

# TC4-DT 钛合金强变形下组织、性能与晶粒异常长大行为研究

田彦文, 李宇露, 严建川, 杨 恬, 柴子舒, 黄龙超

(西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

**摘要:** 强变形锻造的钛合金结构件经准  $\beta$  退火后, 可能产生异常晶粒组织(AGS), 从而影响材料性能。为此, 采用不同变形量和变形速率制备了 5 种 TC4-DT 钛合金方棒, 对比分析了不同工艺制备的锻态试样微观组织与力学性能之间的关系。结果表明, 经准  $\beta$  退火后, 方棒横截面低倍组织自边部到心部呈现出三个明显的特征区域: 正常区、粗晶区和大晶粒区。在强变形锻造过程中, TC4-DT 钛合金方棒心部因变形能积聚产生显著热效应, 同时诱导形成强  $\{100\}$   $\beta$  织构。该织构不仅造成合金强度下降, 还会与局部锻造温升耦合作用, 最终导致再结晶阶段出现晶粒异常长大现象。方棒心部产生的剪切带随着变形量和变形速率的增加而变得更加明显, 晶粒粗大且离散度增加。当晶粒细小均匀时, TC4-DT 钛合金方棒在室温拉伸时表现为明显的韧性断裂; 反之, 当晶粒粗大且离散度较高时, 表现为脆性解理断裂。

**关键词:** TC4-DT 钛合金; 大变形; 准  $\beta$  退火; 异常晶粒组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)03-011-07

## Microstructure, Mechanical Properties and Abnormal Grain Growth Behavior of TC4-DT Titanium Alloy under Strong Deformation

Tian Yanwen, Li Yulu, Yan Jianchuan, Yang Tian, Chai Zishu, Huang Longchao

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

**Abstract:** Under strong forging deformation, titanium alloy structural components subjected to quasi- $\beta$  annealing may develop abnormal grain structure (AGS), which can jeopardize material properties. To investigate this, five TC4-DT titanium alloy square bars were prepared by strong deformation with varying deformation amounts and deformation rates. The relationship between the microstructure and mechanical properties of the as-forged specimens prepared by different processes was comparatively analyzed. The results demonstrate that after quasi- $\beta$  annealing, the cross-sectional macrostructure of the square bars from the edge to the center is divided into three distinct regions: normal region, coarse grain region and large grain region. During strong deformation forging, deformation energy accumulates in the center of the TC4-DT titanium alloy square bar, giving rise to a pronounced thermal effect and inducing the formation of a strong  $\{100\}$   $\beta$  texture. This texture not only impairs the strength of the alloy, but also interacts synergistically with the local forging temperature rise, ultimately triggering abnormal grain growth during the recrystallization stage. The shear bands formed in the center of the bars become more pronounced with increasing deformation amount and deformation rate, accompanied by coarser grains and increased dispersion. When the grains are fine and uniform, the TC4-DT titanium alloy square bars exhibit obvious ductile fracture during room temperature tensile testing; conversely, when the grains are coarse with high dispersion, they exhibit brittle cleavage fracture.

**Keywords:** TC4-DT titanium alloy; strong deformation; quasi- $\beta$  annealing; abnormal grain structure

TC4-DT 钛合金是一种中强高损伤容限型钛合金, 具有优异的断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展性能, 被广泛应用于航空领域<sup>[1-3]</sup>。钛合金经准  $\beta$  退火处理后, 一般

可以获得均匀分布的晶粒, 损伤容限性能大大提高。但部分钛合金经准  $\beta$  退火后会出现晶粒异常长大现象, 称为异常晶粒结构(AGS)。

研究发现<sup>[4-6]</sup>, TC4 钛合金热加工过程与其准  $\beta$  退火后晶粒结构的关系非常复杂, 现有的工艺模型尚无

收稿日期: 2025-12-04

通信作者: 黄龙超(1992—), 男, 高级工程师。

法准确验证。AGS 最初被认为是晶粒不连续粗化或原始晶粒异常长大<sup>[7-9]</sup>。Pilchak 等<sup>[10]</sup>认为,这种现象可能是由再结晶过程中织构变化造成的。Byres 等<sup>[11-12]</sup>利用电子背散射衍射(EBSD)进行织构分析,发现 AGS 的形成与旋转立方织构的转变密切相关。此外,Grest 和 Lee 等<sup>[13-14]</sup>将晶粒异常长大归因于晶界迁移率各向异性。对此,Kusama 等<sup>[15]</sup>通过循环热处理提高亚晶界能和晶界迁移速率,诱导晶粒异常长大,实现了单晶棒材的制备。然而,到目前为止,大多数研究者是通过稍大的变形制备含有 AGS 的材料,且 AGS 组织尺寸不超过 5 mm,并且研究多集于微观组织分析,鲜有关于 AGS 组织性能的研究。

以在  $\alpha+\beta$  两相区强变形锻造的 TC4-DT 钛合金方棒为研究对象,采用扫描电镜(SEM)、EBSD 等分析手

段对方棒不同位置的显微组织进行表征,研究影响 AGS 形成的因素,并对比方棒不同位置的室温拉伸性能。本研究突破了现有 AGS 材料制备中组织尺寸小的局限,拓展了 TC4-DT 钛合金 AGS 组织的研究维度,填补了 AGS 组织与力学性能研究的空白,可为该类钛合金的工程应用提供组织与性能关联的理论依据。

