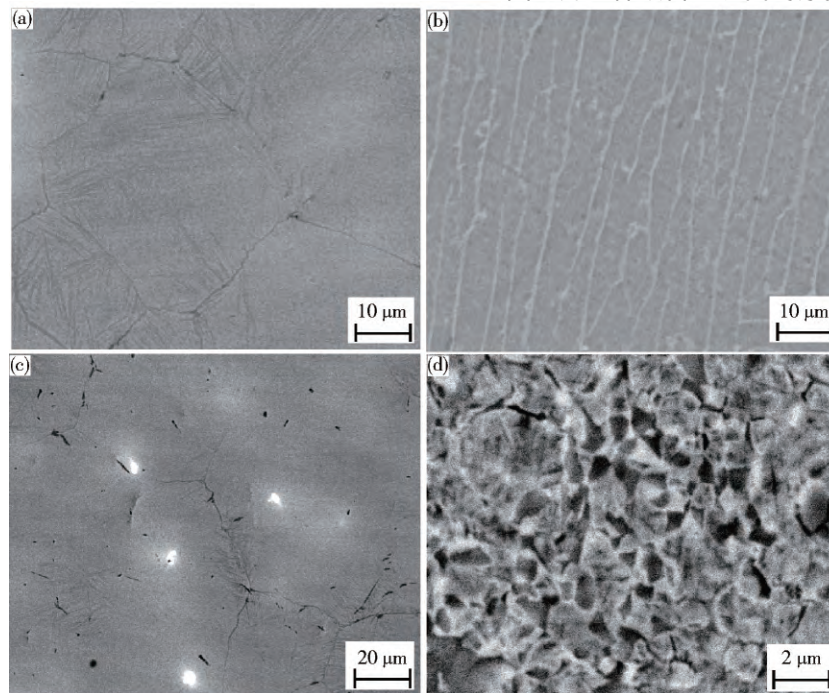


图 2 4 种钛及合金样品的显微组织. (a) 铸造纯钛; (b) 铸造 TC4; (c) 微晶 Ti-8Mo-3Fe; (d) 超细晶 Ti-8Mo-3Fe

Fig. 2 Microstructures of different Ti and alloy samples: (a) casting Ti; (b) casting TC4; (c) micro-crystalline Ti-8Mo-3Fe; (d) ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe

