

# 微螺钉用细晶两相钛合金韧化因素及研究现状

王凯旋<sup>1</sup>, 邵 晖<sup>2</sup>, 单 迪<sup>2</sup>, 孙 峰<sup>1</sup>, 赵小花<sup>1</sup>, 刘向宏<sup>1</sup>

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 西安理工大学, 陕西 西安 710048)

**摘 要:** 含有大量位错和高角度晶界的大变形两相微螺钉用细晶钛合金具有良好的拉伸和疲劳性能, 然而变形合金局部位错、织构和微观应力影响合金的韧性, 引起了国内外材料研究者的关注。目前, 退火热处理是改善变形钛合金韧性的有效措施, 但是变形畸变能诱发细小晶粒快速长大, 导致合金强度大幅度下降, 不利于提高其综合力学性能。概述了典型两相钛合金组织特征参数和微观应力对其韧化的影响规律, 以 Ti-6Al-4V 合金为例分析了等径通道塑性变形、高压扭转、累积变形、搅拌摩擦等大变形高强钛合金韧化的研究现状。同时, 概述了一种新型电热处理对大变形 Ti-6Al-4V 合金组织和韧化的影响规律, 并展望了其在钛合金领域的研究方向和目前存在的基础科学问题。

**关键词:** 两相钛合金; 细晶; 强度; 韧性; 热处理

**中图分类号:** TG146. 23    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1674-3962(2020)10-0776-06

## Toughening Factors and Research Status of Fine-Grained Titanium Alloy for Micro-Screw

WANG Kaixuan<sup>1</sup>, SHAO Hui<sup>2</sup>, SHAN Di<sup>2</sup>, SUN Feng<sup>1</sup>,  
ZHAO Xiaohua<sup>1</sup>, LIU Xianghong<sup>1</sup>

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

(2. Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

**Abstract:** Fine-grained large deformation two-phase titanium alloys with large amount of dislocations and high-angle grain boundaries have good tensile and fatigue properties. However, the partial dislocations, textures and micro-stress in the deformed alloy may not be beneficial for improving the toughness, which has attracted the attention of researchers at home and abroad. The annealing treatment is an effective method to regulate the strength-toughness synergy of the deformed alloy. However, the growth rate of fine grain could be accelerated by the deformation storage energy, which could result in the decrease in the strength. Therefore, the excellent comprehensive property is difficult to obtain by the traditional method. In this paper, the influence of microstructural parameters and micro-stress on the toughness of titanium alloy is firstly reviewed. Secondly, the strength and toughness of titanium alloy are described based on the analysis of the large deformation mechanism (ECAP, HPT, multi-step deformation and FSP). Finally, the effect of a pulse current heating on the microstructure and toughness of high strength titanium alloy is identified, and the research direction and problem are further discussed in the current assisted deformation or heating processes of titanium alloys.

**Key words:** two-phase titanium alloy; fine grain; strength; toughness; heat treatment

## 1 前 言

钛合金具有密度小、强度高、耐腐蚀、无磁性、良好

的生物相容性等特点。其中, 两相钛合金 Ti-6Al-4V 和 Ti-6Al-7Nb 的弹性模量为 100~110 GPa, 约为 Co-Cr-Mo 合金的一半, 是植入锥弓根微螺钉和种植牙钉 ( $\Phi 1.2\text{ mm} \sim \Phi 2.7\text{ mm}$ ) 的主要原材料之一<sup>[1]</sup>。已有研究表明, 螺钉齿根低的静力韧性和疲劳韧性是造成其断裂的主要原因<sup>[2, 3]</sup>, 而且疲劳韧性随着静力韧性的提高而增加。近年来, 随着国内外医疗行业对骨植入钛合金微螺钉安全性能要求的持续提高, 国家标准规定两相高强钛合金制备的微螺钉断裂扭转角应大于 180°, 低的韧性容易导致其所制造的螺钉断裂扭转角较小<sup>[4]</sup>。因此, 如何通过加工

收稿日期: 2020-07-29    修回日期: 2020-08-24

基金项目: 国家青年自然科学基金资助项目(51501150); 陕西省教育厅自然科学基金专项(16JK1570); 陕西省自然科学基金研究计划项目(2020JM-461)

第一作者: 王凯旋, 男, 1977 年生, 博士, 高级工程师,  
Email: kingsin@c-wst.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202007037

