

# Wear Behavior of $\gamma$ -TiAl Alloys Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment

Jingwen Qiu<sup>1,2</sup>, Di Pan<sup>3\*</sup>, Yi Shu<sup>4</sup>, Jianhui Yan<sup>2</sup>, Zhongyuan Duan<sup>2</sup>, Xiangyou Xiao<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Hunan Provincial Key Laboratory of High Efficiency and Precision Machining of Difficult-to-Machine Material, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan Hunan

<sup>2</sup>Materials Science and Engineering School, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan Hunan

<sup>3</sup>State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha Hunan

<sup>4</sup>HunanYufone Vacuum Science and Technology Co., Ltd., Xiangtan Hunan

Email: qjwscu@foxmail.com, \*Pandycc2@gmail.com, shuyiy@163.com, yanjianhui88@163.com, dzyhnust@163.com, xxyhnust@163.com

Received: Jul. 29<sup>th</sup>, 2018; accepted: Aug. 16<sup>th</sup>, 2018; published: Aug. 23<sup>rd</sup>, 2018

## Abstract

Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (at.%) and Ti-45Al-7Nb-0.3W (at.%) alloys were given Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) in a planetary ballmill and obtained fine-grain layers on the surface in this paper. The reciprocating sliding wear tests were performed using original TiAl samples and as-SMATed TiAl samples in the air at the room temperature. Field emission gun scanning electron microscope, X-ray diffractometer, micro-hardness tester and 3D optical surface profiler were employed to study the microstructures and wear behaviors of original samples and as-SMATed TiAl samples. It was found that fine-grain layers were produced on the surface and the microhardness of the SMATed surface on both TiAl alloys was much higher than the substrate. The wear resistance of as-SMATed TiAl alloys was also enhanced, especially the high niobium containing Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy. The results indicate the wear mechanisms of the original TiAl samples are two-body and three-body abrasive wear, as well as fatigue wear and plastic deformation. In addition, the dominant wear mechanism of as-SMATed TiAl samples is abrasive wear.

## Keywords

TiAl Alloys, Surface Mechanical Attrition, Microstructure, Tribological Properties

# 表面机械研磨强化 $\gamma$ -TiAl合金 摩擦磨损行为研究

邱敬文<sup>1,2</sup>, 潘迪<sup>3\*</sup>, 舒逸<sup>4</sup>, 颜建辉<sup>2</sup>, 段中元<sup>2</sup>, 肖祥友<sup>2</sup>

\*通讯作者。

文章引用: 邱敬文, 潘迪, 舒逸, 颜建辉, 段中元, 肖祥友. 表面机械研磨强化  $\gamma$ -TiAl 合金摩擦磨损行为研究[J]. 材料科学, 2018, 8(8): 878-889. DOI: 10.12677/ms.2018.88104

<sup>1</sup>湖南科技大学, 难加工材料高效精密加工湖南省重点实验室, 湖南 湘潭

<sup>2</sup>湖南科技大学, 材料科学与工程学院, 湖南 湘潭

<sup>3</sup>中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙

<sup>4</sup>湖南玉丰真空科学技术有限公司, 湖南 湘潭

Email: qjwesu@foxmail.com, <sup>\*</sup>Pandycc2@gmail.com, shuyiyy@163.com, yanjianhui88@163.com, dzyhnust@163.com, xxyhnust@163.com

收稿日期: 2018年7月29日; 录用日期: 2018年8月16日; 发布日期: 2018年8月23日

## 摘要

本文采用行星式球磨机对Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (at.%)和Ti-45Al-7Nb-0.3W (at.%)两种TiAl合金进行了表面机械研磨处理并获得了细晶强化层。然后对表面强化处理前后的两种TiAl合金在室温空气条件下进行了往复式滑动摩擦试验。本文利用场发射扫描电子显微镜、X射线衍射仪、显微硬度测试仪和超景深三维轮廓仪等设备对两种TiAl合金表面机械研磨强化前后的样品及其摩擦磨损行为进行了对比和研究。结果表明: 表面机械强化处理在两种TiAl合金表面组织中均形成了一定厚度的细晶层, 其显微硬度明显高于基体材料。两种TiAl合金经表面机械强化后耐磨性能均得到一定的提升, 高Nb含量的Ti-45Al-7Nb-0.3W合金表面机械强化处理后耐磨性能提高非常明显。原始态的Ti-47Al-2Cr-0.2Mo和Ti-45Al-7Nb-0.3W合金的磨损机制为二体或者三体的磨粒磨损, 还有一部分的塑性变形和疲劳磨损。经过表面机械研磨强化后的两种TiAl合金的磨损机制则以磨粒磨损为主。

## 关键词

TiAl合金, 表面机械研磨, 显微组织, 摩擦性能

Copyright © 2018 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

## 1. 引言

$\gamma$ -TiAl 金属间化合物以其高的比强度, 比模量, 优异的抗疲劳性能以及耐腐蚀等优点, 在航空发动机、火箭发动机和燃气轮机等领域具有广阔的应用前景[1] [2]。TiAl 金属间化合物的弹性模量、抗蠕变性能等远远优于钛合金, 与 Ni 基高温合金相当, 但密度还不到 Ni 基合金的二分之一, 被认为是最有工程应用潜力的新一代轻质耐高温结构材料之一[2] [3] [4]。2006 年 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金作为一种新的轻质低压涡轮机叶片材料已经被成功地应用到了美国通用公司的商业飞机引擎上面[5]。另外 TiAl 基合金还被成功应用到了工业燃气轮机[6]和汽车发动机上面[7] [8]。但是常规的 TiAl 合金室温塑性和断裂韧性不佳, 高温抗蠕变和抗氧化性能较差。为此, 近年来, 国内外 TiAl 基合金的研究中开始出现新型高熔点 TiAl 合金。在 TiAl 中添加高含量、高熔点的过渡族元素(Nb、Zr、Hf、Ta 等)之后高温性能均得到了一定的提高。其中, 加入高含量的 Nb 元素对 TiAl 基合金室温塑性及其他室温力学性能的提高尤为明显[9]。

随着 TiAl 基合金在航空和汽车领域应用的不断推广, TiAl 基合金的耐磨性也受到了广泛的关注。近年来, 人们针对微观结构[10], 涂层, 温度[11], 载荷[12]和环境[13] [14]等因素对 TiAl 基合金的摩擦磨

