

# TC18 钛合金锻造过程细晶亮带缺陷的形成机理研究

刘向宏<sup>1,2\*</sup>, 王涛<sup>2,3\*</sup>, 任晓龙<sup>2,3</sup>, 付杰<sup>2,3</sup>, 朱彬<sup>4,5</sup>, 程亮<sup>4,5</sup>, 王凯旋<sup>2,3</sup>

(1 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2 特种钛合金材料制备技术国家地方联合工程实验室, 陕西 西安 710018)

(3 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(4 西北工业大学重庆科创中心, 重庆 401135)

(5 江苏理工学院, 江苏 常州 213001)

**摘要:** 针对 TC18 钛合金锻坯中的细晶亮带缺陷, 本文采用 OM、SEM 和 EBSD 等多种表征方法对其宏观组织形貌、成分和取向特征等进行了系统分析, 并结合 Gleeble 热压缩研究了细晶亮带缺陷的形成机理。研究表明: TC18 钛合金锻坯心部的亮带缺陷对应晶粒尺寸在 100mm 左右的单个  $\beta$  立方晶粒; 锻造过程中由于变形升温导致锻坯心部和边部区域的温度、变形量等存在显著差异, 是造成组织不均匀性的重要原因; 大尺寸  $\beta$  立方晶粒是由于沿正交方向反复压缩变形, 导致锻坯心部  $\langle 100 \rangle$  组织不断强化, 相近取向的  $\langle 100 \rangle$  晶粒合并形成的; 通过退火处理和对角拔长、倒八方等工艺, 可以有效减小和避免细晶亮带缺陷。

**关键词:** TC18 钛合金; 细晶亮带;  $\beta$  立方晶粒; 亚晶界

TC18 钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 是一种高强度近  $\beta$  钛合金, 具有高比强度和优异的抗冲击、抗疲劳性能, 以及良好的淬透性和焊接性, 在航空领域具有广阔的应用前景<sup>[1]</sup>。目前, TC18 钛合金已用于制备大型起落架和机体的关键承力构件, 以取代 300M 等超高强度钢, 在满足服役性能要求的同时起到显著的减重效果<sup>[2,3]</sup>。

TC18 等近  $\beta$  钛合金在加工过程中, 主要通过锻造和热处理工艺实现形性协同控制, 满足构件的形状尺寸和组织性能要求。然而, 实际锻造过程中, 由于大尺寸锻坯的温度和变形分布不均匀, 以及多火次锻造和热处理的交替作用, 坯料内部极易出现细晶亮带和  $\beta$  组织等缺陷<sup>[4-6]</sup>。研究表明, 上述缺陷直接影响钛合金的强度、塑性和断裂韧性等关键性能<sup>[7-9]</sup>。因此, 有必要对细晶亮带等锻造缺陷的形成机理进行深入研究。王少阳等人<sup>[10]</sup>在 TC4-DT 钛合金锻件中发现异常的低倍亮斑组织, 对该类缺陷的组织特征和力学性能进行了表征, 确认缺陷处存在强取向性的大尺寸  $\beta$  晶粒, 并探讨了工艺改进方案。徐建伟等人<sup>[11]</sup>研究了 TC32 钛合金锻坯中的细晶亮带缺陷, 研究发现该缺陷对应尺寸达到 100mm 的  $\beta$  立方晶粒 ( $\langle 100 \rangle$  方向平行于锻造方向), 且将亮带缺陷的形成归因于立方晶粒的异常长大。颜孟奇等人<sup>[4,7]</sup>对 Ti55531 合金自由锻件的亮带缺陷进行了系统研究, 先后对其组织、取向特征和力学性能进行了表征, 研究了细晶亮带缺陷对合金室温强度、塑性和冲击韧性的影响, 并对亮带缺陷的成因进行了分析, 认为  $\langle 100 \rangle$  取向的大

尺寸  $\beta$  晶粒是通过相近取向的晶粒发生亚晶界合并形成的, 随着锻造火次的增多逐渐向表面长大。

综上所述, 钛合金锻造过程中产生的细晶亮带缺陷, 对服役性能存在重要影响。但是, 目前关于亮带缺陷的研究较少, 其形成机理尚不明确。本文通过特定锻造工艺在 TC18 钛合金锻坯中引入细晶亮带缺陷, 采用多种分析方法对其宏观组织形貌、成分和取向特征等进行系统表征, 结合 Gleeble 热压缩研究细晶亮带缺陷的形成机理, 并探索减少和消除亮带缺陷的锻造方式。

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料

试验所用原材料为西部超导材料科技有限公司生产的 TC18 钛合金  $\Phi 250$  mm 棒材, 金相法测得相变点约为 865°C~870°C。在 815°C 连续锻拔 15 火次, 获得尺寸为 200×200×360mm<sup>3</sup> 的方坯 (1#锻坯), 解剖发现坯料中心存在细晶亮带缺陷。然后, 取料在 815°C 连续锻拔后, 分别在 900°C 锻拔 2 火次和 10 火次, 获得 2#和 3#锻坯。

### 1.2 显微组织表征

采用蔡司光镜 (OM) 和 Sigma500 型场发射扫描电镜 (SEM) 表征 TC18 钛合金的显微组织形貌, 并结合电子背散射衍射 (EBSD) 技术分析其相组成和晶体取向等信息。显微组织表征试样研磨后采用 Kroll 试剂腐蚀约 3~5 s, EBSD 试样使用二氧化硅悬浮液抛光, 抛光时间约 40 min。

### 1.3 Gleeble 热模拟压缩

收到初稿日期:

基金项目: 国防科工局军品配套项目 (JPPT-135-HX-010-1)、国家自然科学基金 (51905233) 及常州市市属项目 (CQ20210088)