## 1 实验

实验材料为 TC4-DT 钛合金锻坯,其  $\beta$  相转变温度为 985 °C。从锻坯上锯切 5 个规格为 180 mm×270 mm×250 mm 方形试块,将其在 940 °C 保温 150 min 后,按照表 1 所列工艺方案进行不同变形量和变形速率的自由锻造,最终得到尺寸均为 150 mm×150 mm×500 mm 的方棒,分别编号为 A1、B1、C1、B2、B3。

表 1 自由锻造工艺方案

Table 1 Process schemes of free forging

No.	Process schemes	Deformation rate/mm·s <sup>-1</sup>	Deformation amount/%
A1	Three upsetting and three drawing	60	347
B1	Three upsetting and three drawing+reheating+Three upsetting and three drawing	60	673
C1	Four upsetting and four drawing+reheating+Four upsetting and four drawing	60	890
B2	Three upsetting and three drawing+reheating+Three upsetting and three drawing	40	673
B3	Three upsetting and three drawing+reheating+Three upsetting and three drawing	20	673

按图 1 所示,在所有 TC4-DT 钛合金方棒上锯切 2 个厚度为 30 mm 的金相试样,其中一个保持锻态,另一个进行准  $\beta$  退火,退火工艺为 955 °C 保温 60 min,随炉升温至 1000 °C 保温 30 min,空冷。金相试样经车削和打磨后,用 H<sub>2</sub>O+HNO<sub>3</sub>+HF 试剂(体积比为 16:3:1)浸蚀,采用光学显微镜观察其金相组织。EBSD 试样经标准化金相打磨后,用冰醋酸-高氯酸溶液(体积比为 10:1)电解抛光,置于配有 EBSD 数据采集系统的 JSM-IT700HR 场发射扫描电子显微镜

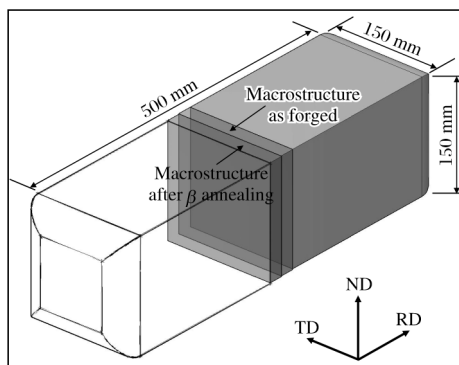


图 1 试样尺寸及取样方法

Fig.1 Specimen dimensions and sampling method

(FESEM)中进行表征,工作电压为 20 kV,工作距离为 18 mm,扫描步长为 1~2  $\mu$ m。采用 AztecCrystal 软件处理实验数据。按照 GB/T 228.1—2021《金属材料拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》标准要求,在方棒不同位置取样,采用 Instron 电子万能材料试验机进行室温拉伸性能测试。

## 2 结果与分析

### 2.1 宏观组织

经不同锻造工艺制备的 TC4-DT 钛合金方棒的锻态和准  $\beta$  退火态低倍组织如图 2 所示。从图 2 可以看出,B1、C1 和 B2 锻态试样中均存在变形剪切带,且随着变形量和变形速率的增加更明显。经准  $\beta$  退火后,所有试样的横截面低倍组织均存在 3 个典型区域:正常区、粗晶区和大晶粒区,分别对应于边部(E)、四分之一宽度处(Q)和心部(C),且随着变形量和变形速率的增加,各典型区域的面积变化均不明显。