和后续热处理促进高强钛合金棒材和线材的韧化是当前重要的研究方向。

本文首先概述了以往研究中典型两相钛合金韧化的关键影响因素(相形貌、取向和微观应力), 分析了合金组织中等轴  $\alpha$  相、次生  $\alpha$ 、 $\beta$  相和微观应力对其韧化的影响规律, 并对传统大变形处理和电热处理或辅助变形制备的细晶高强 Ti-6Al-4V 钛合金力学性能进行分析比较, 研究认为后者具有使高强两相钛合金棒材和线材获得细晶等轴组织和协调改善其高强高韧的独特优势, 并展望了其在两相钛合金领域的研究现状和需要解决的基础科学问题。

## 2 细晶两相钛合金韧化的组织特征因素

在细晶两相钛合金中, 体心  $\beta$  相含量少( $<10\%$ ), 滑移系较多, 而具有各向异性的密排六方结构  $\alpha$  相对合金变形和断裂起关键作用。除了相尺寸和含量以外, 影响裂纹形核及扩展的主要因素为: 等轴  $\alpha$  相、次生  $\alpha$ 、 $\beta$  相取向及相中的微观应力类型和分布。

### 2.1 等轴 $\alpha$ 相取向和分布对韧化的影响

除了相尺寸和含量对合金力学性能的影响,  $\alpha$  相取向对合金韧化也有重要影响<sup>[5, 6]</sup>, 已有研究认为大量相似取向  $\alpha$  相能够有效避免合金局部应力集中, 推迟裂纹形核<sup>[7]</sup>, 当  $\alpha$  相(0001)基面的施密特因子(SF)大于 0.45 时, (0001)基面滑移容易激活; 随着基面 SF 值的减小, 合金中基面和柱面滑移均参与变形, 在晶界或晶粒内部有微裂纹萌生<sup>[8]</sup>。进一步研究认为, 基面裂纹萌生与  $\alpha$  相基面滑移参数(弹性刚度和施密特因子)密切相关, 基面特征参数为( $43^\circ \sim 61^\circ$  和  $0.37 \sim 0.49$ )时, 其与  $\alpha$  相锥面滑移位错相互拖拽, 导致微裂纹扩展与基面存在一定偏转, 阻碍微裂纹萌生和扩展, 提高合金韧性(图 1)<sup>[9]</sup>, 这为调控高强合金中细晶  $\alpha$  相基面取向、分布及其韧性改善提供了理论基础。

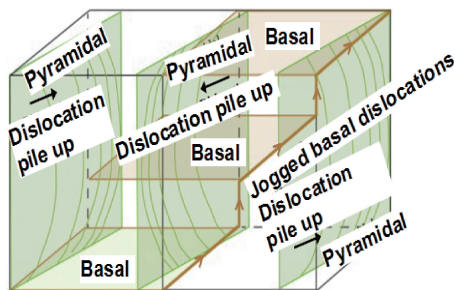


图 1 钛合金近基面断裂时基面和锥面滑移示意图<sup>[9]</sup>

Fig. 1 Diagram of interaction between basal slip and pyramidal slips along the near-basal face of titanium alloy during the fracture process<sup>[9]</sup>

### 2.2 次生 $\alpha$ 相取向和分布对合金韧化的影响

次生  $\alpha$  相尺寸、含量和取向均对合金韧化有重要影响。两相钛合金中大约 10% 的等轴  $\alpha$  相、大尺寸次生  $\alpha$  相和时效  $\beta$  相的混合组织使合金具有高的强韧性匹配<sup>[10]</sup>。作者课题组前期研究认为, 大尺寸次生  $\alpha$  相和相邻等轴  $\alpha$  相的基面几乎平行, 绕[0001]轴大约转动  $10.5^\circ$ , 能够减缓裂纹形核速率, 有利于增加韧性(图 2)<sup>[5]</sup>。而且形貌混乱的细小次生  $\alpha$  相有不同的取向选择, 会减小合金中(0001)  $\alpha$  的取向密度, 增加裂纹扩展阻力<sup>[11]</sup>。因此, 有必要进一步研究细晶高强两相钛合金中多尺度次生  $\alpha$  相特征参数对裂纹形核、扩展机理以及对韧化的影响规律。

