

超高强钛合金在 β 单相区热变形过程中的再结晶和组织演变

王博东^{1,2}, 杨智博^{1,2}, 张辉^{1,2}, 徐建伟^{1,2}, 曾卫东²

(1 西北工业大学深圳研究院, 广东 深圳, 518057)

(2 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 本文通过等温热压缩实验结合 EBSD 技术, 研究了超高强度钛合金在 β 单相区热变形过程中的再结晶行为和组织演变规律。结果表明: 随着应变增加, 晶粒由等轴状逐渐拉长, 几何必需位错密度显著上升, 并在晶界附近聚集, 为再结晶提供形核驱动力。动态再结晶以连续动态再结晶 (CDRX) 为主, 通过亚晶旋转、合并及晶界迁移沿晶界与晶内形核生长。而不连续动态再结晶 (DDRX) 仅在二叉晶界发生, 随应变增加逐渐沿晶界长大。低应变阶段取向分散, 滑移以 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 为主, 高应变阶段形成强烈的 $\langle 001 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 双丝织构, $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系激活程度显著增强, 与 CDRX 过程协同演化。通过调控变形量可有效优化再结晶程度与组织类型, 为该合金热加工工艺的制定提供理论依据。

关键词: 超高强度钛合金; 热变形; EBSD; 再结晶; 组织

中图分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

1 引言

钛合金因其优异的比强度、耐腐蚀性和高温性能, 在航空航天、生物医学及高端装备制造等领域具有重要应用价值^[1-2]。随着工程技术对材料性能要求的不断提升, 开发兼具超高强度与良好热加工性能的新型钛合金成为研究热点。TB17 作为一种新型近 β 型超高强度钛合金, 其 β 单相区热变形行为对最终微观组织与力学性能具有决定性影响。热变形过程中的动态再结晶 (DRX) 被视作关键的动态软化机制之一, 其主要包括连续动态再结晶 (CDRX) 和不连续动态再结晶 (DDRX) 两种形式^[3]。CDRX 通常表现为亚晶粒在变形过程中通过晶内转动与滑移逐渐形成再结晶核心, 而不涉及大规模的晶界迁移^[4]。DDRX 则主要依靠大角度晶界的迁移实现新晶粒的形成, 随着应变增加, 原始晶粒逐渐被再结晶组织替代。由于 DRX 行为对材料的微观结构演变与力学性能具有重要调控作用, 其在金属塑性加工领域始终是研究的重点。

DRX 对组织特征的影响主要体现在晶粒尺寸分布、晶界形态以及局部晶体取向演变等方面^[5]。近年来, 针对钛合金中 DRX 行为的研究取得了显著进展。王小芳^[6]对 TC4-DT 钛合金 DRX 组织演变的影响进行了研究, 发现当变形温度足够高, 应变速率足够低和变形程度足够大时可以发生 DRX, 按晶界突出机制形核。在应变速率为 10 s^{-1} 和变形温度较低 (低于 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$) 时 DRX 则发生比较困难。杨草等人^[7]对高温下 IMI834 钛合金的组织

演变进行了研究, 随着温度升高至 $1010\text{ }^{\circ}\text{C}$, 初生 α 相含量降低且球化程度增加, DRX 程度增强, 大角度晶界占比显著增加, 组织强度减弱, 组织均匀性提升。多位学者发现 DRX 晶粒与相邻母相晶粒之间存在取向连续变化的关系, 表明 CDRX 机制在其中发挥作用^[8-9]。涂俊哲等人^[10]研究了 TC18 钛合金 β 单相区热变形后的组织演变规律, 发现随着应变速率的降低, 小角度晶界分数显著降低, DRX 分数随之提高, 且 DRX 机制从 DDRX 向 CDRX 过渡。此外, 还在 TC17 合金中有应力诱导 DDRX 形核的报道^[11], 在 Ti2AlNb 钛合金在 B2 相区热变形过程中, 观察到了 CDRX 与 DDRX 机制共存的现象^[12-13]。

