

# 梯度组织对Ti<sub>2</sub>AlNb基合金性能影响机理

李萍, 刘少枫, 丁瑞东, 郭胜华, 薛克敏

(合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009)

**摘要:** 通过在980 °C对Ti<sub>2</sub>AlNb基合金进行梯度挤压获得了具有梯度组织结构的试样。采用XRD、SEM、TEM对Ti<sub>2</sub>AlNb基合金的梯度组织进行表征, 采用纳米压痕和纳米划痕等试验对其性能进行研究, 深入分析了梯度组织对Ti<sub>2</sub>AlNb基合金性能的影响。结果表明: 梯度挤压Ti<sub>2</sub>AlNb基合金试样小变形心部组织主要由较为粗大的B2相及其晶界处分布的近等轴 $\alpha_2$ 相组成, 位错密度较低, 主要分布在B2相内部和B2/ $\alpha_2$ 相界上; 大变形边缘组织由更加细小的B2相、大量分布较为均匀的棒/板条状O相和少量等轴 $\alpha_2$ /O (rim O)相组成, 位错密度较高, 主要分布在板条/等轴O相与B2相界面处、O相及 $\alpha_2$ 相内部。梯度挤压试样心部硬度较低, 耐磨性较差, 但塑性较好; 边缘区域在O相强化、细晶强化和位错强化等多种作用下具有较高的硬度, 耐磨性能显著提升。Ti<sub>2</sub>AlNb基合金中各相含量及尺寸沿径向呈梯度分布的组织结构可以使其获得良好的综合力学性能。

**关键词:** Ti<sub>2</sub>AlNb基合金; 梯度组织; 强塑性; 耐磨性能

**中图分类号:** TG319; TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2026)06-1534-09

## 1 引言

Ti<sub>2</sub>AlNb基合金具有轻质高强、抗高温、抗疲劳、耐腐蚀等优良综合性能,能够在长期高温环境和持续的机械负载下保持性能稳定,成为制造航空航天运载装备承力构件的理想材料<sup>[1-2]</sup>。钛合金承力构件在工作过程中受剪切、微动磨损、拉伸、压缩、应力腐蚀、弯曲及疲劳等作用,受力情况非常复杂。随着空天运载装备各项性能的提高,钛合金承力构件既要有高的强度又要有良好的塑性和韧性以及优异的抗疲劳、耐磨损等性能<sup>[3-4]</sup>。但钛合金强塑性难以同时提升,且表面硬度较低、导热性差,极易发生粘着磨损和磨粒磨损,严重影响其使用寿命和可靠性<sup>[5]</sup>。

研究表明,通过对材料结构的多级构筑可以在有效克服材料性能缺点的同时发挥其性能优势,梯度结构便是其中的一种重要构筑类型<sup>[6]</sup>。尤其,当材料表层为纳米晶或超细晶、且晶粒尺寸由表层至心部呈由小到大的梯度分布时,可以使材料兼具优良的塑性及高强度<sup>[7-9]</sup>,显著提高耐磨性<sup>[10-12]</sup>、抗疲劳性能<sup>[13]</sup>,从而为提高航空航天钛合金承力件服役性能提供了新思路。

制备梯度结构材料的方法主要包括表面涂覆或沉积法、表面机械处理、表面喷丸处理、梯度挤压等方法。Huang等<sup>[14]</sup>提出表面机械滚动技术并利用该技术在不锈钢棒材上产生梯度纳米结构表面。陈涵悦等<sup>[15]</sup>对在TC4

钛合金采用喷丸工艺使其表面形成具有一定厚度的梯度纳米晶层,合金表面硬度显著升高。Bergmann等<sup>[16]</sup>对铝合金进行梯度挤压,发现成形件的心部到边缘晶粒尺寸逐渐减小而硬度逐渐增加。Frint等<sup>[17]</sup>对AA6082铝合金进行梯度挤压,获得了表层晶粒尺寸为0.51  $\mu\text{m}$ 、心部晶粒尺寸为10.2  $\mu\text{m}$ 的梯度结构材料,且只需要少量的成形单元即可获得具有较高硬度的超细晶粒表面层(过多的成形单元会导致由非均匀局部变形引起的材料失效)。

在制备梯度结构材料的方法中,由Neugebauer等<sup>[18]</sup>提出的梯度挤压工艺具有操作简单、污染小和生产效率高优点,是实现梯度材料工程化制备的有效方法。梯度挤压是将传统挤压与大塑性变形结合,通过梯度成形单元实现材料表层大应变量的渐次累积,有效促进晶粒由外到内的破碎细化,进而实现坯料晶粒尺寸由内至外逐渐减小,不仅大大提高表层的力学性能,也改善了芯部的延展性,进而提高材料的综合力学性能<sup>[19-20]</sup>。

在前期的工作中,本团队开展了难变形Ti<sub>2</sub>AlNb基合金梯度挤压数值模拟研究,确定了其合理的成形单元结构和工艺参数区间<sup>[21]</sup>。本研究对Ti<sub>2</sub>AlNb基合金进行梯度挤压实验,并对获得的梯度显微组织进行表征,基于显微硬度、纳米压痕和纳米划痕试验深入分析梯度组织对其强塑性和耐磨性能的影响机理。从而为提升Ti<sub>2</sub>AlNb基合金的综合服役性能、促进其在航空航天领域的应

收稿日期:2025-06-12

基金项目:国家自然科学基金(51975175, 52475342, 52375329)

作者简介:李萍,女,1973年生,博士,教授,合肥工业大学材料科学与工程学院,安徽 合肥 230009, E-mail: li\_ping@hfut.edu.cn

用提供新的方法和依据。

## 2 实验

实验材料为 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金棒料,其化学成分(质量分数,%)为 Al 10.98, Nb 44.20, O 0.1, N 0.02, H 0.01, 其余为 Ti。初始显微组织的形貌如图 1 所示。可以看出, 初始组织由体心立方结构的塑性相 B2 相、正交有序结构的高强相 O 相和密排六方结构的脆性相 α<sub>2</sub> 相<sup>[22]</sup> 构成, 分别对应图 1a 中白色、灰色和黑色相; B2 相中分布着板条 O 相, 还分布有细小的针状 O 相以及少量的等轴 α<sub>2</sub> 相, 如图 1b 所示。