损性能的影响开展了广泛的研究。Rastkar [12]等人研究了不同摩擦载荷对 Ti-48Al-2Nb-2Mn 和 Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B 在摩擦过程中表面剥落和变形机制的影响。Qiu [14]等人发现 Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W 合金的磨损率对环境气氛中的氧气非常敏感,在空气中耐磨性不佳。多项研究[12][13][14][15][16]发现未经表面处理的 TiAl 基合金的耐磨性能不佳。而且 TiAl 基合金作为结构材料在高温下采用液体润滑进行减摩和抗磨也不易实现。目前国内外科研工作者分别采用了等离子渗碳,气体渗氮,激光处理和阳极氧化等方法来提高 TiAl 合金的耐磨性。但是以上工艺也存在制备成本较高[17],处理强化层与基体结合强度不佳等问题。另外渗氮和渗碳常用含氢气体也容易引起 TiAl 合金氢脆。表面纳米化技术是近几年备受人们关注的新技术。它可以显著提高材料的力学性能和物理化学性能。其实质是在材料表面制备一层纳米层,利用纳米晶体结构的优异性能来改善材料的性能,从而达到提高材料服役行为的目的。目前实现表面自纳米化最常用方法是表面机械研磨(Surface Mechanical Attrition Treatment, SMAT) [18]。

因此本文采用球磨工艺对 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (at.%)和高 Nb 含量的 Ti-45Al-7Nb-0.3W (at.%)两种合金进行表面机械研磨强化处理,对比研究了表面纳米强化层的微观组织结构与显微硬度分布。同时,本文将两种 TiAl 合金原始样品和表面机械研磨强化后的样品在室温空气条件下进行了往复式滑动摩擦试验,对比研究了两种 TiAl 合金表面机械研磨强化前后的摩擦行为和磨损机制。

## 2. 实验

本文采用等离子旋转电极法制备的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (at.%)和 Ti-45Al-7Nb-0.3W (at.%)预合金粉,在 1250℃、170 MPa 条件下,热等静压保压 5 小时,制备得到两种  $\gamma$ -TiAl 合金。采用电火花线切割方法制得尺寸为 20 × 30 × 6 mm 的两种  $\gamma$ -TiAl 合金样品,经过清洗和打磨除去样品表面氧化物和其他污染物后放入立式行星磨对两种  $\gamma$ -TiAl 合金进行球磨。为避免球磨过程中样品表面氧化,球磨罐放样品后抽真空并充入氩气保护。球料质量比为 5:1,转速为 500 转/分钟,球磨 30 分钟后冷却 10 分钟,然后反向转动,循环往复,球磨总时间为 24 小时,以此实现对 TiAl 合金的表面机械碾磨强化。

本文采用 Rigaku D/Max 2550 VB+型转靶式 X 射线衍射仪对表面机械强化处理后的 TiAl 样品表面进行检测,阳极靶为 Cu,扫描步长 0.02°,电压 40 kV。本文还采用 BUEHLERMicroMet5104 型显微硬度测试仪测量从样品强化表面到基体的显微硬度分布,每 25  $\mu$ m 深度测量一组显微硬度值,每个深度重复测量三次取平均值。徕卡 DM2700M-RL 型金相显微镜和 FEI FEG 250 型场发射扫描电子显微镜被用来表征分析了表面机械强化后两种 TiAl 显微组织以及摩擦磨损试验后的样品表面磨痕和磨屑。

滑动摩擦试验采用美国 UMT-3 型号往复滑动摩擦试验机,摩擦对偶件为直径 9.5 mm 的铬钢球,硬度为 HRC62。对偶件由摩擦试验机上端夹持,室温空气环境下以 5 N 的稳定载荷和 0.2 m/s 的速度在样品上往复滑动 20 分钟,摩擦系数由计算机控制程序自动采集并记录。同种试验参数下摩擦试验重复三次以减少测量误差。TiAl 样品表面的摩擦槽由 Keyence(日本)VHX5000 超景深三维显微镜进行了表征。摩擦试验结束后,采用高精度电子天平测量摩擦前后 TiAl 样品的摩擦质量损失。表 1 为两种 TiAl 合金的物理性质,密度由排水法测得。

**Table 1.** Material properties of TiAl alloys

**表 1.** TiAl 合金的材料性质

材料性质	Ti-47Al-2Cr-0.2Mo (at. %)	Ti-45Al-7Nb-0.3W (at. %)
显微硬度, Hv, (GPa)	2.64	3.65
弹性模量, E, (GPa)	136.64	143.35
密度, $\rho$ , (kg/m <sup>3</sup> )	3927	4234

### 3. 结果与讨论

#### 3.1. 表面机械研磨后 TiAl 合金微观组织

图 1 为 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金经表面机械研磨后的横截面显微组织。两种 TiAl 合金表面经剧烈塑性变形后组织细化效果显著，表面机械研磨处理后表面均生成了明显的细晶层。从样品表层至心部基体，晶粒细化的效果逐渐减弱，两种 TiAl 合金内部组织仍保持较原始的热等静压烧结状态。在相同的表面机械研磨条件下，Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品表面细晶层的厚度在 70  $\mu\text{m}$  左右，而 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面细晶层的厚度在 110  $\mu\text{m}$  左右，大于 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金。

图 2 为 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面机械研磨处理前后的 X 射线衍射谱。可以发现表面机械强化处理前后的两种材料并未发生明显的相变，X 射线衍射结果显示材料均以四方 TiAl 相为主。两种 TiAl 合金表面机械强化后 X 射线衍射峰与原始样品相比，均有明显宽化。主要原因可能有两种：一是 TiAl 合金的表层晶粒在表面机械研磨过程中发生了晶粒的破碎和细化，这与图 1 中两种 TiAl 合金横截面的显微组织相吻合；二是在机械研磨后表层的组织中存在大量的残余应力。

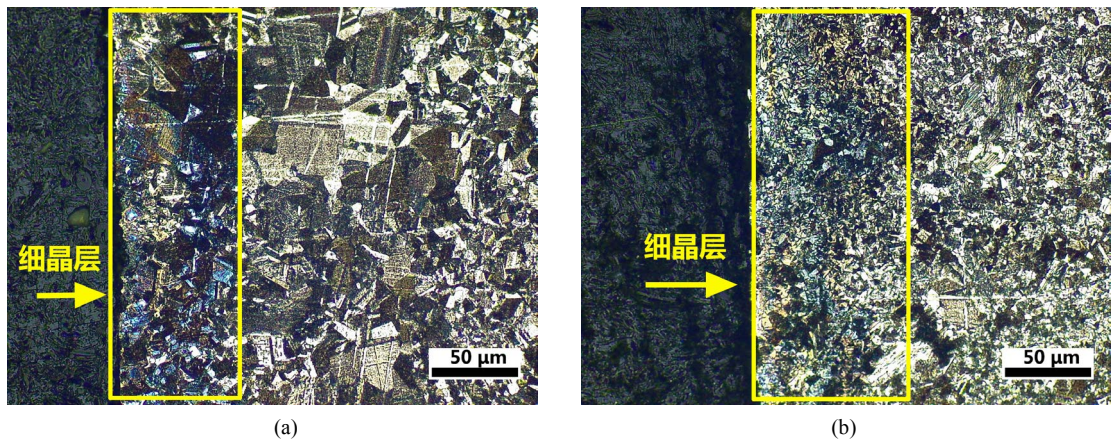


Figure 1. Cross-sectional microstructures of as-SMATed TiAl alloy: (a) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo alloy, (b) Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy

