

# TC18钛合金锻造过程细晶亮带缺陷的形成机制

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, 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制。研究表明: TC18钛合金锻坯心部的亮带缺陷对应晶粒尺寸约在100 mm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 $\langle 100 \rangle$ 织构不断强化, 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, 可以有效地减小和避免细晶亮带缺陷。

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

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-0950-09

## 1 引言

TC18钛合金, 名义成分为Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 是一种高强近 $\beta$ 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 $\beta$ 织构等缺陷<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。Xu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100 mm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, 其形成机制尚不明确。本研究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。

## 2 实验

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, 金相法测得相变点为865~870 °C。在815 °C连续锻拔15火次, 获得尺寸为200 mm×200 mm×360 mm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

收稿日期: 2025-04-15

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); 常州市市属项目(CQ20210088)

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

拔后,分别在900℃锻拔2火次和10火次,获得2#和3#锻坯。

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3~5s,EBSD试样使用二氧化硅悬浮液抛光,抛光时间约40min。

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0.1和0.01 s<sup>-1</sup>。

### 3 结果与分析

#### 3.1 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1a为1#~3#锻坯的形状尺寸和取样示意图,锻坯均为200mm×200mm×360mm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1b~1d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。3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1b中白色虚线标注。

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,其结果如图2所示。图2a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2b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片层均匀分布在区域中,且具有一定的择优取向。图2c和2d分别为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。

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,如图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。

#### 3.2 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,其结果如图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3c所示,后续IPF云图如无特殊说明,均采用该对

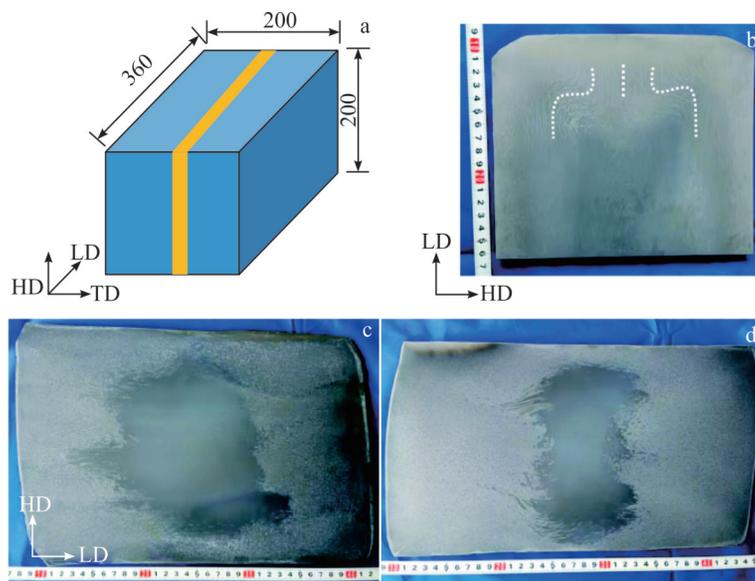


图1 TC18钛合金锻坯形状尺寸及取样示意图以及1#、2#和3#锻坯的宏观组织

Fig.1 Schematic diagrams of the shape, size, and sampling location of forged TC18 alloys (a); macro-structures of 1# (b), 2# (c) and 3# (d) forging stocks

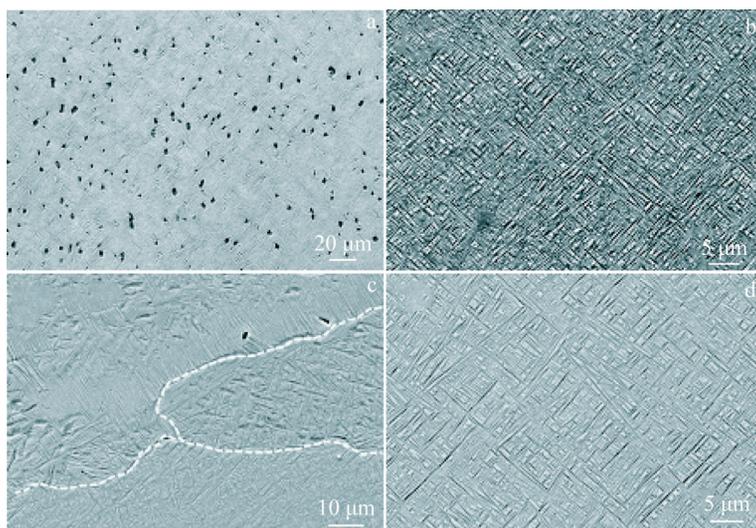


图2 TC18钛合金锻后不同区域的显微组织

Fig.2 Microstructures of edge area (a, c) and bright band (b, d) of forged TC18 alloys: (a–b) 1# and (c–d) 2#