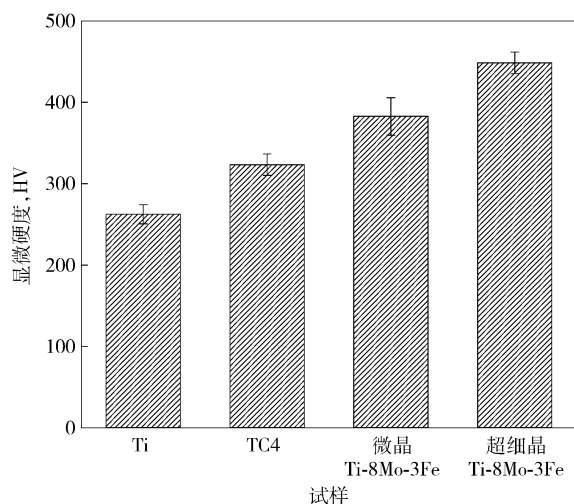


图3 4种钛及合金样品的显微硬度

Fig.3 Micro-hardness of Ti and alloy samples

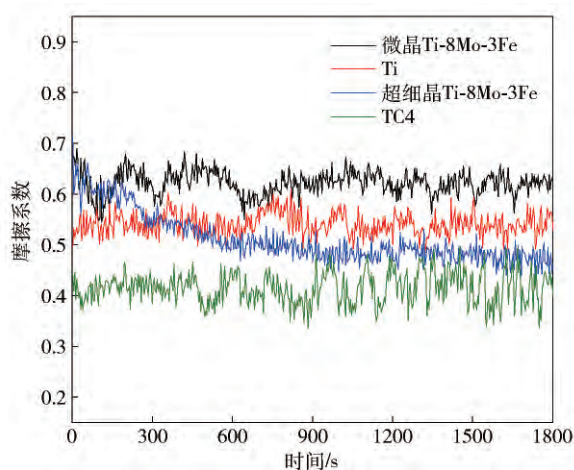


图4 4种钛及合金样品的摩擦系数曲线

Fig.4 Friction coefficient curves of Ti and alloy samples

关系。由图可知,铸态纯Ti和TC4合金的摩擦系数随时间变化的规律相似,即在磨损初期摩擦系数相对稳定,当研磨时间增加到450 s后,摩擦系数曲线波动逐渐增大,其中纯Ti的摩擦系数为 $0.55 \pm 0.05$ ,TC4合金的摩擦系数较小,但波动较大,其值为 $0.4 \pm 0.08$ 。而对于粉末冶金方法制备的两种Ti-8Mo-3Fe合金而言,在摩擦初期均出现了一定的“磨合”过程,即摩擦系数在前期变化较大,然后随摩擦时间增加而趋于平缓。其中,微米晶粒Ti-8Mo-3Fe的摩擦系数与其他3种材料相比较,其值为 $0.62 \pm 0.04$ 。对于超细晶Ti-8Mo-3Fe合金,在磨损初期摩擦系数不断减小,600 s后趋于稳定,其稳定摩擦系数约为 $0.47 \pm 0.02$ ,相较于微米晶粒Ti-8Mo-3Fe降低了24%。超细晶材料摩擦系数的降低主要是由于材料表面的高强度使其具有更高的抗塑性变形能力,从而减少了磨件氮化硅球对合金表面的犁削作用,使其摩擦系数降低。

图5为4种钛合金材料在相同摩擦磨损实验条件下的磨损体积。从图中可以看出,铸态纯Ti的磨损程度最大,磨损体积达到 $0.45 \text{ mm}^3$ ,这主要是由于其表面硬度较低,表现出较差的抗摩擦性能。微米晶粒Ti-8Mo-3Fe合金与铸态TC4合金的磨损体积相近,分别为 $0.35 \text{ mm}^3$ 和 $0.33 \text{ mm}^3$ 。超细晶Ti-8Mo-3Fe合金的磨损程度最小,磨损体积为 $0.29 \text{ mm}^3$ ,相较于微米晶Ti-8Mo-3Fe降低了17%。

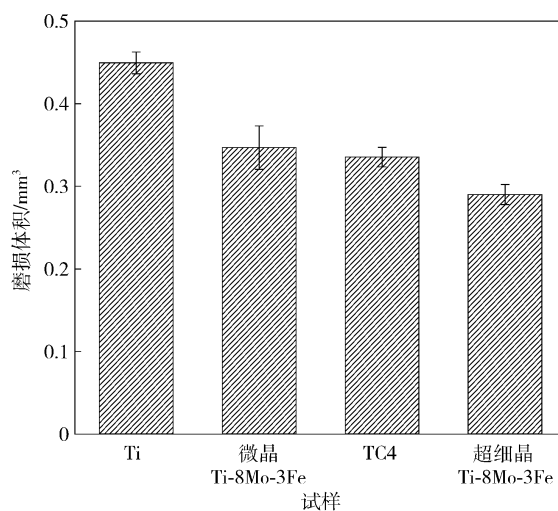


图5 4种钛及合金样品磨损体积

Fig.5 Wear volumes of Ti and alloy samples

## 2.4 摩擦磨损机理

图6和图7分别为4种钛合金材料的摩擦磨损表面及磨屑形貌图。如图6所示,4种合金的磨面均呈现一定程度的塑性变形以及由于对磨材料挤压和刮擦所产生的沿着摩擦方向的犁沟和黏着痕迹。

从图6(a)、(b)可以看出,铸造的纯Ti及TC4合金磨面上存在着较宽的磨痕和连续的犁沟,这是由对磨材料的切削作用产生的,表明材料表面发生了磨粒磨损的情况。从图7(a)、(b)可知,磨损实验中产生了大量的片状磨屑,这主要是由于两种铸造金属的显微硬度较低,在氮化硅陶瓷球的正压力和沿摩擦方向的剪切力作用下会发生明显的塑性变形,当表面金属变形超过其断裂强度极限时,就会出现较大尺寸的塑性变形层剥落而形成片状磨屑,这是黏着磨损的典型特征。因此,实验中铸造纯Ti及TC4合金均发生了磨粒磨损和黏着磨损并存的混合磨损过程。与TC4合金相比,纯Ti的表面较粗糙,塑性变形区较多,说明黏着磨损占主导地位。