图 1. TiAl 合金表面机械研磨处理后横截面显微组织：(a) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金，(b) Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金

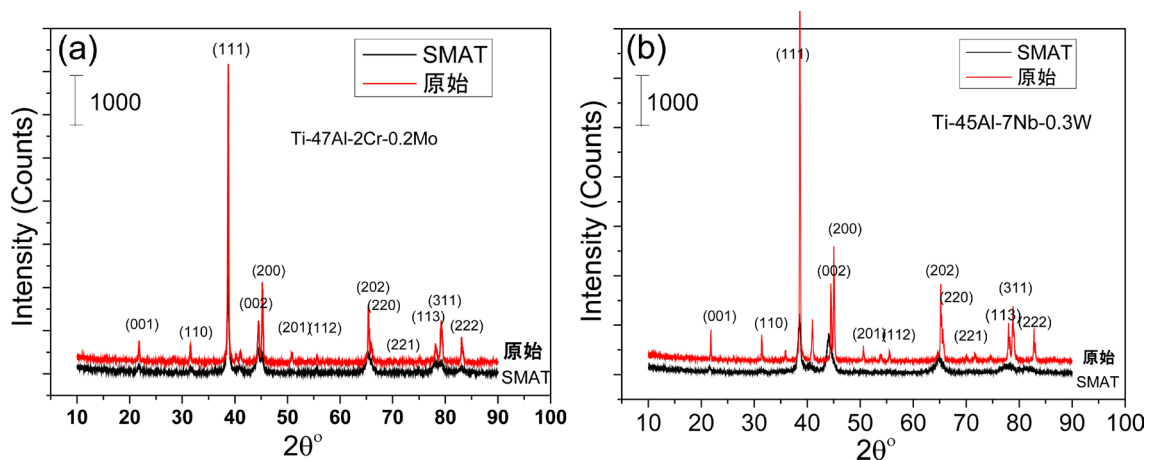


Figure 2. XRD patterns of original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys: (a) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo alloy, (b) Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy

图 2. TiAl 合金表面机械研磨前后 X 射线衍射谱图：(a) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金，(b) Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金

### 3.2. 显微硬度

图3为两种TiAl样品表面机械强化后沿强化表面的垂直方向由表层向基体过渡的显微硬度分布曲线。从图3可以看出,两种样品的显微硬度由外向内呈现出逐步降低的梯度分布。基体的Ti-47Al-2Cr-0.2Mo样品显微硬度在270 MPa左右,基体Ti-45Al-7Nb-0.3W样品的显微硬度稍高,在370 MPa左右。经表面机械强化处理后,两种样品表面硬度均显著提升,Ti-47Al-2Cr-0.2Mo样品的表面硬度提升到600 MPa左右,提升幅度超过100%;而Ti-45Al-7Nb-0.3W样品表面硬度提升到700 MPa左右,硬度提升幅度在90%以上。从硬度分布曲线来看,距样品表面75  $\mu\text{m}$ 深度范围内的硬度远高于基体,其硬度在基体硬度的1.5倍以上,而在100  $\mu\text{m}$ 深度以后的组织硬度则维持在稳定的水平,表明表面机械研磨强化处理的有效强化深度达到75  $\mu\text{m}$ 。这与Zhao [19]等人的研究结果基本一致。

### 3.3. 滑动摩擦试验

#### 3.3.1. 摩擦系数

Ti-47Al-2Cr-0.2Mo和Ti-45Al-7Nb-0.3W合金表面机械强化处理前后样品均在室温、空气环境下以5N的稳定载荷和0.2 m/s的速度进行了20分钟滑动摩擦磨损试验。每个样品在相同试验条件下重复三次,以减少误差。图4为两种TiAl样品表面机械强化处理前后摩擦系数随时间变化的曲线。如图4(a)和图4(c)所示,原始的热等静压态Ti-47Al-2Cr-0.2Mo合金和Ti-45Al-7Nb-0.3W合金的摩擦系数均在0.45~0.6之间,两者相差不大。图4(b)和图4(d)为两种TiAl样品经表面机械强化后的摩擦系数。与原始样品相比,在摩擦试验初始阶段经表面强化的两种TiAl合金样品的摩擦系数出现了明显下降,并分别维持了不同的时间。强化后Ti-47Al-2Cr-0.2Mo合金低摩擦系数(0.12左右)维持了约450 s,强化后Ti-45Al-7Nb-0.3W合金低摩擦系数(0.15左右)维持了约800 s。表面机械强化处理后两种TiAl合金在摩擦初始阶段低的摩擦系数主要原因是其表面产生的细晶层具有较高的硬度。通常在摩擦载荷一定的情况下,材料表面硬度越高,摩擦表面发生的弹塑性变形越小,其摩擦系数也会越低。强化后Ti-45Al-7Nb-0.3W合金比强化后Ti-47Al-2Cr-0.2Mo合金的低摩擦系数维持的时间长,主要原因可能是,如图1和图3所示,Ti-45Al-7Nb-0.3W合金产生的细晶层较厚且硬度也较高,因此耐磨损的时间较长。当摩擦对偶钢球把TiAl表面的细晶强化层完全磨损后,摩擦系数迅速恢复到原始TiAl样品的摩擦系数。对比图4(b)和图4(d),很明显,强化后Ti-45Al-7Nb-0.3W合金的细晶层耐磨性能更佳。结合图1和图3,这可以很好地解释了表面机械强化后Ti-45Al-7Nb-0.3W合金的细晶层耐磨性能更佳的原因。