表1 TC18钛合金(2#锻坯)不同区域的化学成分

Table 1 Composition of TC18 alloy (2# forging stock) in different regions(wt%)

Region	Ti	Mo	V	Al	Fe	Cr
Edge	82.9	5.1	5.1	4.9	1.0	0.9
Bright band	82.7	5.3	5.2	4.8	1.0	0.9

应关系。锻坯边缘为双态组织,可以观察到大量尺寸在3~4 μm的等轴α晶粒均匀分布在β基体上,如图3a所示。

结合图3a、3b所示的IPF云图和β相极图可以发现,锻坯边缘的β相存在形变组织,织构强度最大为10.1,织构类型包括<110>//LD(织构组分约占22.4%)和<111>//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1b),因此在IPF云图中可以看到β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°。如果参照FD方向分析β相的取向特征,则主要织构为<110>//FD(织构组分约占14.8%)和<100>⊥FD

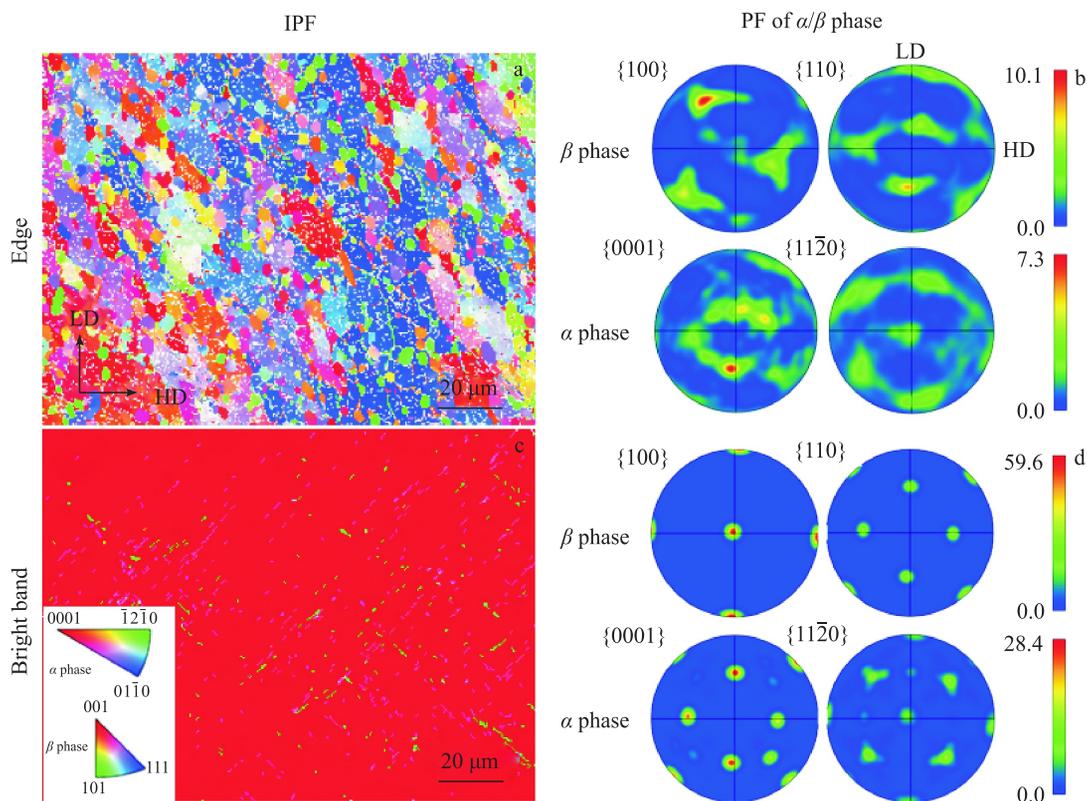


图3 TC18钛合金锻后晶体取向特征(1#锻坯)

Fig.3 Crystal orientations of forged TC18 alloys (1# forging stock)