作者简介: 刘向宏, 男, 1967 年生, 博士, 教授级高工, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, E-mail: xhliu@c-wst.com

采用 Gleeble 热压缩试验并结合显微组织表征, 研究 TC18 钛合金的形变组织结构特征, 以及细晶亮带缺陷在不同加载方式下的演化过程。在 2# 锻坯细晶亮带区域分别沿正向(压缩方向平行于锻压方向)和斜 45° 方向取样, 并与锻坯边缘等轴晶区域的正向压缩试样进行对比分析。Gleeble 热压缩温度为 900℃, 50% 变形量, 应变速率分别为 0.1s<sup>-1</sup> 和 0.01s<sup>-1</sup>。

## 2 结果

### 2.1 显微组织形貌

TC18 钛合金锻后的宏观组织如图 1 所示。其中, 图 1 (a) 所示为 1~3# 锻坯的形状尺寸和取样示意图, 锻坯均为 200×200×360mm<sup>3</sup> 的方坯, 在 1/2 厚度 (TD) 处沿高度 (HD)-长度 (LD) 平面截取厚约 15mm 的板料, 并对 HD-LD 截面进行研磨抛光和腐蚀。图 1 (b)-(d) 分别为 1-3# 锻坯截面腐蚀后的宏观组织照片, 其中 1# 锻坯在 1/2LD 处截断, 2# 和 3# 均为完整截面。从图中可以看到, 1~3# 锻坯的心部和边缘区域存在明显的组织差异, 其中 2# 和 3# 锻坯尤其显著。三块锻坯边缘均呈浅灰色, 该区域可以观察到大量 β 等轴晶粒, 而锻坯中心区域则呈深灰色, 无肉眼可见的细晶粒。中心区域的宏观组织呈现典型的细晶亮带缺陷特征, 亮带区域尺寸超过 100mm, 且界限清晰。此外, 1# 坯料亮带区域的边界还可以观察到明显的变形流线, 呈灰白色, 如图 1 (b) 中白色虚线标注。

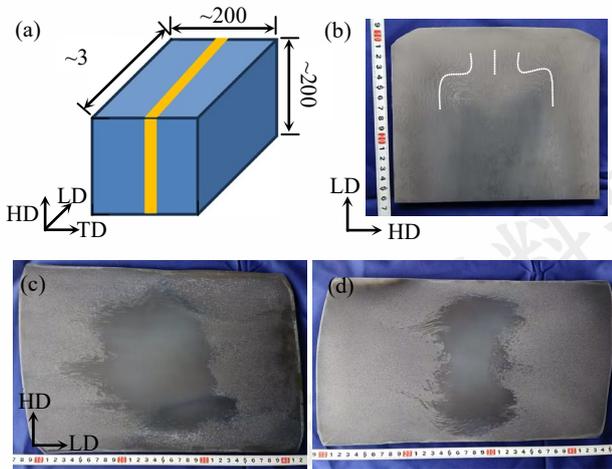


图 1 (a) TC18 钛合金锻坯形状尺寸及取样示意图以及 (b) 1#、(c) 2# 和 (d) 3# 锻坯的宏观组织

Fig.1 (a) Diagram showing the shape, size and sampling location of forged TC18 alloys, as well as the macro-structure of (b) 1#, (c) 2# and (d) 3# forging stocks

对 TC18 钛合金锻坯边缘等轴晶和中心细晶亮带区域进行高倍 SEM 分析, 结果如图 2 所示。图 2 (a) 对应 1# 锻坯边缘区域, 呈现典型的双态组织, β 基体中可

以观察到大量细小的片状 α 相, 同时均匀分布着一定量的 α 等轴晶粒。图 2 (b) 为 1# 锻坯中心亮带缺陷处的显微组织, 呈典型的网篮组织特征, 细小的 α 片层均匀分布在整个区域中, 且具有一定的择优取向。图 2 (c) 和 (d) 所示为 2# 锻坯边缘及中心亮带缺陷, 呈现相同的网篮组织特征, 并且亮带区域的网篮组织细小均匀, α 相形貌相近且存在明显的择优取向, 而边缘区域可以观察到 β 相晶界, 沿晶界分布着粗大的 α 相和向晶内生长的 α 片层, 呈一定的魏氏组织特征。此外, 2# 锻坯不同区域的能谱结果表明, 边缘等轴晶和中心亮带缺陷没有明显的成分差异, 如表 1 所示。

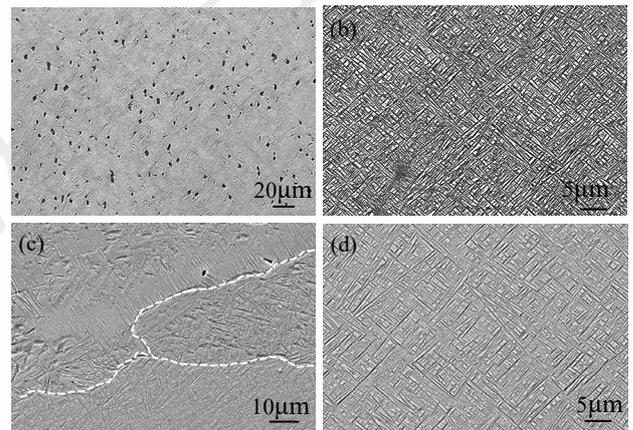


图 2 TC18 钛合金锻后不同区域的显微组织: (a) 1# 锻坯边缘区域和 (b) 中心细晶亮带, 以及 (c) 2# 锻坯边缘区域和 (d) 细晶亮带

Fig.2 Micro-structures of forged TC18 alloys: (a) edge area and (b) bright band of 1# stock; (c) edge area and (d) bright band of 2# stock