目前, 关于 TB17 合金在 β 单相区热变形过程中的再结晶行为类型、形核机制、组织形成规律及其与变形条件的关联尚缺乏系统研究。特别是在较低应变速率下, 位错运动、亚晶演化与再结晶形核之间的竞争与协同机制, 以及由此引发的组织取向转变, 仍需深入探讨。为此, 本文通过等温热压缩实验, 结合电子背散射衍射 (EBSD) 技术, 系统研究 TB17 钛合金在 β 单相区、不同变形量下的微观组织演化。重点分析变形过程中的晶体取向特征、动态再结晶行为及其与组织演变之间的内在联系, 旨在阐明该合金热变形过程中的再结晶机制与组织形成规律, 为其热加工工艺优化提供理论依据。

收到初稿日期:

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金资助 (2025A1515011833)

作者简介: 徐建伟, 男, 1988 年生, 博士, 副研究员, 广东 深圳 518057, E-mail: jianwei_xu@nwpu.edu.cn

2 实验材料与方法

2.1 实验材料

实验材料为 TB17 钛合金,对原材料进行了成分检测,检测结果为 Ti-6.48Mo-2.47Cr-1.98V-2.03Nb-1.02Sn-0.98Zr-3.95Al(质量分数,%)。该合金兼具优异热加工性能与力学性能潜力,相变点为 845℃。

为探究其 β 单相区热变形过程中的再结晶行为与组织演变规律,从棒材截取试样,升温至相变点以上 45℃、

保温 30min 后水冷,获得全 β 相初始组织(图 1)。由图 1a 可见,初始晶粒呈取向随机的等轴状,尺寸集中于 80~200 μm ,平均晶粒尺寸约 150 μm 。统计显示 79.2% 的晶粒取向差小于 2°,晶粒内部晶体学取向一致性良好。结合 KAM 图(图 1b)与 GOS 图(图 1c)分析, β 晶粒内部局部取向差整体较低,无明显内应力与晶格畸变。PF 图(图 1d)表明,原材料未形成明显变形结构,为后续热变形调控微观组织、优化性能奠定了良好初始条件。

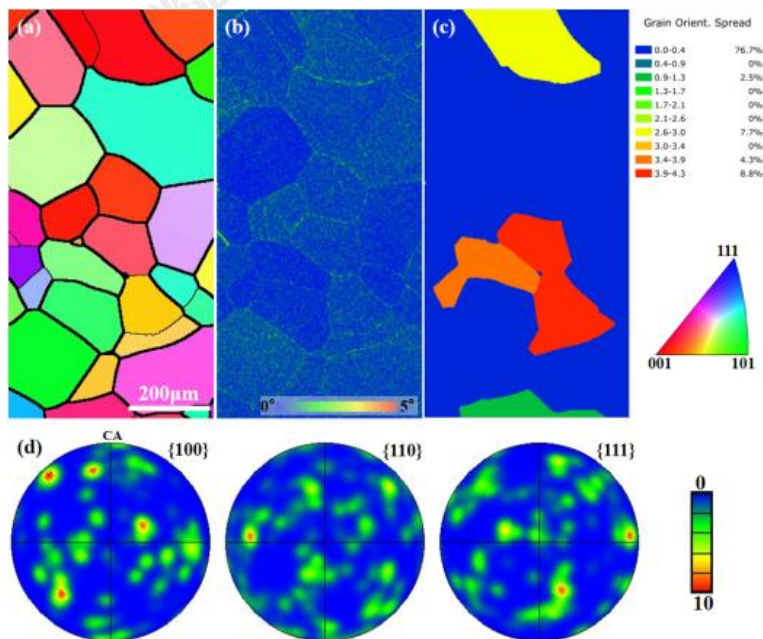


图 1 TB17 钛合金原始组织: (a) IPF 图; (b) KAM 图; (c) GOS 图; (d) 极图

Fig. 1 Primary microstructure of TB17 titanium alloy: (a) IPF diagram; (b) KAM map; (c) GOS diagram; (d) polar diagram

