

# 晶粒细化对放电等离子烧结 TC4 合金 微动磨损性能的影响

龙 雁, 黄小龙, 王 韬

(华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640)

**摘 要:** 结合高能球磨和放电等离子烧结制备出具有粗晶组织、粗晶双尺度组织和超细晶组织的 TC4 合金; 采用球-盘微动磨损装置对比研究了这 3 种显微组织 TC4 合金在干摩擦条件下的微动磨损性能, 分析了晶粒细化对 TC4 合金摩擦磨损性能的影响。结果表明: 随着晶粒的逐步细化, TC4 合金的摩擦系数和磨损率逐渐降低。这主要是因为晶粒细化导致 TC4 合金硬度逐渐提高, 并引起磨损机制的转变。粗晶 TC4 合金的磨损机制为严重的粘着磨损、疲劳剥层磨损和氧化磨损; 而双尺度和超细晶 TC4 合金的磨损机制以磨粒磨损为主并伴随着轻微的粘着磨损和氧化磨损。超细晶 TC4 合金拥有最高的硬度(HV 为 4560 MPa), 在载荷 30 N 下具有最低的摩擦系数( $\sim 0.76$ )和磨损率( $1.89 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ), 说明晶粒细化有助于提高 TC4 合金的摩擦磨损性能。

**关键词:** 钛合金; 超细晶; 微动磨损; 磨损机制

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)07-1713-06

超细晶、纳米晶材料因其具有高强度、高硬度, 以及能够实现低温超塑性和高应变速率超塑性<sup>[1,2]</sup>等优点, 受到世界各国的高度重视并开展了广泛的研究。摩擦磨损性能是材料的重要使用性能, 研究超细晶、纳米晶材料的摩擦磨损性能对推进其实用化具有重要意义, 这方面的研究越来越引起人们的关注。根据 Hall-Petch 关系和 Archard 公式<sup>[3]</sup>, 超细晶、纳米晶材料由于硬度的显著提高, 理论上讲应该具有较粗晶态材料更高的耐磨性。然而, 现有的研究结果却不全然如此。许多研究表明, 超细晶、纳米晶材料具有比其粗晶态材料更高的耐磨性, 如低碳钢<sup>[4]</sup>, Al<sup>[5]</sup>, Al-Si 合金<sup>[6]</sup>和 Cu<sup>[7]</sup>等; 而另一些研究却得出了不同的结论, 如 Purcek<sup>[8]</sup>等采用等通道转角挤压法制备的超细晶钛的耐磨性与粗晶钛相比并无明显差异, 再如 Garbacz<sup>[9]</sup>等采用静液挤压法制备的纳米晶 Ti 和 Talachi<sup>[10]</sup>等采用累积叠轧制备的超细晶 Al 的耐磨性甚至比其粗晶态材料还差。可见, 超细晶、纳米晶材料的摩擦磨损性能受许多因素的影响。即使是同一种材料, 由于制备方法的不同、测试方法和参数的差异等, 其摩擦磨损性能也不尽相同<sup>[11,12]</sup>。因此, 有必要继续开展这方面的研究工作。

Ti-6Al-4V (TC4) 合金是一种典型的  $\alpha+\beta$  双相钛

合金, 具有比强度高、耐腐蚀性能优异, 生物相容性好等优点, 是应用最为广泛的钛合金之一。目前, 针对超细晶、纳米晶 TC4 合金, 特别是对于粉末冶金法制备的 TC4 合金的摩擦磨损性能的研究还比较有限<sup>[13]</sup>。因此, 本研究拟通过高能球磨-放电等离子烧结法制备出高致密的超细晶 TC4 块体材料, 研究超细晶 TC4 钛合金在室温干摩擦条件下的微动摩擦磨损性能, 探讨晶粒细化对 TC4 合金的摩擦磨损性能及磨损机制的影响, 以期扩大超细晶 TC4 合金的应用及提升其耐磨性提供理论指导。