由图6(c)、(d)可知,微米晶粒Ti-8Mo-3Fe合金的磨面上可观察到连续的犁沟和塑性变形区,磨痕周围也黏附着较多的磨屑,而超细晶Ti-8Mo-3Fe合金的磨面较为平整,分布着较细的犁沟,且磨痕上黏附的碎屑较细。从图7(c)、(d)可以看出,微米晶粒Ti-



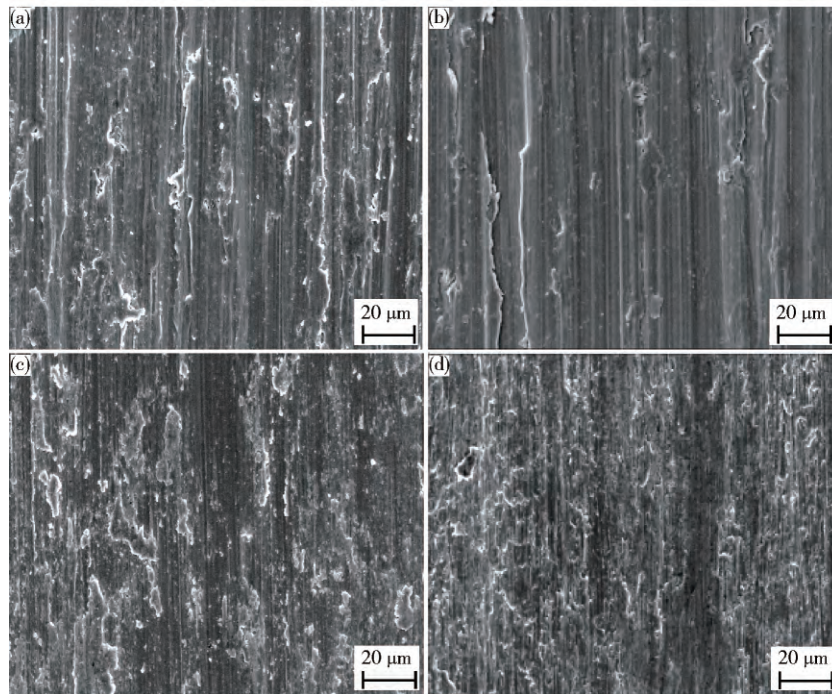


图6 4种钛及合金样品的磨痕形貌。(a) 铸造纯钛; (b) 铸造 TC4; (c) 微晶 Ti-8Mo-3Fe; (d) 超细晶 Ti-8Mo-3Fe

**Fig. 6** Scratch profile of different Ti and alloy samples: (a) casting Ti; (b) casting TC4; (c) micro-crystalline Ti-8Mo-3Fe; (d) ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe