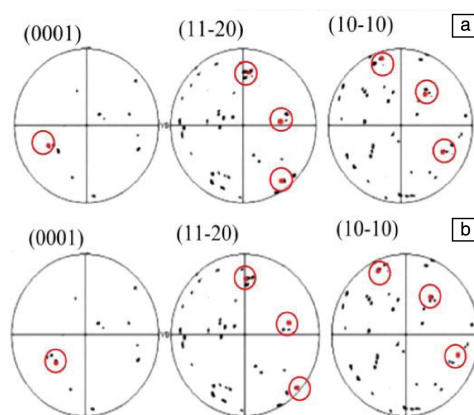


图 2 不同类型  $\alpha$  相的极图<sup>[5]</sup>: (a) 等轴  $\alpha$  相

Fig. 2 Pole maps of different types of  $\alpha$  phases<sup>[5]</sup>: (a) eqiaxed  $\alpha$  phase, (b) its adjacent secondary  $\alpha$  phase

### 2.3 微观残余应力对合金韧化的影响

微观残余应力是合金中不同取向晶粒的变形不均匀所致, 其中拉伸残余应力会显著降低材料的屈服强度<sup>[12]</sup>, 比如棒材的机械矫直处理过程中, 内部产生高的残余拉应力可能导致加工后合金变形甚至断裂。而退火是减小或消除残余应力的有效方式, 张尧武等研究认为, 经过  $650^\circ\text{C}/4\text{ h}$  真空退火后, TC18 钛合金的冲击韧性和断裂韧性明显提高, 但是抗拉强度下降约  $17\%$ <sup>[13]</sup>。研究还发现合金预变形程度越剧烈, 退火后其抗拉强度减小速度越快, 多道次轧制 Ti-6Al-4V 合金经过  $650^\circ\text{C}/1\text{ h}$  退火处理后其抗拉强度大幅度下降(下降  $340\text{ MPa}$ ), 延伸率仅增加  $2.2\%$ <sup>[14]</sup>。如果退火温度太低且时间太短, 微观应力则不能完全消除。因此, 采用传统退火方式来消除或减小高强合金中微观应力仍有一定困难。

### 2.4 $\beta$ 相取向对合金韧化的影响

已有研究表明,  $\alpha$  相析出对  $\beta$  晶粒缺陷具有强烈依赖性, 包括  $\beta$  晶界、亚晶界、晶内位错和晶内孪晶<sup>[15-17]</sup>。在上述研究内容中值得关注的是, 位错诱发  $\alpha$  相的

(-1100)晶面平行于 $\beta$ 晶粒(-1-12)滑移面,  $[11-20]\alpha$ 平行于位错的柏氏矢量 $\langle 111 \rangle\beta$ 滑移方向, 显著降低其塑性和韧性<sup>[16]</sup>。进一步研究表明, 位错激活与 $\beta$ 晶粒取向有直接关联, 在钛合金中 $\beta$ 晶粒 $\langle 100 \rangle$ 晶向垂直高温锻造拔长方向, 而在拉应力条件下,  $\langle 100 \rangle$ 晶向是 $\beta$ 晶粒优先滑移方向<sup>[18]</sup>。因此, 钛合金热处理过程中回复和再结晶态 $\beta$ 晶粒存在竞争长大行为, 热处理对 $\beta$ 晶粒再结晶尺寸和取向调控有重要影响<sup>[19]</sup>。由此看出, 国内外学者目前尚未系统地阐明析出 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相组织晶粒的内在关联, 也没有揭示析出 $\alpha$ 相对合金变形断裂的影响。

传统钛合金相变理论认为 $\alpha$ 相和 $\beta$ 晶粒晶体学关系符合 Burgers 关系( $(0001)\alpha// (110)\beta$ ,  $\langle 11-20 \rangle\alpha// \langle 111 \rangle\beta$ ), 特别是 $\alpha$ 相基面取向对疲劳裂纹萌生的影响, 犹如“木桶理论”, 裂纹优先沿着或靠近基面萌生<sup>[20, 21]</sup>。然而前期研究认为组织 $\beta$ 晶粒析出的某些 $\alpha$ 相和 $\beta$ 晶粒取向符合 $(11-20)\alpha// (110)\beta$ 关系, 而且该类型取向形成机理及其对变形断裂机理的影响尚不清晰<sup>[22]</sup>。高温冷却过程中位错诱发 $\alpha$ 相析出行为的理论模拟表明,  $\alpha$ 相惯习面平行刃型位错或垂直螺型位错线长大, 并且螺型位错能够诱发高密度 $\alpha$ 相取向选择<sup>[23, 24]</sup>, 随着冷却过冷度的减小, 螺型位错诱发 $\alpha$ 相析出长大的作用逐渐减小, 合金元素沿滑移面上的位错快速扩散, 是析出 $\alpha$ 相形核和长大的主要因素<sup>[25]</sup>。

