

β 凝固 γ -TiAl 和 40CrMo 钢的干摩擦学性能对比研究

王鹏家¹, 李小兵², 彭宝营¹, 刘兴光³, 庞英杰¹, 刘奎²

(1. 北京信息科技大学 机电工程学院, 北京 100192)

(2. 季华实验室, 广东 佛山 528200)

(3. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243002)

摘要: β 凝固 γ -TiAl 合金虽具有比传统 γ -TiAl 更高的强度指标和服役温度, 但是目前关于这类合金的摩擦学性能和磨损机制仍缺乏系统深入的认识。以 40CrMo 钢为参照, 研究了 β 凝固的 Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (原子比, 简称 TMMW) 合金在不同载荷下的干摩擦学行为。结果表明: TMMW 和 40CrMo 钢的摩擦系数数值差异明显, 且随着载荷变化呈现出不同规律; TMMW 合金摩擦系数表现为先增加后保持相对稳定, 而 40CrMo 钢的摩擦系数随着载荷的增加持续上升; 随着载荷由 2 N 增加至 10 N, TMMW 合金比 40CrMo 钢具有更强的抗磨性, 载荷为 10 N 时磨损率由 $6.97 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 降低至 $1.88 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。TMMW 合金的磨损机制以磨粒磨损为主, 并伴随一些黏着磨损、磨粒磨损引起的塑性变形, 而 40CrMo 钢以黏着磨损为主, 伴随一定的氧化磨损和磨粒磨损。TMMW 合金中相的硬度大小顺序为: $\beta_0 > \alpha_2 > \gamma$, 在室温干摩擦条件下, β_0 相的耐磨性应较 α_2 、 γ 相更佳。高载荷下 (5~10 N), 摩擦升温后, 合金中存在的 β_0 相自身软化, 使得合金在对磨时容易发生塑性变形, 进而确保摩擦系数数值保持相对稳定。

关键词: β 凝固 γ -TiAl 合金; β_0 相; 磨损; 摩擦

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2513-11

γ -TiAl 合金是一种新兴金属间化合物结构材料, 具有低密度 ($\sim 4 \text{ g/cm}^3$)、高比强度、较好抗氧化性能等优点, 它在提高航空航天发动机推重比, 提升内燃机燃料燃烧效率, 减少温室气体排放等方面有着现役镍基高温合金、耐热钢等无法比拟的优势, 在当代航空航天工业、兵器工业以及民用工业等领域具有重要的工程应用价值^[1-2]。

作为典型的金属间化合物, TiAl 合金低室温塑性和难加工性一直被认为是限制其应用的主要壁垒^[3]。尽管如此, 美国 GE 公司开发的铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb (4822, 原子分数, 下同, 又称为传统 γ -TiAl 合金) 合金于 2012 年已在 GenxTM、LEAP-XTM、GE9XTM 系列发动机第 6、7 级低压涡轮叶片上成功实现应用, 到目前为止运行良好, 标志着低室温塑性的 TiAl 金属间化合物是可以实现可靠服役的^[4]。对于 TiAl 合金加工性改善方面, Kim 等^[5]提出在传统 γ -TiAl 合金基础上降低其 Al 含量 ($< 45\%$, 原子分数), 同时引入足量的 Mn、Mo、W 等强 β 稳定元素, 发明出一类 β 凝固的 γ -TiAl

合金, 这类合金可以利用高温 β 相诸多可开动的滑移系, 实现合金的热加工变形。如日本 MHI 发明的 Ti-42Al-5Mn 合金已可实现无包套条件下的锻造变形, 制备出的变形气门在赛车内燃机上实现了应用^[6-7], 而作者近年相继开发出的 Ti-Al-Mn-Mo^[8]、Ti-Al-Mn-W^[9]、Ti-Al-Mn-Mo-W 系 β 凝固 γ -TiAl 合金也实现了 TiAl 合金无包套、无润滑条件下的锻造、连轧热变形。上述系列应用和研究的突破为 TiAl 合金在航空航天、车辆等领域的更多部件应用奠定了有力基础。

实践证明, TiAl 合金是一种新型基体摩擦材料, 主要应用在汽车发动机排气门和涡轮增压器上^[10-11]。这些零部件长期在严酷的条件下工作, 包括: 腐蚀环境、变载环境以及摩擦环境等。如在气门服役过程, 它的杆部会与导管间产生摩擦磨损, 而盘锥面会与座圈产生冲击磨损^[12]; 在连杆使用过程, 它会与钢制轴瓦产生接触磨损, 磨损性能不好就会对连杆的可靠性产生致命伤害^[13]。然而, 虽然目前关于 TiAl 合金的力学特性已开展了大量的研究,

收稿日期: 2024-03-26

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金区域联合基金 (2023A1515140056); 广东省基础与应用基础研究基金自然科学基金 (2024A1515030091)

作者简介: 王鹏家, 男, 1985 年生, 博士, 北京信息科技大学机电工程学院, 北京 100192, E-mail: pjwneu@163.com

但是对于 TiAl 合金的摩擦学性能方面的研究尚处于起步阶段，而且目前的一些报道仍主要集中在 4822、Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B (45XD) 等传统 γ -TiAl 合金^[14]，对可热加工变形的 β 凝固 γ -TiAl 的摩擦学性能与相关机制鲜有报道，这将在一定程度上影响 TiAl 合金的工程应用进程。

因此，本研究以 Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (TMMW) 这种 β 凝固 γ -TiAl 合金为研究对象，采用常规热锻方式获得一定尺寸锻件，以 40CrMo 钢为参照对象，系统分析热处理后 TMMW 锻件与 40CrMo 钢制偶材之间的摩擦学性能与磨损机制，分析 TiAl 合金组织结构对其摩擦磨损行为的影响与机制。

1 实验

采用真空感应熔炼炉制备锭重均为 10 kg 的 TMMW 合金。Ti 采用 0A 级原料，Al 采用工业纯原料，Mn 为提纯锰，W 和 Mo 采用 Al-W、Al-Mo 中间合金加入。合金铸锭化学成分分析结果见表 1，其中 O、N、H 含量采用 TCH600 氧氮氢分析仪分析获得，Al、Mn、W、Mo 含量采用电感耦合等离子体原子发射光谱法分析获得。随后对铸锭进行热锻变形，加热温度为 1350 °C，终锻温度大于 1100 °C，总变形量大于 80%。采用电火花线从锻件上切取系列 $\Phi 22 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 圆柱，经真空封管后，在 1270 °C 高温处理 30 min，空冷至室温，再在 850 °C 处理 3 h，随后炉冷至室温。

采用真空球盘摩擦试验机测试样品的摩擦学性能，盘试样为 40CrMo、TMMW，尺寸均为 $\Phi 22 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ ，对偶磨棒为 40CrMo 钢，盘试样与对偶棒摩擦示意图如图 1 所示。试验前，用乙醇进行超声清洗，烘干样品表面。试验条件如下：摩擦半径固定为 5 mm，转速固定为 200 $\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$ 。测试环境为大气，温度为室温，相对湿度 52%；固定测试时间为 20 min 时，载荷分别选择 1、2、5 和 10 N，测试不同载荷下 2 种材料的摩擦学性能。摩擦系数由摩擦仪自动记录，磨损后的磨痕截面积用 KLATencor P-7 表面轮廓仪测试，磨损率 W 通过 $W=V/(N \cdot S)$ 计算，这里 V 为材料的磨损体积 (mm^3)， N 为实验采用的法向载荷 (N)， S 为滑动距离 (m)。