表 1 TC18 钛合金 2# 锻坯不同区域的化学成分 (wt.%)

Table 1 Compositions in different regions of TC18 2# forging stock

|      | Ti   | Mo  | V   | Al  | Fe  | Cr  |
|------|------|-----|-----|-----|-----|-----|
| 边缘区域 | 82.9 | 5.1 | 5.1 | 4.9 | 1.0 | 0.9 |
| 细晶亮带 | 82.7 | 5.3 | 5.2 | 4.8 | 1.0 | 0.9 |

1# 锻坯的锻造温度为 815℃, 对应两相区锻造, 理论上心部及边缘均应获得双态组织。然而, 图 2 所示 1# 锻坯细晶亮带区域和 2# 锻坯的心部及边缘区域都是网篮组织, 是钛合金从 β 单相区冷却后的典型组织。这一结果表明, 在锻造过程中 1# 锻坯中心区域可能达到甚至超过了 β 相变温度, 存在显著的变形升温。

### 2.2 晶体取向特征

采用 EBSD 对 1# 锻坯边缘等轴晶和细晶亮带区域的晶体取向特征进行了表征, 结果如图 3 所示。IPF (反极图) 云图中不同颜色对应不同的晶体取向, 对应关系如图 3 (c) 所示, 后续 IPF 云图如无特殊说明, 均采用该

对应关系。锻坯边缘为双态组织，可以观察到大量尺寸在 3~4 $\mu\text{m}$  左右的等轴  $\alpha$  晶粒均匀分布在  $\beta$  基体上，如图 3 (a)。结合图 3 (a) - (b) 所示的 IPF 云图和  $\beta$  相极图可以发现，锻坯边缘的  $\beta$  相存在形变织构，织构强度最大为 10.1，织构类型包括  $\langle 110 \rangle \parallel \text{LD}$  (织构组分约占 22.4%) 和  $\langle 111 \rangle \parallel \text{HD}$  丝织构 (约 12.1%)。由于锻坯边缘的取样位置存在金属流线 (见图 1 (b))，因此在 IPF 云图中可以看到  $\beta$  晶粒沿一定方向伸长，伸长方向对应金属流线方向 (FD)，与 LD 夹角约  $35^\circ$ 。如果参照 FD 方向分析  $\beta$  相的取向特征，则主要织构为  $\langle 110 \rangle \parallel \text{FD}$  (织构组分约占 14.8%) 和  $\langle 100 \rangle \perp \text{FD}$  (约 9.4%)。一般认为，钛合金  $\beta$  相在热压缩过程中主要产生  $\langle 100 \rangle$  和  $\langle 111 \rangle$  两种丝织构，并且随着温度的升高和变形量增大， $\langle 100 \rangle$  织构显著增强，而  $\langle 110 \rangle$  织构则主要是  $\beta$  相的轧制或拉伸织构<sup>[12,13]</sup>。参考金属流线方向-FD 获得的织构特征，即沿 FD 的  $\langle 110 \rangle$  织构和垂直于 FD 的  $\langle 100 \rangle$  织构，更符合金属流线的形成机制。该区域大部分等轴  $\alpha$  晶粒与  $\beta$  相遵循 Burgers 取向关系，即  $\{0001\}\alpha \parallel \{110\}\beta$ ，且  $\langle 11-20 \rangle \alpha \parallel \langle 111 \rangle \beta$ 。另外，由于复杂的热变形和相变过程，导致部分  $\alpha$  晶粒与  $\beta$  相偏离 Burgers 取向关系，如图 3 (b) 所示。

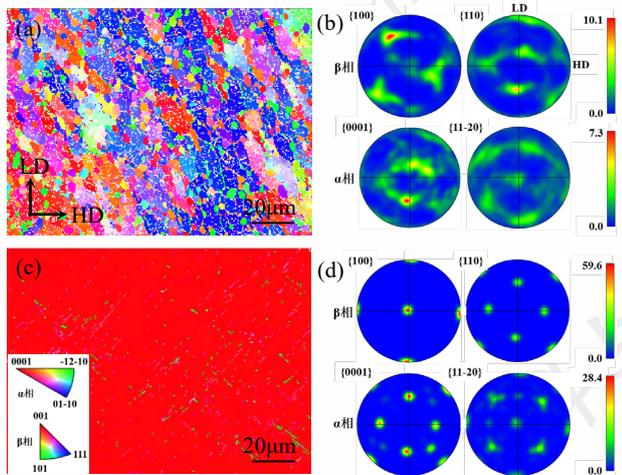


图 3 TC18 钛合金锻后晶体取向特征：1# 锻坯 (a) - (b) 边缘和 (c) - (d) 细晶亮带区域的 IPF 云图及  $\alpha/\beta$  相极图

Fig.3 Crystal orientation of forged TC18 alloys: (a) IPF mapping and (b) corresponding pole figures of  $\alpha/\beta$  phases in the edge area, as well as (c)-(d) in the central bright band of 1# forging stock

由于细晶亮带区域的针状  $\alpha$  相较为细小且整体含量较少，IPF 云图中主要为  $\beta$  相，只能观察到少量的  $\alpha$  相，且呈不连续的颗粒状，如图 3 (c) 所示。结合  $\beta$  相极图可以看出，整个分析区域内的  $\beta$  相取向一致，且  $\langle 100 \rangle$  方向平行于锻造方向，没有观察到连续的大角晶界，可能为单个立方晶粒。另外，该区域的针状  $\alpha$  相均与  $\beta$  基体保持 Burgers 取向关系。