### 3 大变形细晶两相钛合金韧化的研究现状

目前, 多步锻造或轧制(multi-deformation)、等径通道塑性变形(ECAP)、高压扭转(HPT)、搅拌摩擦(FSP)等大变形诱发的位错和细晶强化使合金抗拉强度明显提高。已有研究表明, 多步轧制 Ti-6Al-4V 合金的抗拉强度可达 1299 MPa, 延伸率仅为 7.1%, U 型缺口冲击韧性仅为 0.37 MJ/m<sup>2</sup>, 低于大晶粒尺寸(10  $\mu$ m) Ti-6Al-4V 合金的缺口冲击韧性<sup>[26]</sup>。

经过 4 个道次的挤压变形, ECAP 工艺制备的细晶 Ti-6Al-4V 合金拉伸强度达到 1450 MPa, 延伸率仅为 7.8%<sup>[27]</sup>, 而在 6 GPa 的压力下 Ti-6Al-7Nb 合金经 5 圈高压扭转变形后, 其晶粒尺寸为 100 nm, 维氏显微硬度值由初始的 3185 增加到 3773 MPa<sup>[28]</sup>, 但是目前制备大尺寸块体依然较困难<sup>[29, 30]</sup>。由于等轴组织钛合金的韧性和塑性成正比关系<sup>[31]</sup>, 图 3 进一步对比了上述 3 种典型大变形加工钛合金的强度和塑性(韧性), 经过 ECAP<sup>[32, 33, 27]</sup>、多步锻造或轧制变形的 Ti-6Al-4V 合金塑性明显低于传统热处理合金的塑性<sup>[34-36]</sup>, 这不利于改善微螺钉的扭转角度。

此外, FSP 加工 Ti-6Al-4V 合金的屈服强度和抗拉

强度分别为 1067 MPa 和 1156 MPa, 且延伸率较高(21.7%), 然而搅拌区的局部温度超过 $\beta$ 相转变温度时, 等轴组织容易形成网篮组织<sup>[37, 38]</sup>。因此, 如何在保证细晶等轴组织的前提下, 通过开发新工艺对工业级大变形高强医用钛合金棒材和线材的韧化进行调控和探索仍具有重要的理论和应用意义。

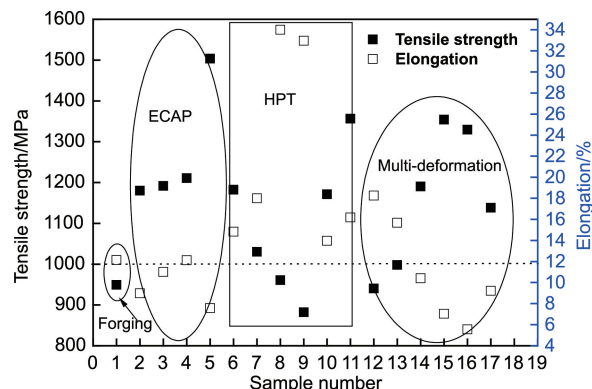


图 3 大变形方式对等轴组织 Ti-6Al-4V 合金强度和塑韧性的影响  
Fig. 3 Influences of large deformation processes on the strength and ductility-toughness of Ti-6Al-4V alloy with equiaxed microstructure

## 4 大变形细晶两相钛合金的电热处理韧化探索

### 4.1 电热处理对细晶钛合金组织和性能的影响

钛合金具有电阻大和导热率低特性(其中导热率约为钢的 1/6), 电流流过高电阻钛及钛合金时, 合金内部产生显著的电致再结晶和电致塑性效应, 这为改善高强钛合金的塑韧性提供了一种新思路和新方法。