沿初始棒料轴向切取 Φ16 mm×25 mm 的圆柱试样, 在 RZU200HF 压扭机上进行梯度挤压试验。试样温度为 980 °C (B2+O+α<sub>2</sub> 三相区上部), 模具温度为 400 °C, 变形速率为 1 mm·s<sup>-1</sup>, 挤压结束后取出试样进行空冷。综合考虑难变形 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的高强度和成形效果, 在数值模拟和优化的基础上, 模具挤压通道共设计有两个台阶状成形单元, 如图 2 所示, 成形单元角度为 135°, 单元结构高度为 6.5 mm, 总挤压比为 2.56。

沿梯度挤压试样横截面径向不同位置(心部、中部、边缘)切取片状试样, 采用 Smartlab 型 X 射线衍射仪进行 X 射线衍射(XRD), 分析各区域相组成和位错密度。分别采用 Zeiss Gemini 300 场发射扫描电子显微镜(SEM)和 FEI Talos F200Xn 型场发射透射电子显微镜(TEM)对组成相、元素和位错分布等微观组织结构进行表征。采用 MH-3 型维氏硬度计沿梯度挤压试样的径向每隔 1 mm 的位置进行显微硬度测量, 每个位置测试 3 次后取平均值, 压头载荷为 1000 g, 保压时间 15 s。采用 Nano

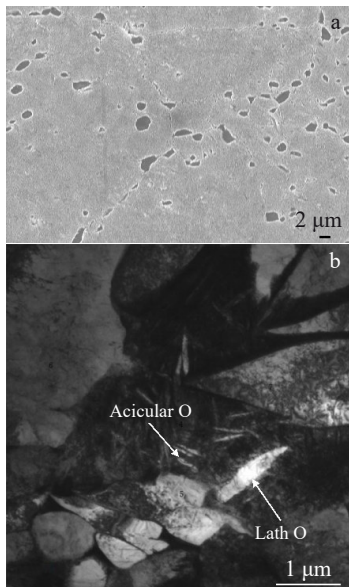


图 1 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金初始显微组织 SEM 和 TEM 照片  
Fig.1 SEM (a) and TEM (b) images of as-received Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy

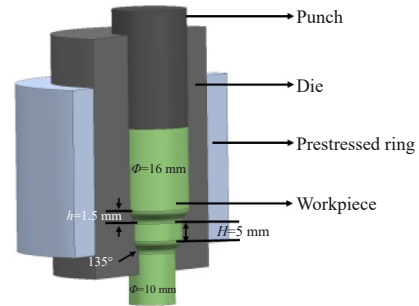


图 2 梯度挤压模具示意图  
Fig.2 Schematic diagram of gradient extrusion mold

Indenter G200 纳米压痕仪对试样进行纳米压痕测试。测试条件为恒加载速率/载荷法加载、应变率为 0.1 s<sup>-1</sup>, 压头压入深度达到 1500 nm 时保载 5 min 后进行卸载。每组试验重复 3 次取平均值。采用 Hysitron TI 980 型纳米划痕仪对试样进行纳米划痕试验, 载荷分别为 40 和 90 mN, 滑动速度为 6 μm/s, 并采用 SEM 和 Dimension Icon 型原子力显微镜(AFM)对划痕形貌进行表征。

## 3 结果与讨论

### 3.1 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金微观组织演化

#### 3.1.1 梯度相变

图 3 所示为梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样从心部到边缘各特征变形区显微组织的 XRD 图谱。可以看出, 初始组织主要包含 B2 相、O 相和少量的 α<sub>2</sub> 衍射峰。经过 980 °C 梯度挤压后, 心部小变形区主要包含 B2 相和 α<sub>2</sub> 相衍射峰, 未见初始组织中的 O 相衍射峰; 中部区域除 B2 相和 α<sub>2</sub> 相的衍射峰外, 还出现了少量的 O 相衍射峰; 边缘大变形区除 B2 相衍射峰外, α<sub>2</sub> 相衍射峰最弱, O 相衍射峰增强。

进一步对梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样各特征区域的显微组织进行 SEM、TEM 表征, 如图 4 和图 5 所示, 对

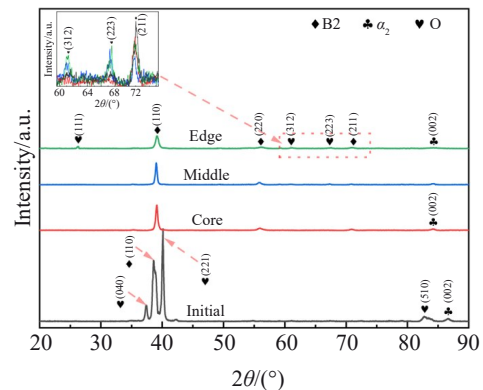


图 3 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不同特征区 XRD 图谱  
Fig.3 XRD patterns of different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys

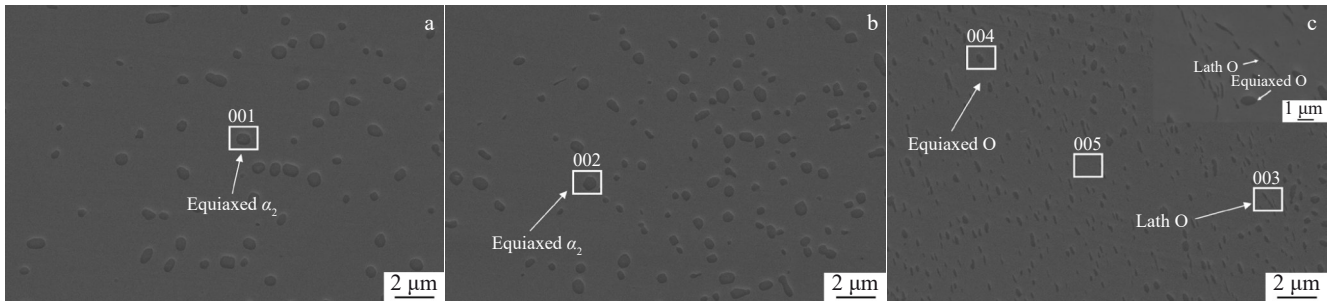


图 4 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不同特征区显微组织 SEM 照片

Fig.4 SEM images of different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys: (a) core, (b) middle, and (c) edge