表 1 TMMW 合金的化学成分

| Table 1 Chemical composition of the TMMW alloy ($\omega/\%$) | | | | | | | |
|--|------|------|------|-------|--------|--------|------|
| Al | Mn | W | Mo | O | N | H | Ti |
| 43.95 | 3.03 | 0.39 | 0.38 | 0.068 | 0.0012 | 0.0011 | Bal. |

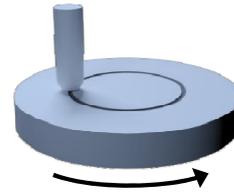


图 1 盘试样与对偶棒摩擦示意图

Fig.1 Friction schematic diagram between disk specimen and dual rod

对热处理后的 TMMW 合金试样显微组织进行检测与分析。试样经打磨、抛光等标准金相方法处理后，采用 JXA-iHP200F 场发射电子探针显微分析仪 (EPMA) 在背散射电子模式 (BSE) 下观察合金的显微组织结构。采用 Talos F200X G2 透射电子显微镜 (TEM) 观察片层组织微观形貌，借助 IPP 6.0 图像分析软件测量和统计片层厚度。采用 Phenom XL 扫描电子显微镜 (SEM) 分析摩擦磨损试验后磨痕的微观结构和磨斑形貌，对摩擦过程产生的相成分进行能谱 (EDS) 分析。

采用 HVS-1000Z 显微硬度仪对 40CrMo、TMMW 合金显微硬度进行测量，载荷为 500 g，保载 10 s，测量位置不低于 10 个，并求其平均值。采用安装在 Veeco 3100 大型扫描探针显微镜镜头上的 Hysitron Triboscope 来检测 TMMW 合金中 α_2 、 γ 、 β_0 相的纳米硬度值。最大压痕载荷设置为 10000 μN ，以确保所有相的穿透深度约为 300 nm，避免压痕尺寸效应的影响。这些压痕以恒定的 200 $\mu\text{N/s}$ 加载和卸载速率进行负载控制，在最大负载下保持 5 s，以补偿蠕变和热漂移。每次在目标位置测量 4×4 或 8×8 的点阵，点距为 2 μm ，在至少五个不同位置采集特定相的载荷-深度位移曲线，计算拟合出特定相的硬度。

采用 DXF-200 热导仪对 TMMW 合金热导率和比热容等热物性参数进行测量，试样尺寸为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ ，端面平行度要小于 20 μm ，粗糙度小于 1.6 μm 。每个温度点的热导率、比热容等测试数据均为 3 次实测数据的平均值。依据 GB/T 228.1-2010 标准，针对 TMMW 热处理试样，沿着锻造拔长方向截取系列 $M16 \times \Phi 5 \text{ mm}$ 的拉伸试样，测试试样室温的屈服强度、抗拉强度。

2 实验结果

2.1 TMMW 合金物相组成、微观结构和性能

图 2 为 TMMW 合金的 XRD 图谱和微观结构。由 XRD 图谱可以看出 TMMW 合金主要由 γ 、 α_2 和 β_0 三相组成。传统 γ -TiAl 合金包含 γ 和 α_2 两相，对于 TMMW

这类 β 凝固的 γ -TiAl 合金, 由于其含有足量的 Mn、W、Mo 等强 β 稳定元素, 因这类元素的强烈相稳定作用, 合金高温 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变无法完全发生, 残留部分的 β 相在低温会演变为有序化的 β_0 相。由图 2b~2d 中合金显微组织的 EPMA-BSE 和 TEM 结果表明, 该合金显微结构由 α_2/γ 片层组织和其周围 β_0/γ 混合相组成, 片层结构周围的 β_0/γ 混合相是高温无序 β 相演变而来。结合前期研究结果可知^[15], 在冷却过程中高温无序 β 相首先发生 $\beta \rightarrow \gamma$, 剩余的 β 相转变为有序 β_0 , 由此在片层结构周围分布 β_0/γ 混合组织。由片层组织的 TEM 结果可知, 片层间距约为 35.5 nm, 而且可以看出, 在 α_2 片层中也析出了少量 β_0 , 这主要是由于 Mn、W、Mo 等强 β 稳定元素一般会在 α_2 或 γ/α_2 界面处发生局部富集^[16], 致使该处的 α_2 相结构稳定性降低, 在 850 °C 时效热处理过程, 当达到 β_0 相形核热力学条件下时即可发生 $\alpha_2 \rightarrow \beta_0$ 转变。

表 2 是 40CrMo 和 TMMW 的性能与热物性参数测试结果, 需要说明的是除显微硬度外, 40CrMo 钢相关数据源自 GB/T 3077-2015 标准。对比发现, TMMW 合金比 40CrMo 钢硬度、比热容更高, 密度约为 40CrMo 一半。但 TMMW 合金具有更低的热导率和稍低的室温强度。因此, 这 2 类材料具有明显的差异, 二者间的摩擦磨损行为也将呈现不同规律。

2.2 摩擦系数-时间曲线

图 3 和图 4 分别是 40CrMo 钢和 TMMW 合金与 40CrMo 偶磨棒在 1~10 N 载荷下摩擦系数随时间的变化曲线。一般地, 摩擦过程可分为 2 个阶段, 即磨合阶段和稳定阶段。磨合阶段表现为摩擦系数随着时间的增加而增加, 这主要是由于两对磨件均有一定的粗糙度, 二者基体表面的微凸体和硬质点的犁削作用使得接触面积增加, 黏着磨损和磨粒磨损变得严重, 导致摩擦系数不断增加。随着摩擦的进行, 二者的表面

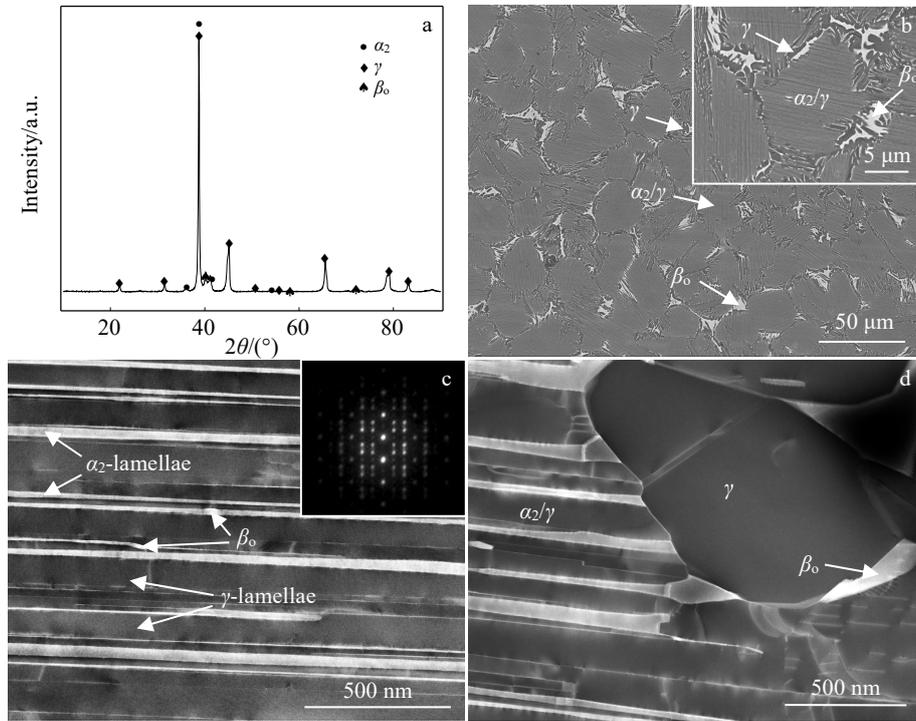


图 2 热处理后的锻造 TMMW 合金 XRD 图谱及显微组织

Fig.2 XRD pattern (a), EPMA-BSE (b), and TEM (c-d) images of the forged TMMW alloy after heat treatment