近年研究表明, 经过  $5 \times 10^3$  A/mm<sup>2</sup> 的电流辅助变形后, Ti-6Al-4V 合金晶粒发生细化<sup>[39]</sup>, 理论分析认为两相合金中低电导率相周围电流密度大, 相界位置焦耳热温度高; 相中局部位错密度越高, “靶向”焦耳热效应越明显(图 4)<sup>[40]</sup>。特别地, 当电流密度超过 367 A/mm<sup>2</sup> 时, 焦耳热及其瞬间升温诱发的较高热压应力可能是钛合金晶粒细化的直接原因, 这可能有利于合金疲劳寿命的改善。此外, 研究还表明同为密排六方晶格的锆合金经过 135  $^{\circ}$ C/15 min 焦耳热处理后合金的微观组织与 600  $^{\circ}$ C/360 min 传统热处理的基本相同<sup>[41, 42]</sup>。上述研究说明, 电热处理能够快速促进合金的晶粒细化, 从而提高钛合金的强度。

作者课题组对多步轧制 Ti-6Al-4V 合金棒材进行 600~800  $^{\circ}$ C/50 s 电热处理, 研究表明合金拉伸性能远高于 ASTM 标准(抗拉强度 860 MPa 和延伸率 10%), 而且 650  $^{\circ}$ C/50 s 电热处理合金的抗拉强度和延伸率高达 1104 MPa 和



13.5% (图 5)<sup>[43]</sup>, 这与 HPT 加工合金的强度和塑性处于同一水平。进一步研究认为, 等径通道塑性变形 Ti-6Al-4V 合金经过 620 °C/5 min 焦耳热处理, 其抗拉强度和延伸率分别达到 1400 MPa 和 13%<sup>[35]</sup>, 这说明电热处理有利于钛合金获得高强-高塑的综合力学性能, 有望改善其它大变形细晶高强钛合金的塑韧性。

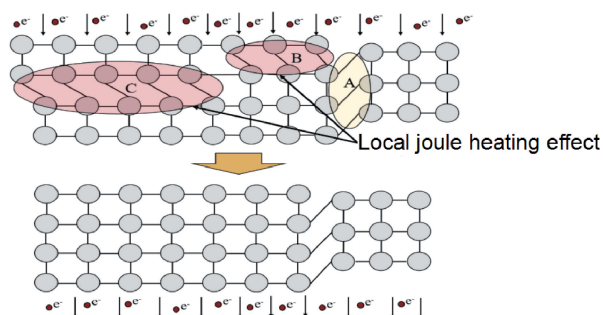


图 4 位错对合金局部焦耳热影响的示意图<sup>[40]</sup>

Fig. 4 Diagram of local dislocation induced joule heating effect in alloy<sup>[40]</sup>

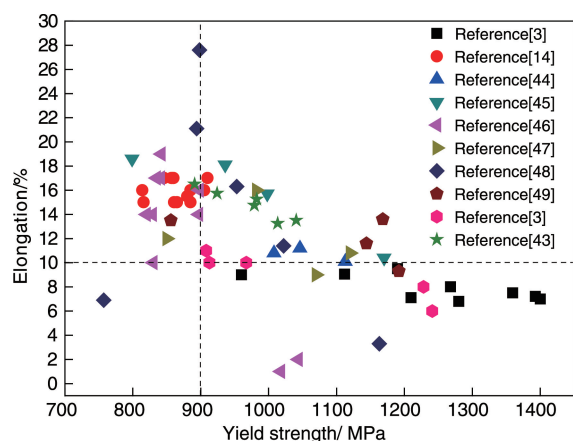


图 5 电热处理钛合金与传统加工钛合金的强塑性比较<sup>[3, 14, 43-49]</sup>

Fig. 5 Comparison of strength-plasticity between electrothermally treated titanium alloy and traditional processed titanium alloy<sup>[3, 14, 43-49]</sup>

此外, 与室温和等温变形相比, 电流辅助变形能够降低 Ti-6Al-4V 合金的变形抗力, 同时促进晶粒细化, 且变形后合金表面无裂纹<sup>[50, 51]</sup>。因此, 电热处理辅助大变形能够实现高强纳米材料的高韧化, 然而电热处理辅助变形对钛合金组织演变的相关基础研究缺乏系统性<sup>[52]</sup>。初步研究表明, 在 350 Hz 频率和 250 A/mm<sup>2</sup> 电流密度辅助变形下 (370~570 °C), Ti-6Al-4V 合金中  $\alpha$  相快速发生球化, 这是因为大电流促使空位集中, 有利于位错攀移, 使合金快速发生回复和再结晶, 有利于晶粒进一步细化<sup>[53, 54]</sup>。同时也发现在变形过程中电热处理能够促进 Ti-6Al-4V 合金  $\alpha$  相柱面滑移, 抑制了锥面滑移, 诱发  $\alpha$  相析出取向产生<sup>[55]</sup>。Zhou 等<sup>[56]</sup> 进一步研究了 200 Hz 频率和 241 A/mm<sup>2</sup> 脉冲电流对具有初