2.2 实验方法

本文使用等温热压缩实验作为分析 TB17 钛合金 β 单相区热变形过程中的各类行为机制的变形方法。采用电火花线切割获得圆柱形压缩试样,经过精密车削获得直径 8 mm,高度 12 mm 的圆柱形样品。使用 Gleeble 3500 热模拟压缩机进行热压缩实验,设置 4 种不同的变形量(20%、40%、60%、80%),实验温度为 900 °C。以 10 °C/s 的速率升温至 900 °C,保温 5 min 后在 0.1 s⁻¹ 的恒定应变速率下进行压缩,压缩完成后进行水冷,以保留高温变形组织。压缩完成后,将试样对半切开,依次在 80 # 的砂纸上粗磨以及在 2000 # 的砂纸上细磨,随后进行机械抛光,随后在振动抛光机上进行最终抛光 8 小时,以完全去除表面应力层,抛光完成后用无水乙醇将表面残留的抛光液清洗干净,制成表面光亮的金属镜面。本文中进行的 EBSD 测试是在配备 EBSD 探头的 AMBER 型聚焦离子双束电镜上进行,实验时使用的加速电压为 20 KV,工作距离 15 mm,样品倾斜角 70°,扫描步长 0.5 μm 。数据处理在 Channel 5 软件上进行,

分析其再结晶和组织的演变规律。

3 实验结果及讨论

3.1 晶体取向特征

为揭示 TB17 钛合金在 β 单相区的晶体取向演化规律,本研究选取不同变形量试样的 1/2 半径处为观察位置,进行组织表征及分析。为方便分析,使用有限元计算 20%、40%、60%、80% 变形量 1/2 半径处对应的等效应变约为 0.35、0.43(低应变阶段)与 1.15、1.27(高应变阶段)。

图 2 为不同应变下的晶体取向特征,可以观察到在低应变阶段($\epsilon=0.35$ 、0.43),晶粒呈色彩多样的等轴状且取向随机分布,仅沿轴向发生轻微压缩,径向伸长不明显,晶粒轮廓清晰、尺寸均一。这一现象表明,变形初期晶粒以整体协同变形为主要特征,尚未出现显著的取向集中趋势。随着应变的进一步增大,晶粒形态逐渐由等轴状向压扁拉长状转变,晶体取向呈现出明显的择优取向,大量晶粒的取向趋于一致,形成了与变形方向

相关的纤维状织构。

以相邻晶粒取向差 $2^\circ \sim 15^\circ$ 定义为小角度晶界 (LAGBs)、大于 15° 为大角度晶界 (HAGBs)，晶界 (GB) 图显示随着应变增加，LAGBs 的体积分数逐步由 73.5% 降至 60.3%，而 HAGBs 的占比则显著提升，由 26.5% 增至 39.7%。这一变化源于持续变形过程中，部分小角度晶界通过晶界迁移或动态再结晶过程逐步转变为

大角度晶界，形成新的再结晶晶粒^[14]，从而维持晶界结构的动态平衡。值得注意的是，在 $\varepsilon=0.43$ 时 LAGBs 体积分出现小幅上升，这与加工硬化导致的位错增殖密切相关，变形过程中晶粒内部产生的大量位错，通过滑移与重排形成了新的小角度晶界，同时取向集中效应也减少了大角度晶界的数量。