表 2 TMMW 合金和 40CrMo 钢的性能与热物性参数

Table 2 Properties and thermophysical parameters of TMMW alloy and 40CrMo steel

| Material | Hardness, HV _{0.5/} ×9.8 MPa | Thermal conductivity/W·(m·K) ⁻¹ | | RT specific heat/J·(g·K) ⁻¹ | Elastic modulus/ GPa | Poisson's ratio | RT yield strength/MPa | RT tensile strength/MPa | Density/ g·cm ⁻³ |
|----------|--|---|--------|---|-------------------------|--------------------|--------------------------|----------------------------|--------------------------------|
| | | 20 °C | 400 °C | | | | | | |
| 40CrMo | 281 | - | 37.7 | 0.149 | 210 | 0.30 | 835 | 980 | 7.85 |
| TMMW | 367 | 11.4 | 16.8 | 0.629 | 150 | 0.23 | 745 | 880 | 4.03 |

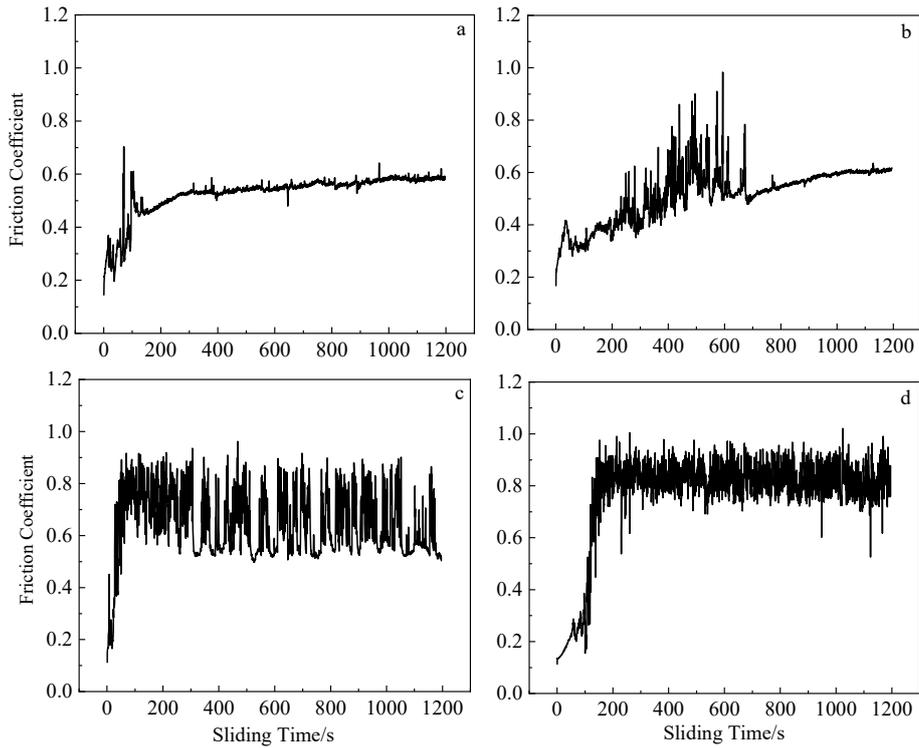


图 3 不同载荷下 40CrMo 与 40CrMo 对磨时的摩擦系数随时间的变化曲线

Fig.3 Variations of friction coefficient of 40CrMo steel against 40CrMo steel with sliding time under different loads: (a) 1 N, (b) 2 N, (c) 5 N, and (d) 10 N

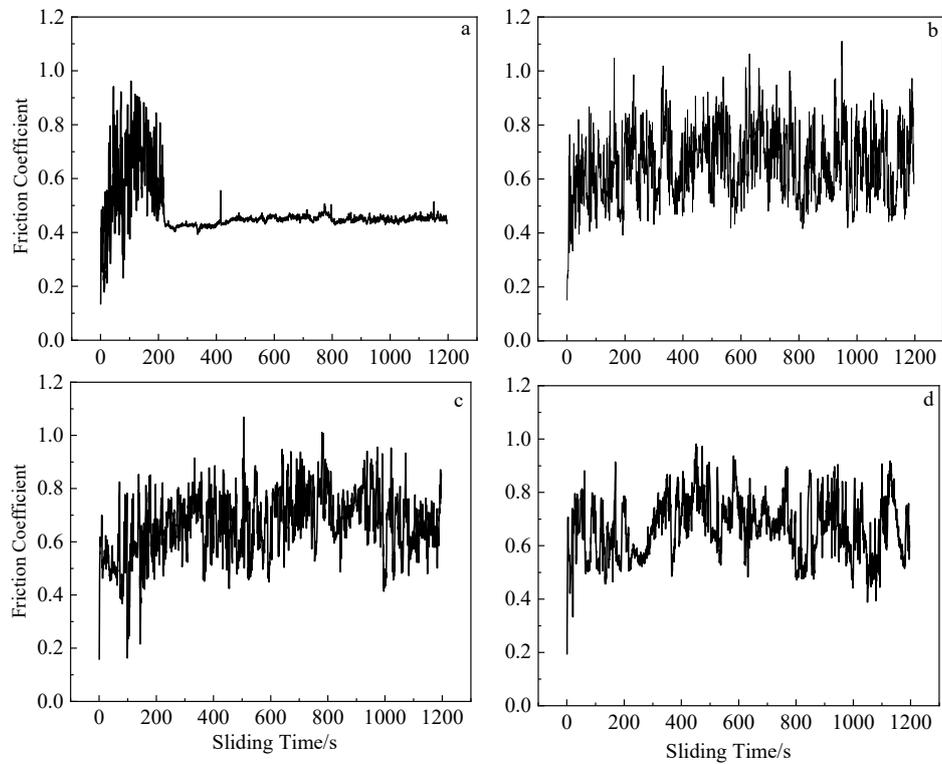


图 4 不同载荷下 TMMW 合金与 40CrMo 对磨时的摩擦系数随时间的变化曲线

Fig.4 Variations of friction coefficient of TMMW alloy against 40CrMo steel with sliding time under different loads: (a) 1 N, (b) 2 N, (c) 5 N, and (d) 10 N

都会不同程度的抛光,接触表面微凸起被磨平,接触应力降低,摩擦力下降。当两对磨件表面的“微区抛光”达到最大限度且真实接触面积达到动态平衡时,摩擦力达到相对稳定值。

由本研究实验结果可以看出:(1)在低载荷(如 1 N)下,2 种材料的摩擦系数-时间曲线在稳定阶段均比较平直稳定。对比而言,40CrMo-40CrMo 对磨时,曲线的磨合阶段波动较小,摩擦系数达到稳定时的时间更短(约 160 s),反之,TMMW-40CrMo 对磨时,曲线的磨合阶段波动较大,摩擦系数达到稳定时的时间更长(约 200 s);(2)当载荷为 2 N 时,40CrMo-40CrMo 对磨时的磨合时间明显提高(约 700 s),其稳定阶段曲线仍相对平直。而 TMMW-40CrMo 对磨时,尽管曲线的磨合阶段较短(约 60 s),但其稳定阶段摩擦系数呈现较大的波动,未表现出平直的直线;(3)随着载荷提高至 5~10 N,2 种材料对应曲线的磨合阶段均未再增加,二者的磨合时间与 1 N 载荷时的相近,但是曲线的稳定阶段对应的摩擦系数均呈现上下波动的现象。