始 (0001)  $\alpha$  纤维织构的 Ti-6Al-4V 线材拉拔变形的影响, 结果表明, 锥面滑移被抑制后晶界位置空位集中引起的晶界滑移是晶体转动的主要因素, 从而改变 (0001)  $\alpha$  取向密度。但是相关空位和位错对细小等轴  $\alpha$  相再结晶及取向演变机理以及对力学性能的影响还需要深入分析。

#### 4.2 电热处理对细晶钛合金残余应力和力学性能的影响

以往研究表明, 电热处理可以在合金裂纹尖端产生高热压应力, 促使微裂纹愈合, 阻止变形过程中裂纹进一步扩展<sup>[57, 58]</sup>。作者课题组研究表明, 内部无微观裂纹的 Ti-6Al-4V 合金经过 850~900 °C 和 50~100 s 的焦耳热处理, 残余拉应力也能够转变为高残余压应力, 这有利于提高合金的疲劳寿命 (图 6)<sup>[59]</sup>。此外, 应力-温度耦合处理还能够改变析出次生  $\alpha$  相的取向。Shi 等采用相场法模拟了 Ti-6Al-4V 合金在沿着 50 MPa 拉力 ([010] $\beta$  方向) 和 800 °C 条件下, 经过 10 s 热处理后次生  $\alpha$  相形核和长大的形貌及取向分布, 模拟结果表明, 在单轴拉应力作用下,  $\alpha$  相析出取向有 4~8 个变量选择, 并且形成 V 型排列的  $\alpha$  相将绕它们共同的 [111] $\beta$  或 [11-20] $\alpha$  转动 60°, 有利于提高合金韧性<sup>[60]</sup>。因此, 相关残余应力及其诱发  $\alpha$  相析出对钛合金强度和韧性的影响需进行系统研究。

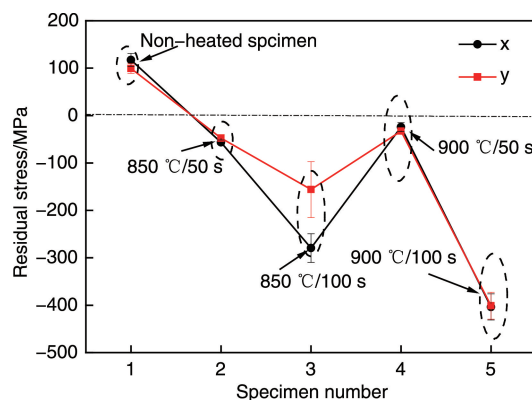


图 6 不同电热处理对 Ti-6Al-4V 合金残余应力的影响<sup>[59]</sup>

Fig. 6 Influences of different joule heat treatments on the residual stress of Ti-6Al-4V alloys<sup>[59]</sup>

以上研究表明, 电热处理对预变形或辅助变形钛合金组织演变和力学性能的调控有重要作用。钛合金电热处理产生的焦耳效应可在数秒内快速加热合金, 提高再结晶晶核率, 抑制晶粒长大, 获得均匀细小的晶粒 (尺寸甚至达到纳米级), 同时电热处理后合金内部残余拉应力较小, 从而可以推迟变形过程裂纹形核。此外, 电流辅助效应也能够用于钛合金的拉拔、轧制和弯曲等成型过程, 但电热处理或变形过程涉及电-力-热的多场因素耦合作用, 物理机制复杂, 变形参数难控。因此, 多场耦

合机理和工艺研究是国内外材料成型制造领域的前沿和热点。

## 5 结 语

电热处理预变形或辅助变形两相钛合金具有实现其再结晶晶粒细化、调控  $\alpha$  相组织分布和残余应力大小的潜力,从而能够在合金强度损失较小或不变的条件下,大幅度提高其塑性和韧性。与传统变形加工和热处理相比,它是一种短流程和低能耗的方法,具有非常好的应用前景。但是,“靶向”焦耳热效应对钛合金位错运动和演变的影响机理尚不明确,相关电流和变形参数对组织和性能影响的定量研究仍需要深入分析。特别地,电流密度低于  $367\text{ A/mm}^2$  时,电流诱发的非热和热效应耦合作用对钛合金晶粒细化、取向调控和微观残余应力的影响规律仍需进一步挖掘,这也将为其在工业生产中的广泛应用奠定基础。