## 1 实 验

以等离子旋转电极雾化法获得的球形 Ti-6Al-4V 合金粉末 (纯度大于 99.97%, 颗粒尺寸 $<150 \mu\text{m}$ ) 作为实验原料。采用 QM-2SP20-CL 型行星式球磨机对原始粉末进行高能球磨, 球磨罐抽真空后通以高纯氩气 (99.99%) 作为保护气氛, 球磨时间为 6 和 10 h。球磨罐及磨球材质均为不锈钢, 球磨机转速为 228 r/min, 球料质量比为 12:1。采用 LEICA DMI 5000 M 光学金相显微镜和 JEM 2200 FS 透射电镜对粉末的显微组织进行分析。

将原始粉末、球磨 6 和 10 h 粉末分别放入内径为

收稿日期: 2014-12-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51104066); 中央高校基本科研业务费 (2009ZM0118, 2012ZZ0061)

作者简介: 龙 雁, 女, 1973 年生, 博士, 副教授, 华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640, 电话: 020-87113851, E-mail: ylong1@scut.edu.cn

26 mm 的石墨模具中，在 SPS-825 型放电等离子烧结设备上烧结。烧结时的真空度 < 8 Pa，原始粉末烧结温度为 1000 °C，球磨粉末烧结温度为 850 °C，升温速率为 100 °C/min，烧结压力为 50 MPa，保温时间为 4 min，随炉冷却至 200 °C 后卸压，当炉内温度降至 100 °C 左右时，将模具从烧结炉中取出，得到直径为 26 mm、高为 10 mm 的圆柱形块体试样。烧结试样在测试分析前均在金刚石砂轮盘上磨去表面石墨层。采用 D8 ADVANCE X 射线衍射仪对粉末和烧结试样进行物相分析（Cu 靶，加速电压 40 kV，加速电流 40 mA）。采用阿基米德排水法测量试样的密度。试样经砂纸磨光后，采用氧化铬抛光液进行抛光，然后用 Kroll 试剂进行腐蚀，进行金相组织分析及显微硬度测试（FM-300 型显微硬度计，载荷为 4.98 N）。

微动磨损实验在德国 Optimal SRV IV 型摩擦磨损试验机上进行，采用球/盘接触方式，试球选用 GCr15 钢球（直径为 10 mm，硬度 HRC 62 ~ HRC 63），磨损试样为放电等离子烧结的 TC4 合金，试样尺寸为 10 mm×8 mm×4 mm。主要实验参数：试验温度为室温，试验载荷为 30 N，磨损时间为 20 min，位移幅值为 300 μm，频率为 25 Hz。通过 Nova Nano SEM 430 扫描电子显微镜进行磨斑表面形貌分析，通过 EDS 进行成分分析。采用 BMT Expert3D 表面形貌仪测量磨痕轮廓，采用文献[14]中的方法计算试样的磨损体积。

## 2 结果与讨论

### 2.1 高能球磨与放电等离子烧结

图 1 为粉末的截面金相组织。图 2 为粉末及烧结材料的 XRD 图谱。原始粉末的组织如图 1a 所示，结合 XRD 分析可知原始粉末的组织为 α' 针状马氏体组织。球磨过程中粉末在高速运转的磨球的剧烈撞击下，发生强烈的塑性变形。经 6 h 球磨后，由于球磨时间较短，只有粉末颗粒表层承受了一定程度的塑性变形而使组织细化，而心部仍保留着原来的针状组织，如图 1b 所示。经 10 h 球磨后，粉末颗粒的表层和心部均经历了充分的塑性变形，粉末被压扁焊合形成粗大层片状的团聚粉末，如图 1c 所示，通过 TEM 分析可知粉末的晶粒已细化至纳米级。对比球磨前后粉末的 XRD 图谱，可知球磨过程中并没有发生 α' → α+β 的转变。

图 3 为原始粉末和球磨粉末的烧结致密化曲线。以模冲位移变化的开始温度和终了温度为烧结的开始温度  $T_S$  和终了温度  $T_E$ 。可见，随着球磨时间的增加，烧结开始温度  $T_S$  和终了温度  $T_E$  均逐渐下降，这主要是因为粉末经历高能球磨后，粉末中引入了大量缺陷