2.3 载荷对平均摩擦系数和磨损率的影响

图 5 为 40CrMo 和 TMMW 合金与 40CrMo 偶磨棒在 1~10 N 载荷下对磨时的平均摩擦系数及磨损率测试结果。由图 5a 可以看出,二者的摩擦系数数值和变化规律存在较大差异。随着载荷的提高:(1)40CrMo 与 40CrMo 之间的摩擦系数呈现持续增加的趋势。当载荷为 1~2 N 时,摩擦系数平均数值保持在 0.5~0.55;当载荷为 10 N 时,二者间的摩擦系数已达到约 0.75,

而且载荷的提高摩擦系数波动程度也有所增加;

(2) TMMW 合金与 40CrMo 之间的摩擦系数呈现先略微增加后保持相对稳定的趋势。当载荷为 2 N 时,二者间的摩擦系数达到最大值(约 0.65)。对比来看,当载荷较低(1 N)时,TMMW-40CrMo 的摩擦系数为约 0.45,而 40CrMo-40CrMo 的为约 0.5,即 40CrMo 略高于 TMMW 合金;当载荷处于中等水平(2~5 N)时,TMMW 合金对应的摩擦系数高于 40CrMo,且随着载荷的增加,二者间的差值降低,载荷为 5 N 时,二者几乎达到同一水平;当载荷较高(10 N)时,TMMW 合金对应的摩擦系数明显低于 40CrMo。

由于 40CrMo 和 TMMW 2 种材料磨损率存在数量级差别,为更清晰呈现两者磨损率随载荷的变化规律,对图 5b 的纵坐标取对数获得图 5c。由磨损率测试结果可知,随着载荷由 1 N 增至 10 N,40CrMo 与 TMMW 合金盘试样的磨损率均随之增加。对比来看,二者磨损率均呈现 2 种梯度的增长规律(表 3)。摩擦载荷从 1 N 增加至 2 N 时,TMMW 合金与 40CrMo 的磨损率增加速率高于 40CrMo-40CrMo,约为后者的 3 倍;而载荷由 2 N 进一步增加至 10 N 时,TMMW 合金与 40CrMo 的磨损率增长速率显著降低,仅增长了约 0.88 倍(10 N 载荷下的磨损率为 $1.88 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$,为 2 N 下的 $1.0 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 的 1.9 倍左右)。然而,40CrMo 与 40CrMo 却由 2 N 载荷下的 $3.86 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$,大幅度增加至 $6.97 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$,增长约 180.6 倍。可见,TMMW 合金与 40CrMo 对磨时,在较低载荷(2 N),

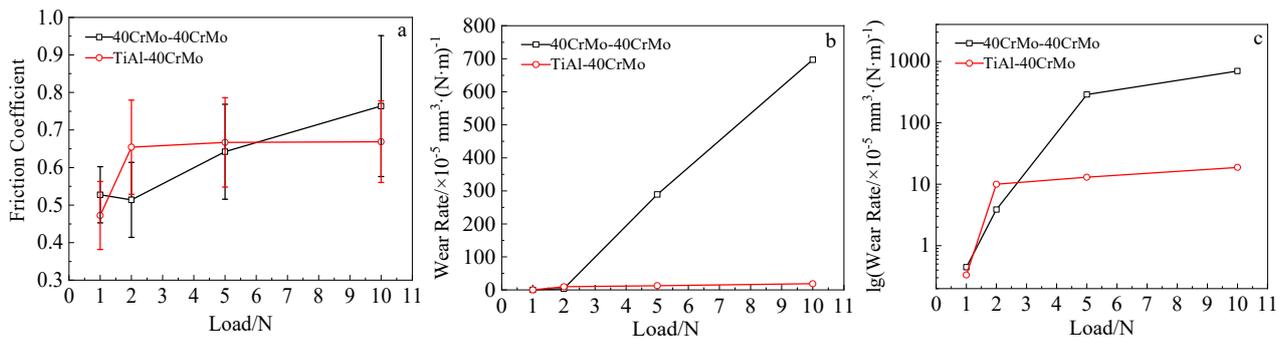


图 5 2 种材料与 40CrMo 对磨时的摩擦系数及磨损率的变化

Fig.5 Variations of friction coefficient (a) and wear rate (b-c) of the 40CrMo and TMMW alloy with the load against 40CrMo steel

表 3 不同载荷下 TMMW 合金与 40CrMo 分别与 40CrMo 对磨时的磨损率增加速率

Table 3 Increase rates of the wear rate for TMMW and 40CrMo under different loads against 40CrMo steel

| Material | 1-2 N | 2-10 N |
|----------|-------|--------|
| 40CrMo | 8.7 | 180.6 |
| TMMW | 30.0 | 1.3 |

虽然 TMMW 合金自身的磨损率会高于 40CrMo,但是随着载荷的增加(约 10 N),TMMW 合金的磨损率却并不会出现明显加剧的现象,反而极为明显地低于 40CrMo 材料自身对磨的磨损率增长速率。

2.4 磨痕形貌与典型成分

图 6 及表 4 是 40CrMo 与 40CrMo 在不同载荷下

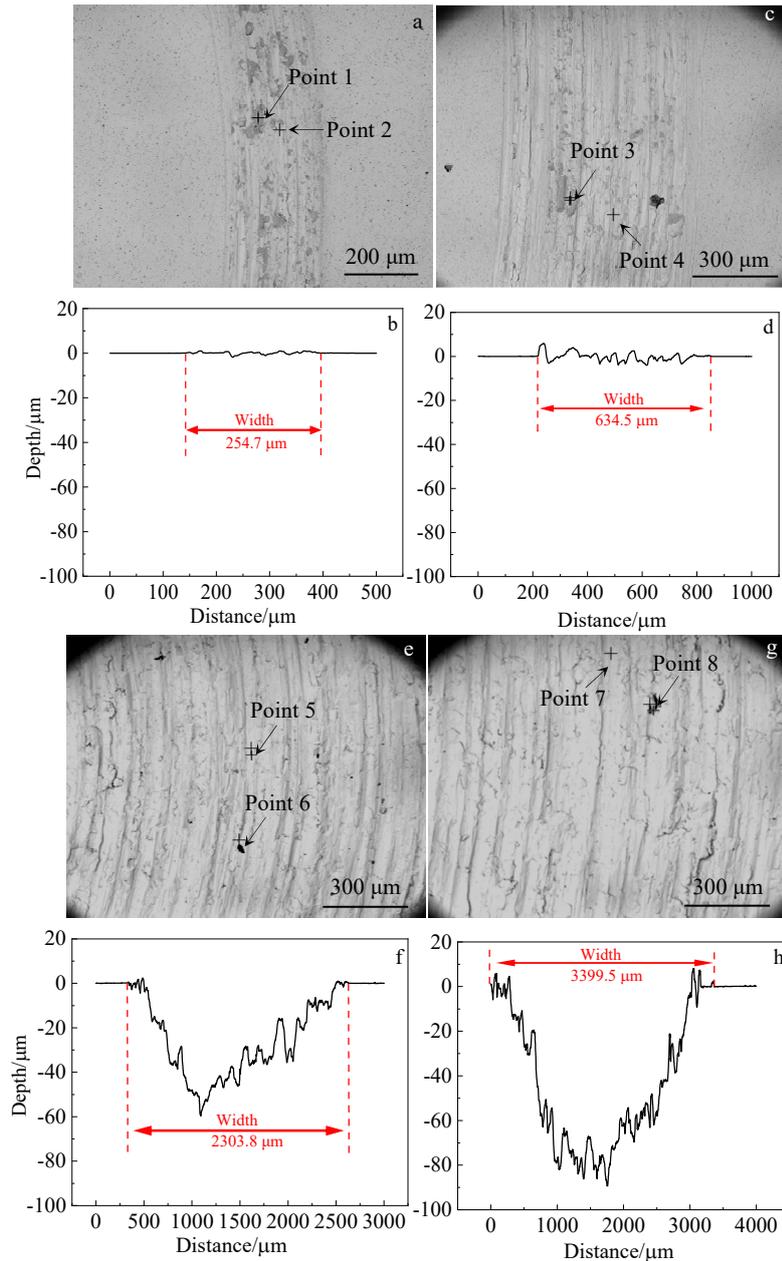


图 6 不同载荷下的 40CrMo 与 40CrMo 对磨的磨痕形貌及磨痕特征分析

Fig.6 Wear scar morphologies (a, c, e, g) and wear mark characteristic analysis (b, d, f, h) of the 40CrMo steel with the load of 1 N (a-b), 2 N (c-d), 5 N (e-f), and 10 N(g-h)