(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 $\langle 111 \rangle$  2种织构,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 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ ,且 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ 。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3b所示。

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3c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,2个区域的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。

### 3.3 $\beta$ 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。

首先,在1#~3#锻坯细晶亮带区域随机取样,试样截面尺寸约15 mm $\times$ 10 mm,900  $^\circ\text{C}$ 保温2 min后淬火以消除 $\alpha$ 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5a所示。单个分析区域尺寸约3 mm $\times$ 2 mm,步长为15  $\mu\text{m}$ 。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 $\beta$ 相取向基本一致。图5b~5f为3#锻坯试样5个不同区域的 $\{100\}_\beta$ 极图,可以看到试样不同区域的 $\beta$ 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 $2^\circ$ ~ $5^\circ$ 。

在上述实验的基础上,进一步增大试样尺寸至50 mm $\times$ 50 mm。图6所示试样位于2#锻坯边部和中心细晶亮带的交界处,在900  $^\circ\text{C}$ 保温2 min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 $\beta$ 晶粒呈等轴状,晶粒尺寸有一定差异,在0.2~1 mm不等,而细晶亮带区域基体表现为1个完整晶粒,在OM和SEM下均未观察到晶界。亮带区域的 $\beta$ 立方晶粒内部存在少量

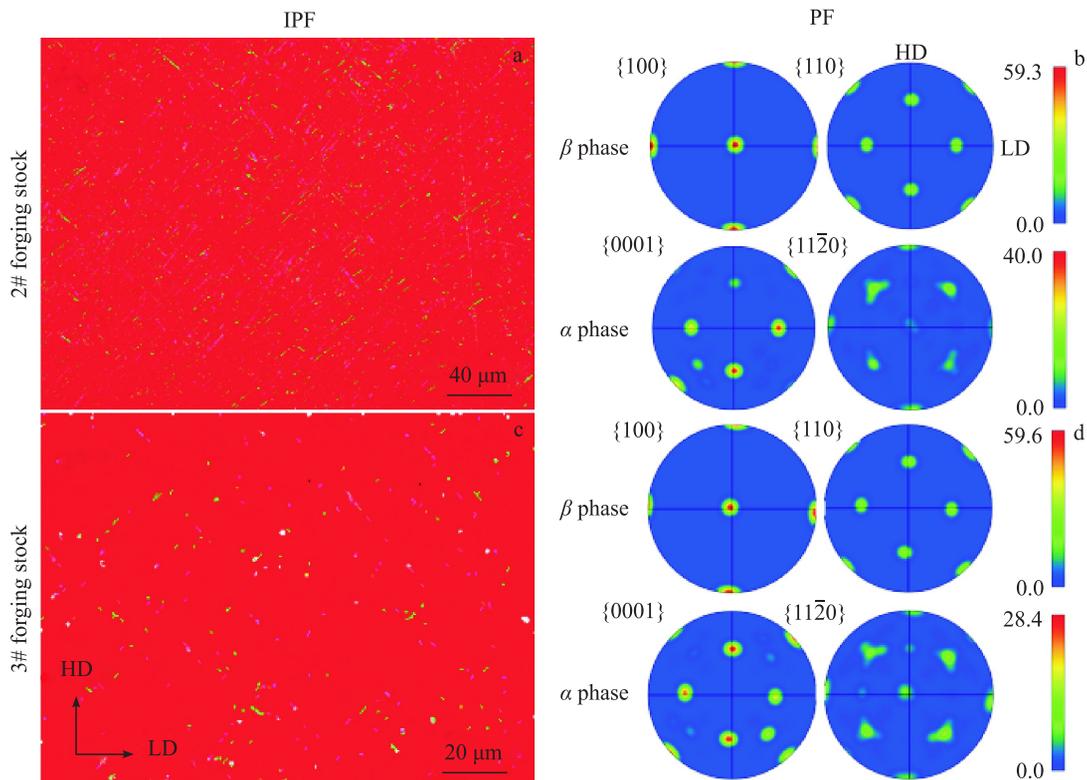


图4 2#锻坯和3#锻坯细晶亮带区域的IPF云图及相应极图

Fig.4 IPFs (a, c) and corresponding PFs (b, d) of the central bright bands of 2# (a-b) and 3# (c-d) forging stocks