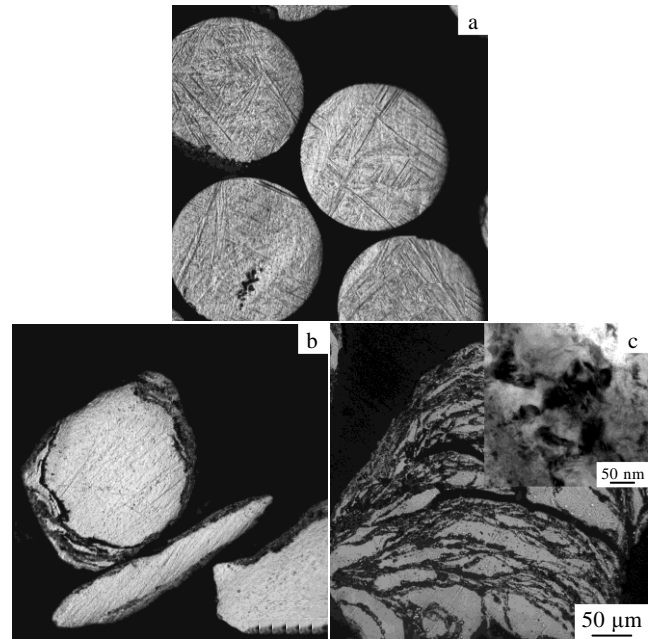


图 1 原始粉末与球磨粉末的截面显微组织

Fig.1 SEM images of as-received and ball-milled powders: (a) as-received powders, (b) 6 h-milled powders, and (c) 10 h-milled powders

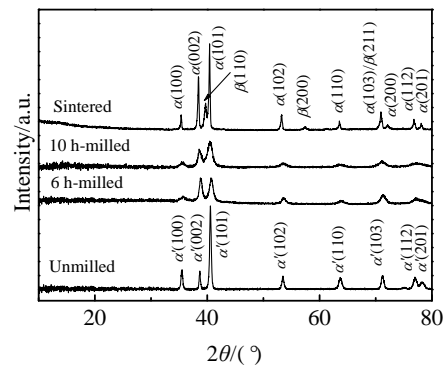


图 2 原始粉末、球磨粉末及烧结材料的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of powders before and after ball milling and sintered samples

（界面、空位、位错等），晶格畸变增加，烧结活化能降低。因此，随着球磨时间的增加，粉末的致密化温度逐渐降低，原始粉末的烧结致密化温度约为 1000 °C，球磨 6 和 10 h 粉末的烧结致密化温度分别约为 850 和 800 °C。

图 4 为 3 种不同粉末烧结后材料的显微组织。由烧结材料的 XRD 图谱（图 2），可知烧结过程中发生了 α' → α+β 转变，形成 α+β 双相组织。原始粉末于 1000 °C 烧结后的组织形貌如图 4a 所示，可以分辨出粗大的原始 β 晶粒，β 晶界处的 α 相及 β 晶内的 α 集

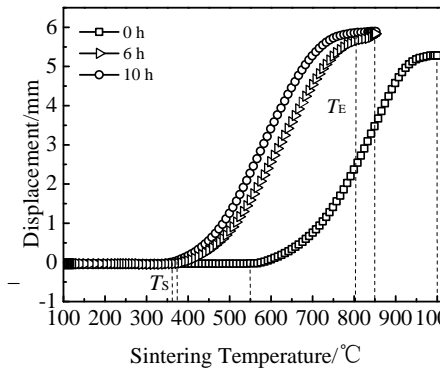


图 3 原始粉末和球磨 6、10 h 粉末的致密化曲线  
Fig.3 Densification curves of as-received and ball-milled powders