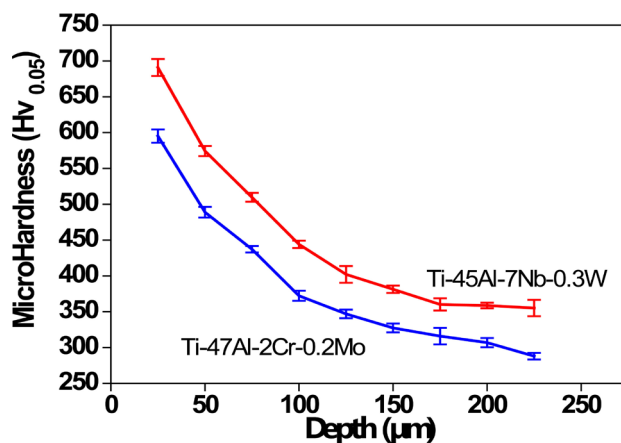
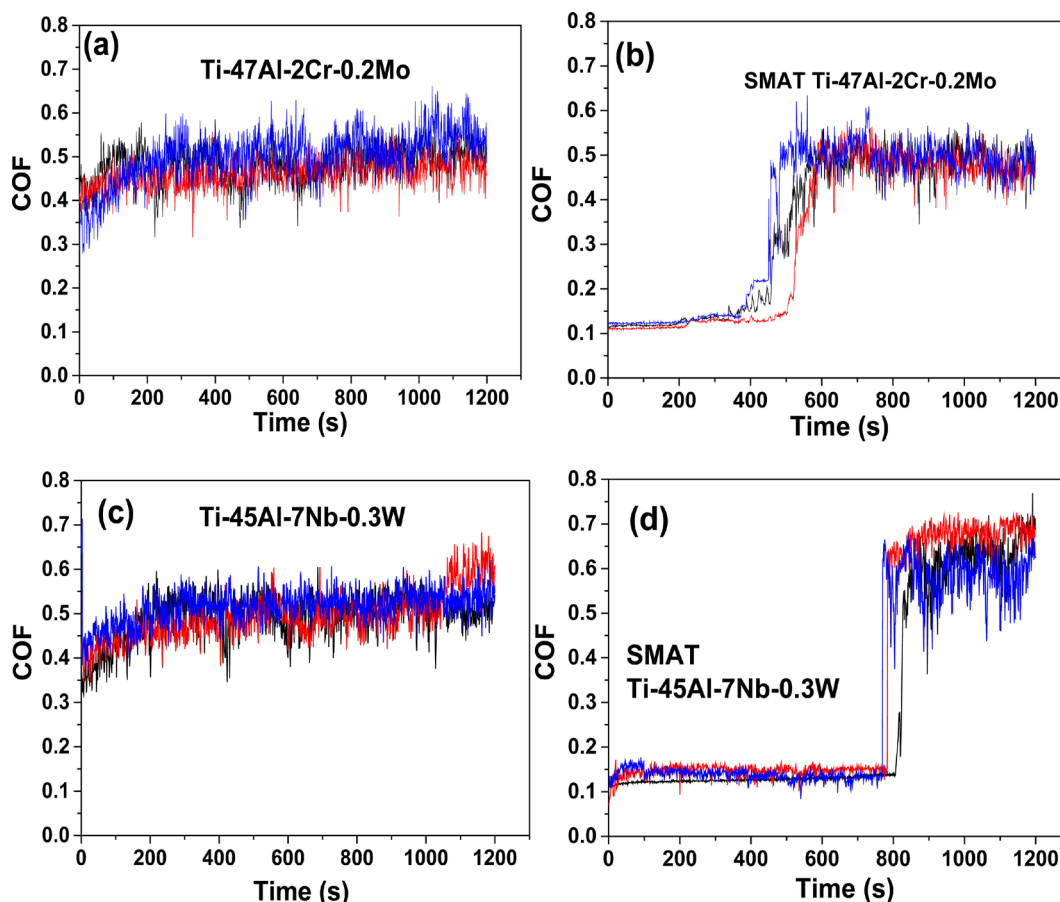


Figure 3. Microhardness vs. depth from the surface of as-SMATed TiAl alloys

图3. 表面机械强化处理后TiAl硬度沿深度变化曲线



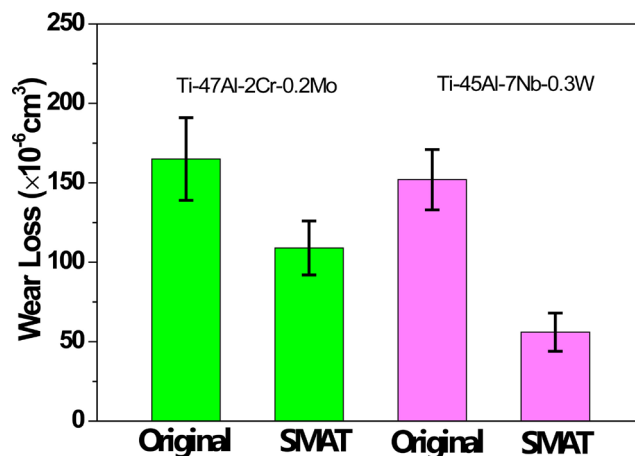
**Figure 4.** Coefficient of friction vs. time of original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys from three repeated tests: ((a), (b)) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((c), (d)) Ti-45Al-7Nb-0.3W

**图 4.** 表面机械强化处理前后 TiAl 摩擦系数与时间关系(三次重复试验)曲线: ((a), (b)) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((c), (d)) Ti-45Al-7Nb-0.3W

### 3.3.2. 磨损量

从图 5 中可以看出, 原始热等静压烧结态的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金的磨损量略低于 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金的。根据表 1 中两种合金的显微硬度, 可以发现 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金硬度更高一些, 这可能是导致原始 Ti-45Al-7Nb-0.3W 的耐磨性更好的主要原因。

经表面机械强化处理后的 TiAl 合金的体积磨损量均比原始样品少。Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 原始样品摩擦过程中磨损量在  $160 \times 10^{-6} \text{ cm}^3$  左右, 经表面机械强化处理后的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品磨损量在  $110 \times 10^{-6} \text{ cm}^3$  左右, 相比原始样品减少不到三分之一; 而 Ti-45Al-7Nb-0.3W 原始样品的磨损量  $150 \times 10^{-6} \text{ cm}^3$  以上, 经表面机械强化处理后磨损量减小到  $50 \times 10^{-6} \text{ cm}^3$  以下, 减小幅度在三分之二以上。Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品经表面机械强化处理后耐磨性能提升明显优于 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品。很明显, 在相同的表面机械研磨强化条件下, Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金的表面强化耐磨效果更好。这也与图 1 和图 3 中 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面机械强化后的细晶层组织的厚度和显微硬度分布具有较好的一致性。Nb 元素的加入能细化 TiAl 合金晶粒, 是提高其室温塑性最有效的手段之一。对比图 1(a)和图 1(b), 能发现 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金基体的组织更加细小。一般来说, 金属的晶粒越细小, 其塑性也会越好。这将有利于 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金在表面机械强化过程中变形更加均匀, 同时也减少了表面机械强化过程中加工硬化导致的裂纹和破碎。因此, Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面机械强化后细晶层