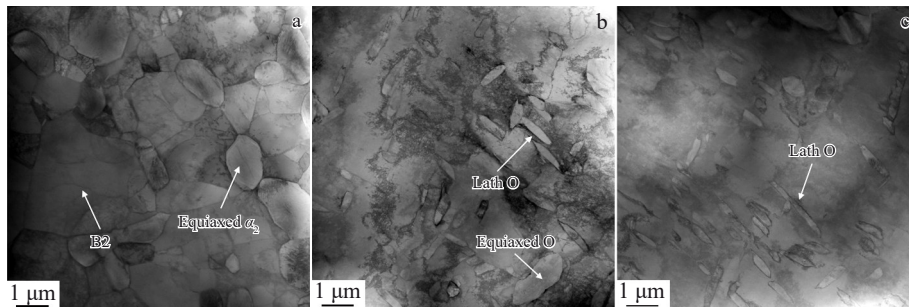


图 5 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不同特征区显微组织 TEM 照片

Fig.5 TEM images of different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys: (a) core, (b) middle, and (c) edge

应区域特征相的 EDS 结果见表 1。分析表明,变形程度比较小的心部和中部显微组织中的等轴相中 Nb 元素含量较少,Al 元素次之,Ti 元素含量较高,为 α<sub>2</sub> 相。变形程度较大的边缘显微组织特征相中 Ti 元素含量几乎是 Al 元素以及 Nb 元素的 2 倍,而 Al 和 Nb 含量接近,表明这些板条/棒状相和等轴相大部分为 O 相,且板条 O 相中的 Nb 元素含量比等轴 O 相高。B2 相中 Nb 元素含量最高,Al 元素含量最少。

由此可知,Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金梯度挤压试样心部因变形程度小、变形温度高(近 B2+α<sub>2</sub> 两相区)其微观组织主要由较为粗大的 B2 相及其晶界处分布的近等轴 α<sub>2</sub> 相组成。α<sub>2</sub> 相平均尺寸约为 1.4 μm,体积分数约占 5%;且 α<sub>2</sub> 相多的区域 B2 相晶粒明显较小,表明 α<sub>2</sub> 相可以抑制 B2 相晶粒的长大。体心立方结构的 B2 相滑移系较多,使得心部具有较好的塑性。中部过渡区组织中除 B2 相外,第二相

的数量明显增多,主要由细小的等轴 α<sub>2</sub> 相和少量的蜗杆状 O 相组成,α<sub>2</sub> 相平均尺寸略微降低至约 1.2 μm,体积分数增加至约 7.5%。变形温度相对较低(近 B2+O 两相区)的大变形边缘(模具温度 400 °C)微观组织由尺寸显著减小的 B2 相、大量更为细小均匀分布的棒/板条状 O 相、少量等轴 α<sub>2</sub>/O 相以及冷却过程中形成的细小针状 O 相组成。此时,板条 O 相的平均尺寸约为 0.6 μm,体积分数达到 8.7% 左右。梯度挤压变形使 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金内部相的种类、形态、含量和尺寸沿径向呈梯度变化;边缘区域大量细小强化相 O 相的生成显著提高了 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的强度塑性等性能。

在 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金梯度挤压试样的边缘区域内,O 相的存在形式主要有两种(冷却过程中形成的针状 O 相除外),见图 6,表明梯度挤压过程中 α<sub>2</sub> 相向 O 相的转变主要通过两种机制实现。首先,高温大塑性变形促进了 B2 相中的 Nb 元素向 α<sub>2</sub> 相中扩散以及 α<sub>2</sub> 相尺寸减小,使等轴 α<sub>2</sub> 相形成过饱和固溶体,导致 α<sub>2</sub> 相内部产生堆垛层错并发生点阵畸变,进而部分向 O 相发生转变<sup>[23-24]</sup>。当 α<sub>2</sub> 相中析出板条 O 相时,α<sub>2</sub> 相被分割成交替分布的 α<sub>2</sub> 和 O 相,如图 6a 所示。另外,部分 α<sub>2</sub> 相和 B2 相会发生包析反应,在 α<sub>2</sub> 相周围形成一层环状结构,如图 6b 所示。通过对衍射花样进行标定确定该衍射花样中含有 α<sub>2</sub> 和 O 相两套斑点(O 相对应的斑点较浅),表明 α<sub>2</sub> 相周围的一层环状结构为具有正交结构的 rim O 相<sup>[25]</sup>。

表 1 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不同位置特征相 EDS 结果

Table 1 EDS results of characteristic phases at different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys (at%)

Phase	Ti	Al	Nb
001	58.41	23.67	17.92
002	57.94	23.66	18.40
003	51.23	22.78	25.99
004	53.65	24.20	22.15
005	50.04	19.50	30.46

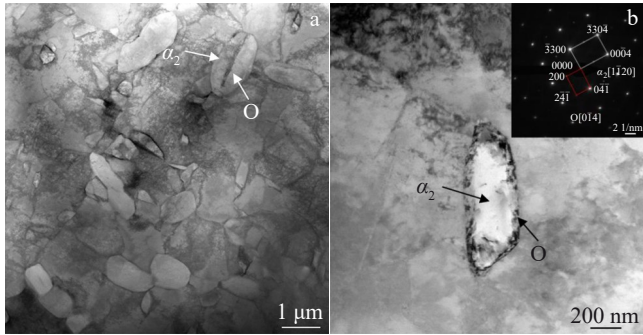


图6 Ti<sub>2</sub>AlNb基合金梯度挤压过程中O相形成

Fig.6 O-phase formation during gradient extrusion of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy: (a) layer O phase within  $\alpha_2$  phase and (b) rim O phase around  $\alpha_2$  phase