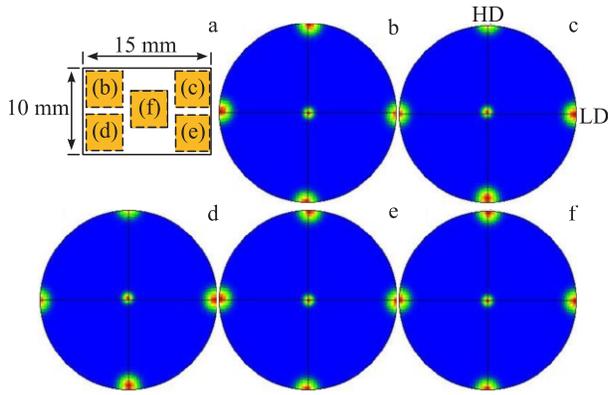


图5 3#锻坯细晶亮带试样分析区域及相应区域的 $\{100\}_\beta$ 极图  
Fig.5 Schematic diagram of the analysis regions of 3# forging stock (a) and corresponding  $\{100\}_\beta$  PFs (b-f) of central bright bands in Fig.5a

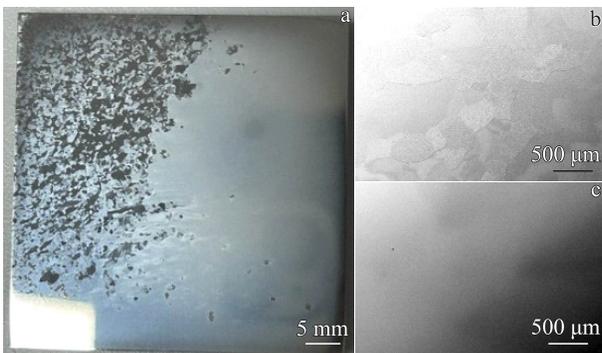


图6 2#锻坯 900 °C 保温 2 min 淬火后的宏观形貌及左右两侧区域的二次电子像

Fig.6 Macrograph (a) and secondary electron images in different regions (b-c) of 2# forging stock quenched at 900 °C holding for 2 min

呈岛状分布的细小晶粒，晶粒尺寸与边部等轴晶区域相近。

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 $\beta$ 立方晶粒，晶粒尺寸在 100 μm 以上。

## 4 讨论

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

### 4.1 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 钛合金锻拔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：

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

$$X = 1 - \exp(-6.5\epsilon^{1.26}) \quad (2)$$

$$\sigma_p = \frac{1}{0.005774} \operatorname{asinh} \left[ \left( \frac{Z_p}{5.8565 \times 10^{22}} \right)^{1/3.83} \right] \quad (3)$$

$$\sigma_s = \frac{1}{0.005774} \operatorname{asinh} \left[ \left( \frac{Z_s}{1.462 \times 10^7} \right)^{1/4.6} \right] \quad (4)$$

$$Z_p = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{494000}{RT} \right) \quad (5)$$

$$Z_s = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{153000}{RT} \right) \quad (6)$$

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 $\beta$ 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 为 TC18 钛合金在 815 和 900 °C 连续锻拔 2 次

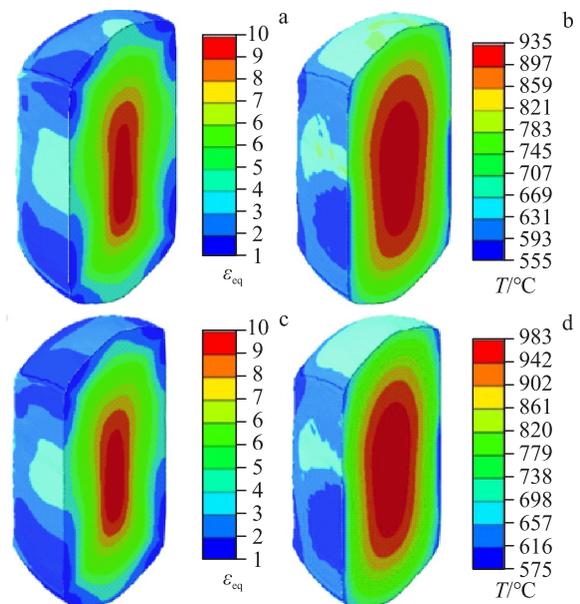


图7 TC18 钛合金在温度 815 和 900 °C 锻造后的等效塑性应变及温度分布模拟结果

Fig.7 Simulated results of distributions of equivalent plastic strain (a, c) and temperature (b, d) of TC18 alloy after forging at 815 °C (a-b) and 900 °C (c-d)