### 2.2 显微组织

#### 2.2.1 金相分析

选取 A1 方棒,对比其不同位置的锻态和准  $\beta$  退火态金相组织,如图 3 所示。从图 3 可以看出,A1

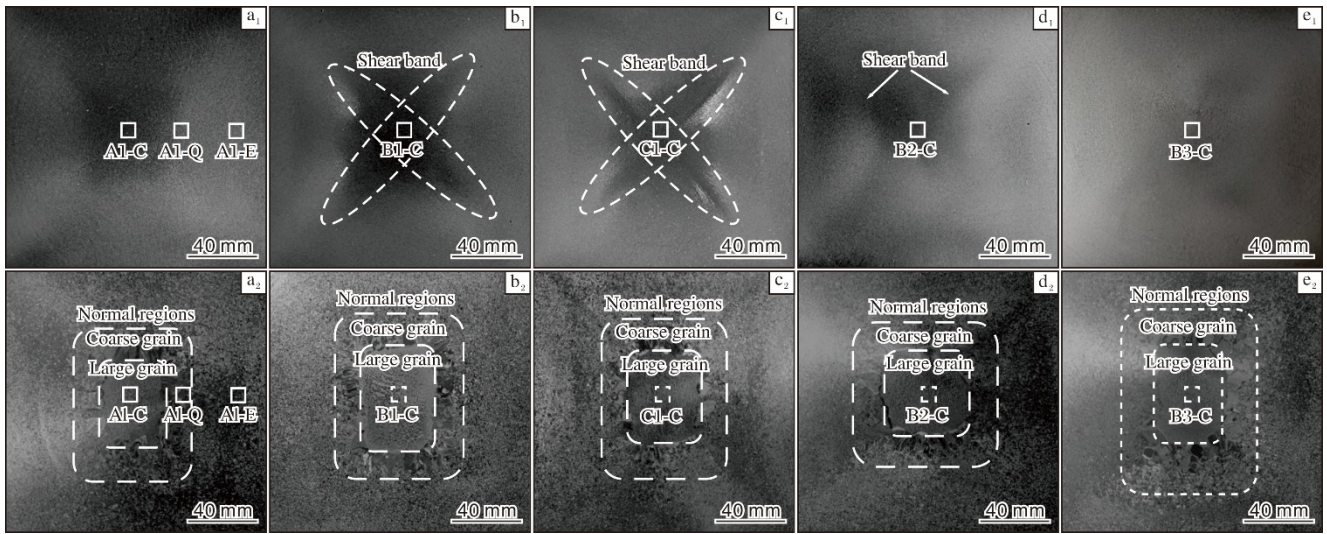


图 2 锻态及准  $\beta$  退火态 TC4-DT 钛合金方棒的低倍组织

Fig.2 Macrostructures of TC4-DT titanium alloy square bars as-forged ( $a_1$ - $e_1$ ) and after  $\beta$  annealing treatment ( $a_2$ - $e_2$ ): ( $a_1, a_2$ ) A1; ( $b_1, b_2$ ) B1; ( $c_1, c_2$ ) C1; ( $d_1, d_2$ ) B2; ( $e_1, e_2$ ) B3

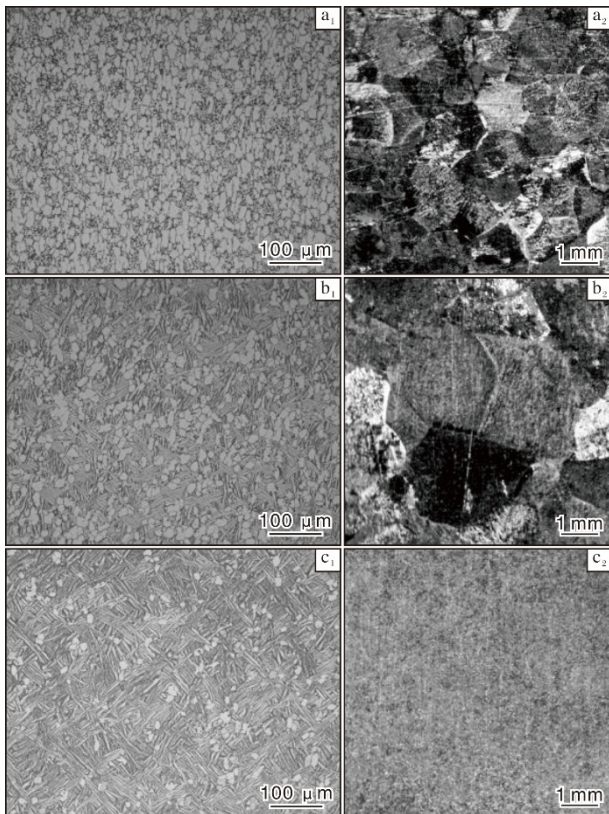


图 3 锻态及准  $\beta$  退火态 A1 方棒不同位置的金相组织

Fig.3 Microstructures at different positions of A1 square bar as-forged ( $a_1, b_1, c_1$ ) and after  $\beta$  annealing treatment ( $a_2, b_2, c_2$ ): ( $a_1, a_2$ ) edge; ( $b_1, b_2$ ) quarter width; ( $c_1, c_2$ ) center

方棒横截面边部到心部，锻态试样初生  $\alpha$  相含量明显减少，出现大量的片层组织；准  $\beta$  退火后，边部晶粒

尺寸为 0.8~1.0 mm，四分之一宽度处晶粒尺寸为 1.5~4.0 mm，心部晶粒粗大，看不到明显的晶界。

图 4 为经不同锻造工艺制备的 TC4-DT 钛合金方棒心部大晶粒区的显微组织。从图 4a~4c 可以看出，随着变形量的增加，TC4-DT 钛合金方棒心部的初生  $\alpha$  相含量略有下降。从图 4b、4d、4e 可以看出，随着变