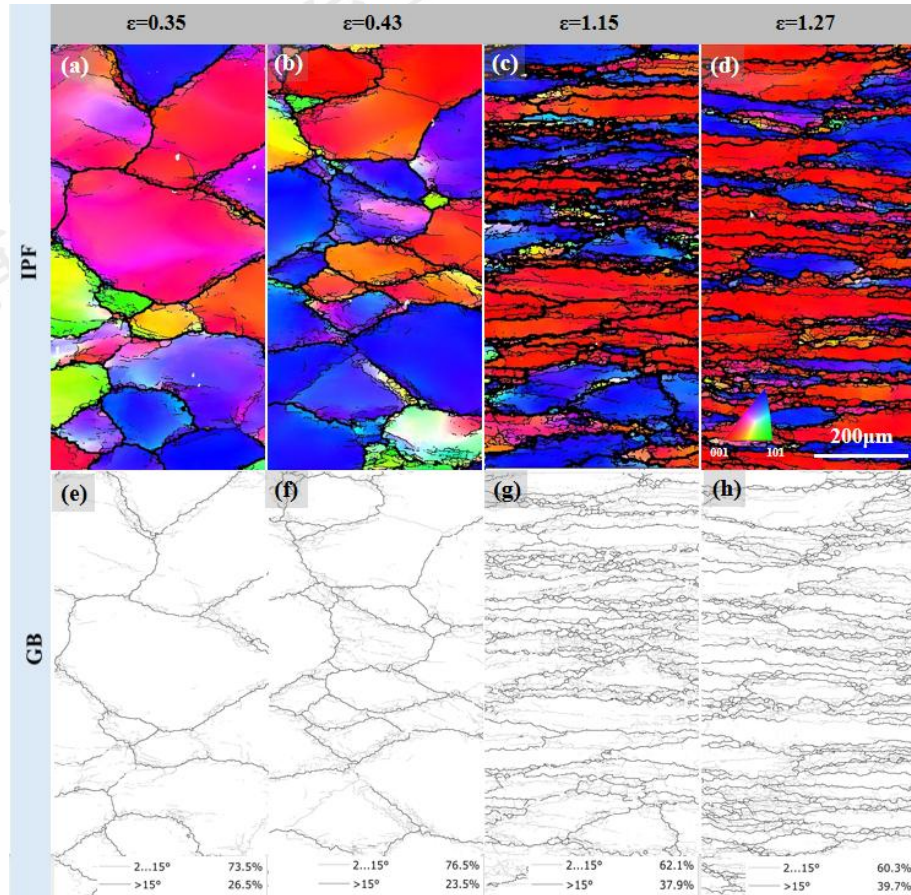


图2 不同应变下的晶体取向特征: (a, e) $\varepsilon=0.35$; (b, f) $\varepsilon=0.43$; (c, g) $\varepsilon=1.15$; (d, h) $\varepsilon=1.27$

Fig. 2 Crystal orientation characteristics under different strains: (a, e) $\varepsilon=0.35$; (b, f) $\varepsilon=0.43$; (c, g) $\varepsilon=1.15$; (d, h) $\varepsilon=1.27$

KAM 图 (图3) 清晰展现了局部取向差的非均匀分布特征。高 KAM 值 (红/黄色区域) 主要集中在晶界附近及晶粒内部的特定区域，这反映出几何必需位错 (GNDs) 在这些位置发生了显著聚集，对应着较大的局部应变；而部分晶粒内部呈现的低 KAM 值 (蓝色区域) 则表明这些区域位错密度较低，晶格应变相对平缓。晶界附近的高 KAM 区，主要是由于塑性变形过程中位错在晶界处发生塞积，引起晶粒内部出现高储存能区域^[15]所致；此外，许多细小的晶粒被高 KAM 区域包围，这些晶粒由于具有高能的截面，可能会快速长大，也可能被快速吞并。从 KAM 图的演化趋势来看，随着应变的增加，合金内部的位错密度整体呈上升趋势，位错缠结程度也随之提高。对比不同应变下的图像还可发现，

$\varepsilon=0.35$ 与 $\varepsilon=0.43$ 时的位错密度水平相近，但 $\varepsilon=1.27$ 时的位错缠结程度显著高于 $\varepsilon=1.15$ 的状态。

变形过程中，相邻晶粒由于取向不同，导致晶界附近的储存的变形能不同^[16]，根据 GND 密度计算公式进行分析：

$$\rho_{GND} = \frac{2\theta}{ub} \quad (1)$$

式中： ρ_{GND} 为 GND 密度； u 为一个特征点的单位长度 (即 EBSD 扫描步长)； b 为伯氏矢量的大小； θ 为平均取向差。本研究中，EBSD 扫描步长 u 设定为 $0.5 \mu\text{m}$ ，该步长基于原始晶粒尺寸及 EBSD 设备分辨率选取，同时测得四幅图平均取向差分别为 $0.5^\circ, 0.56^\circ, 0.75^\circ, 0.92^\circ$ 。 $\beta\text{-Ti}$ 在 900°C 下的晶格常数 a 通过测定为 0.332 nm ，伯

氏矢量方向为 $\langle 111 \rangle$,其大小 $b = (\sqrt{3}/2) \cdot a \approx 0.287 \text{ nm}$ 。计算得到图 3 中四幅图的几何必需位错密度分别为 $4.17 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$, $4.67 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$, $6.26 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$, $7.68 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 。定量计算结果表明,随着应变增加,GND 密度呈单调上