图 4 所示分别为 2# 和 3# 锻坯中心细晶亮带区域的 IPF 云图和  $\alpha/\beta$  相极图。由于 2# 试样表征所用步长为 0.2 $\mu\text{m}$ ，小于 3# 试样的 0.5 $\mu\text{m}$ ，因此标定率更高，且能观察到少量清晰的针状  $\alpha$  相。从图 4 可以看出，两个区域的分相分布及取向特征与 1# 锻坯亮带区域完全相同， $\beta$  相基体为立方取向，内部的针状  $\alpha$  相从  $\beta$  相中析出，两相保持 Burgers 取向关系。

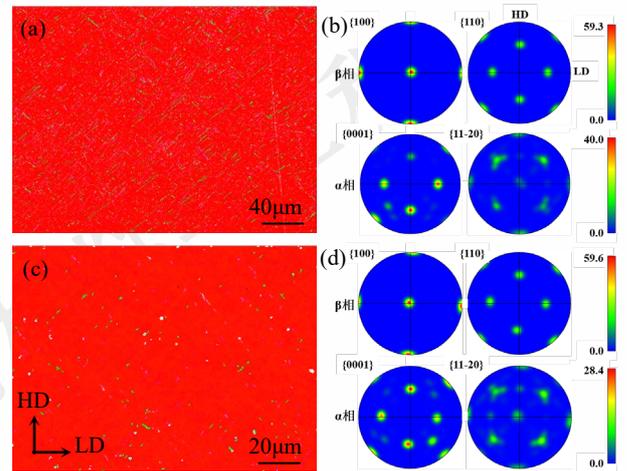


图 4 (a) - (b) 2# 锻坯和 (c) - (d) 3# 锻坯细晶亮带区域的 IPF 云图及相应极图

Fig.4 The IPF mappings and corresponding pole figures in the central bright band of (a)-(b) 2# and (c)-(d) 3# forging stocks

### 2.3 $\beta$ 晶粒尺寸

上述组织形貌及晶体取向结果表明，1~3# 锻坯细晶亮带区域的  $\beta$  相晶粒尺寸较大，且保持立方取向或存在  $\langle 100 \rangle$  织构。由于 SEM 和 EBSD 分析区域尺寸较小，并且都没有观察到  $\beta$  晶界，因此无法确定细晶亮带区域的  $\beta$  晶粒尺寸。为此，在锻坯中心取大尺寸试样，并进行了系统分析。

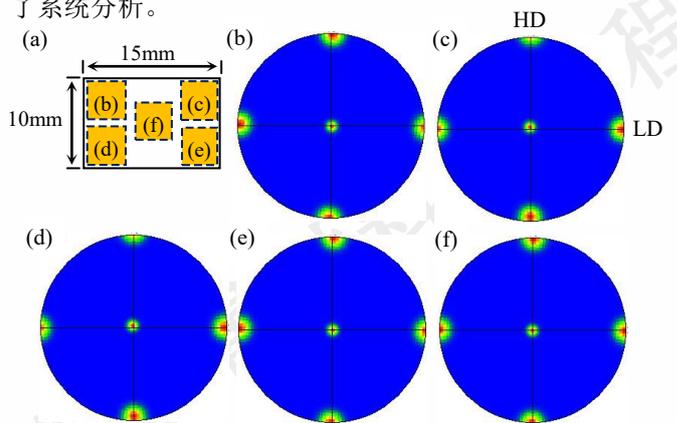


图 5 3# 锻坯细晶亮带 (a) 试样分析区域及 (b) - (f) 相应区域的  $\{100\}\beta$  极图

Fig.5 (a) Diagram of the analysis regions and (b)-(f) corresponding pole figures in the central bright band of 3# forging stock

首先，在 1~3# 锻坯细晶亮带区域随机取样，试样截

面尺寸约 15mm×10mm, 900℃保温 2min 后淬火以消除 α 相的影响, 然后对试样边角和中心区域进行 EBSD 表征, 位置如图 5 (a) 所示。单个分析区域尺寸约 3mm×2mm, 步长为 15μm。结果表明, 在整个试样对应的厘米尺度内, 锻坯细晶亮带区域的 β 相取向基本一致。图 5 (b) - (f) 为 3#锻坯试样 5 个不同区域的 {100}β 极图, 可以看到试样不同区域的 β 相均为立方取向, 每个分析区域内部和不同区域之间整体取向差均在 2~5° 左右。

在上述实验的基础上, 进一步增大试样尺寸至 50mm×50mm。图 5 所示试样位于 2#锻坯边部和中心细晶亮带的交界处, 在 900℃保温 2min 淬火后进行组织形貌分析。结合宏微观分析结果可以看出, 锻坯边部的 β 晶粒呈等轴状, 晶粒尺寸有一定差异, 约 0.2~1mm 不等, 而细晶亮带区域基体表现为一个完整晶粒, 在光镜和 SEM 电镜下均未观察到晶界。亮带区域的 β 立方晶粒内部存在少量呈岛状分布的细小晶粒, 晶粒尺寸与边部等轴晶区域相近。

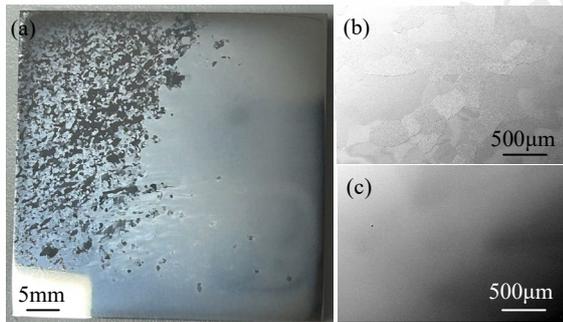


图 6 2#锻坯 900℃保温 2min 淬火后的 (a) 宏观形貌及 (b) - (c) 左右两侧区域的二次电子像

Fig.6 (a) Macrograph and (b)-(c) secondary electron images of different regions on 2# forging stock quenched from 900℃