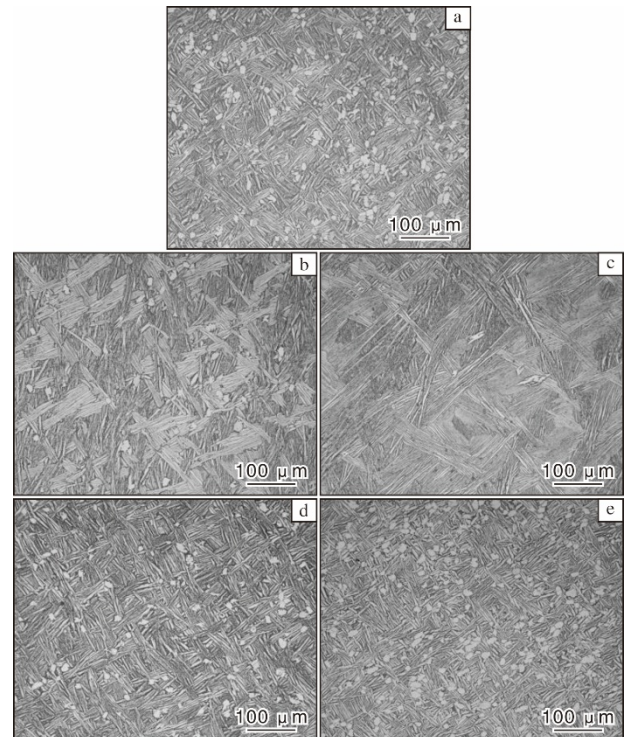


图 4 锻态 TC4-DT 钛合金方棒心部的显微组织

Fig.4 Microstructures at the center of TC4-DT titanium alloy square bars as-forged: (a) A1; (b) B1; (c) C1; (d) B2; (e) B3

形速率的降低，TC4-DT 钛合金方棒心部的初生  $\alpha$  相含量增加。

### 2.2.2 EBSD 分析

锻态 A1 方棒不同位置的 EBSD 分析结果如图 5 所示。从图 5 可以看出，锻态 A1 方棒横截面边部和四分之一宽度处组织均匀， $\alpha$  相织构强度较小，心部有明显的  $\{0001\}$   $\alpha$  相织构且强度极大。母晶重构<sup>[16]</sup>(图 5a<sub>3</sub>、5b<sub>3</sub>、5c<sub>3</sub>)显示，从边部到心部， $\beta$  相织构逐渐增

强，心部织构强度远高于边部和四分之一宽度处。

图 6 为经不同锻造工艺制备的锻态 TC4-DT 钛合金方棒心部的 EBSD 分析结果。从图 6 可以看出，所有锻态方棒心部均有较强的  $\alpha$  织构，且晶粒取向一致；随着变形量的增加(图 6a→b→c)和变形速率的增加(图 6e→d→b)，晶界数量减少，晶粒尺寸增大且分散性增强，母晶重构后  $\beta$  基体中的残余  $\alpha$  相含量明显减少。