### 3.1.2 位错组态演化

基于XRD图谱,采用Williamson-Hall公式对位错密度进行定量计算<sup>[26]</sup>。梯度挤压Ti<sub>2</sub>AlNb基合金试样各变形区位错密度计算结果如图7所示。初始组织的位错密度约为 $2.23 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,经980 °C梯度挤压后,试样位错密度从心部的 $1.94 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 逐渐增加至边缘的 $8.76 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,沿径向呈梯度增加的趋势分布。心部位错密度略有降低主要是因为高温回复作用大于小变形引起的位错增殖,而中部和边缘,随着变形程度和温降的增加,位错增殖过程占主导,位错密度显著增加。

为进一步分析梯度挤压Ti<sub>2</sub>AlNb基合金试样从心部到边缘不同变形区内各特征相协调变形情况,对各特征相内部及相界附近位错分布进行TEM表征,如图8所示。可以看出,心部等轴 $\alpha_2$ 相内部相对比较干净,分布有少量位错;位错主要分布在B2相内和B2/ $\alpha_2$ 相界上,见图8a。这主要是因为B2相具有bcc结构,滑移系多,且位错运动阻力较小;而 $\alpha_2$ 相具有hcp结构,滑移系少,且位错运动阻力大,因而变形量较小的心部B2相承担了主要变形。

由图8b、8c可以看出,发生较大变形的边缘区域板条/等轴O相与B2相相界处存在大量的位错,O相内也有

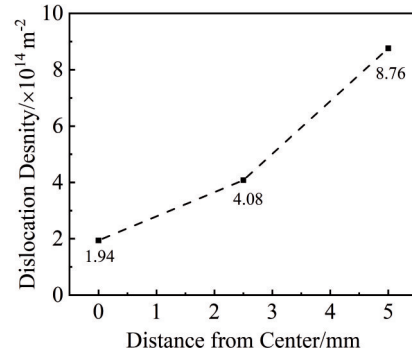


图7 梯度挤压Ti<sub>2</sub>AlNb基合金不同特征区位错密度

Fig.7 Dislocation densities of different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys

高密度位错存在。由于O相受到较大的变形会产生应力集中,为缓解应力集中,部分位错线穿过等轴O相,协调基体B2相和O相之间的变形。 $\alpha_2$ 相中也同样存在大量位错开动,位错线一部分在 $\alpha_2$ 相内和相界处相互缠结发生塞积,也有一部分平直穿过晶粒。而围绕在 $\alpha_2$ 相周围的rim O相因具有连续的相界和与基体相不同晶体取向、且界面处的晶格畸变显著,对位错运动的阻碍作用强于板条或球状O相,位错主要在界面处塞积。

由此表明,在梯度挤压过程中,心部小变形区B2相承担了大部分变形,而边缘大变形区除B2相良好的变形协调作用外, $\alpha_2$ 相和O相也参与了大量的变形。

Ti<sub>2</sub>AlNb基合金梯度挤压过程中位错运动可以导致晶粒发生破碎细化,如图9所示。变形程度较小时,部分板条主要通过发生动态机械破碎实现细化。变形程度较大时,一方面高温和高应变梯度促进了再结晶形核,通过发生非连续动态再结晶实现细化<sup>[27]</sup>;另一方面高密度位错通过重新排列形成位错胞或亚晶界,将晶粒分割成多个细小的亚晶;亚晶界进一步转动形成大角度晶界,即发生了连续动态再结晶,进而实现了晶粒的细化<sup>[28-29]</sup>。

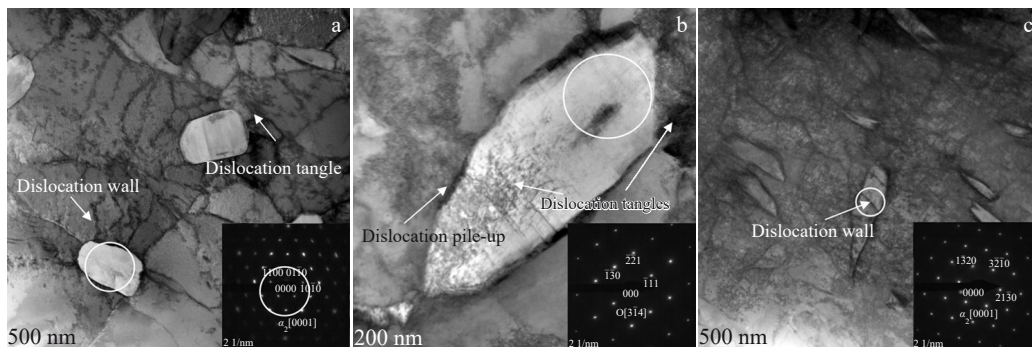


图8 梯度挤压Ti<sub>2</sub>AlNb基合金不同特征区位错分布

Fig.8 Dislocation distribution at different locations of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys: (a) core and (b-c) edge