结合不同锻坯的宏微观组织表征可以得出, TC18 钛合金锻后整个细晶亮带区域应为单个 β 立方晶粒, 晶粒尺寸在 100mm 以上。

### 3 讨论

TC18 钛合金锻坯中心的细晶亮带缺陷即 β 立方晶粒的形成和长大, 取决于锻造过程中的变形条件和形变机制, 并受锻造方式的影响。

#### 3.1 组织不均匀性

考虑到 TC18 钛合金锻坯亮带缺陷与边部区域的成分相同, 而锻后显微组织和晶体取向存在明显差异, 因此首先分析变形条件包括温度、应力应变等方面的内外差异, 进而讨论其组织不均匀性。

采用有限元法对 TC18 钛合金锻坯过程中温度和应变的分布及演化进行数值模拟, 参考文献[14,15]中的性

能数据建立简化的双曲正弦本构模型:

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_p - X(\sigma_p - \sigma_s) \\ \sigma = \frac{1}{0.01} a \sinh \left[ \left( \frac{Z_s}{1.522 \times 10^6} \right)^{1/3.7} \right] \end{cases}$$

$$X = 1 - \exp(-6.5\epsilon^{1.26})$$

$$\sigma_p = \frac{1}{0.005774} a \sinh \left[ \left( \frac{Z_p}{5.8565 \times 10^{22}} \right)^{1/3.83} \right]$$

$$\sigma_s = \frac{1}{0.005774} a \sinh \left[ \left( \frac{Z_s}{1.462 \times 10^7} \right)^{1/4.6} \right]$$

$$Z_p = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{494000}{RT} \right)$$

$$Z_s = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{153000}{RT} \right)$$

式中  $\sigma_p$  和  $\sigma_s$  分别为两相区的峰值应力和稳态应力,  $X$  对应软化率,  $Z_p$  和  $Z_s$  分别是基于峰值应力和稳态应力求得的 Zener-Hollomon 参数。模型中忽略了两相变形过程中的瞬态应变硬化和 β 相变形式的不连续屈服阶段, 以确保流变强度的连续性, 并采用 JMAK 方程描述软化动力学。参考文献[16]可以发现, 上述本构模型预测的流变曲线与实验数据拟合较好。

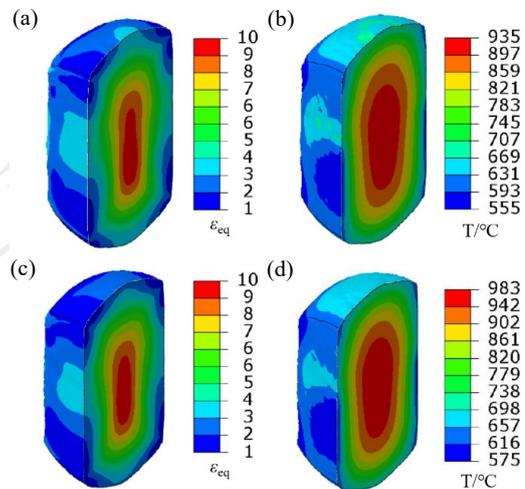


图 7 TC18 钛合金 (a) - (b) 815℃和 (c) - (d) 900℃锻造后的等效塑性应变及温度分布模拟结果

Fig.7 Distribution of equivalent plastic strain and temperature of TC18 alloy after forging at (a)-(b) 815℃ and (c)-(d) 900℃

图 7 所示为 TC18 钛合金在 815℃和 900℃连续锻拔 2 次 (单个火次) 后的等效塑性应变和温度分布模拟结果, 分别对应 1-3#锻坯两种不同的变形条件。从图中可以看出, 锻坯的塑性变形主要集中在心部区域, 不同温度连续 2 次锻拔后, 心部的累积等效塑性应变均超过 10。同时, 由于锻坯表面散热和心部的变形升温, 坯料心部

的温度明显高于边部区域。模拟结果显示, TC18 钛合金在 815°C 和 900°C 连续锻造后, 心部最高温度比锻前分别提高 120°C 和 83°C, 均超过合金的相变点温度。这一结果与 3.1 节的显微组织表征结果相符, 即 1-3# 锻坯心部在变形过程中升温至  $\beta$  相变温度以上, 导致冷却后形成细密的网篮组织。

上述模拟结果表明, TC18 钛合金锻造过程中心部和边部区域的变形条件存在较大差异, 心部塑性变形量和温度均显著高于边部区域。尤其值得注意的是, 锻坯心部区域在连续锻造后, 温度可能升高至  $\beta$  相变温度以上, 而边部仍处于两相区温度范围, 这可能是细晶亮带缺陷形成的重要原因。此外, 研究表明钛合金在热压缩变形时, 由于应变能和溶质元素分布的影响, 会导致合金  $\beta$  相变温度降低<sup>[17]</sup>, 进一步加剧锻坯内外的组织差异。因此, TC18 钛合金锻坯变形条件尤其是温度分布不均匀造成的组织不均匀性, 是细晶亮带缺陷形成的重要原因。

### 3.2 $\beta$ 立方晶粒的形成

TC18 钛合金细晶亮带缺陷为尺寸在 100 $\mu\text{m}$  以上的  $\beta$  立方晶粒, 与普通的晶粒异常长大现象相比<sup>[18]</sup>, 具有一定的特殊性。首先, 亮带缺陷的  $\beta$  晶粒具有特定取向,  $\langle 100 \rangle$  方向平行于锻造方向。其次,  $\beta$  立方晶粒尺寸远大于普通的异常长大晶粒。因此, 研究 TC18 钛合金细晶亮带缺陷的形成, 需要综合考虑取向演化和晶粒长大。