(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2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和900℃连续锻拔后,心部最高温度比锻前分别提高120和83℃,均超过合金的相变点温度。这一结果与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拔后,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造成的组织不均匀性,是细晶亮带缺陷形成的重要原因。

#### 4.2 $\beta$ 立方晶粒的形成

TC18钛合金细晶亮带缺陷为尺寸在100 mm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。

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 $\langle 111 \rangle$  2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为TC18钛合金在900℃不同应变速率下热压缩后 $\beta$ 相的IPF云图,图中垂直方向对应压缩方向。图8a和8b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0.1 s<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2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0.01 s<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,晶粒尺寸为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,且锻拔过程中反复沿3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℃/2 min/炉冷至850℃/90 min/空冷。图9a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9b~9c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。如图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9a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。

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

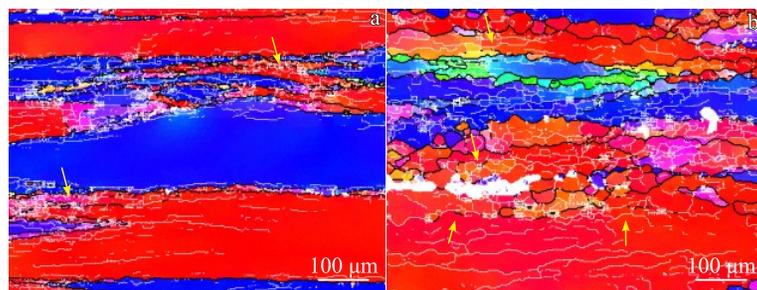


图8 TC18钛合金900℃热压缩后 $\beta$ 相的IPF云图

Fig.8 IPFs of  $\beta$  phase of TC18 alloy after compression at 900 °C with the strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup> (a) and 0.01 s<sup>-1</sup> (b)