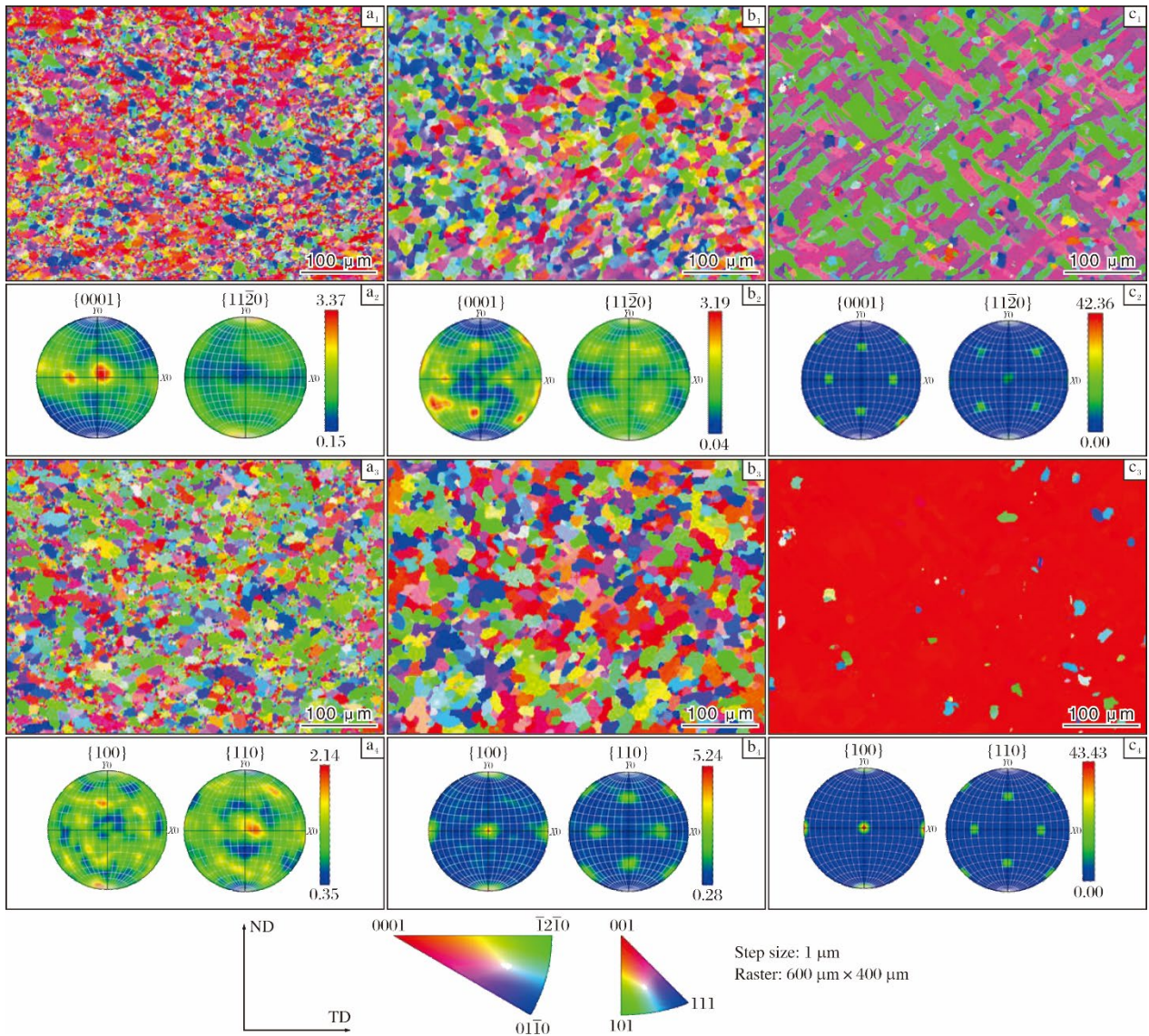


图 5 锻态 A1 方棒不同位置的 EBSD 分析结果

Fig.5 EBSD analysis results of orientation distribution (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>),  $\alpha$  pole figures (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>), parent crystal reconstruction orientation distribution (a<sub>3</sub>, b<sub>3</sub>, c<sub>3</sub>), and  $\beta$  pole figures (a<sub>4</sub>, b<sub>4</sub>, c<sub>4</sub>) of A1 square bar as-forged: (a<sub>1</sub>–a<sub>4</sub>) edge; (b<sub>1</sub>–b<sub>4</sub>) quarter width; (c<sub>1</sub>–c<sub>4</sub>) center

## 2.3 力学性能

### 2.3.1 室温拉伸性能

锻态 TC4-DT 钛合金方棒边部、四分之一宽度处和心部的室温拉伸性能如图 7 所示。从图 7 可以看出，经不同变形量和变形速率制备的 TC4-DT 钛合金方

棒，从边部到心部的抗拉强度和屈服强度均呈现逐渐降低的趋势；四分之一宽度处和心部的延伸率略高于边部，四分之一宽度处的断面收缩率高于边部；A1、B3 试样心部的断面收缩率与四分之一宽度处相当，但 B1、C1 和 B2 试样心部的断面收缩率低于四分之一宽度处。