升趋势,从低应变到高应变增加了约 84%,这些在晶界附近显著聚集的几何必需位错为后续的动态再结晶提供了充足的形核位点与驱动力。

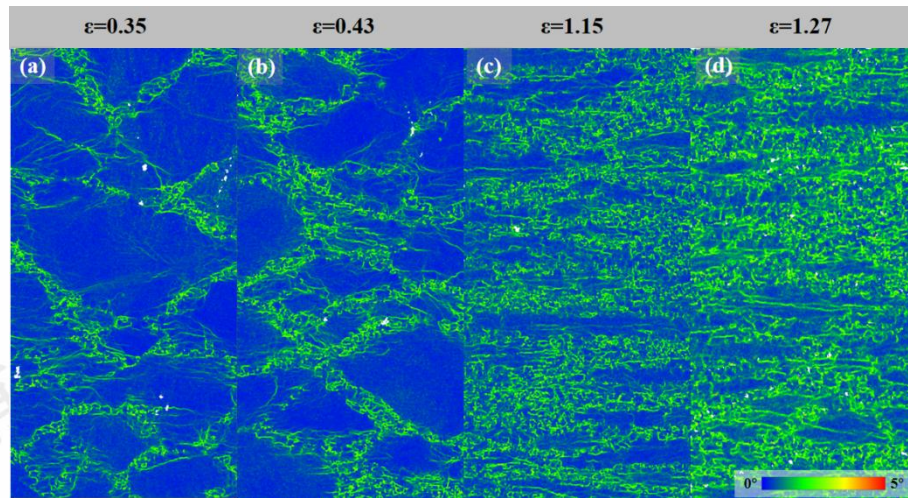


图 3 不同应变下的 KAM 图: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

Fig. 3 KAM plots at different strains: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

3.2 动态再结晶行为

为了分析热变形过程中 TB17 的动态再结晶行为,图 4 给出不同应变下晶内取向分布图(GOS)。为定量分析 CDRX 与 DDRX 两种再结晶机制的贡献及其演变规律,本研究基于 EBSD 数据对再结晶晶粒进行了分类统计。规定取向差小于 2° 的晶粒为再结晶晶粒,结果表明,在低应变阶段($\varepsilon=0.35, 0.43$),再结晶晶粒总体积分数较低($0.1\% \sim 0.2\%$),其中 CDRX 占主导地位;随着应变增加至高应变阶段($\varepsilon=1.15, 1.27$),再结晶总体积分数显著提升($2.6\% \sim 3.1\%$),CDRX 占比仍高于 DDRX,但 DDRX 贡献逐渐增强。从晶粒尺寸来看,CDRX 晶粒平均尺寸略小于 DDRX 晶粒,且随应变增加两种机制形成的再结晶晶粒均呈现粗化趋势。结合大、小角度晶界比例变化规律可知,连续动态再结晶(CDRX)

的主导作用,与小角度晶界(LAGBs)向大角度晶界(HAGBs)的持续转化直接相关;而不连续动态再结晶(DDRX)主要通过原始大角度晶界弓出形核,补充再结晶晶粒。高应变阶段,两种机制协同演化:CDRX 持续生成细小再结晶晶核,DDRX 在局部高能区补充形核,共同推动组织细化与均匀化。CDRX 与 DDRX 的竞争关系受应变能积累与晶界迁移能力的调控,在本实验较低应变速率(0.1 s^{-1})和高温(900°C)条件下,位错攀移和交滑移有充足时间进行,动态回复过程显著,这有效降低了晶内位错密度,削弱了 DDRX 形核所需的局部应变能积累,从而抑制了 DDRX 的充分发展;相反,动态回复促进了亚晶的形成与合并,为 CDRX 提供了有利条件,因此 CDRX 始终占据主导地位。