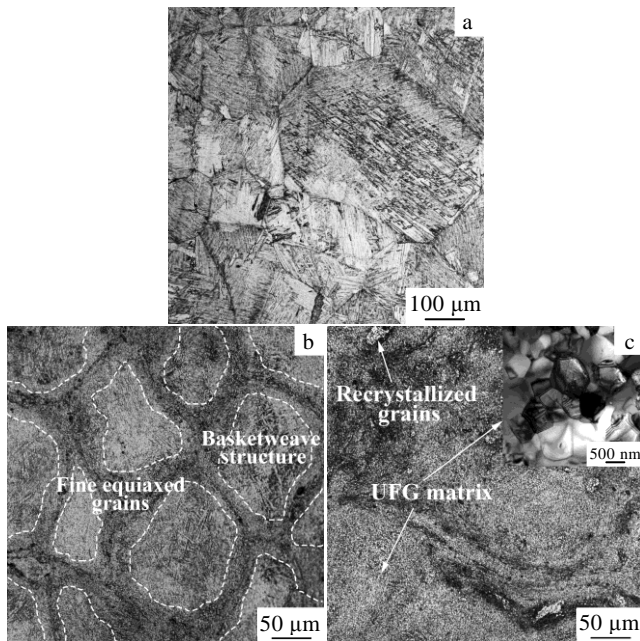


图 4 不同球磨时间粉末烧结材料的金相显微组织

Fig.4 Optical micrographs of sintered samples from powders ball-milled for different time: (a) 0 h, (b) 6 h, and (c) 10 h

束呈现魏氏组织特征。这是由于  $\beta$ -Ti 内的扩散速度较快，当温度高于  $\alpha \rightarrow \beta$  转变点时， $\beta$  相迅速长大形成粗大的原始  $\beta$  晶粒。在随炉冷却的过程中， $\alpha$  晶核首先在  $\beta$  晶界处形成，同时由晶界向  $\beta$  晶内呈集束状扩展，直至相互接触为止。 $\alpha$  集束内的  $\alpha$  片层厚度为  $2 \sim 5 \mu\text{m}$ ，长度  $50 \sim 100 \mu\text{m}$ 。球磨 6 h 粉末于  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  烧结后的组织如图 4b 所示，呈现粗细晶双尺度结构：细晶等轴  $\alpha + \beta$  组织沿着原始粉末颗粒的边界呈网状分布，而原始粉末颗粒的心部则为粗晶网篮组织，其中细晶区所占的比例约为 19%。形成这种结构的原因主要是球磨时

间较短，粉末颗粒表层和心部经历的塑性变形程度不一致而形成了双态组织。因为烧结温度低于  $\beta$  转变温度，在经历烧结致密化后仍保留着球磨 6 h 粉末的这 2 种组织形态，只是晶粒有一定程度的长大。烧结后等轴状细晶区的平均晶粒尺寸为  $1 \sim 2 \mu\text{m}$ ，网篮组织区的  $\alpha$  片层厚度为  $1 \sim 2 \mu\text{m}$ ，长度为  $20 \sim 50 \mu\text{m}$ 。球磨 10 h 粉末于  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  烧结后的组织则为超细晶  $\alpha + \beta$  等轴组织，如图 4c 所示。通过 TEM 图像可知烧结材料的基体晶粒平均尺寸为  $0.87 \mu\text{m}$ 。此外还可以观察到超细晶基体上分布着少量等轴状再结晶  $\alpha$  相，晶粒尺寸为  $2 \sim 5 \mu\text{m}$ ，其体积分数大约为 6%。

2.2 摩擦磨损性能

图 5 为粗晶 (CG)、双尺度和超细晶 (UFG) TC4 合金的摩擦系数随磨损时间变化的曲线。可以看出三者的摩擦系数均呈锯齿状上下波动，在跑合阶段不断增大，随后过渡到一个相对平稳的阶段，并且三者的平均摩擦系数逐渐下降，分别为 0.87、0.79 和 0.76。表 1 列出 3 种烧结材料的显微组织特征及性能参数。结果显示，随着显微组织的逐步细化，TC4 合金的硬度逐渐提高。粗晶 TC4 合金的 HV 硬度最低 (2940 MPa)；双尺度 TC4 合金的硬度呈双峰分布，细晶区和粗晶网篮组织区的 HV 硬度分别为 3930 MPa 和 3230 MPa；超细晶 TC4 合金的硬度最高，达约 4570 MPa。