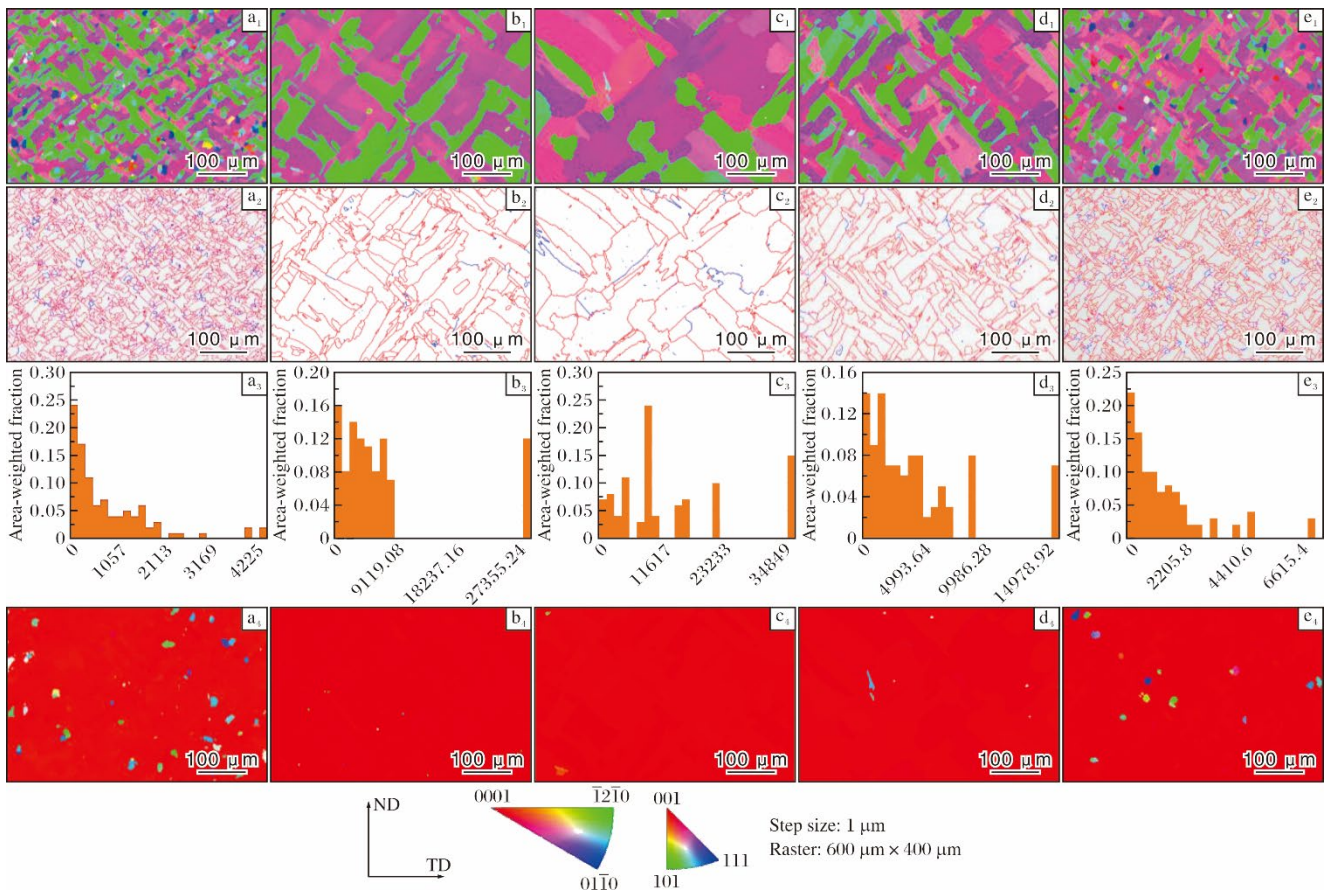


图 6 锻态 TC4-DT 钛合金方棒心部位置的 EBSD 分析结果

Fig.6 EBSD analysis results of orientation distribution (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>, d<sub>1</sub>, e<sub>1</sub>), grain boundaries (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>, d<sub>2</sub>, e<sub>2</sub>), grain size distribution (a<sub>3</sub>, b<sub>3</sub>, c<sub>3</sub>, d<sub>3</sub>, e<sub>3</sub>), and parent crystal reconstruction orientation distribution (a<sub>4</sub>, b<sub>4</sub>, c<sub>4</sub>, d<sub>4</sub>, e<sub>4</sub>) in the center of as-forged TC4-DT titanium alloy square bars: (a<sub>1</sub>-a<sub>4</sub>) A1; (b<sub>1</sub>-b<sub>4</sub>) B1; (c<sub>1</sub>-c<sub>4</sub>) C1; (d<sub>1</sub>-d<sub>4</sub>) B2; (e<sub>1</sub>-e<sub>4</sub>) B3

### 2.3.2 断口形貌

锻态 TC4-DT 钛合金方棒边部、四分之一宽度处和心部的室温拉伸断口形貌如图 8 所示。从图 8 可以看出, 所有锻态 TC4-DT 钛合金方棒边部和四分之一宽度处断口均含有大量韧窝, 呈明显的韧性断裂。对于心部的拉伸试样, A1 和 B3 断口上的韧窝较多, 呈韧性断裂; B1、C1 和 B2 断口上的韧窝较少且较浅, 并出现河流花样等脆性解理断裂特征。

### 2.4 综合分析

不同变形量和变形速率制备的 TC4-DT 钛合金方棒经准 β 退火后, 其横截面低倍组织均出现了明显的大晶粒和粗晶区。从图 4 可以看出, 5 种方棒的心部均存在明显的热效应, 初生 α 相发生溶解, 含量大幅度降低。再结晶过程中, 初生 α 相对晶界具有明显的钉扎作用, 当 α 相含量减少时, 准 β 退火过程中晶粒会迅速长大<sup>[3]</sup>。A1 方棒不同位置的 EBSD 分析结果(图 5)和室温拉伸性能(图 7)也表明, 心部的热效应最显著, α 相织构也最强。对具有强 α 相织构的区域进行

重构, 发现了强 {100} β 变形织构, 这也证实了该取向与 β 退火后 AGS 形成之间的联系<sup>[17]</sup>。因此, 在强变形后, 方棒心部的热效应和强织构会使其在准 β 退火后出现粗大晶粒, 从而导致强度明显降低。

对比 A1、B1 方棒的锻造工艺, 二者均为充分保温后连续三锻三拔锻造, 理论热效应一致, 但 B1 方棒横截面的低倍组织存在更明显的剪切带, 晶粒尺寸更大, 室温拉伸断面收缩率更低, 说明变形量对材料的组织和性能影响更大。

综合分析经不同锻造工艺制备的 TC4-DT 钛合金方棒的低倍组织、EBSD 结果和力学性能可以看出, 随着变形量和变形速率的增加, 方棒心部产生的剪切带更为明显, 晶粒尺寸更大且离散度更高。当晶粒细小(晶粒面积小于 168 μm<sup>2</sup>)且均匀时, 室温拉伸试样的断面收缩率明显增大, 断口有较多韧窝, 属于典型的韧性断裂。当晶粒粗大且尺寸离散度较大时, 室温拉伸试样的断面收缩率明显降低, 断口呈现脆性解理断裂特征。