## 参考文献 References

- [1] NAKAGAKI S, IJIMA M, HANDA K, *et al.* Dental Materials Journal [J], 2014, 33(2): 1-7.
- [2] 王晓华, 刘安生, 杜凤贞. 稀有金属[J], 2005, 29(4): 563-566.  
WANG X H, LIU A S, DU F Z. Chinese Journal of Rare Metals[J], 2005, 29(4): 563-566.
- [3] GRIZA S, ANDRADE C E C, BATISTA W W. Engineering Failure Analysis[J], 2012, 25: 133-143.
- [4] 马金竹, 董双鹏, 张述, 等. 中国医疗器械信息[J], 2015, 21(6): 19-22.  
MA J Z, DONG S P, ZHANG S, *et al.* China Medical Device Information[J], 2015, 21(6): 19-22.
- [5] SHAO H, ZHAO Y Q, GE P, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2013(586): 215-222.
- [6] 于振涛, 张明华, 余森, 等. 中国医疗器械信息[J], 2012, 18(7): 1-8.  
YU Z T, ZHANG M H, YU S, *et al.* China Medical Device Information[J], 2012, 18(7): 1-8.
- [7] BACHE M R, EVANS W J. Materials Science and Engineering A[J], 2001, 319: 409-414.
- [8] JHA S K, SZCZEPANSKI C J, JOHN R, *et al.* Acta Materialia[J], 2015(82): 378-395.
- [9] JOSEPH S, LINDLEY T C, DYE D. International Journal of Plasticity [J], 2018, 110: 38-56.
- [10] HALL J A, PIERCE C M, RUCKLE D L. Materials Science and Engineering[J], 1972, 9: 197-210.
- [11] WARWICK J L W, JONES N G, BANTOUNAS I. Acta Materialia [J], 2013(61): 1603-1615.
- [12] HOPPE R, APPEL F. Acta Materialia[J], 2014(64): 169-178.
- [13] 张尧武, 曾卫东, 史春玲, 等. 中国有色金属学报[J], 2011, 21(11): 75-80.  
ZHANG Y W, ZENG W D, SHI C L, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2011, 21(11): 75-80.
- [14] ZHEREBTSOV S, KUDRYAVTSEV E, KOSTJUCHENKO S. Materials Science and Engineering A[J], 2012, 536: 190-196.
- [15] FAN J K, KOU H C, LAI M J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2013, 584: 121-132.
- [16] FURUHARA T, MAKI T, MAKINO T. Journal of Materials Processing Technology[J], 2001, 117(3): 318-323.
- [17] 杨义, 卢亚锋, 葛鹏, 等. 材料科学[J], 2014, 4: 197-204.  
YANG Y, LU Y F, GE P, *et al.* Materials Science[J], 2014, 4: 197-204.
- [18] LI K, YANG P. Metals[J], 2017, 7(10): 412-415.
- [19] HUANG S, MA Y, ZHANG S, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2018: 1-11.
- [20] SINHA V, PILCHAK A L, JHA S K, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2018, 49(4): 1061-1078.
- [21] 邵晖, 赵敏剑, 王凯旋, 等. 机械工程材料[J], 2019, 43(9): 8-12.  
SHAO H, ZHAO M Z, WANG K X, *et al.* Materials for Mechanical Engineering[J], 2019, 43(9): 8-12.
- [22] SHAO H, SHAN D, WANG K, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 797: 10-17.
- [23] QIU D, SHI R, ZHANG D, *et al.* Acta Materialia[J], 2015, 88: 218-231.
- [24] POSCHMANN M, LIN J, GEERLINGS H, *et al.* Physical Review Materials[J], 2018, 2(8): 083606.
- [25] ZHAN H, CEGUERRA A, WANG G, *et al.* Scientific Reports[J], 2018, 8(1): 2038.
- [26] ZHEREBTSOV S, KUDRYAVTSEV E, KOSTJUCHENKO S. Materials Science and Engineering A[J], 2012, 536(28): 190-196.
- [27] ZHAO Z, WANG G, ZHANG Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 786: 733-741.
- [28] 张文井, 丁桦, 王凯, 等. 钛工业进展[J], 2017, 34(3): 1-6.  
ZHANG W J, DING H, WANG K, *et al.* Titanium Industry Progress [J], 2017, 34(3): 1-6.
- [29] SHAHMIR H, LANGDON T G. Acta Materialia[J], 2017, 141: 419-426.
- [30] CVIJOVIĆ-ALAGIĆ I, CVIJOVIĆ Z, MALETAŠKIĆ J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2018, 736: 175-192.
- [31] 唐庆生, 张宝昌, 何明, 等. 机械工程材料[J], 1990(6): 1-3.  
TANG Q S, ZHANF B C, HE M, *et al.* Materials for Mechanical Engineering[J], 1990(6): 1-3.
- [32] SEMENOVA I P, R AAP G I, SAITOVA L R, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2004, 387: 805-808.
- [33] POLYAKOVA V V, SENENOVA I P, POLYAKOV A V, *et al.* Materials Letters[J], 2017, 190: 256-259.
- [34] ZHANG Z X, QU S J, FENG A H, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 692: 127-138.