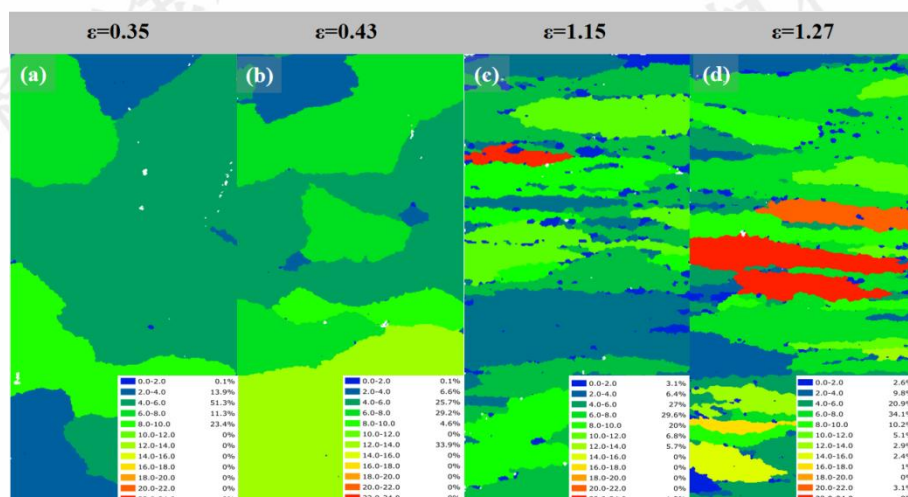


图4 不同应变下的GOS图: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$ Fig. 4 GOS diagrams at different strains: (a) $\varepsilon = 0.35$; (b) $\varepsilon = 0.43$; (c) $\varepsilon = 1.15$; (d) $\varepsilon = 1.27$

图5为不同应变下晶界处的CDRX行为。无论在低应变阶段还是高应变阶段,CDRX均沿晶界呈项链状向晶粒内部扩展,极图显示CDRX晶粒内部取向基本一致,极点集中,且与相邻一侧晶粒取向相近,存在轻微转动关系,说明再结晶晶粒是由母晶内部的亚晶演变而来的,并通过亚晶旋转、合并及晶界迁移实现持续形核与生长^[17],同时与 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 001 \rangle$ 织构的形成高度耦合,最终形成由变形组织与再结晶组织构成的混合结构。

此外,在晶粒内部也存在着CDRX行为,不同应变晶粒内部沿直线方向取向差随距离变化的折线图与该方向的晶粒取向如图6所示。可以看出低应变阶段晶粒内部相邻晶粒取向差很小,几乎呈现围绕 $\langle 001 \rangle$ 轴完全连续转动,而高应变阶段取向差有小幅波动,但仍可以看作CDRX^[18]。晶粒取向也很好证明了这一点。

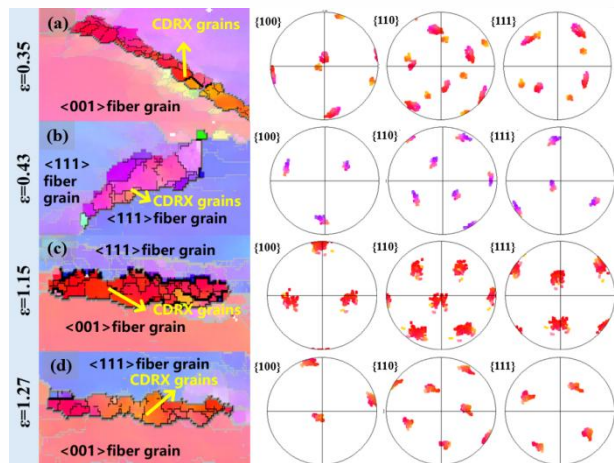


图5 不同应变下的晶界 CDRX 特征: a $\varepsilon=0.35$; b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

Fig. 5 CDRX characteristics at grain boundaries under different strains: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

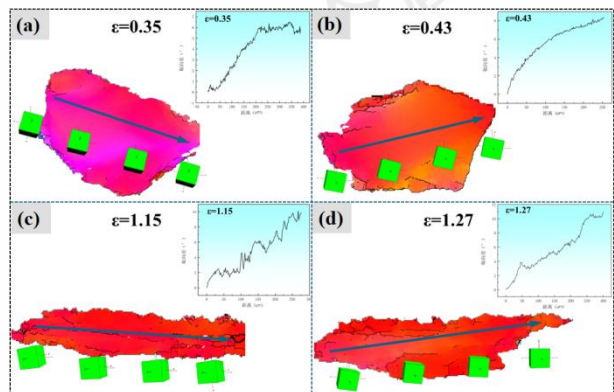


图6 不同应变下的晶内 CDRX 特征: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

Fig. 6 Intragranular CDRX characteristics under different strains: (a)