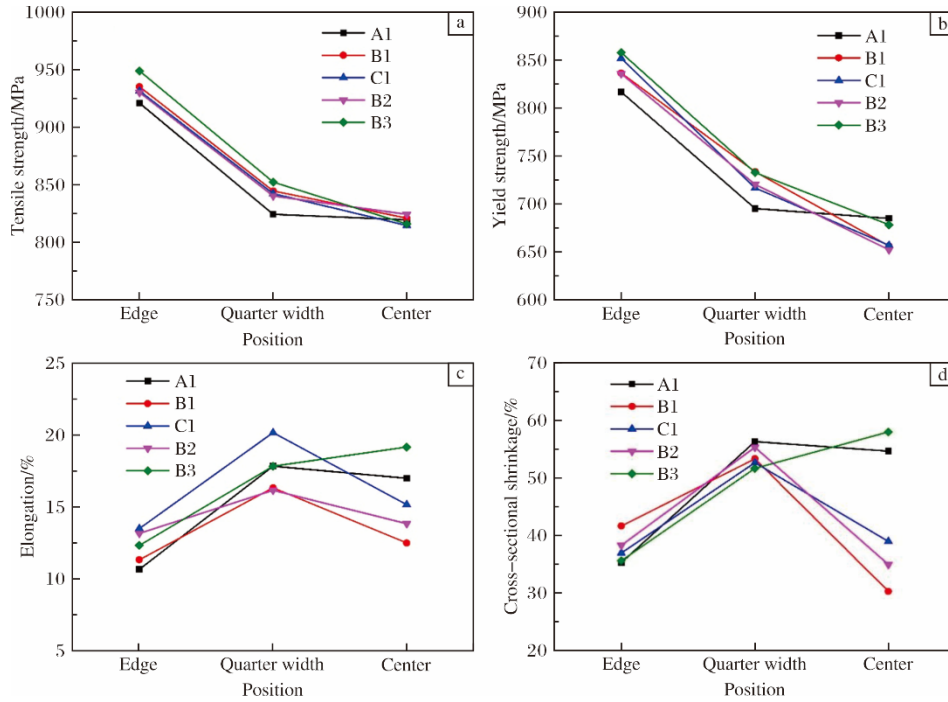


图 7 锻态 TC4-DT 钛合金方棒不同位置的室温拉伸性能

Fig.7 Room-temperature tensile properties at different positions of as-forged TC4-DT titanium square bars: (a) tensile strength; (b) yield strength; (c) elongation; (d) cross-sectional shrinkage

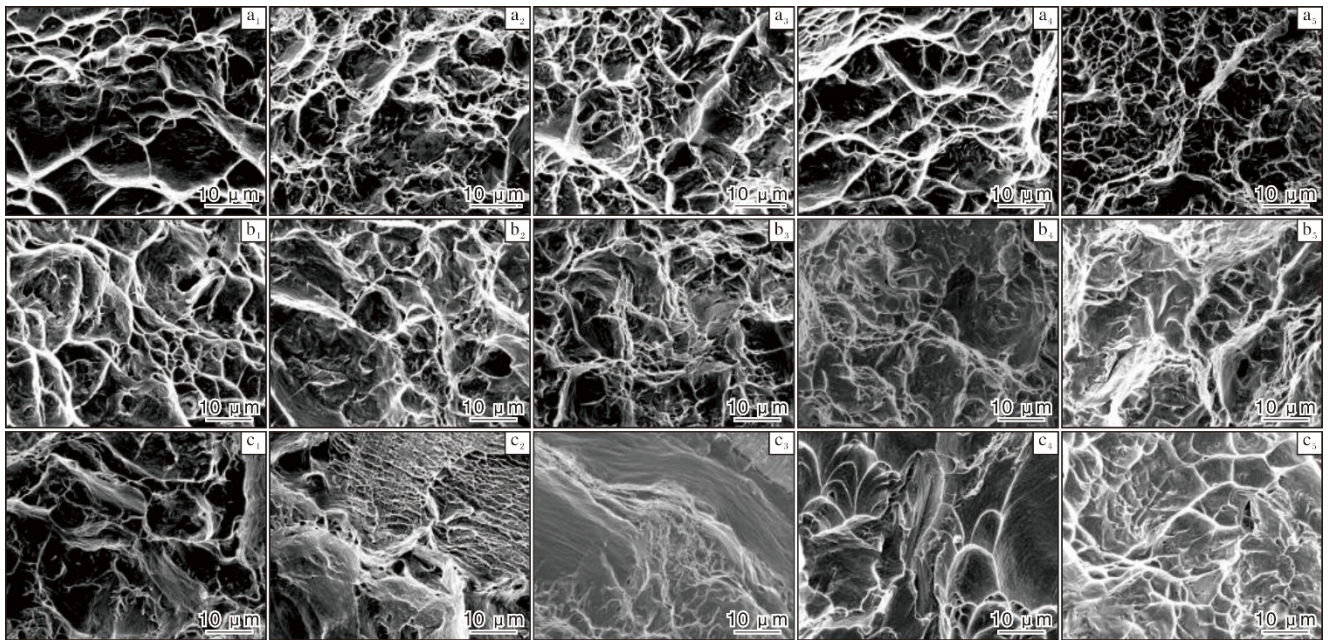


图 8 锻态 TC4-DT 钛合金方棒不同位置拉伸试样的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of tensile specimens at the edge (a<sub>1</sub>-a<sub>5</sub>), quarter width (b<sub>1</sub>-b<sub>5</sub>) and center (c<sub>1</sub>-c<sub>5</sub>) of as-forged TC4-DT titanium alloy square bars: (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) A1; (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) B1; (a<sub>3</sub>, b<sub>3</sub>, c<sub>3</sub>) C1; (a<sub>4</sub>, b<sub>4</sub>, c<sub>4</sub>) B2; (a<sub>5</sub>, b<sub>5</sub>, c<sub>5</sub>) B3