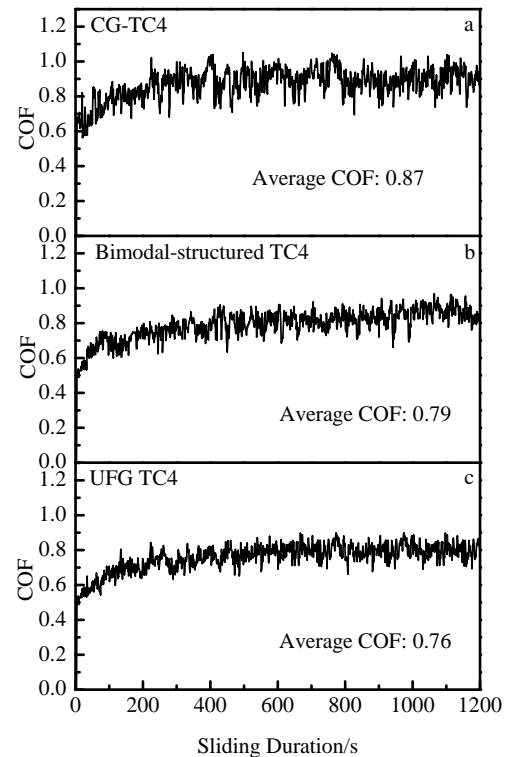


图 5 摩擦系数随时间变化曲线

Fig.5 Variation of coefficient of friction (COF) with the sliding duration

表 1 烧结材料的显微组织及性能参数  
Table 1 Microstructure and properties of sintered samples

Ball-milling time, sintering temperature of samples	Microstructure	Relative density/%	Average grain size/ $\mu\text{m}$	Microhardness, HV/MPa	Average COF	Wear rate/ $\times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$
0 h, 1000 °C	Widmanstatten $\alpha+\beta$	98.9	2~5*	2940 $\pm$ 150	0.87	2.11
6 h, 850 °C	Basketweave, Equiaxed $\alpha+\beta$	99.2	0.3~1.3* 1~2	3230 $\pm$ 160 3930 $\pm$ 110	0.79	1.99
10 h, 850 °C	UFG equiaxed $\alpha+\beta$	99.2	0.87	4570 $\pm$ 130	0.76	1.89

\*Thickness of  $\alpha$ -lamellae

随着硬度的提高，TC4 合金的磨损率逐渐下降，根据 Archard 公式<sup>[3]</sup>：

$$V=KLN/H \quad (1)$$

式中， $V$  代表磨损体积， $L$  代表滑动距离， $N$  代表施加的载荷， $K$  代表摩擦系数， $H$  代表磨损表面的硬度，材料的摩擦系数越低，硬度越高，其耐磨性能越好。在 3 种不同结构的 TC4 合金中，超细晶 TC4 合金拥有最低的摩擦系数和最高的硬度，因而具有最低的磨损率。

### 2.3 磨损机理

图 6 为 3 种不同显微组织的 TC4 合金的磨损形貌。表 2 列出了磨痕上不同区域的 EDS 分析结果。图 6a 为粗晶 TC4 合金的磨损形貌。呈现明显的塑性变形和粘着特征，说明发生了严重的粘着磨损。由于钛合金导热性差，易粘着，在磨损过程中，容易在接触峰点产生瞬时高温而使材料软化，与对磨副产生粘着，粘着结点在剪切力和冲击力的作用下撕裂形成大量磨屑。磨屑被磨球反复挤压，在磨面上不断堆积焊合形成磨屑层，随着塑性变形的不断累积，发生加工硬化并导致次表面萌生疲劳微裂纹，微裂纹由内向外扩展，延伸到表面后造成整块撕裂剥落形成剥落坑，引起严重的材料损失，如图 6a 插图所示，这种磨损实质是疲劳破坏的过程。对磨屑进行 EDS 分析（A 区），发现 Fe 元素含量高达 13.03%（原子分数），说明钛合金在发生粘着撕裂的同时也带走了部分对磨件 GCr15 钢球的材料。另外，磨屑层中氧的含量高达 37.52%（质量分数），说明磨损过程伴随着明显的氧化反应。