**Figure 5.** Wear loss of original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys  
**图 5.** TiAl 合金表面机械研磨处理前后磨损量

保留得更好，厚度更大。由此可以看出，高含量的 Nb 元素的引入提高了 TiAl 基金属间化合物对表面机械研磨强化的效果，有助于提高 TiAl 基金属间化合物的耐磨性能。

### 3.3.3. 磨屑形貌及成分分析

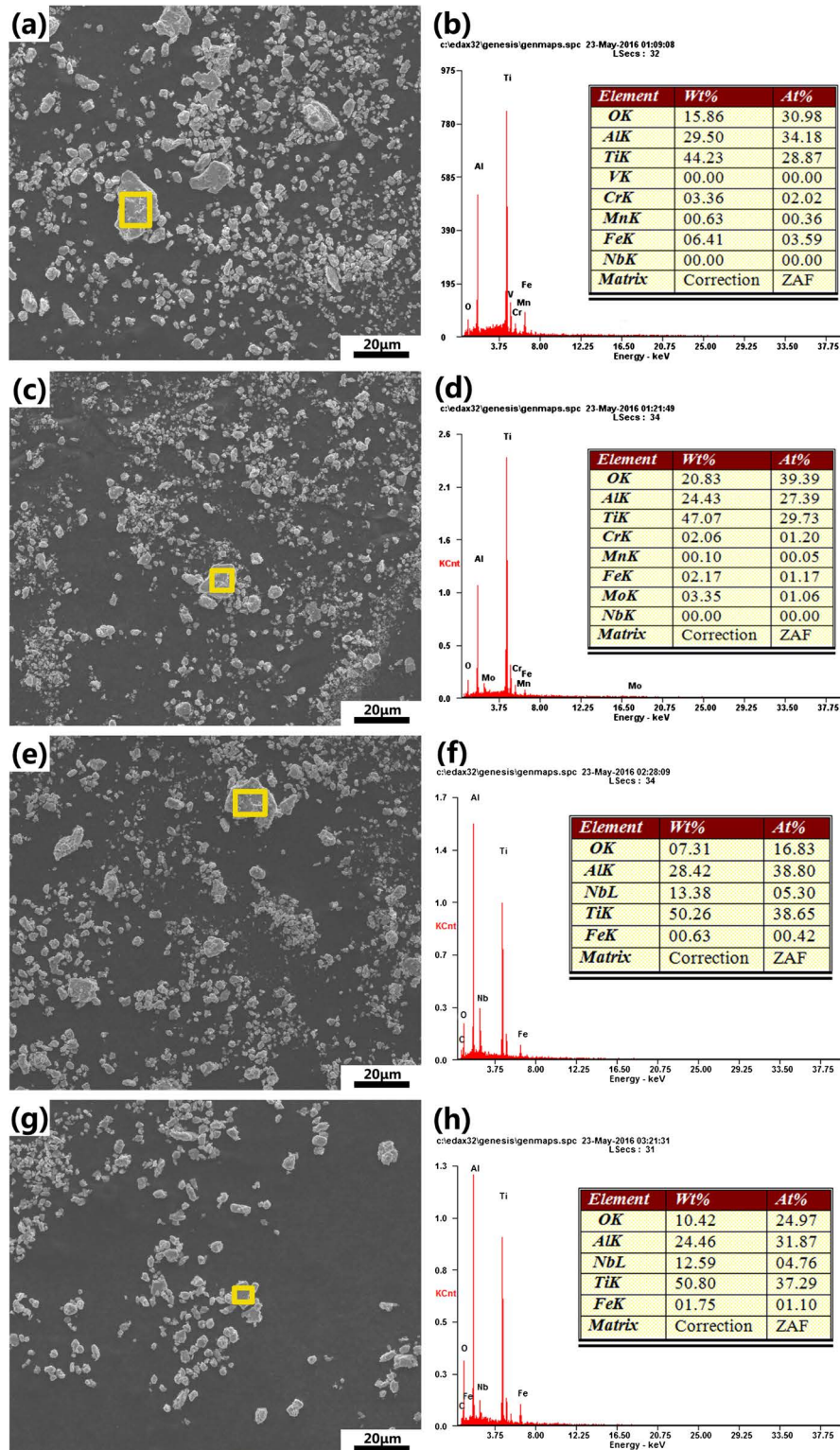
图 6 为表面机械强化处理前后两种 TiAl 合金在摩擦试验产生的磨屑的扫描电子显微镜照片及元素能谱分析，图 6(a)为 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 原始样品磨屑形貌，从图 6(a)中可以看出原始样品磨屑中含有较大尺寸片状磨屑，考虑为摩擦过程中基体材料的塑形而引起的摩擦对偶球与样品表面在摩擦过程中粘着和基体材料推移堆叠，在长时间的摩擦后粘着堆叠区脱落，呈现为尺寸较大的片状磨屑。其中一些薄而且平的磨屑主要可能来自于粘着磨损。图 6(c)为 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品经表面机械强化后的磨屑形貌。与图 6(a)对比可见，Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 经表面机械强化处理后的样品产生的磨屑尺寸相对较小，且未见较大尺寸片状磨屑。图 6(e)，图 6(g)分别为 Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品经表面机械强化处理前后的摩擦试验产生的磨屑形貌。从图中可看出，经表面机械强化处理后的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金摩擦过程中产生的磨屑也较原始的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金的磨屑偏小。主要原因可能是 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品经表面机械强化处理后其表面产生一定程度的加工硬化，硬度提高，塑性降低，因而在摩擦过程中粘着和堆叠现象较少，容易破裂成尺寸细小磨屑。

图 6(b)、图 6(d)、图 6(f)和图 6(h)为两种 TiAl 合金表面机械强化处理前后摩擦试验所得磨屑的元素能谱分析。可以看出原始 TiAl 样品产生的磨屑氧含量要低于表面机械强化处理后 TiAl 合金产生的磨屑。这可能是由于表面机械研磨后的 TiAl 合金表面晶粒更加细小，破碎后的磨屑也相对细小，从而导致其磨屑的比表面积更大，在摩擦过程中更容易氧化。这些硬质的氧化物磨屑，如氧化铝等磨屑，将会为整个摩擦过程引入二体或者三体的磨粒磨损。通常三体磨损的磨粒与金属表面产生极高的接触应力，往往超过磨粒的压溃强度。这种压应力使韧性金属的摩擦表面产生塑性变形或疲劳，而脆性金属表面则发生脆裂或剥落。