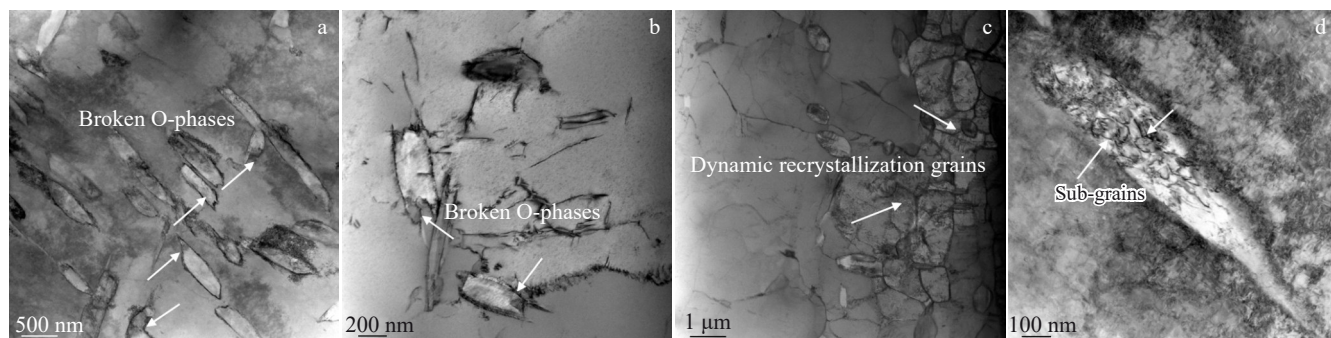


图9 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金梯度挤压晶粒细化

Fig.9 Grain refinement during gradient extrusion of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys: (a–b) shear rupture of O slat phase, (c) localized dynamic recrystallization, and (d) intracrystalline subgrains

### 3.2 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金梯度组织微纳观力学性能

#### 3.2.1 强塑性

图 10 所示为梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样沿径向显微硬度的分布情况。心部硬度最小,约为(335.2±2.7) HV,与未变形初始合金硬度(317±3.1) HV 相差不大。从心部到边缘显微硬度显著升高且不同变形区增幅不同,本研究采用硬度—距离曲线的斜率来表征硬度变化梯度。在距离中心 0~2 mm 的心部硬度上升较为平缓,梯度约为 9.49 HV/mm;距离中心 2~4 mm 的中间过渡区域硬度呈明显增加,梯度约为 14.57 HV/mm;在距离中心 4~5 mm 的边缘硬度值急剧增加,变化梯度约为 18.5 HV/mm,边缘硬度最大约值约为(401.8±5.7) HV,较心部提升约 19.87%。

图 11 所示为梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样从心部到边缘各特征变形区纳米压痕载荷和纳米硬度随压入深度的变化曲线。可以看出,压入设定深度时,心部载荷为 197.294 mN,中部载荷缓慢增大到 199.417 mN,边缘载荷显著增大到 217.426 mN。相应的心部纳米硬度为 3.535 GPa,边缘纳米硬度增大到 4.267 GPa。表明晶粒变形细化、位错增殖演化、大量细小 O 相析出共同促进了其强度硬度提升<sup>[30-31]</sup>。

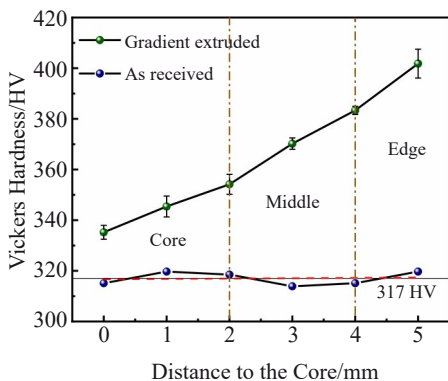


图 10 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金沿径向显微硬度分布

Fig.10 Radial microhardness distribution of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys

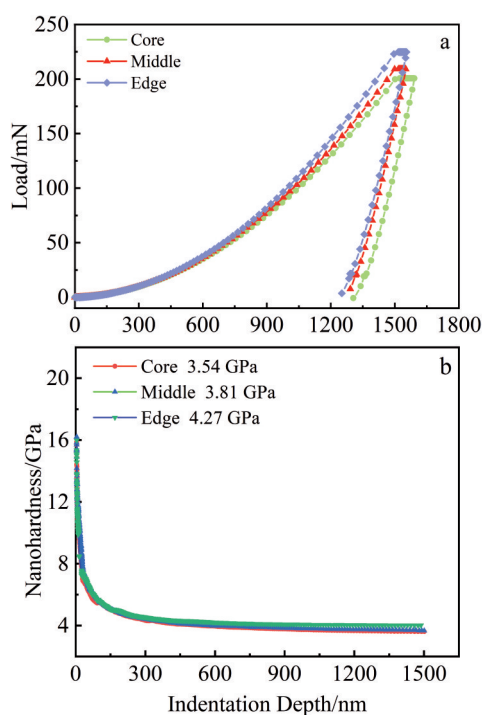


图 11 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金纳米压痕载荷、纳米硬度随压入深度变化曲线

Fig.11 Relationship of load (a) and nanohardness (b) with indentation depth of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys

在纳米压痕测试中,材料的塑性变形程度可以用弹性回复率来反映:

$$\delta = (h_{\max} - h_f) / h_{\max} \quad (1)$$

式中,  $h_{\max}$  为到达预定压深保载 300 s 后的最大压入深度,  $h_f$  为卸载后的残余压痕深度,具体值见表 2。

从表 2 统计结果可以看出,梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样压痕深度从心部到边缘呈逐渐减小的梯度变化。加载结束保载 300 s 后,压痕深度从心部的 1579.853 nm 减小到边缘的 1548.829 nm;经卸载弹性恢复后,心部和边缘的压痕深度分别 1299.171 和 1115.776 nm。计算获得梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样从心部到边缘各特征变形

表2 卸载前后的纳米压痕深度及弹性回复率  
Table 2 Nano indentation depth and elastic recovery before and after unloading

Location	Maximum indentation depth, $h_{max}$ /nm	Residual indentation depth, $h_f$ /nm	Elastic recovery/%
Core	1579.853	1299.171	17.76
Middle	1554.509	1108.209	28.71
Edge	1548.829	1115.776	27.96

区的弹性恢复率见表2。心部的弹性恢复率为17.76%，中部和边缘的弹性恢复率分别为28.71%和27.96%。结果表明，心部压痕较深，弹性恢复率较小，具有较好的塑性；中部和边缘压痕变浅，弹性恢复率较大。