双尺度和超细晶 TC4 合金的磨损形貌与粗晶 TC4 合金截然不同，分别如图 6b 和 6c 所示。从图 6b 中可以观察到典型的犁沟形貌，以及局部的粘着痕迹。这些犁沟是由于掉落的硬质磨屑的犁削或微切削作用形成的，犁沟的深度较大。磨面上还存在局部的剥层现象，这是因为磨屑在材料表面上来回犁削形成塑性的沟槽的同时，将在犁沟两侧或前端形成犁皱，犁皱在后续磨损过程中又被压平，如此反复变形致使表面材料发生加工硬化，引起裂纹萌生和扩展，最终造成块状磨屑从表面脱落，与剥层磨损比较，犁削破碎脱落

的磨屑尺寸较小，因此引起的磨损量也较小<sup>[15]</sup>。从图 6c 中可以看出超细晶 TC4 合金的磨损形貌与双尺度细晶 TC4 合金类似，同样呈现磨粒磨损和轻微粘着磨损特征，但其犁沟的深度更浅，犁削破碎的现象也有所改善，这些均与硬度的进一步提升有关。从图 6b 和图 6c 中均可观察到大量磨屑堆积在磨面的凹坑和犁沟内，这些磨屑除了导致磨粒磨损外，还可以在稳定磨损阶段成为第三体，可以隔离摩擦副与材料的直接接触，起到承载和减摩的作用<sup>[16,17]</sup>。对双尺度和超细晶 TC4 合金的磨屑（B 和 D 区）进行 EDS 分析，均发现氧含量显著增加，说明在两者的磨损过程中同样发生了氧化磨损；另外磨屑中的铁元素含量均无明显增加（磨损前试样因高能球磨引入的铁元素含量约为 1.22%，质量分数），说明两者均只发生了轻微的粘着磨损，这与磨损形貌的观察结果相符。

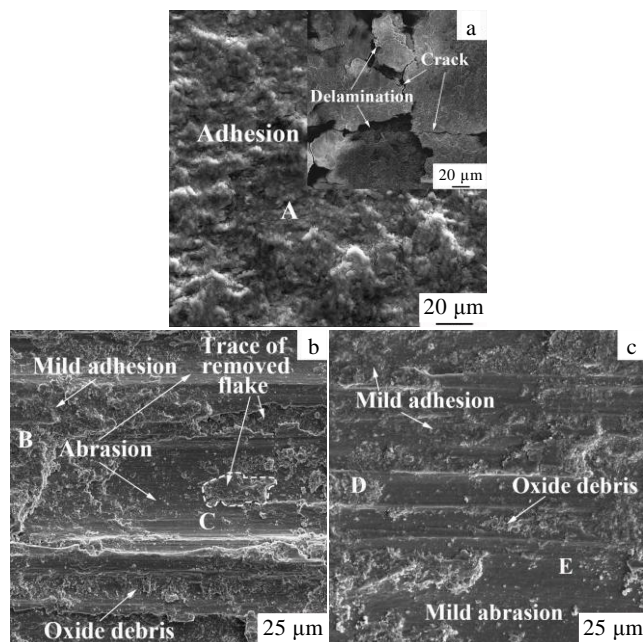


图 6 烧结材料的磨损形貌

Fig.6 Morphologies of the wear surfaces of sintered samples: (a) CG TC4 alloy, (b) bimodal-structured TC4 alloy, and (c) UFG TC4 alloy

表2 图6中磨痕表面的化学成分

Table 2 Chemical composition of the wear surface detected by EDS in Fig.6 (wt%)

Region	O	Al	Ti	V	Fe
A	37.52	1.75	33.09	1.47	26.17
B	25.38	4.35	64.41	3.94	1.92
C	-	6.43	87.18	5.19	1.20
D	23.00	3.64	68.19	3.17	2.00
E	-	6.08	88.05	4.10	1.77