值得注意的是，不论在表面机械强化处理前后，Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品磨屑中的氧含量总是高于 Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品，这表明 Nb 元素的引入能有效提高 TiAl 基金属间化合物的抗氧化能力，这与 Chen [20]等人的研究结果一致。Jung [21]等人的研究结果也表明：在  $\gamma$ -TiAl 基合金中，随着 Nb 含量的提高材料的抗氧化能力得到了显著提高。

### 3.3.4. 磨痕形貌

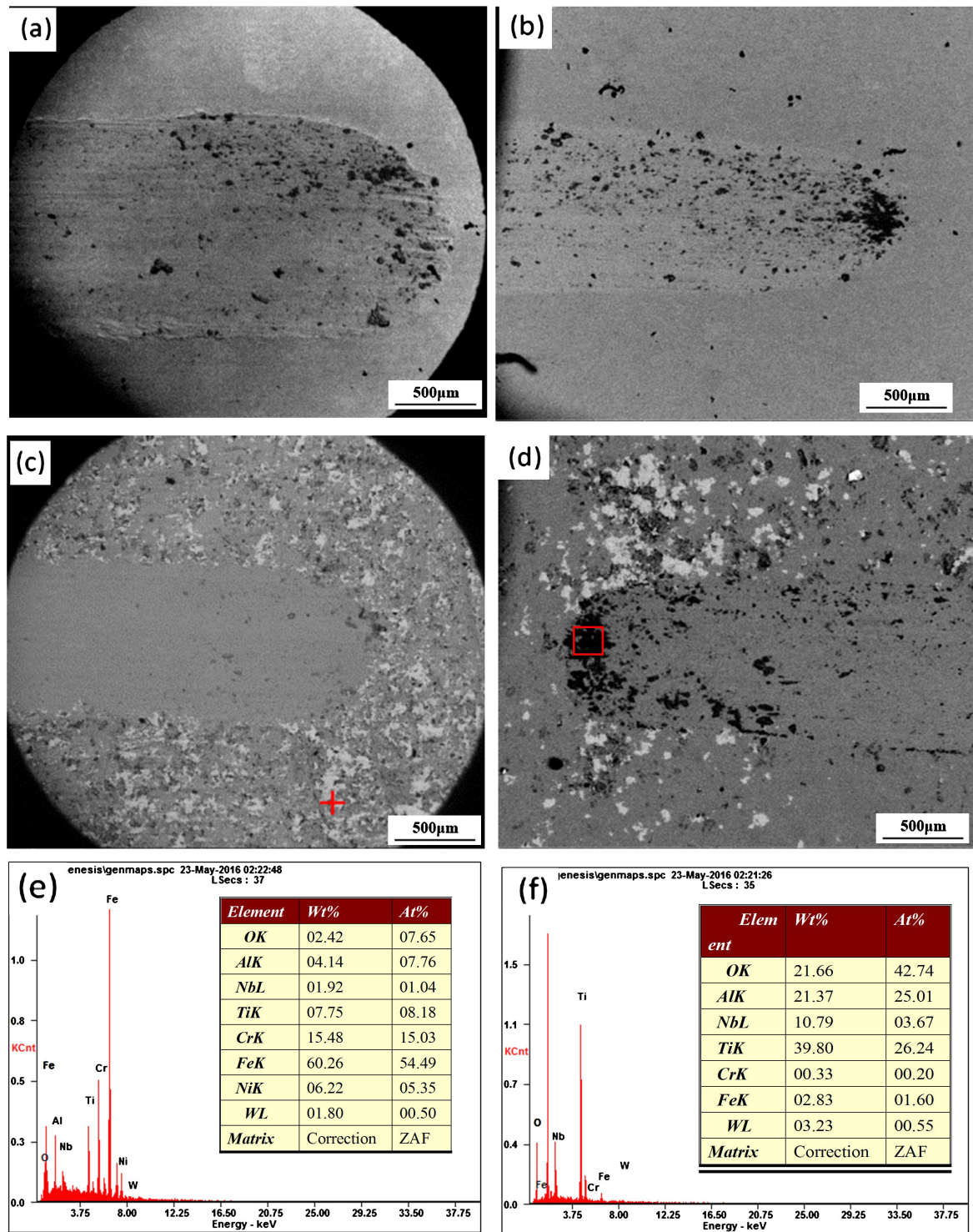
图 7 为表面机械强化前后两种 TiAl 合金的表面磨痕形貌的背散射电子显微镜照片及对应区域元素能



**Figure 6.** Wear debris from the sliding tests of original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys and EDS: ((a), (b)) original Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((c), (d)) As-SMATed Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((e), (f)) original Ti-45Al-7Nb-0.3W; ((g), (h)) As-SMATedTi-45Al-7Nb-0.3W

**图 6.** TiAl 合金表面强化处理前后滑动摩擦后磨屑形貌及元素能谱分析: ((a), (b))原始的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((c), (d)) SMAT 强化的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((e), (f))原始的 Ti-45Al-7Nb-0.3W; ((g), (h)) SMAT 强化的 Ti-45Al-7Nb-0.3W





**Figure 7.** Back-scattering images of worn surface of original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys and EDS: samples (a) original Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (b) original Ti-45Al-7Nb-0.3W; (c) As-SMATed Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (d) As-SMATed Ti-45Al-7Nb-0.3W; EDS results from (e) the point marked by cross in **Figure 7(c)** and **Figure 7(f)** the area marked by square in **Figure 7(d)**