磨损表面 SEM 形貌和图 6 中标记位置的 EDS 磨痕特征分析结果。由磨痕形貌可以看到：(1) 高载荷下磨痕面积明显高于低载荷下磨痕面积；(2) 载荷较低时 (1~2 N)，在磨痕处检测到明显的灰色斑块，且载荷为 1 N 的磨痕灰色斑块明显高于载荷为 2 N 的磨痕，而当载荷提升至 5 N 时，灰色斑块数量明显减少。由表 4 可知，这些灰色斑块含有较多氧，由此推断该区域为摩擦过程中形成的氧化组织，这种氧化组织的作用将在后文进行讨论。需要说明的是，对于 5 N 载荷时所测的 6 点成分中不含 Fe 元素，因此可以推断其为未清理干净的杂物。

由不同载荷 40CrMo-40CrMo 对磨形成的磨痕特征进一步发现：(1) 当载荷为 1 和 2 N 时，磨痕深度较浅，局部最大深度为 5~10 μm，宽度分别为 254.7 和 634.5 μm，即随着载荷由 1 N 提升至 2 N 后，磨痕宽度增加至起初的 2.5 倍，而磨痕最大深度增加约 1 倍，最大深度的沟壑数量也随之增加；(2) 当载荷提升至 5 N，磨痕深度快速增加至 60 μm，约为 2 N 时的 6 倍，同时磨痕宽度扩展为 2303.8 μm，约为 2 N 时的 3.6 倍。据此表明，在该载荷数值条件下，二者发生了十分明显的磨损；(3) 当载荷为 10 N 时，磨痕深度进

一步增加至 90 μm, 磨痕宽度则扩大至 3399.5 μm, 磨损现象进一步加剧。由此可见, 低载荷下 (1~2 N), 40CrMo 与 40CrMo 之间的磨损现象并不十分明显, 而一旦载荷增加至 5 N 后, 两者之间的磨痕急剧加宽, 磨损面积加大, 磨痕深度加深, 导致磨损率增加了 2~3 个数量级。也就是说, 载荷对 40CrMo 与 40CrMo 之间的磨损率影响十分巨大, 这与该范围内二者之间的摩擦系数急剧增加有密切关系。

图 7 是 TMMW 合金与 40CrMo 在不同载荷下磨损 SEM 表面形貌和磨痕特征分析结果。表 5 是图 7 中二者磨痕典型位置 EDS 能谱分析结果。由磨痕形貌测试结果可以看到, 与 40CrMo-40CrMo 之间对磨类似, 高载荷下 TMMW-40CrMo 磨痕面积明显高于低载荷下磨痕面积。需要说明的是, TMMW 合金与 40CrMo 对磨后, 磨痕中存在大量的犁沟和少许剪切撕裂纹及麻点, 同时还粘附着一些细小的磨粒, 这是典型的磨粒磨损和黏着磨损特征, 故磨损机制是磨粒磨损和轻微的黏着磨损, 而且与 40CrMo-40CrMo 对磨不同, TMMW-40CrMo 磨痕可以发现存在明显的塑性变形形貌, 但未见明显开裂的现象, 后文将对此进行更深入的讨论。由表 5 可进一步发现, 在 TMMW 合金与 40CrMo 摩擦过程中磨痕处几乎没有形成氧化物组织。表明, TMMW 合金应具有良好的高温抗氧化性, 在对磨生热过程仍未发生明显高温氧化, 这与合金中 W 元素改善抗氧化性有密切关系^[7]。

由不同载荷磨痕的形貌发现: (1) 载荷为 1~2 N 时, 磨痕深度并不明显, 局部最大深度约 3 μm, 宽度分别为 443.8 和 829.5 μm, 即随着载荷由 1 N 提升至 2 N, 磨痕宽度仅增加了 1 倍, 而磨痕最大深度并未发生明显变化, 仅最大深度的沟壑数量增加; (2) 载荷提升至 5 和 10 N 后, 磨痕的宽度和深度均明显增加, 载荷为 5 N 时沟壑深度最大值为 20 μm。但值得说明的是, 随着载荷由 5 N 提高至 10 N 后, 磨痕宽度和深度并未出现明显增加的趋势, 这与该载荷范围 TMMW 合金与 40CrMo 之间保持相对稳定的摩擦系数有关。与 40CrMo-40CrMo 对磨结果相比较可以看出, 低载荷条件下 (1~2 N), TMMW-40CrMo 磨痕宽度更宽, 而磨痕深度较浅; 高载荷时 (5~10 N), TMMW-40CrMo 对磨性能保持相对稳定, 并未发生明显变化。

3 讨论与分析

3.1 40CrMo/TMMW-40CrMo 摩擦磨损机制

通常而言, 金属间的磨损失效形式主要包括黏着磨损、磨粒磨损、疲劳磨损、腐蚀磨损等^[18], 摩擦条件的变化, 如加载载荷、对磨速度、摩擦配副材料、

温度、湿度、摩擦气氛等, 也将对材料的磨损机制产生明显影响^[19-20]。对于室温、干摩擦磨损过程, 磨损形式通常以黏着磨损和磨料磨损为主。所谓黏着磨损是指作相对运动的两接触表面由于分子间的吸引力作用而产生固相局部焊合或黏附连接, 致使材料从一个表面转移至另一个表面所造成的磨损。而磨粒磨损是指作相对运动的两接触表面由硬质颗粒或较硬表面上的微凸起体在摩擦过程中的“微磨削”、“微切削”与“微开裂”综合作用而引起的表面擦伤与表面材料脱落或分离出磨屑的磨损。因此, 对于同材质金属间的对磨通常以黏着磨损为主, 而对于异材之间的对磨则会以磨粒磨损为主。在一些实际磨损过程, 除基于材质类型的差异发生上述磨损行为外, 界面接触应力也是产生黏着磨损和磨粒磨损的重要因素。如对于一些异材之间的磨损, 除以磨粒磨损为主外, 随着载荷的提升, 界面接触应力增加, 同样也可发生一定程度的黏着磨损。

对于本研究中的 40CrMo-40CrMo 这类同种金属材质间的对磨, 由于分子间的吸引力相近, 因此通常以黏着磨损为主。另外, 由低载荷下的 40CrMo-40CrMo 对磨行为也发现, 磨痕处存在明显的氧化和剥落现象 (图 6a 和 6c), 表明在本研究的对磨条件下二者之间也可发生氧化磨损。值得指出的是, 高载荷下由于氧化剥落现象加剧, 这些剥落的氧化物硬质颗粒会进一步诱发磨粒磨损的发生。因此, 40CrMo-40CrMo 磨损机制应以黏着磨损为主, 还会伴随一定氧化磨损和磨粒磨损。