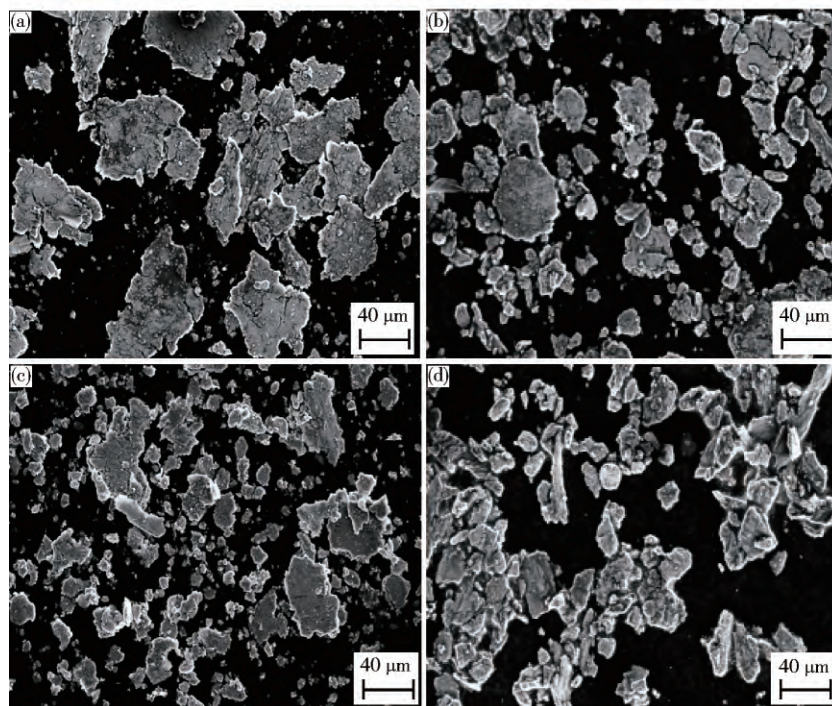


图7 4种钛及合金样品的磨屑形貌。(a) 铸造纯钛; (b) 铸造 TC4; (c) 微晶 Ti-8Mo-3Fe; (d) 超细晶 Ti-8Mo-3Fe

**Fig. 7** Chip morphologies of Ti and alloy samples: (a) casting Ti; (b) casting TC4; (c) micro-crystalline Ti-8Mo-3Fe; (d) ultrafine grain Ti-8Mo-3Fe

8Mo-3Fe 合金的磨屑既有大块的片状又有细小的粒状,而超细晶 Ti-8Mo-3Fe 则主要由粒状的磨屑构成。这是由于未经高能球磨处理的 Ti-8Mo-3Fe 合金的晶粒粗大,在对磨球的应力作用下,其表面金属经过反复

的转移和挤压发生塑性变形,而在塑性变形严重的位置会产出较大的应力集中,并降低合金表面的强度和硬度,使得对磨球在表面产生更大的犁削作用,因此磨粒磨损更严重。同时,微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 合金的磨

面上还出现了少量的黏着痕迹和尺寸较大的片状磨屑,说明表面还存在轻微的黏着磨损过程。而经机械合金化+放电等离子烧结工艺制备的超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的晶粒尺寸细小,其强度和硬度得到了提高,在磨损试验中的塑性变形较小,产生的裂纹难以萌生和扩展。结合其较少的磨损体积,可认为其磨粒磨损的程度较小。因此,相较于微米晶粒的 Ti-8Mo-3Fe 合金,超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的摩擦磨损性能得到了显著提高。

综上所述,铸造纯 Ti 主要发生以黏着磨损为主,磨粒磨损为辅的磨损过程;铸造纯 TC4 则发生磨粒磨损和黏着磨损并存的混合磨损过程;微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 主要发生以磨粒磨损为主,黏着磨损为辅的磨损过程;而超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金主要发生以磨粒磨损为主的磨损过程。

### 3 结论

(1) 以元素粉末为原料,采用机械合金化+放电等离子烧结(MA-放电等离子烧结),可制备出超细晶的 Ti-8Mo-3Fe 合金,平均晶粒尺寸为  $1.5\ \mu\text{m}$ ,显微组织由  $\beta$  相及少量  $\alpha$  相组成,表面硬度达到 448 HV,其硬度值远高于微米晶粒的同成分合金以及铸态纯 Ti 及 TC4 合金。

(2) 相同摩擦磨损条件下,超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的磨损程度低于微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 和铸态的纯 Ti 及 TC4 合金,其具有最低的磨损体积和较稳定的摩擦系数,表明超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的耐磨性能优于其他 3 种材料。

(3) 微米晶粒 Ti-8Mo-3Fe 合金和铸态纯 Ti 及 TC4 合金都发生了磨粒磨损和黏着磨损并存的混合磨损过程,而超细晶 Ti-8Mo-3Fe 合金的磨损机制是磨粒磨损。