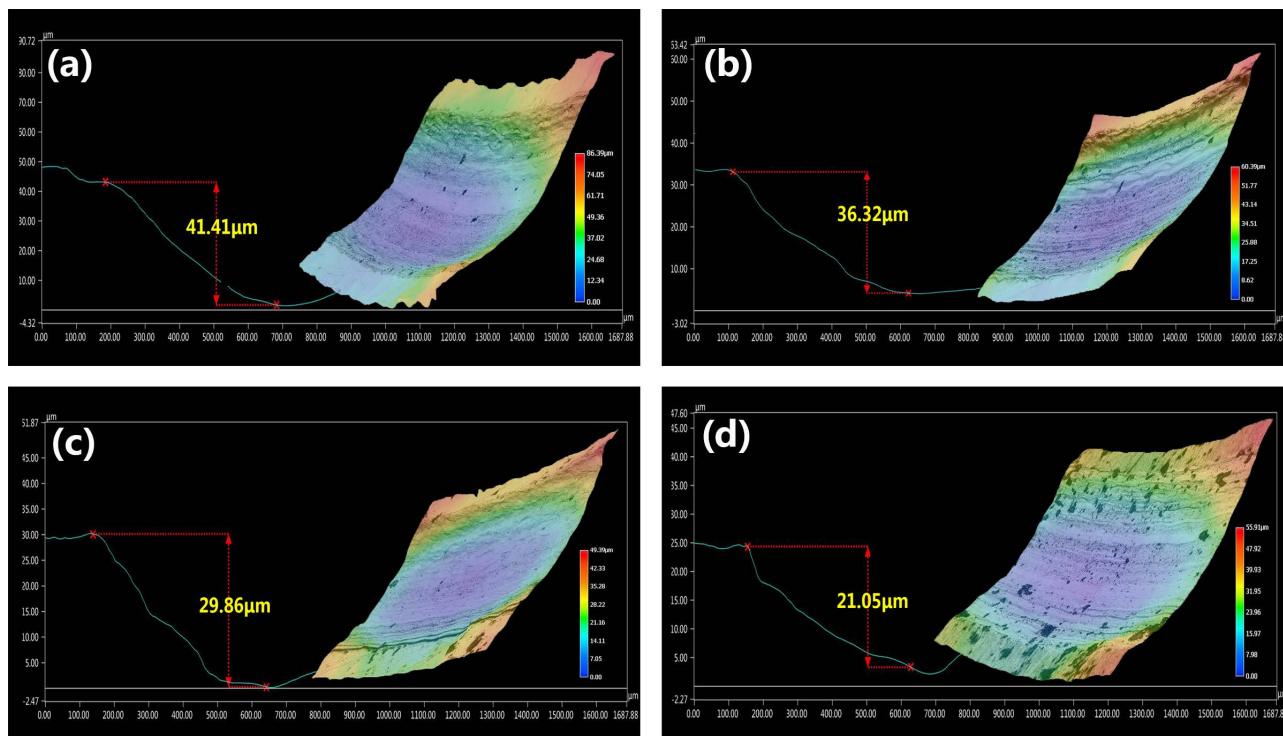
**图 7.** 摩擦试验后 TiAl 合金表面磨痕背散射电子显微镜照片及元素能谱分析: 原始态(a) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (b) Ti-45Al-7Nb-0.3W; 表面机械研磨强化态(c) Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (d) Ti-45Al-7Nb-0.3W; (e)对应图 7(c)十字标记区域元素能谱分析和(f)对应图 7(d)方形标记区域元素能谱分析

谱分析。对比可见, Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品在表面机械强化处理后磨痕的宽度最小, 这与前文中图 5 的磨损量数据表现一致。另外, 两种 TiAl 合金的磨痕里面均有平行的细小犁沟, 部分摩擦表面还有残留黑色的磨屑在磨痕内, 这都是磨粒磨损的典型特征。

由图 7(c)和图 7(d)可以看出, 两种 TiAl 合金表面机械强化表面的磨痕旁边有部分的白色物质附着, 如图 7(e)元素能谱分析表明该白色区域为球磨过程中粘附在 TiAl 合金表面的铬钢球成分。对比图 7(a)和图 7(c), 发现经表面机械强化后的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品磨痕宽度要小于图 7(a)中的, 这意味着强化后 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金更加耐磨。此结果也与图 5 中的磨损量相吻合。

除图 7(c)以外, 其他样品的磨痕的端部都堆积附着了一些深色的磨屑, 结合图 7(f)的能谱分析, 这些磨屑大部分由 TiAl 合金的氧化物组成, 还含有少量的 Fe 元素, 其来自于摩擦对偶的铬钢球。证明 TiAl 合金在摩擦过程中氧化反应比较严重, 与 Qiu [14]的研究结果吻合。另外, 氧化反应在摩擦生热的帮助下增强, 因此摩擦过程中的机械力能够非常容易地破碎氧化层, 随后氧化层将开裂和剥离摩擦表面, 并留下的凹坑。如图 7(c)所示, 表面机械研磨强化的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 产生的磨屑只有很少量附着在磨痕上的, 这可能是由于其摩擦过程中产生的磨屑硬且脆, 导致在摩擦过程中无法进行塑性变形进而粘附在 TiAl 合金样品的磨痕上。

图 8 为两种 TiAl 合金表面机械强化处理前后的摩擦试验后磨痕 3D 形貌和截面轮廓。由图可得, 原始 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品磨痕深度在  $41\ \mu\text{m}$  左右, 经强化后减小到  $36.32\ \mu\text{m}$  左右; 原始 Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品磨痕深度在  $30\ \mu\text{m}$  左右, 经强化后减小到  $21\ \mu\text{m}$  左右。结合图 7 的磨痕宽度分析可知摩擦过程中样品的体积损失为 Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品强化前后的减少幅度远大于 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 样品, 与前文摩



**Figure 8.** 3D wear tracks on the worn surface from the original TiAl alloys and as-SMATed TiAl alloys and cross sectional profile: ((a), (b)) original Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((c), (d)) As-SMATed Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; ((e), (f)) original Ti-45Al-7Nb-0.3W; ((g), (h)) As-SMATed Ti-45Al-7Nb-0.3W

**图 8.** TiAl 合金表面强化处理前后磨痕 3D 形貌与横截面轮廓: (a)原始态 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (b) as-SMATed Ti-47Al-2Cr-0.2Mo; (c)原始态 Ti-45Al-7Nb-0.3W; (d) as-SMATed Ti-45Al-7Nb-0.3W

擦试验中体积磨损量一致。

由图 8(c)可以发现, 根据深度的标尺, 表面研磨强化后的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 的磨痕表面还存在较多的深色斑点, 即表面点蚀和剥落, 这是表面疲劳磨损的形态。另外, 除图 8(d)以外, 其他三种情况下磨痕中都存在大量平行的犁沟。而表面机械研磨后的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面磨痕相对平整。通常平行的犁沟是由硬质的第三相颗粒在摩擦中产生。这也间接的表明 Ti-45Al-7Nb-0.3W 样品表面机械研磨强化后表面生成了较厚的耐磨细晶层。

#### 4. 结论

1) 表面机械研磨强化处理可在 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面形成有效的细晶强化层, 外表面细晶层硬度约为基体的 2 倍。