对于 TMMW-40CrMo 这类不同材质作为摩擦副时, 由于其中相对较硬的基体粗糙峰会对较软的基体表面起到磨粒作用, 因此二者对磨过程中易发生磨粒磨损。磨粒磨损中磨粒与表面接触处的应力较低, 因此固体表面产生擦伤或微小的沟壑痕迹, 其特征为在摩擦副对偶表面沿滑动方向形成划痕。由表 2 可知, TMMW 与 40CrMo 显微硬度 (HV_{0.5}) 分别为 3596.6

表 4 图 6 中不同载荷下 40CrMo 磨痕位置 EDS 成分分析结果
Table 4 EDS analysis results of marked the wear scar for 40CrMo steel under different loads in Fig.6 (at%)

| Load/N | Point | Fe | O | Cr | Si | N | C |
|--------|-------|-------|-------|------|------|-------|-------|
| 1 | 1 | 31.38 | 68.62 | - | - | - | - |
| | 2 | 87.16 | 10.33 | - | 1.03 | - | - |
| 2 | 3 | 34.20 | 65.45 | 0.36 | - | - | - |
| | 4 | 96.69 | 2.36 | 0.95 | - | - | - |
| 5 | 5 | 80.10 | 10.51 | - | - | - | - |
| | 6 | - | 40.67 | - | - | 17.87 | 31.92 |
| 10 | 7 | 98.07 | - | 0.92 | - | - | - |
| | 8 | 78.96 | 4.77 | - | - | - | 12.74 |

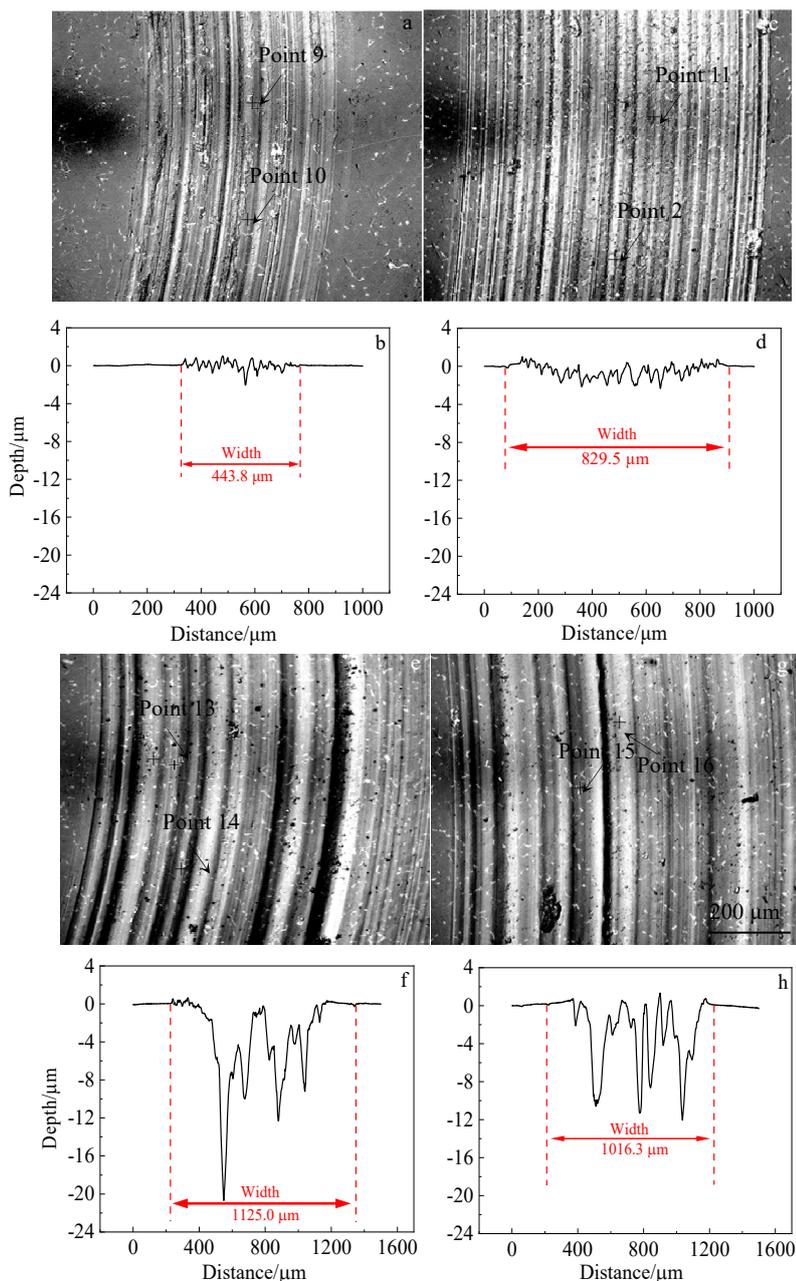


图 7 不同载荷下的 TMMW 与 40CrMo 对磨的磨痕形貌及磨痕特征分析

Fig.7 Wear scar morphologies (a, c, e, g) and wear mark characteristic analysis (b, d, f, h) of the TMMW alloy with the load of 1 N (a-b), 2 N (c-d), 5 N (e-f), and 10 N (g-h) against 40CrMo steel

和 2753.8 MPa，二者差值达到 842.8 MPa，因此，在发生磨粒磨损过程中二者之间的犁沟效应将会十分显著，例如即使载荷仅为 2 N 时对应的摩擦系数-时间曲线便开始发生剧烈抖动（图 4）。犁沟效应的产生也将使得 TMMW 与 40CrMo 之间发生塑性变形（图 7），且这种塑性变形程度将随着载荷的增加表现得更加明显。因此，TMMW-40CrMo 磨损机制以磨粒磨损为主，同样也会伴随一些黏着磨损以及磨粒磨损引起的塑性变形。

3.2 载荷对 40CrMo/TMMW-40CrMo 摩擦磨损行为影响

对比不同载荷下的平均摩擦系数可发现（图 5），载荷会明显影响 40CrMo 和 TMMW 与 40CrMo 偶之间的摩擦系数，且载荷对 2 种金属材质的影响规律并非完全一致。对于 40CrMo-40CrMo 对磨时，在低载荷（1~2 N）下，摩擦系数保持相对稳定，而随着载荷的增加，摩擦系数几乎呈线性规律提升；TMMW-40CrMo 对磨时，虽然在低载荷（1~2 N）下，摩擦系数随着载

表5 图7中不同载荷下 TMMW 标记不同磨痕位置 EDS 成分分析结果

Table 5 EDS analysis results of the marked wear scar for TMMW alloy under different loads in Fig.7 (at%)

| Load/N | Point | Ti | Al | Mn | W | Mo |
|--------|-------|-------|-------|------|------|------|
| 1 | 9 | 53.73 | 42.46 | 3.01 | 0.40 | 0.39 |
| | 10 | 50.36 | 46.80 | 2.84 | 0.39 | 0.38 |
| 2 | 11 | 59.63 | 36.65 | 3.02 | 0.41 | 0.39 |
| | 12 | 59.51 | 36.03 | 2.46 | 0.41 | 0.39 |
| 5 | 13 | 51.72 | 44.71 | 2.74 | 0.38 | 0.42 |
| | 14 | 48.58 | 47.26 | 2.64 | 0.43 | 0.40 |
| 10 | 15 | 58.04 | 36.96 | 2.92 | 0.42 | 0.40 |
| | 16 | 50.86 | 45.76 | 2.59 | 0.38 | 0.41 |