$\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

图7为不同应变下晶界处的DDR行为,在低应变阶段DDR晶粒仅在三叉晶界处出现,呈现出与周围变形组织显著不同的颜色,极图上取向点分布分散,说明此时DDR处于形核启动阶段,仅在晶界这一高能区域通过晶界弓出形核产生少量再结晶晶粒^[19]。随着应变增至高应变阶段,DDR晶粒数量增多且向晶界两侧生长,形成典型项链状组织^[20]。极图显示这些DDR晶粒的取向存在明显差异,且极点较为分散,而且显著区别于相邻晶粒,反映出DDR进入快速生长阶段,通过晶界迁移与晶粒吞并实现再结晶组织的扩展,且再结晶晶粒的取向与变形组织的 $\langle 111 \rangle$ 织构存在明显差异。

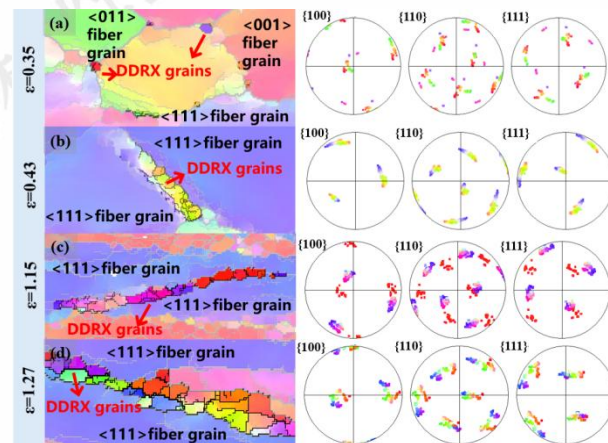


图7 不同应变下的晶界 DDR 特征: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

Fig. 7 DDR characteristics at grain boundaries under different strains: (a) $\varepsilon = 0.35$; (b) $\varepsilon = 0.43$; (c) $\varepsilon = 1.15$; (d) $\varepsilon = 1.27$

在低应变速率条件下,TB17钛合金的动态再结晶行为以CDRX为主^[21],其核心形核机制表现为亚晶的合并与转动^[22]。由于应变速率较低,位错拥有充足的时间完成攀移与交滑移,通过位错的湮灭与重排,晶内位错密度得到显著降低,这使得再结晶形核的驱动力相应减弱,进而导致生成的再结晶晶粒数量较少、尺寸偏大。在此过程中,变形组织内的亚晶通过持续吸收位错来累积取向差,最终通过旋转合并形成具有大角度晶界的再结晶晶粒。

值得注意的是,在 β 相区的高温环境下,TB17钛合金中的完整位错难以分解为不全位错,其滑移、攀移与交滑移过程更易发生,这促使动态回复(DRV)成为主导的软化机制,通常会抑制位错的充分积累,从而阻碍DDR的发生。不过,近期的研究报道显示,DDR同样可在近 β 型钛合金及其他体心立方合金中出现^[23,24,25],而本研究揭示的相关机制在这类BCC合金中同

样具备关键影响因素,因此这一机制或可用于解释上述合金体系中 DDRX 的形成原因。

3.3 组织演变特征

图 8 为 TB17 合金不同应变下的组织演化情况。随着应变的增加,内部组织产生变形程度增加,更大的变形会导致晶粒的破碎细化和再结晶,使晶粒取向发生转变,从而影响组织类型。从图 8c、图 8d 看出,应变为 1.15 和 1.27 时极图中晶面的组织已经从随机的混合组织转变为的平行于压缩轴的 $\{001\}$ 和 $\{111\}$ 双丝组织,且组织强度逐渐升高。在低应变阶段($\varepsilon=0.35 \rightarrow 0.43$),组织强度增幅较小, $\{001\}$ 组织增幅约 7.5%, $\{111\}$ 组织增幅约 8.0%,表明变形初期晶粒转动尚不充分,组织取向仍较为分散。进入高应变阶段($\varepsilon=1.15 \rightarrow 1.27$),组织强度显著增强, $\{001\}$ 组织增幅约 20.3%, $\{111\}$ 组织增幅约 22.6%,反映出持续变形促进了晶粒取向的协同转动,形成了稳定的 $\langle 001 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 双丝组织组分,同时 CDRX 过程通过亚晶旋转与合并,进一步促进了 $\langle 001 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 取向的集中,从而提升了组织强度。在足够的变形量下,在压缩变形行为产生了完全的 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 双丝组织结构等典型组分^[13,26-28],使得材料中几乎只有这两种取向的晶粒,两种取向的晶粒彼此交错。