综上所述,原始粉末烧结的粗晶TC4合金的磨损机制是粘着磨损、疲劳剥层磨损和氧化磨损;采用球磨6和10h粉末分别烧结的双尺度和超细晶TC4合金的磨损机制转变为以磨粒磨损为主,并伴随轻微粘着磨损。造成这种转变的原因主要是晶粒细化使双尺度和超细晶TC4合金的硬度逐步提高,塑性变形抗力和粘着磨损抗力得到增强,而且晶粒细化使得裂纹较难扩展<sup>[18]</sup>,从而避免了严重的粘着磨损和疲劳剥落现象,磨损机制向磨粒磨损转变。磨损率的变化趋势与磨损形貌的变化趋势一致,逐步下降。

Lim和Ashby<sup>[19]</sup>指出摩擦系数与实际接触面积,接触的状态以及磨屑的润滑作用有关。在本研究中,随着晶粒的逐步细化,TC4合金的摩擦系数逐渐降低,双尺度和超细晶TC4合金的平均摩擦系数较粗晶TC4合金分别下降了9.2%和12.6%,这应该与磨粒在双尺度和超细晶TC4合金的磨损过程中起到了承载和减摩的作用有关,并且由于超细晶TC4合金硬度更高,在磨损过程中磨粒所能压入表面的深度更小,磨球与材料表面相互运动的阻力更小,因此摩擦系数下降幅度更大。Stolyarov<sup>[20]</sup>等关于超细晶钛的研究也得出相同的结论。

许多关于超细晶、纳米晶钛的摩擦磨损性能的研究表明,当钛在磨损过程中发生了严重的氧化反应,形成大量氧化物覆盖在磨痕表面时,这层氧化物层将对超细晶/纳米晶钛的摩擦磨损性能起决定性作用,从而掩盖了晶粒细化的强化效果,如Wang<sup>[21]</sup>和La<sup>[22]</sup>的研究中,尽管超细晶钛的耐磨性得到提升,但其摩擦系数与粗晶钛无明显差异,再如Purcek<sup>[8]</sup>的研究中,超细晶钛的耐磨性与粗晶钛相比并没有得到提升。本研究中,尽管氧化磨损均存在于双尺度和超细晶TC4合金的磨损过程中,并且随着晶粒细化,晶界比例不断增加,TC4合金的化学活性提高,氧化磨损的作用可能更加明显。但是在两者磨痕的大部分区域(C和E区)上均没有检测到氧元素,说明氧化磨损在两者的磨损中并不占主导作用,因此晶粒细化对TC4合金摩擦磨损性能的提升作用得以体现。

### 3 结论

1) 原始粉末烧结材料显微结构为粗大的魏氏组织, $\alpha$ 片层的厚度约为2~5  $\mu\text{m}$ ;球磨6h粉末烧结材料的显微组织呈现双尺度网状结构,细晶等轴区的平均晶粒尺寸约为1~2  $\mu\text{m}$ ,粗晶网篮组织的 $\alpha$ 片层厚度约为1~2  $\mu\text{m}$ ;而球磨10h粉末烧结材料基本上为超细晶等轴组织,平均晶粒尺寸为0.87  $\mu\text{m}$ 。

2) 随着显微组织的逐步细化,TC4合金的硬度逐渐提高,摩擦系数和磨损率逐渐下降。超细晶TC4合金的硬度(~4570 MPa)比粗晶TC4合金提高了55.4%,平均摩擦系数和磨损率比粗晶TC4分别下降了12.6%和10.4%。

3) 超细晶TC4钛合金比粗晶TC4钛合金具有更优异的减摩耐磨性能,这主要归因于晶粒细化引起的硬度提高,以及由硬度提高而导致的磨损机制的转变。粗晶TC4钛合金磨损机制为严重的粘着磨损、疲劳剥层磨损及氧化磨损,而超细晶TC4钛合金的磨损机制为磨粒磨损、轻微的粘着磨损及氧化磨损。