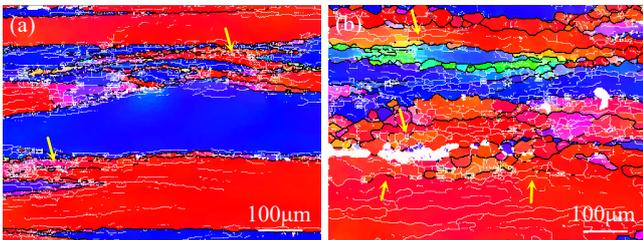


图 8 TC18 钛合金 900°C 热压缩后  $\beta$  相的 IPF 云图, 应变速率分别为 (a) 0.1s-1 和 (b) 0.01s-1

Fig.8 IPF maps of  $\beta$  phase in TC18 alloy after 900°C compression at strain rates of (a) 0.1s-1 and (b) 0.01s-1

如前文所述, 钛合金中  $\beta$  相在热压缩过程中主要产生  $\langle 100 \rangle$  和  $\langle 111 \rangle$  两种丝织构, 并且  $\langle 100 \rangle$  织构随着温度升高、应变速率降低和应变量的增加逐渐增强。图 8 所示为 TC18 钛合金在 900°C 不同应变速率下热压缩后  $\beta$  相的 IPF 云图, 图中竖直方向对应压缩方向。图 8 (a) 和 (b) 中  $\beta$  相的主要织构组分均为  $\langle 100 \rangle$  和  $\langle 111 \rangle$  织构, 且随着应变速率降低,  $\langle 100 \rangle$  织构明显增强。当应变速率为 0.1s<sup>-1</sup> 时,  $\langle 100 \rangle$  和  $\langle 111 \rangle$  取向的  $\beta$  晶粒明显沿水平方向拉长, 且内部亚结构 (主要是小角晶界, 2°~10°) 较少, 只在晶界边缘尤其是两种不同取向  $\beta$  晶粒的交界区, 存在大量小角晶界和局域应变。此时,  $\beta$  相的变形机制以动态回复为主, 晶粒在伸长的同时形成取向织构。

随着应变速率降至 0.01s<sup>-1</sup>, 晶粒内部小角晶界的分布更加均匀, 并且不同取向  $\beta$  晶粒交界处出现一定数量的再结晶晶粒, 晶粒尺寸约 20~50 $\mu\text{m}$ , 取向以  $\langle 100 \rangle$  为主。再结晶晶粒的晶界与小角晶界网络重叠, 并且存在大量不连续大角晶界, 如图中箭头所示, 对应连续动态再结晶。考虑到锻坯为长方体, 且锻造过程中反复沿三个正交方向进行压缩变形, 锻坯心部  $\langle 100 \rangle$  取向的  $\beta$  晶粒体积分数会不断增大, 并最终合并形成大尺寸的立方晶粒。

TC18 钛合金锻坯热处理后的亚结构如图 9 所示, 试样位于锻坯边缘与亮带缺陷交界处, 热处理方式为 900°C/2min/炉冷至 850°C/90min/空冷。图 9 (a) 为 OM 拼图, 图中左侧对应锻坯边部  $\beta$  等轴区域, 右侧为细晶亮带区域。从图中可以看出, 亮带缺陷即  $\beta$  立方晶粒经退火处理后出现大量亚结构, 表现为密集分布的黑色迹线, 在远离交界处的区域呈条带状, 形貌类似柱状晶, 整体轨迹对应锻坯的流变曲线, 如图中红色虚线所示。结合图 9(b)-(c) 所示的  $\beta$  晶粒取向和局域取向差 (KAM) 分布结果, 可以确定  $\beta$  晶粒内的亚结构为亚晶界, 且晶界取向差在 0.5° 左右。图 9 所示  $\beta$  等轴晶区的晶界较为平直, 且交界处的  $\beta$  晶界均向亮带区域凸起, 表明热处理过程中  $\beta$  等轴晶有一定程度的长大, 并且晶界向右侧亮带区域迁移。另外,  $\beta$  等轴晶内部同样存在一定量的亚晶界, 如图 9 (a) 中红色虚线框标注区域, 但亚晶界的数量较少, 且主要分布在晶粒中心区域。

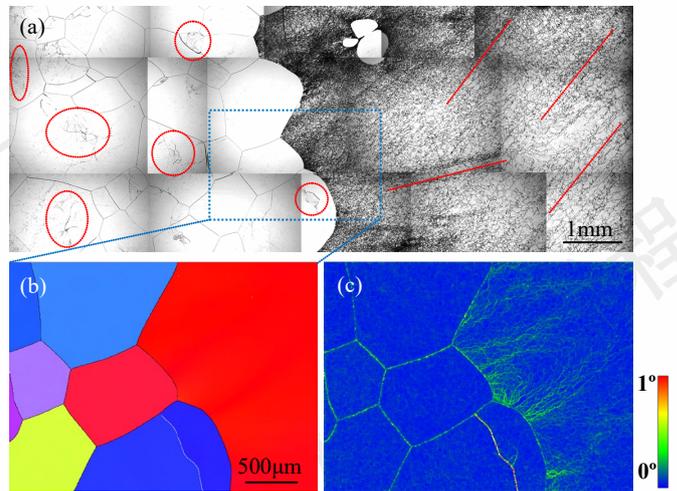


图 9 TC18 钛合金锻坯边部-亮带交界处退火后的亚结构分布: (a) OM 拼图; (b)  $\beta$  相 IPF 云图; (c) 局域取向差分布图

Fig.9 Sub-structure distribution at the edge-bright band junction of TC18 alloy after heat-treatment: (a) OM puzzle; (b) IPF map of  $\beta$  phase; (c) distribution of local misorientation