荷的增加有所提升,但当载荷进一步增加至 2 N 以上,摩擦系数基本保持不变。

由磨痕典型位置的 EDS 分析(表 3)可知,在低载荷(1~2 N)时,40CrMo-40CrMo 对磨后会在磨痕位置处形成一定含量的氧化物组织,载荷为 1 N 时对应的这类组织数量要明显高于 2 N。需要说明的是,随着载荷的进一步提高,磨痕处的氧化物组织几乎未能检测到。这类氧化物组织主要是由于在材料相互摩擦过程生热致使表面发生氧化所致。一般而言,低载荷下,该类氧化组织可以防止黏着磨损的产生,从而一定程度上降低磨损率^[21-22]。并且由于其和基体的结合力较强,在摩擦过程中不容易被去除。因此,40CrMo-40CrMo 在低载荷下对磨时摩擦系数和磨损率较低的重要因素可归为氧化组织降低了黏着磨损。但随着载荷的增加,摩擦系数也随之增加,摩擦行为加剧,理论上虽然应形成更多的氧化组织,但是由于此时氧化组织与基体间的结合力不足,摩擦过程发生脱落,从而大幅降低了氧化组织的含量,且剥落的氧化物因其硬度较高、脆性较大而成为硬质磨粒,加剧了磨粒磨损,这也是高载荷下 40CrMo-40CrMo 对磨时磨损率急剧增加的重要原因。再者,40CrMo-40CrMo 这类同种材质作为摩擦副时,对磨过程中易发生黏着磨损,且随着载荷的提升,界面接触应力增加,黏着磨损状态加剧,从而导致 5 和 10 N 载荷条件下磨损量较 1~2 N 载荷增加 1 个数量级。

由表 5 可知,TMMW-40CrMo 对磨后在磨痕位置并未检测到氧化物组织的存在,因此,低载荷时源自氧化物组织的润滑作用较少,使得其摩擦系数和磨损量较 40CrMo-40CrMo 对磨的数值偏高。相反,高载荷时,对于室温摩擦过程不易产生氧化物的 TMMW 合金,它的磨损行为随着载荷的增加却可保持相对稳

定。TMMW 合金与 40CrMo 对磨未产生氧化物组织与 TiAl 合金自身属性有直接关系。对比 40CrMo 和 TMMW 二者热物性参数(表 2)可以发现,TMMW 合金的热导率明显低于 40CrMo(400 °C 时,40CrMo 约为 TMMW 的 2 倍),但同时其比热数值几乎是 40CrMo 的 4 倍。因此,在对磨过程中尽管 TMMW 导热能力差,但是其较高的比热数值也会在一定程度上避免其在相同摩擦条件下出现过高温升。此外,对于 TMMW 合金自身而言,它的高温抗氧化性也会明显优于 40CrMo。因此,在同样摩擦条件下,TMMW 合金对应的磨痕未出现氧化物组织。另一方面,如上述磨损机制分析,随着载荷的增加,TMMW-40CrMo 之间磨粒磨损引起的塑性变形愈加明显,依据经典的摩擦学理论^[23],当对磨材料为近塑性接触时,它们之间的摩擦系数受载荷影响程度会很小,这也是载荷为 5~10 N 条件下,TMMW-40CrMo 之间摩擦系数达到相对稳定的主要原因。再者,由于 TMMW 属于金属间化合物,脆性较高,且 TMMW-40CrMo 对磨属于不同材质间的磨损,因此,即使在相对较高的载荷条件下也只能发生轻微的黏着磨损,从而确保高载荷下接触面仍具有较低的摩擦系数和磨损率。

3.3 组织结构对 TiAl 耐磨性能影响

与传统金属结构材料类似,组织结构不仅会对 TiAl 合金的力学性能产生影响,而且还会进一步影响合金的摩擦学性能。因此,认识 TiAl 合金组织结构对摩擦学性能的作用机制是获得力学性能和摩擦学性能优良 TiAl 合金材料的理论基础。然而,目前关于 TiAl 合金的摩擦学特性方面的研究报道较少,且开展的一些研究主要是集中在传统 γ -TiAl 合金,对于本研究中具有 γ 、 α_2 和 β_0 三相结构的 β 凝固 γ -TiAl 合金研究很少。从晶体结构看, γ 相为有序面心立方, $c/a \approx 1.02$ (当 Al=51at%时)^[24];而 α_2 相为有序密排六方结构, $c/a \approx 1.61$ (当 Al=40at%时)^[25],这接近于理想堆垛形式的六方结构的 c/a (1.63)^[26]。前人研究证明^[27],具有六方结构的金属如镉、锌的 c/a 为 1.63,相对于面心结构的金属而言,它们具有较好的耐磨性和摩擦特性。因此,一般认为, c/a 接近 1.63 的 α_2 相的存在可在一定程度上提升 TiAl 合金的摩擦学性能。例如,Chu 等^[28]研究对比了 Ti-25Al、Ti-40Al 和 Ti-53Al 的摩擦学性能,3 种合金分别对应纯 α_2 相、 $\alpha_2+\gamma$ 片层结构和纯 γ 相。不同摩擦速度和载荷下,3 种合金的摩擦系数大小顺序均为 Ti-53Al>Ti-40Al>Ti-25Al。所以将 α_2 与 γ 相摩擦学性能区别归为二者的塑性差异,认为有序 α_2 相室温具有较 γ 相更高的塑性是其拥有更佳耐磨性的重要原因。耿明^[25]基于铸态和全片层的 Ti-50Al 合金与 GCr15 对

表 6 不同 TiAl 合金中 γ 、 α_2 和 β_0 相显微硬度

Table 6 Hardness of the γ , α_2 and β_0 phases in TiAl alloys

| Alloy | Hardness of the phases/GPa | | | Order of hardness for different phases | Ref. |
|------------------------|----------------------------|------------|-----------|--|------------|
| | γ | α_2 | β_0 | | |
| PST TiAl | 6.8 | 9.3 | - | $\alpha_2 > \gamma$ | [29] |
| Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B | 6.8 | 8.3 | 8.0 | $\alpha_2 > \beta_0 > \gamma$ | [30] |
| Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr | 6.8 | - | 7.3 | $\alpha_2 > \gamma$ | [31] |
| Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W | 5.85 | 6.47 | 7.02 | $\beta_0 > \alpha_2 > \gamma$ | This study |

磨行为研究也证实, 全 α_2/γ 片层组织要较 γ 相的铸态组织具有更高的耐磨性和摩擦特性。相比而言, 对于具有 B2 结构的 β_0 相自身耐磨性目前鲜有报道。

另一方面, 材料硬度是衡量金属磨损性能的又一项重要指标, 硬度越大, 材料抵抗弹性变形、塑性变形和破坏的能力越强, 所以通常硬度和耐磨性能呈正相关。表 6 是本研究 TMMW 合金和一些文献报道的 TiAl 合金中 α_2 、 β_0 和 γ 相显微硬度测试结果。可以看出:

(1) γ -TiAl 合金中 α_2 、 β_0 和 γ 相的硬度绝对数值是有明显区别的, 这主要是因为不同元素对相的固溶强化作用不同; (2) 对于不同成分的 TiAl 合金, α_2 和 β_0 相的显微硬度普遍高于 γ 相; (3) 不同 TiAl 合金体系, α_2 和 β_0 相二者显微硬度大小顺序并不相同, 本研究对应的 TiAl 合金则为 $\beta_0 > \alpha_2$ 。结合上述分析不难发现, 密排六方结构的 α_2 相较 γ 相具有更优异的耐磨性也与其本身较高的显微硬度有密切关系。依据此原理, 对于本研究中的 TMMW 合金, β_0 相的耐磨性应较 α_2 、 γ 相更佳。需要说明的是, 与 α_2 、 γ 相不同, β_0 相在室温属于一种硬脆相, 随着温度的提高, 它自身会发生软化使得合金强度降低^[32]。因此, TMMW-40CrMo 在高载荷下 (5~10 N) 对磨时磨痕处出现明显的塑性变形区亦与高载荷下温度升高使得 β_0 相自身软化有关。