#### 参考文献 References

- [1] Ko Y G, Lee C S, Shin D H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(2): 381
- [2] Sergueeva A V, Stolyarov V V, Valiev R Z *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 323(1-2): 318
- [3] Archard J F. *Journal of Applied Physics*[J], 1953, 8(24): 981
- [4] Huang S, Semenov V I, Shuster L S *et al.* *Wear*[J], 2011, 271(5): 705
- [5] Roy R S, Guchhait H, Chanda A *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2007, 27(16): 4737
- [6] Abd El Aal M I, Kim H S. *Materials & Design*[J], 2014, 53: 373
- [7] Li W L, Tao N R, Han Z *et al.* *Wear*[J], 2012, 274-275: 306
- [8] Purcek G, Saray O, Kul O *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 517(1-2): 97
- [9] Garbacz H, Grądzka-Dahlke M, Kurzydłowski K J. *Wear*[J], 2007, 263(1-6): 572
- [10] Talachi A K, Eizadjou M, Manesh H D *et al.* *Materials Characterization*[J], 2011, 62(1): 12
- [11] Gao N, Wang C T, Wood R J K *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2012, 47(12): 4779
- [12] Zhang Yusheng(张于胜), Zhang Xiaoming(张小明), Zheng Xin(郑欣) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(S2): 6
- [13] Amanov A, Cho I, Kim D *et al.* *Surface and Coatings*

- Technology*[J], 2012, 207: 135
- [14] Yan Fengyuan(阎逢元), Zhou Huidi(周惠娣), Zhang Zefu(张泽抚). *Tribology*(摩擦学学报) [J], 1995, 15(2): 145
- [15] Meng Qingwu(孟庆武), Geng Lin(耿林), Wang Chunhua(王春华). *Journal of Daqing Petroleum Institute*(大庆石油学院学报)[J], 2006, 30(4): 46
- [16] Wei Zhongshan(卫中山), Wang Min(王珉), Zhang Ming(张明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(7): 1050
- [17] Hou Bin(侯滨), Huang Weijiu(黄伟九), Chen Boshui(陈波水) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2004, 24(4): 351
- [18] Wang Zhenbo(王镇波), Yong Xingping(雍兴平), Tao Nairong(陶乃镨) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(12): 1251
- [19] Lim S C, Ashby M F. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(1): 1
- [20] Stolyarov V V, Shuster L S, Migranov M S *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2004, 371(1-2): 313
- [21] Wang C T, Gao N, Gee M G *et al. Wear*[J], 2012, 280-281: 28
- [22] La P, Ma J, Zhu Y T *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(19): 5167

## Effect of Grain Refinement on the Fretting Wear Properties of Spark Plasma Sintered TC4 Alloy

Long Yan, Huang Xiaolong, Wang Tao

(National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials,  
South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

**Abstract:** Coarse-grained (CG), bimodal-structured and ultrafine-grained (UFG) TC4 alloy were fabricated by high-energy ball-milling and spark plasma sintering. Fretting wear tests under dry sliding condition were carried out on a ball-on-disc wear apparatus to investigate the effect of grain refinement on the friction and wear properties of TC4 alloy. Results show that the finer the microstructure, the lower the coefficient of friction and the wear rate would be. This is mainly attributed to the improvement of hardness as well as the transformation of wear mechanisms as a result of grain refinement. Severe adhesion, delamination and oxidation are responsible for the wear of CG TC4 alloy, while the wear mechanism turns to be abrasive wear accompanied by mild adhesion and oxidation in the case of bimodal-structured and UFG TC4 alloy. The UFG TC4 alloy exhibits the highest hardness (HV) of ~4560 MPa with the lowest friction coefficient (~0.76) and wear rate ( $1.89 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ) under the applied load of 30 N, suggesting that grain refinement shows positive effects on friction and wear properties of TC4 alloy in current study.

**Key words:** titanium alloy; ultrafine-grained; fretting wear; wear mechanism

---

Corresponding author: Long Yan, Ph. D., Associate Professor, National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87113851, E-mail: ylong1@scut.edu.cn