一般认为, 相比大角晶界, 亚晶界的迁移更加困难<sup>[19]</sup>, 因此内部含有大量亚晶界的  $\beta$  立方晶粒在退火过程中难以长大。此时,  $\beta$  等轴晶区随机取向的晶粒发生长

大, 晶界向四周和  $\beta$  立方晶粒内部迁移, 在此过程中等轴晶内部大量亚晶界消失, 只在晶粒中心存在少量残留。这一亚晶界驱动晶粒长大的机制在 Cu-Al-Mn 等合金循环热处理中存在<sup>[20]</sup>, 可以解释 TC18 钛合金退火后的晶粒形貌和亚结构分布特征, 以及 1-3# 锻坯随着 900℃ 多次锻造  $\beta$  立方晶粒尺寸的减小。但是, 上述理论无法解释大尺寸  $\beta$  立方晶粒最初的形成过程。因此,  $\beta$  立方晶粒的形成只能归因于三个正交方向反复的压缩变形, 导致锻坯心部  $\langle 100 \rangle$  织构不断强化, 最终相近取向的  $\langle 100 \rangle$  晶粒合并成一个大尺寸的  $\beta$  立方晶粒。立方晶粒内部存在大量变形亚结构, 在退火过程中形成亚晶界。

### 3.3 锻造方式的影响

为了验证锻造方式对细晶亮带缺陷的影响, 对比分析了正向和斜 45° 方向压缩条件下  $\beta$  立方晶粒的组织演化, 结果如图 10 所示。可以看到, 正向压缩 50% 后, 试样中心  $\beta$  立方晶粒的 OM 形貌没有明显变形特征, 且晶体取向完全没有变化。产生这一现象的原因在于 BCC 单晶变形通过“铅笔式滑移”进行<sup>[21]</sup>, 在此过程中滑移系相对  $\langle 100 \rangle$  对称, 旋转分量相互抵消, 立方晶粒并不发生转动。斜 45° 方向压缩时, 在试样中心截面可以观察到明显的斜向剪切带, 整体呈菱形, 如图 10 (b)。对菱形右侧一角进行 EBSD 表征, 结果如图 10 (d), 可以发现剪切带区域存在明显的局域应变, 两侧有明显的晶体取向差异, 存在一定量的小角晶界和不连续的大角晶界。

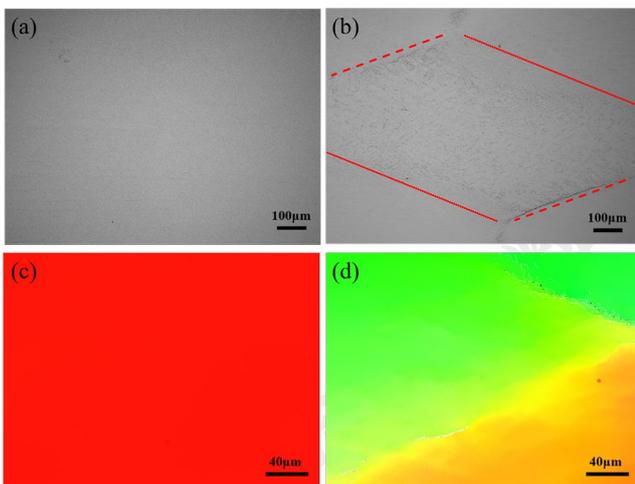


图 10 细晶亮带区域热压缩后的显微组织及晶体取向: (a) - (c) 正向压缩 OM 组织及 IPF 云图; (b) - (d) 斜 45° 方向压缩  
Fig.10 Microstructure and crystal orientation of bright band after hot compression: (a) OM photo and (c) IPF map after compression along  $\langle 100 \rangle$  direction, as well as (b)-(d) oblique 45° direction

上述结果表明, 由于 BCC 结构特殊的变形方式和较小的泰勒因子, 在正向压缩变形过程中,  $\beta$  立方晶粒可以保持取向不变。只有通过斜向的压缩变形, 才能够在

$\beta$  立方晶粒内部产生剪切变形带, 并在后续退火时通过再结晶消除细晶亮带缺陷。因此, 尽管 2# 和 3# 锻坯在 900℃ 进行了多个火次的锻拔, 但由于锻造方式仍然沿正交方向, 细晶亮带缺陷并没有明显改善。

## 4 结论

本文对 TC18 钛合金锻造产生的细晶亮带缺陷进行了系统分析, 并结合 Gleeble 热压缩和组织表征, 研究了细晶亮带缺陷的形成机理。主要结论包括:

(1) TC18 钛合金锻后心部的细晶亮带缺陷为网篮组织, 对应单个  $\beta$  晶粒, 晶粒的  $\langle 100 \rangle$  方向平行于锻造方向, 晶粒尺寸在 100mm 左右;

(2) TC18 钛合金锻造过程中, 存在显著的变形升温, 锻坯心部的应变量和温度明显高于边部区域, 是造成心部亮带缺陷的重要原因;

(3) 细晶亮带缺陷处的大尺寸  $\beta$  立方晶粒, 是由于沿正交方向反复压缩变形, 导致锻坯心部  $\langle 100 \rangle$  织构不断强化, 相近取向的  $\langle 100 \rangle$  晶粒合并形成的;

(4) 由于亚晶界相比大角晶界更难迁移, 在退火过程中  $\beta$  晶界向含大量亚晶界的立方晶粒内部移动, 因此可以通过退火处理减小细晶亮带缺陷尺寸;

(5)  $\beta$  立方晶粒在正向压缩时可以保持取向不变, 为了减少甚至消除细晶亮带缺陷, 锻造过程中需要采用对角拔长或倒八方等工序, 避免沿正交方向反复变形。