### 参 考 文 献

- [1] Atapour M, Pilchak A L, Frankel G S, et al. Corrosion behavior of  $\beta$  titanium alloys for biomedical applications. *Mater Sci Eng C*, 2011, 31(5): 885
- [2] Zhang H Y, Zhu Y M, Wang W Y, et al. Effect of Cr element addition on microstructure and mechanical properties of powder metallurgy TC4 alloy. *Mater Sci Eng Powder Metall*, 2015, 20(3): 383  
(张豪胤, 祝要民, 王文焱, 等. 元素 Cr 含量对粉末冶金 TC4 合金组织与性能的影响. 粉末冶金材料科学与工程, 2015, 20(3): 383)
- [3] Geetha M, Singh A K, Asokamani R, et al. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants: a review. *Prog Mater Sci*, 2009, 54(3): 397
- [4] Bolat G, Mareci D, Chelariu R, et al. Investigation of the electrochemical behaviour of TiMo alloys in simulated physiological solutions. *Electrochim Acta*, 2013, 113: 470
- [5] Gu G Y, Chen F, Zhang Q, et al. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti30Nb5Ta6Zr alloy. *Rare Metal Mater Eng*, 2010, 39(4): 678  
(顾桂月, 陈锋, 张强, 等. 热处理对 Ti30Nb5Ta6Zr 合金组织和力学性能的影响. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(4): 678)
- [6] Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications. *J Mech Behav Biomed Mater*, 2008, 1(1): 30
- [7] Wang T, Zhang Y Q, Jiang Y H, et al. Mechanical properties of Ti-35Nb-7Zr-XCPP biomedical composites prepared by spark plasma sintering. *Rare Met Mater Eng*, 2015, 44(4): 1030  
(王涛, 张玉勤, 蒋业华, 等. Ti-35Nb-7Zr-XCPP 生物复合材料的放电等离子烧结制备及其力学性能研究. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(4): 1030)
- [8] Sathish S, Geetha M, Pandey N D, et al. Studies on the corrosion and wear behavior of the laser nitrided biomedical titanium and its alloys. *Mater Sci Eng C*, 2010, 30(3): 376
- [9] Tian L, Ma M, He Q. Friction and wear properties of Ti13Nb13Zr alloy by surface mechanical attrition treatment. *Sci Technol Eng*, 2014, 14(8): 141  
(田龙, 马铭, 何强. Ti13Nb13Zr 合金机械研磨处理摩擦磨损性能研究. 科学技术与工程, 2014, 14(8): 141)
- [10] Cvijović-Alagić I, Cvijović Z, Mitrović S, et al. Wear and corrosion behaviour of Ti-13Nb-13Zr and Ti-6Al-4V alloys in simulated physiological solution. *Corros Sci*, 2011, 53(2): 796
- [11] Wang M, Yang Y Q, Luo X. Research status in preparation and properties of ultra-fine grained Ti alloys. *Mater Rev*, 2013, 27(7): 94  
(王苗, 杨延清, 罗贤. 超细晶钛合金的制备及性能研究现状. 材料导报, 2013, 27(7): 94)
- [12] Lin Z J, Wang L Q, Lü W J, et al. Research progress of fabricating ultrafine-grained biomedical titanium alloys by severe plastic deformation (SPD). *J Mater Metall*, 2014, 13(3): 206  
(林正捷, 王立强, 吕维洁, 等. 大塑性变形制备超细晶生物医用钛合金的研究进展. 材料与冶金学报, 2014, 13(3): 206)
- [13] Zhang T Y, Liu Y, Liu B, et al. Superplastic deformation behavior and microstructure evolution of fine-grained Ti-6Al-4V alloy. *Mater Sci Eng Powder Metall*, 2014, 19(2): 184  
(张拓阳, 刘咏, 刘彬, 等. 细晶 Ti-6Al-4V 合金的超塑性变形行为与组织演变. 粉末冶金材料科学与工程, 2014, 19(2): 184)
- [14] Webster T J, Ejirofor J U. Increased osteoblast adhesion on nanophase metals: Ti, Ti6Al4V, and CoCrMo. *Biomaterials*, 2004, 25(19): 4731
- [15] La P Q, Ma J Q, Zhu Y T, et al. Dry-sliding tribological properties of ultrafine-grained Ti prepared by severe plastic deformation. *Acta Mater*, 2005, 53(19): 5167
- [16] Long Y, Guo W J, Li Y. Bimodal-grained Ti fabricated by high-energy ball milling and spark plasma sintering. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2016, 26(4): 1170