### 3 结论

(1) 强变形锻造过程中, TC4-DT 钛合金方棒心部产生的热效应和强{100}β织构会使晶粒在准β退火时

发生异常长大, 同时导致合金强度明显降低。

(2) 随着变形量和变形速率的增加, TC4-DT 钛合金方棒心部产生的剪切带越明显, 晶粒越粗大, 尺寸离散度也越大。

(3) 当晶粒细小且均匀时, TC4-DT 钛合金方棒的室温拉伸断口呈现明显的韧性断裂特征; 当晶粒粗大且尺寸离散度较高时, 呈现脆性解理断裂特征。

#### 参考文献 References

- [1] Boyer R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213(1/2): 103-114.
- [2] Wang K L, Lu S Q, Fu M W, et al. Optimization of  $\beta$ /near- $\beta$  forging process parameters of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si by using processing maps[J]. Materials Characterization, 2009, 60(6): 492-498.
- [3] Li Y P, Huang W, He Y, et al. Early crack propagation behavior of laser metal deposited Ti-6Al-4V alloy under high cycles fatigue loading[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(1): 62-75.
- [4] Ivasishin O M, Semiatin S L, Markovsky P E, et al. Grain growth and texture evolution in Ti-6Al-4V during beta annealing under continuous heating conditions[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 337(1/2): 88-96.
- [5] Semiatin S L, Kinsel K T, Pilchak A L, et al. Effect of process variables on transformation-texture development in Ti-6Al-4V sheet following beta heat treatment[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44: 3852-3865.
- [6] 张磊, 郭萍, 王欢, 等. 细晶 TC4 合金板材超塑性行为及组织演变研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(12): 3422-3427.
- [7] Shen G S, Furrer D. Manufacturing of aerospace forgings[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 98: 189-195.
- [8] Semiatin S L. An overview of the thermomechanical processing of  $\alpha/\beta$  titanium alloys: current status and future research opportunities[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 2593-2625.
- [9] Morris L R. Study of Abnormal Grain Growth in Beta Annealed Ti-6Al-4V Forgings[R]. USA: Department of the Air Force Air University, 2018.
- [10] Pilchak A L, Sargent G A, Semiatin S L. Early stages of microstructure and texture evolution during beta annealing of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49: 908-919.
- [11] Byres N E, da Fonseca J Q, Daniel C S, et al. The evolution of abnormally coarse grain structures in beta-annealed Ti-6Al-4V% rolled plates, observed by in-situ investigation[J]. Acta Materialia, 2021, 221: 117362.
- [12] Wang W S, Liu X H, Wang H P, et al. Characterization and analysis of abnormal grain structures in WSTi6421 titanium alloy after  $\beta$  annealing treatment[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(2): 354-362.
- [13] Grest G S, Anderson M P, Srolovitz D J, et al. Abnormal grain growth in three dimensions[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(4): 661-665.
- [14] Lee D N, Lee S B. Abnormal grain growth texture[M]// Glebovsky V. Recrystallization in Materials Processing, 2015.
- [15] Kusama T, Omori T, Saito T, et al. Ultra-large single crystals by abnormal grain growth[J]. Nature Communications, 2017, 8: 354.
- [16] Huang C Y, Ni H C, Yen H W. New protocol for orientation reconstruction from martensite to austenite in steels[J]. Materialia, 2019, 9: 100554.
- [17] Pilchak A L, Srivatsa S, Levkulich N C, et al. Characterizing and modeling the precursors to coarse grain formation during beta-annealing of Ti-6Al-4V[C]//The 14<sup>th</sup> World Conference on Titanium (Ti 2019). MATEC Web of Conferences, 2020, 321: 12007.

#### 专利信息

### 一种深海装备增材制造用高强韧钛合金

申请号: CN202610222461.6

申请日: 2026-02-25

公开(公告)日: 2026-05-08

公开(公告)号: CN121992248A

申请(专利权)人: 西北有色金属研究院

**摘要:** 本发明公开了一种深海装备增材制造用高强韧钛合金, 其质量分数组成为: Al 4.8%~5.5%, Mo 2.8%~3.2%, V 2.5%~3.5%, Cr 2.8%~3.2%, Zr 1.5%~2.5%, Nb 0.8%~1.2%, 余量为 Ti 和不可避免的杂质元素, 且 d-电子浓度参数  $B_0$  满足  $0.765 \leq B_0 \leq 0.767$ , d-轨道能级参数  $M_d$  满足  $2.374 \leq M_d \leq 2.385$ 。通过添加 Al、Mo、V、Cr、Zr、Nb 元素并控制其含量, 结合对参数  $B_0$  和  $M_d$  的合理搭配, 可实现对合金增材制造后组织性能调控窗口的控制, 使其通过增材制造成型及热处理后, 具有优异的强度和塑性匹配, 为深海装备提供了材料选择。应用增材制造钛合金能够优化深海装备结构、减轻重量, 从而提升装备的综合性能。