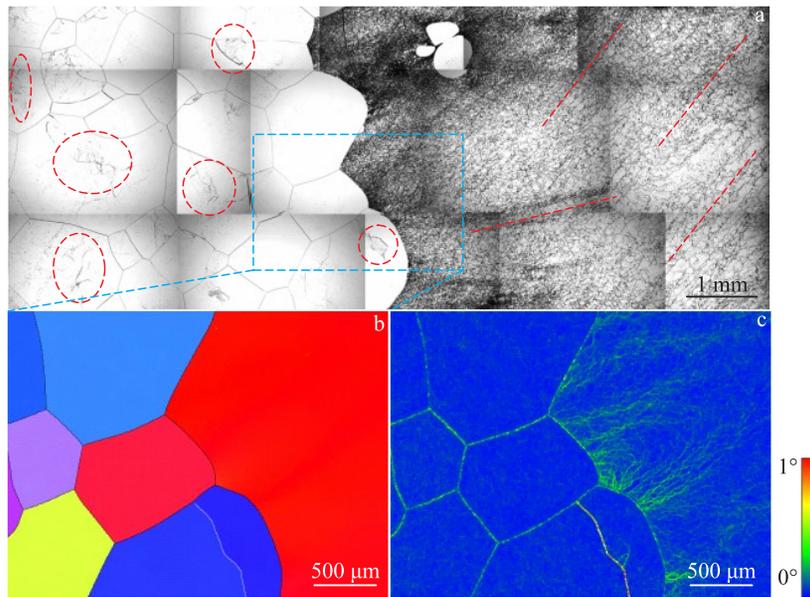


图9 TC18钛合金锻坯边部-亮带交界处退火后的亚结构分布

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

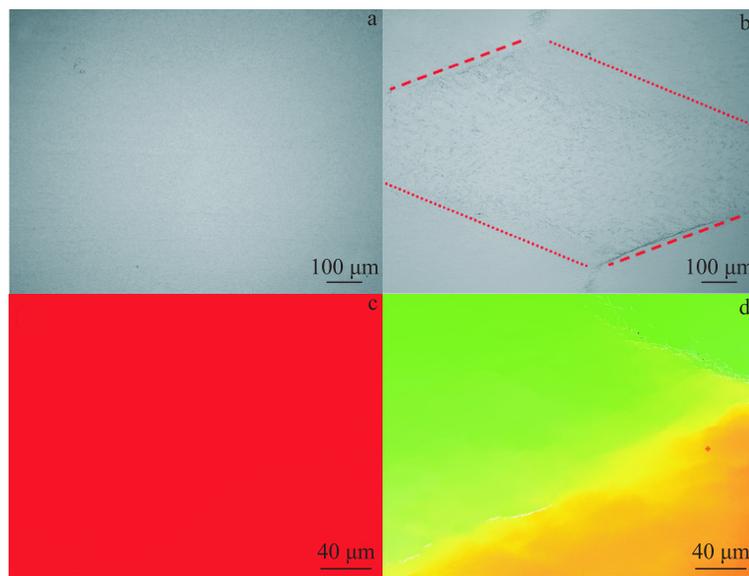


图10 细晶亮带区域热压缩后的显微组织及晶体取向

Fig.10 Microstructures (a – b) and crystal orientation (c – d) of bright band of TC18 alloy after hot compression: (a, c)  $\langle 100 \rangle$  direction; (b, d) oblique  $45^\circ$  direction

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3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1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。

### 4.3 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,其结果如图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<100>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10b所示。对菱形右侧一角进行EBSD表征,结果见图10d,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。

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造,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。

## 5 结论

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<100>方向平行于锻造方向,晶粒尺寸约100 nm。

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<100>织构不断强化,相近取向的<100>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。

### 参考文献 References

[1] Huang Xu(黄旭), Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Honghong(王红红). *Advanced Aeronautical Titanium Alloys and Applications*(先进航空钛合金材料与应用)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012

[2] Li Yi(李毅), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Materials Review*(材料导报)[J], 2020, 34(S1): 280

[3] Sun Yankun(孙艳坤), Zhang Wei(张威). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(20): 22

[4] Yan Mengqi(颜孟奇), Zhang Yeqin(张业勤), Li Kai(李凯) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2016, 40(6): 534

[5] Chen W, Zeng W D, Zhao Y Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 807: 140825

[6] Gu Bin(谷宾), Xiong Zhihao(熊智豪), Yang Ping(杨平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2420

[7] Yan Mengqi(颜孟奇), Wu Zehao(吴泽浩), Tong Jianbo(佟健博) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61(10): 1555

[8] Xu Hao(徐浩), Sun Qianjiang(孙前江), Wen Chao(文超) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 178

[9] Yang J, Huang S, Wang Q et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 5840

[10] Wang Shaoyang(王少阳), Wang Wensheng(王文盛), Wu Qunlan(伍群兰) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(13): 177

[11] Xu J W, Ji X, Zeng W D et al. *Materials Letters*[J], 2024, 369: 136746

[12] Li Zhishang, Xiong Zhihao, Yang Ping et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(7): 2446

[13] Gupta A, Khatirkar R, Singh J. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2022, 899: 163242

[14] Wang Q, Sha A, Li X et al. *Materials Science Forum*[J], 2013, 747: 878

[15] Lin Y C, Pang G D, Jiang Y Q et al. *Vacuum*[J], 2019, 169: 108878

[16] Liu X H, Wang T, Ren X L et al. *Metals*[J], 2024, 14(7): 792

[17] Liu Xianghong(刘向宏), Zhao Ning(赵宁), Wang Tao(王涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(11): 3101

[18] Najafkhani F, Kheiri S, Pourbahari B et al. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2021, 21: 1

[19] Huang S, Ma Y, Zhang S et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 6390

[20] Kusama T, Omori T, Saito T et al. *Nature Communications*[J], 2017, 8(1): 354

[21] Courtney T H. *Mechanical Behavior of Materials*[M]. Long Grove: Waveland Press, 2005

## Formation Mechanism of Bright-Band Defect of TC18 Alloy During Forging

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

(1. Northwest Institute for Nonferrous 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 macrostructure, microstructure, composition, and crystal orientation of the bright-band defect was conducted by OM, SEM, and EBSD methods, as well as Gleeble tests, and the formation mechanism of bright-band defect of forged TC18 alloy was studied. The results show that the bright-band defects in the center of TC18 alloy forging stocks correspond to  $\beta$  cube-grains with the size of around 100  $\mu\text{m}$ . 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; defect;  $\beta$  cube-grain; sub-boundary

---

Corresponding author: Wang Tao, 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