- [35] ZHEREBTSOV S V, SALISHCHEV G A, GALEYEW R M, *et al.* Scripta Materialia[J], 2004, 51(12): 1147–1151.
- [36] 刘国怀, 李天瑞, 徐莽, 等. 金属学报[J], 2017, 53(9): 1038–1046.
- LIU G H, LI T R, XU M, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2017, 53(9): 1038–1046.
- [37] 林正捷, 王立强, 吕维洁, 等. 材料与冶金学报[J], 2014, 13(3): 206–211.
- LING Z J, WANG L Q, LV W J, *et al.* Journal of Materials and Metallurgy[J], 2014, 13(3): 206–211.
- [38] WANG L Q, QU J, CHEN L Y, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2015, 46(11): 4813–4818.
- [39] HUI S, WANG Z J, GAO T J. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2007, 17(1): 87–92.
- [40] ZHANG X, LI H, ZHAN M. Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 742: 480–489.
- [41] WARYOBA D, ISLAM Z, WANG B, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2019, 35(4): 465–472.
- [42] AO D, CHU X, YANG Y, *et al.* Vacuum[J], 2018, 148: 230–238.
- [43] SHAO H, CAI L, SHAN D, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2018, 53(24): 16609–16617.
- [44] 王卫民, 林劭华, 李雷, 等. 中国有色金属学报[J], 2010, 20(B10): 555–559.
- WANG W W, LIN S H, LI L, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2010, 20(B10): 555–559.
- [45] ZHANG L C, DAS J, LU H B. Scripta Materialia[J], 2007, 57(2): 101–104.
- [46] ZHANG L C, LU H B, MICKEL C. Applied Physics Letters[J], 2007, 91(5): 051906.
- [47] LANGDON T G. Acta Materialia[J], 2013, 61(19): 7035–7059.
- [48] SEMENOVA I P, MODINA J M, POLYAKOV A V, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 716: 260–267.
- [49] HU Z Y, CHENG X W, ZHANG Z H, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 684: 1–13.
- [50] ROSS C D, KRONENBERGER T J, ROTH J T. Journal of Engineering Materials and Technology[J], 2009, 131(3): 031004.
- [51] OKAZAKI K, KAGAWA M, CONRAD H. Materials Science and Engineering[J], 1980, 45(2): 109–116.
- [52] TSKHONDIYA G A, BEKLEMISHEV N N. International Journal of Material Forming[J], 2012, 5(2): 157–162.
- [53] YE X, YANG Y, SONG G, *et al.* Applied Physics A[J], 2014, 117(4): 2251–2264.
- [54] ZHAO Z, TO S, SUN Z. Journal of Manufacturing Processes[J], 2019, 39: 58–68.
- [55] YAN Z, CHEN G, FU X, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(4): 1012–1021.
- [56] ZHOU Y, CHEN G Q, FU X S, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(4): 1012–1021.
- [57] SHENG Y, HUA Y, WANG X, *et al.* Materials[J], 2018, 11(2): 185.
- [58] 邓德伟, 刘倩倩, 李晓娜. 稀有金属材料与工程[J], 2017, 46(8): 2208–2213.
- DENG D W, LIU Q Q, LI X N. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2017, 46(8): 2208–2213.
- [59] SHAO H, SHAN D, BAI L. Vacuum[J], 2018, 153: 70–73.
- [60] SHI R, WANG Y. Acta Materialia[J], 2013(61): 6006–6024.

(编辑 吴 锐)