4 结 论

1) 锻造的 TMMW 合金经 1270 °C/30 min/AC+850 °C/3 h/FC 处理后, 显微组织结构由 α_2/γ 片层组织和其周围 β_0/γ 混合相组成, 其中片层间距约为 35.5 nm, 且 α_2 片层中析出了少量 β_0 。与 40CrMo 钢相比, TMMW 合金具有更高的硬度、比热容和更低的密度和热导率。

2) 载荷为 1~2 N 时, 40CrMo-40CrMo 摩擦系数平均数值保持在 0.5~0.55, 载荷由 2 N 增加至 10 N, 摩擦系数平均数值呈线性规律提升至 0.75, 对应的最大磨损率约为 $6.97 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$; 载荷由 1 N

增加至 2 N, TMMW-40CrMo 摩擦系数平均数值由 0.45 增加至 0.65, 随着载荷的进一步提高至 10 N, 摩擦系数平均数值保持稳定, 对应的磨损率为 $1.88 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

3) 40CrMo-40CrMo 的磨损机制以黏着磨损为主, 还会伴随一定氧化磨损和磨粒磨损。TMMW-40CrMo 的磨损机制以磨粒磨损为主, 同样也会伴随轻微的黏着磨损以及磨粒磨损引起的塑性变形。

4) TMMW 合金中相的硬度大小顺序为: $\beta_0 > \alpha_2 > \gamma$, 在室温干摩擦条件下, β_0 相的耐磨性应较 α_2 、 γ 相更佳。高载荷下 (5~10 N), 摩擦升温后, 合金中存在的 β_0 相自身软化, 使得合金在对磨时容易发生塑性变形, 进而使得摩擦系数数值保持相对稳定。

参考文献 References

- [1] Xu R R, Li M Q, Zhao Y H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 932: 167611
- [2] Pollock T M. *Nature Materials*[J], 2016, 15: 809
- [3] Yang Rui(杨 锐). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(2):129
- [4] Xie Huasheng(谢华生), Liu Shibing(刘时兵), Zhao Jun(赵军) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2022, 14(1): 44
- [5] Kim Y W, Kim S L. *JOM*[J], 2018, 70(4): 553
- [6] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S et al. *Scripta Materialia*[J], 2002, 47(6): 399
- [7] Mayer S, Erdely P, Fischer F D et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2017, 19(4): 1600735
- [8] Li X B, Qian K, Shu L et al. *JOM*[J], 2022, 74: 2985
- [9] Li Xiaobing(李小兵), Chen Bo(陈 波), Qian Kun(潜 坤) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(5): 1851
- [10] Gebauer K. *Intermetallics*[J], 2006, 14(4): 355
- [11] Zhu Chunlei(朱春雷), Li Sheng(李 胜), Zhang Ji(张 继) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(3): 980
- [12] Dai Yifan(戴一帆), Tan Zefei(谭泽飞), Chen Wengang(陈文刚) et al. *Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2023, 52(20): 91
- [13] Chen Ran(陈 然), Hu Zan(胡 赞), Zhang Yue(张 月) et al. *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2019, 44: 194
- [14] Cheng Jun(程 军), Zhu Shengyu(朱圣宇), Qiao Zhuhui(乔竹辉) et al. *Tribology(摩擦学学报)*[J], 2015, 35(3): 342
- [15] Li X B, Xu H, Xing W W et al. *Metals*[J], 2018, 8: 731
- [16] Du X W, Zhu J, Zhang X et al. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2000, 291: 131
- [17] Zhao P X, Ma H, Li X B *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2024, 178: 188
- [18] Zhang G Q, Tang J, Yang K *et al.* *Composite Structures*[J], 2024, 337: 118027
- [19] Pauschitz A, Manish Roy, Franek F. *Tribology International*[J], 2008, 41: 584
- [20] Rojacz H, Nevosad A, Varga M. *Wear*[J], 2023, 526-527: 204928
- [21] Lim S C, Ashby M F. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35: 1
- [22] Quinn T F J, Sullivan J L, Rowson D M. *Wear*[J], 1984, 94(2): 175
- [23] Wen Shizhu(温诗铸), Huang Ping(黄平), Tian Yu(田煜) *et al.* *Tribology Principle*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2018: 211
- [24] Wang L, Shen C, Zhang Y L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 826: 142008
- [25] Geng Ming(耿明). *Study on Formation Mechanism of Lamellar Microstructure and Friction and Wear Properties of TiAl Alloy*(TiAl 合金片层组织形成机理及摩擦磨损性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [26] Yu Yongning(余永宁). *Metallography Principle*(金属学原理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 70
- [27] Hampshire J, Kelly P J, Teer D G. *Thin Solid Films*[J], 2002, 420-421: 386
- [28] Chu C L, Wu S K. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 33(1): 139
- [29] Kempf M, Göken M, Vehoff H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 184
- [30] Schloffer M, Rashkova B, Schöberl T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2014, 64: 241
- [31] Kartavykh A V, Asnis E A, Piskun N V *et al.* *Materials Letters*[J], 2017, 188: 88
- [32] Kastnerhuber M, Klein T, Clemens H *et al.* *Intermetallics*[J], 2018, 97: 27

Comparison on Dry Sliding Tribological Behavior Between β -Solidifying γ -TiAl Alloy and 40CrMo Steel

Wang Pengjia¹, Li Xiaobing², Peng Baoying¹, Liu Xingguang³, Pang Yingjie¹, Liu Kui²

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Beijing Information Science and Technology University, Beijing 100192, China)

(2. Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, China)

(3. School of Materials and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

Abstract: The β -solidifying γ -TiAl alloys have higher strength and service temperatures than conventional γ -TiAl alloys, but currently there is still a lack of systematic and in-depth understanding of the tribological properties and wear mechanisms of this type of alloy. In this study, the dry-sliding tribological behavior of a β -solidifying γ -TiAl alloy with the chemical composition of Ti-44Al-3Mn-0.4Mo-0.4W (at%, named as TMMW) was investigated. For comparative purposes, the tribological behavior of a common 40CrMo steel was also examined under the same conditions. It is found that there is a significant difference in the friction coefficient values between TMMW and 40CrMo, and they exhibit different patterns as the load changes. The friction coefficient of TMMW alloy first increases and then remains relatively stable, while that of 40CrMo steel increases continuously with the increase of load. The wear resistance of the TMMW alloy is superior to that of the 40CrMo steel as the load increases from 2 N to 10 N, and the wear rate decreases from $6.97 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ to $1.88 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ under the load of 10 N. The wear mechanisms of TMMW alloy are mainly abrasive wear, accompanied by some adhesive wear and plastic deformation caused by abrasive wear, while that of 40CrMo steel is mainly adhesive wear, accompanied by certain abrasive wear and oxidation wear. It is observed that these phases are followed by β_0 , α_2 and γ in decreasing order of hardness. Therefore, the wear resistance of the β_0 phase may be superior to that of α_2 and γ phases under the present conditions. Meanwhile, the presence of β_0 phase makes the alloy prone to plastic deformation during grinding, thereby maintaining a relatively stable friction coefficient value even under a high load of 5-10 N.

Key words: β -solidifying γ -TiAl alloys; β_0 phase; wear; friction