3.2.2 耐磨性

根据 Archard 磨损定律可知，材料的耐磨性与其本身的硬度成正比关系；而且，细晶材料均表现出优于粗晶材料的耐磨性<sup>[32]</sup>。因此，梯度细晶结构形成的硬度梯度对提高材料的耐磨性十分有利。为了进一步分析梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样耐磨性能，开展了不同载荷下的纳米划痕试验。该试验是通过采用硬质滑针沿样品表面刻划，通过测量划痕深度和摩擦系数（定义为切向力和法向力的比值）来评价材料硬度的一种方法。

图 12~13 所示分别为滑动速度为 6 μm/s、法向载荷

为 40 和 90 mN 时，梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样从心部到边缘各特征变形区的划痕深度和摩擦系数随划痕距离的变化曲线，近似平均划痕深度和摩擦系数值见表 3。可以看出，在相同的法向载荷和滑动速度下，划痕深度和摩擦系数从心部至边缘呈现越来越小的梯度变化，边缘划痕（犁沟）深度最浅，磨损程度最轻。在压头滑动速度一定（6 μm/s）时，随着法向载荷由 40 mN 增大至 90 mN，试样不同区域的划痕深度和摩擦系数均增大，磨损程度更加剧烈。其中心部增大幅度最大，平均划痕深度由 700 nm 增大至 3200 nm 左右，摩擦系数因为基体剥落和碎屑使其波动较大，但整体仍呈增大趋势；边缘增大幅度较小，平均划痕深度由 580 nm 增大至约 1500 nm，摩擦系数由 0.3 增大至约 0.78。

不同法向载荷下梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样从心

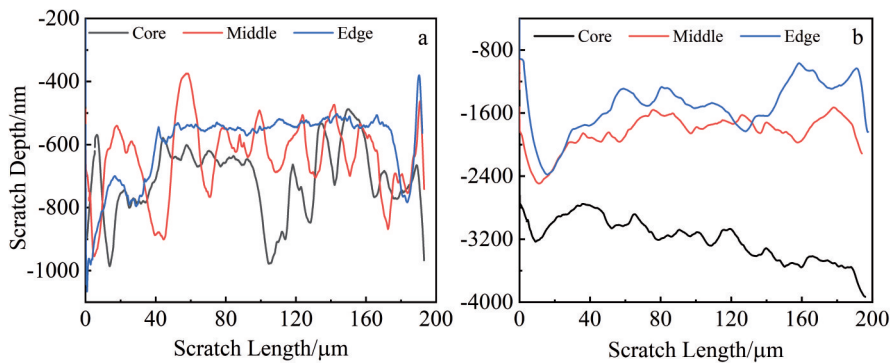


图 12 不同载荷下梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金划痕深度-划痕距离曲线

Fig.12 Variation curves of scratch depth with scratch length of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys under different loads ( $p$ ): (a)  $p=40$  mN and (b)  $p=90$  mN

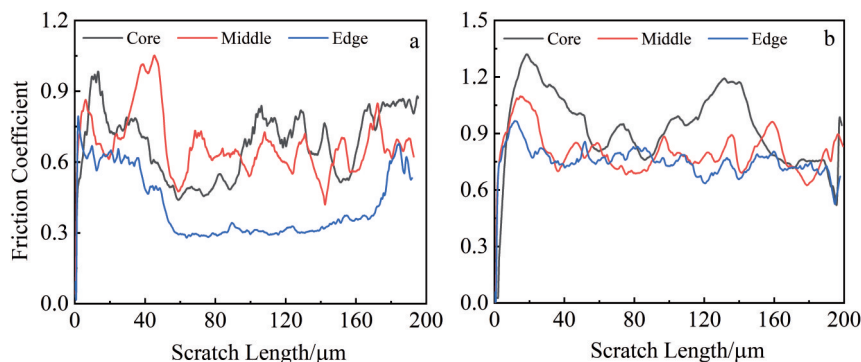


图 13 不同载荷下梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金摩擦系数-划痕距离曲线

Fig.13 Variation curves of friction coefficient with scratch length of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys under different loads ( $p$ ): (a)  $p=40$  mN and (b)  $p=90$  mN

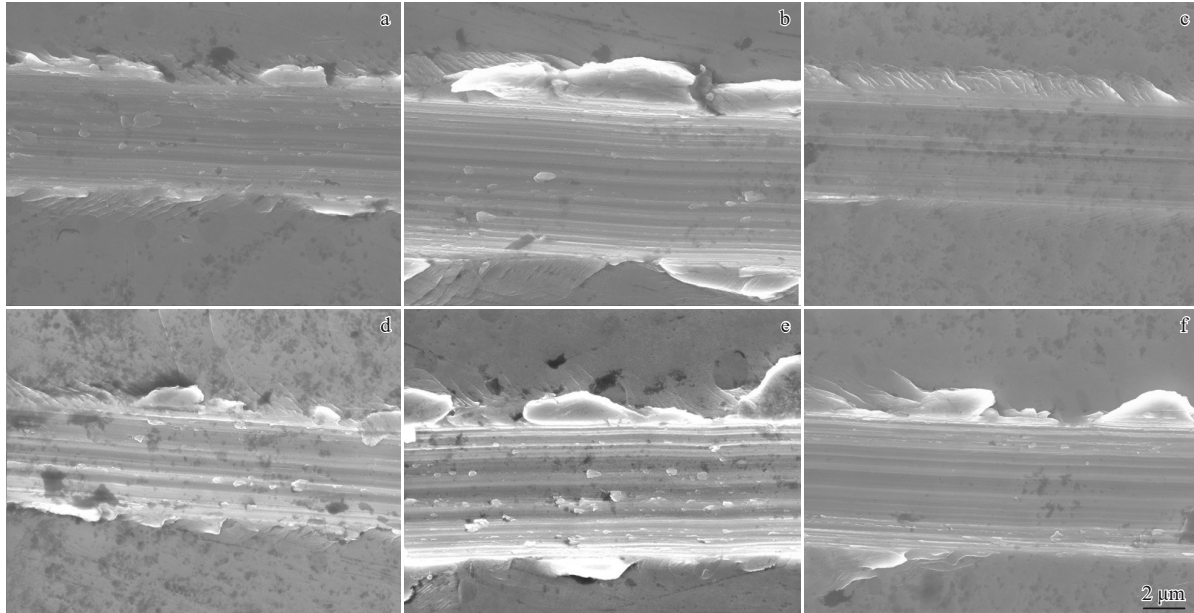


图 14 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金在不同载荷下心部、中部、边缘纳米划痕 SEM 照片