2) 经表面机械研磨强化处理后 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金表面细晶强化层的摩擦系数约为基体的 1/4, 耐磨性能均有明显提高。高 Nb 含量的 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金相比与 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金在表面机械研磨强化后耐磨性能提高更加明显, 其体积磨损量减少为原始态的 1/3。

3) 原始态的 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 和 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金的磨损机制为二体或者三体的磨粒磨损, 还有一部分的塑性变形和疲劳磨损。经过表面机械研磨强化后的两种 TiAl 合金的磨损机制则以磨粒磨损为主。

#### 基金项目

国家自然科学基金(项目号: 51604112), 湖南省自然科学基金(项目号: 2017JJ3089), 湘潭市企业科技特派员项目和湖南科技大学大学生研究性学习和创新性实验计划项目(项目号: 201710534013)的资助。

#### 参考文献

- [1] Liu, C.T., Stringer, J., Mundy, J.N., Horton, L.L. and Angelini, P. (1997) Ordered Intermetallic Alloys: An Assessment. *Intermetallics*, **5**, 579-596. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(97\)00045-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(97)00045-9)
- [2] Dimiduk, D.M. (1999) Gamma Titanium Aluminide Alloys—An Assessment within the Competition of Aerospace Structural Materials. *Materials Science and Engineering: A*, **263**, 281-288. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01158-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01158-7)
- [3] Chen, Y., Kong, F., Han, J., Chen, Z. and Tian, J. (2005) Influence of Yttrium on Microstructure, Mechanical Properties and Deformability of Ti-43Al-9V Alloy. *Intermetallics*, **13**, 263-266. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.07.014>
- [4] Loria, E.A. (2000) Gamma Titanium Aluminides as Prospective Structural Materials. *Intermetallics*, **8**, 1339-1345. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00073-X](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00073-X)
- [5] Bewlay, B.P., Weimer, M., Kelly, T., Suzuki, A. and Subramanian, P.R. (2013) The Science, Technology, and Implementation of TiAl Alloys in Commercial Aircraft Engines. *MRS Online Proceedings Library*, **1516**, 49-58. <https://doi.org/10.1557/opl.2013.44>
- [6] Noda, T. (1998) Application of Cast Gamma TiAl for Automobiles. *Intermetallics*, **6**, 709-713. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00060-0](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00060-0)
- [7] Tetsui, T. (2001) Application of TiAl in a Turbocharger for Passenger Vehicles. *Advanced Engineering Materials*, **3**, 307-310. [https://doi.org/10.1002/1527-2648\(200105\)3:5%3C307::AID-ADEM307%3E3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200105)3:5%3C307::AID-ADEM307%3E3.0.CO;2-3)
- [8] Tetsui, T. (2002) Development of a TiAl Turbocharger for Passenger Vehicles. *Materials Science and Engineering: A*, **329**, 582-588. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01584-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01584-2)
- [9] 史耀君, 杜宇雷, 陈光, 高铤钛铝基合金研究进展[J]. 稀有金属, 2007, 31(6): 834-839.
- [10] Gialanella, S. and Straffelini, G. (1999) Interplay between Oxidation and Wear Behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, 2019-2026. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01584-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01584-2)
- [11] Cheng, J., Yang, J., Zhang, X., Zhong, H., Ma, J., Li, F., Fu, L., Bi, Q., Li, J. and Liu, W. (2012) High Temperature Tribological Behavior of a Ti-46Al-2Cr-2Nb Intermetallics. *Intermetallics*, **31**, 120-126.

<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.06.013>

- [12] Rastkar, A.R., Bloyce, A. and Bell, T. (2000) Sliding Wear Behaviour of Two Gamma-Based Titanium Aluminides. *Wear*, **240**, 19-26. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00334-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00334-3)
- [13] Cheng, J., Ma, J., Yu, Y., Fu, L., Qiao, Z., Yang, J., Li, J. and Liu, W. (2014) Vacuum Tribological Properties of a Ti-46Al-2Cr-2Nb Intermetallics. *Journal of Tribology*, **136**, 02160401-02160407. <https://doi.org/10.1115/1.4026079>
- [14] Qiu, J., Liu, Y., Meng, F., Baker, I. and Munroe, P. (2014) Effects of Environment on Dry Sliding Wear of Powder Metallurgical Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2 W. *Intermetallics*, **53**, 10-19. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.02.021>
- [15] Li, C.X., Xia, J. and Dong, H. (2006) Sliding Wear of TiAl Intermetallics against Steel and Ceramics of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> and WC/Co. *Wear*, **261**, 693-701. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.01.044>
- [16] Miyoshi, K., Lerch, B.A. and Draper, S.L. (2003) Fretting Wear of Ti-48Al-2Cr-2Nb. *Tribology International*, **36**, 145-153. [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(02\)00142-1](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00142-1)
- [17] 贲海峰. TiAl 基合金表面改性层组织与摩擦磨损性能研究[D]: [硕士学位论文]. 太原: 太原理工大学, 2008.
- [18] 李东, 裴广玉. 金属材料表面纳米化机制研究现状[J]. 材料导报: 纳米与新材料专辑, 2013, 27(2): 5-8.
- [19] Zhao, K., Liu, Y., Yao, T., Liu, B. and He, Y. (2016) Surface Nanocrystallization of Ti-45Al-7Nb-0.3W Intermetallics Induced by Surface Mechanical Grinding Treatment. *Materials Letters*, **166**, 59-62. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.12.025>
- [20] Chen, G., Sun, Z. and Zhou, X. (1992) Oxidation of Intermetallic Alloys in Ti-Al-Nb Ternary System. *Corrosion*, **48**, 939-946. <https://doi.org/10.5006/1.3315897>
- [21] Jung, H.G. and Kim, K.Y. (2002) Effect of Ternary Elements on the Oxidation Behavior of Aluminized TiAl Alloys. *Oxidation of metals*, **58**, 197-216. <https://doi.org/10.1023/A:1016024810408>

#### 知网检索的两种方式:

1. 打开知网页面 <http://kns.cnki.net/kns/brief/result.aspx?dbPrefix=WWJD>  
下拉列表框选择: [ISSN], 输入期刊 ISSN: 2160-7613, 即可查询
2. 打开知网首页 <http://cnki.net/>  
左侧“国际文献总库”进入, 输入文章标题, 即可查询

投稿请点击: <http://www.hanspub.org/Submission.aspx>

期刊邮箱: [ms@hanspub.org](mailto:ms@hanspub.org)