## 5 参考文献

- [1] 黄旭, 朱知寿, 王红红. 先进航空钛合金材料与应用[M]. 国防工业出版社, 2012.
- [2] 李毅, 赵永庆, 曾卫东. 航空钛合金的应用及发展趋势[J]. 材料导报, 2020, 34 (S1): 280-282.
- [3] 孙艳坤, 张威. 民机起落架用材料的发展与研究现状[J]. 热加工工艺, 2018, 47 (20): 22-24.
- [4] 颜孟奇, 张业勤, 李凯等. Ti-55531 钛合金自由锻件亮带形成原因分析[J]. 稀有金属, 2016, 40 (6): 534-539.
- [5] Chen W, W Zeng, Y Zhao, et al. Fracture toughness anisotropy of Ti17 billet processed by the  $\beta$  forging[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 807: 140825.
- [6] 谷宾, 熊智豪, 杨平等. 亚稳态  $\beta$  钛合金 Ti55511 模锻过程中显微组织演变与变形行为 (英文) [J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53 (09): 2420-2429.
- [7] 颜孟奇, 吴泽浩, 佟健博等. TC18 钛合金大尺寸  $\beta$  晶粒制备及典型织构对性能的影响[J]. 金属学报: 1-13.
- [8] 徐浩, 孙前江, 文超, 马鑫, 牛东阳. 固溶时效对 TC21 钛合金准  $\beta$  锻后组织性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(1): 178-187.

- [9] Yang J, S Huang, Q Wang, et al. The anisotropy of fracture toughness of an  $\alpha+\beta$  titanium alloy by  $\beta$  forging[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 5840-5853.
- [10] 王少阳, 王文盛, 伍群兰等. TC4-DT 钛合金锻件的一种异常低倍组织[J]. *热加工工艺*, 2019, 48 (13): 177-180.
- [11] Xu J, X Ji, W Zeng, et al. Analysis of abnormal bright band characteristics of forging for a new low-cost titanium alloy[J]. *Materials Letters*, 2024, 369: 136746.
- [12] 李志尚, 熊智豪, 杨平等. 大型 TC18 钛合金棒材多火次锻造过程的织构演变模拟 (英文) [J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51 (07): 2446-2453.
- [13] A A G, R K A, J S B. A Review of Microstructure and Texture Evolution during Plastic Deformation and Heat Treatment of  $\beta$ -Ti alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 899: 163242.
- [14] Wang Q, A Sha, X Li, et al. Analysis of Hot Deformation Dynamics of TC18 Titanium Alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2013, 747: 878-884.
- [15] Lin Y C, G D Pang, Y Q Jiang, et al. Hot compressive deformation behavior and microstructure evolution of a Ti-55511 alloy with basket-weave microstructures[J]. *Vacuum*, 2019, 169: 108878.
- [16] Liu X, T Wang, X Ren, et al. New Insights into the Ingot Breakdown Mechanism of Near- $\beta$  Titanium Alloy: An Orientation-Driven Perspective[J]. *Metals*, 2024, 14 (7): 792.
- [17] 刘向宏, 赵宁, 王涛, 康家瑞, 杨晶, 李少强, 杜予暄. 固溶处理对 TB18 钛合金微观组织和力学性能影响规律研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2024, 53(11): 3101~3110.
- [18] Najafkhani F, S Kheiri, B Pourbahari, et al. Recent advances in the kinetics of normal/abnormal grain growth: a review[J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2021, 21: 1-20.
- [19] Huang S, Y Ma, S Zhang, et al. Nonuniform recrystallization and growth behavior of  $\beta$  grains dominated by grain misorientation and interfacial energy in metastable  $\beta$  titanium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49: 6390-6400.
- [20] Kusama T, T Omori, T Saito, et al. Ultra-large single crystals by abnormal grain growth[J]. *Nature Communications*, 2017, 8 (1): 354.
- [21] Courtney T H. *Mechanical behavior of materials*[M]. Waveland Press, 2005.

## Study on the Formation Mechanism of Bright Band during Forging of TC18 Alloy

Xianghong Liu<sup>1,2\*</sup>, Tao Wang<sup>2,3\*</sup>, Xiaolong Ren<sup>2,3</sup>, Jie Fu<sup>2,3</sup>, Bin Zhu<sup>4,5</sup>, Liang Cheng<sup>4,5</sup>, Kaixuan Wang<sup>2,3</sup>

(1. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technology, Xi'an 710018, China)

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

(4. Innovation Center, NPU·Chongqing, Chongqing 401135, China)

(5. Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

**Abstract:** A systematical analysis of the macro/microstructure, composition, and crystal orientation of the bright band were conducted using OM, SEM and EBSD methods, as well as Gleeble tests, to study the formation mechanism of bright band in forged TC18 alloy. The results show that: the bright bands in the center of TC18 alloy forgings correspond to  $\beta$  cube-grains in size of around 100mm; During the forging process, an inhomogeneous distribution of temperature and equivalent strain in the forging stocks is caused by adiabatic heating, which is an important reason for the microstructural heterogeneity; The large  $\beta$  cube-grains are formed due to the repeated compression along the orthogonal direction, which results in continuous strengthening of the  $\langle 100 \rangle$  texture in the center of the forging stocks, and the merging of  $\langle 100 \rangle$  grains with similar orientations; Through annealing treatment and compression along diagonal direction, it is possible to effectively reduce and avoid bright band defects in TC18 alloy.

**Key words:** TC18 alloy; Bright band;  $\beta$  cube-grain; Sub-boundary

Corresponding author: Xianghong Liu, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: xhliu@c-wst.com; Tao Wang, Ph. D., Senior Engineer, National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technology, Xi'an 710018, P. R. China, E-mail: wang\_tao@c-wst.com