Fig.14 SEM images of nano-scratches at core (a, d), center (b, e), and edge (c, f) of gradient-extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys under different loads: (a-c)  $p=40$  mN and (d-f)  $p=90$  mN

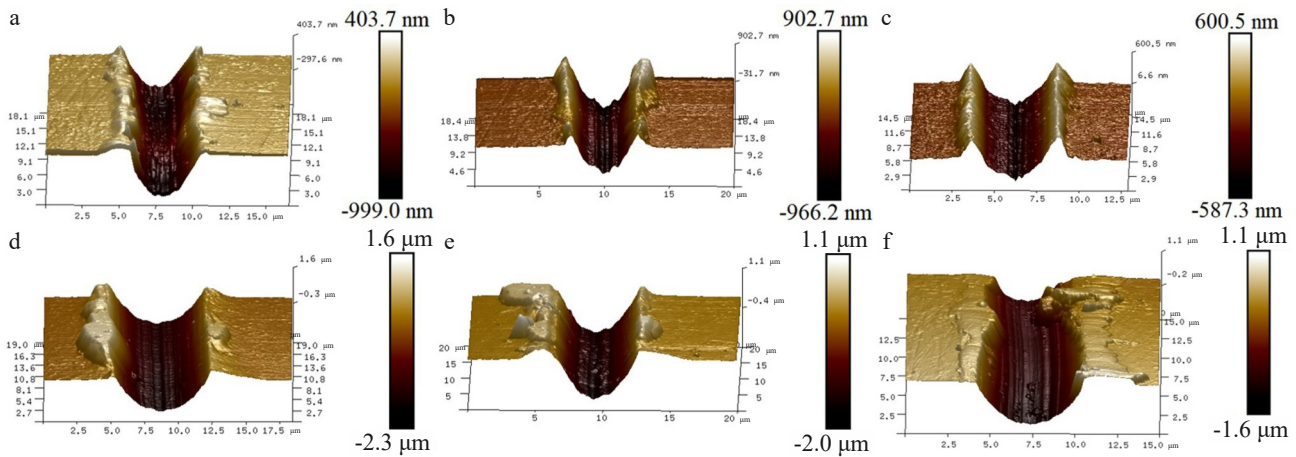


图 15 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金在不同载荷下心部、中部、边缘纳米划痕 AFM 照片

Fig.15 AFM images of nano-scratches at core (a, d), center (b, e), and edge (c, f) of gradient-extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys under different loads: (a-c)  $p=40$  mN and (d-f)  $p=90$  mN

部到边缘各特征变形区划痕的 SEM 和 AFM 形貌如图 14~15 所示, 磨损率(单位长度单位载荷下所磨损的体积)的计算结果见表 3。可以看出, 法向载荷为 40 mN 时, 试样心部和中部犁沟较深, 磨损率分别约为  $4.1 \times 10^4$  和  $3.4 \times 10^4 \text{ nm}^3/(\text{nm} \cdot \text{mN})$ , 两侧碎屑堆积较多, 且内部出现较薄的层片状撕裂物, 表明其磨损机制主要为犁沟磨损<sup>[33]</sup>, 粘着和剥落磨损起辅助作用。边缘犁沟深度较浅, 磨损率约为  $2.9 \times 10^4 \text{ nm}^3/(\text{nm} \cdot \text{mN})$ , 两侧隆起的材料较少, 内部较为干净, 其主要的磨损机制为粘着磨损<sup>[34]</sup>, 犁沟磨损为辅助作用。当法向载荷增大至 90 mN 时, 试样的心部和中部犁沟内部材料被撕裂成层片状, 边缘材料

堆积较多且出现大量剪切带, 犁沟宽度变大, 磨损率分别约为  $1.24 \times 10^5$  和  $7.3 \times 10^4 \text{ nm}^3/(\text{nm} \cdot \text{mN})$ , 其主要磨损机制为切削磨损和犁沟磨损, 粘着和剥落磨损起辅助作用。边缘犁沟仍然较为干净, 两侧材料堆积较少, 磨损率约为  $5.3 \times 10^4 \text{ nm}^3/(\text{nm} \cdot \text{mN})$ , 主要的磨损机制为犁沟磨损, 粘着磨损为辅助作用。

以上分析表明, 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样心部和中部位错密度低, 晶粒细化程度小, 相组成主要为 B2+ $\alpha_2$  相, 强度和硬度较低, 塑性好, 划痕深度深, 摩擦系数大, 主要磨损机制为犁沟磨损和切削磨损, 耐磨性差。边缘变形区位错密度高, 晶粒细化程度大, 强度更高的细小

表3 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金纳米划痕试验结果  
Table 3 Results of nano scratch test of gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy

Location	Scratch depth/nm		Friction coefficient		Wear rate/ $\times 10^4 \text{ nm}^3 \cdot (\text{nm} \cdot \text{mN})^{-1}$	
	40 mN	90 mN	40 mN	90 mN	40 mN	90 mN
Core	700	3200	0.7	1.05	4.1	12.4
Middle	650	2000	0.6	0.8	3.4	7.3
Edge	580	1500	0.3	0.78	2.9	5.3

O相含量增多,相组成主要为B2+O相,强度硬度高,划痕深度浅,摩擦系数小,主要磨损机制为粘着磨损和犁沟磨损,耐磨性较好。由此可知,在相组成、晶粒和位错多种梯度分布的特征结构间的协同作用下,使得梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金不仅强度高、耐磨性好,而且塑性也得到了改善,实现了综合力学性能的提升。

#### 4 结论

1) 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样小变形心部组织主要由较为粗大的B2相及其晶界处分布的近等轴  $\alpha_2$  相组成;大变形边缘组织由更加细小的B2相、大量分布较为均匀的棒/板条状O相和少量等轴  $\alpha_2$ /O(rim O)相组成。

2) 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样心部位错密度较低,位错主要分布在B2相内部和B2/ $\alpha_2$ 相界上;边缘区域具有较高的位错密度,位错主要分布在板条/等轴O相与B2相界面处、O相及  $\alpha_2$  相内部。

3) 梯度挤压 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金试样心部硬度较低,耐磨性能较差,但塑性较好;边缘区域在O相强化、细晶强化和位错强化等多种作用下具有较高的硬度,耐磨性能显著提升。

#### 参考文献 References

- [1] Liu Shishuang (刘石双), Cao Jingxia (曹京霞), Zhou Yi (周毅) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(11): 3106
- [2] Wang Wei (王伟), Zeng Weidong (曾卫东), Yang Jin (杨锦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(6): 1605
- [3] Huda Z, Edi P. *Materials and Design*[J], 2013, 46: 552
- [4] Santhosh R, Geetha M, Nageswara R M. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2017, 70(7): 1681
- [5] Yao Xiaofei (姚小飞), Xie Faqin (谢发勤), Han Yong (韩勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(8): 1463
- [6] Wu X L, Yang M X, Yuan F P et al. *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2015, 112(47): 14501
- [7] Wu X, Jiang P, Chen L et al. *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2014, 111(20): 7197
- [8] Wang Y F, Huang C X, Wang M S et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 150: 22
- [9] Cheng Z, Zhou H F, Lu Q H et al. *Science*[J], 2018, 362: 1
- [10] Sun Y. *Tribology International*[J], 2013, 57: 67
- [11] Chen X, Han Z, Li X Y et al. *Science Advances*[J], 2016, 2: 1
- [12] Bernoulli D, Cao S C, Lu J et al. *Surface & Coatings Technology* [J], 2018, 339: 14
- [13] Roland T, Reira D, Lu K et al. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 1949
- [14] Huang H W, Wang Z B, Lu J et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 150
- [15] Chen Hanyu (陈涵悦), Fu Tianlin (付天琳), Gao Yan (高岩). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(5): 214
- [16] Bergmann M, Sterzing A, Landgrebe D. *Applied Mechanics and Materials*[J], 2015, 794: 166
- [17] Frint P, Härtel M, Selbmann R et al. *Metals*[J], 2018, 8: 1
- [18] Neugebauer R, Sterzing A, Selbmann R et al. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*[J], 2012, 43(7): 582
- [19] Landgrebe D, Götze U, Bergmann M et al. *Procedia Manufacturing*[J], 2018, 21: 45
- [20] Li X Y, Lu L, Li J G et al. *Nature Reviews Materials*[J], 2020, 5: 706
- [21] Xue Kemin (薛克敏), Zhou Jinzhao (周金朝), Guo Shenghua (郭胜华) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2022, 29(7): 1
- [22] Huang Z S, Lin P, Shen J. *Materials at High Temperatures*[J], 2021, 38(2): 103
- [23] Boehlert C J, Majumdar B S, Seetharaman V et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(9): 2305
- [24] Wang W, Zeng W D, Liu Y T et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27: 293
- [25] Wang W, Zeng W D, Xue C et al. *Intermetallics*[J], 2015, 56: 79
- [26] Li P, Lin Q, Wang X et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 72: 367
- [27] Zheng Y P, Zeng W D, Zhao Q Y et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 710: 164
- [28] Cao Y, Ni S, Liao X Z et al. *Materials Science & Engineering R*[J], 2018, 133: 1
- [29] Li Ping (李萍), Huang Xiaoyu (黄晓雨), Liu Le (刘乐) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 685
- [30] Yin Xuchen (尹续臣), Chen Zhiyong (陈志勇), Wang Qingjiang

- (王清江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2293
- [31] Wang Xiaotong(王潇桐), Zhao Tong(赵桐), Wang Yuan(王渊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1683
- [32] Han Z, Zhang Y S, Lu K. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2008, 24(4): 483
- [33] Yang Y Y, Cui X F, Zhao X *et al. Wear*[J], 2020, 460–461: 203429
- [34] Figueiredo L, Ramalho A, Oliveira M C *et al. Wear*[J], 2011, 271: 1651

## Influence Mechanism of Gradient Microstructure on the Properties of Ti<sub>2</sub>AlNb-Based Alloy

Li Ping, Liu Shaofeng, Ding Ruidong, Guo Shenghua, Xue Kemin

(School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

**Abstract:** Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy samples with gradient microstructures were obtained by gradient extrusion at 980 °C. The gradient microstructures of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy samples were characterized by XRD, SEM and TEM, and their properties were studied by nanoindentation and nano-scratch tests. The influence of gradient microstructures on the properties of Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy was investigated. The results show that the microstructure in the core of the gradient extruded Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy specimen is mainly composed of the coarser B2 phase and the near-equiaxed  $\alpha_2$  phase distributed at the grain boundaries, and the dislocation density is low, which is mainly distributed in the B2 phase and the B2/ $\alpha_2$  phase boundaries. The microstructure in the edge is composed of smaller B2 phases, a large number of rod/slat-like O phases and a small number of equiaxed  $\alpha_2$ /O (rim O) phases, and the dislocation density is high, which is mainly distributed at the interface between the slat/equiaxed O phase and the B2 phase, and in the O phase and  $\alpha_2$  phase. The core of the gradient extruded specimen has the lower hardness and better plasticity. The edge has higher hardness under various effects such as O-phase strengthening, fine-grained strengthening and dislocation strengthening, and the wear resistance are significantly improved. The gradient microstructure can confer the good comprehensive service performance of the Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy.

**Key words:** Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys; gradient microstructure; strength-plasticity; wear resistance

---

Corresponding author: Xue Kemin, Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901368, E-mail: xuekm@hfut.edu.cn