为了揭示 $\{001\}$ 组织的形成机制,对不同应变下 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 和 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系的施密特因子(SF)进

行统计,如图 9 所示。随应变的增高均值 SF 会先降低后升高。这意味着该滑移系相对其他应变速率更难开动,致使 $\{111\}$ 组织在后续的变形中强度先减弱后增强。在低应变阶段 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 滑移系的施密特因子分布集中于 0.35~0.42 区间,平均施密特因子 $\bar{\mu}=0.42$,频率峰值略高于 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系,表明变形初期以 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 滑移系的局部激活为主,组织取向仍较为分散,对应动态再结晶的孕育阶段^[29]。随着应变增加至高应变阶段,两种滑移系的施密特因子分布均向高值区间(0.45~0.50)偏移,其中 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系的平均施密特因子提升至 0.45~0.48,频率峰值增幅更为显著,说明该滑移系逐渐成为主导激活的滑移系,驱动组织向 $\langle 111 \rangle$ 取向集中^[30]。这种滑移系激活的转变与 CDRX 的演化高度耦合,高应变下 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系的持续激活会导致晶粒发生特定的晶格旋转,这是形成强丝组织的直接晶体学原因^[31-32]。其次,该滑移系的持续开动为 CDRX 提供了充足的位错积累,这些位错在动态回复过程中通过攀移和交滑移重排为位错墙,进而形成亚晶界^[33]。随着应变进行,这些亚晶通过不断吸收新的滑移位错来增加其与周围基体的取向差,最终通过亚晶旋转机制转变为具有大角度晶界的 CDRX 晶粒^[25],最终形成取向协同的再结晶组织,这一规律与 IPF 图中观察到的组织演化特征完全一致。

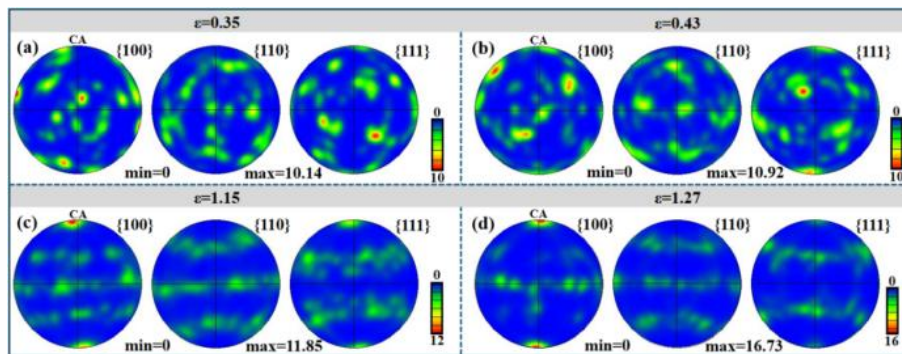


图 8 不同应变下的组织演化: a) $\varepsilon=0.35$; b) $\varepsilon=0.43$; c) $\varepsilon=1.15$; d) $\varepsilon=1.27$

Fig. 8 Texture evolution under different strains: (a) $\varepsilon=0.35$; (b) $\varepsilon=0.43$; (c) $\varepsilon=1.15$; (d) $\varepsilon=1.27$

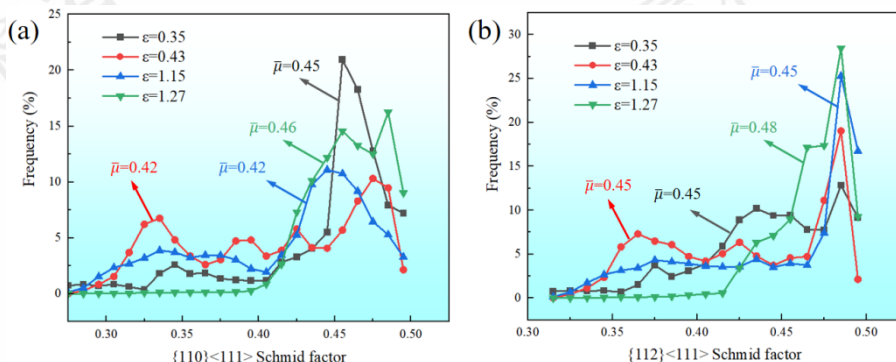


图 9 不同应变下 SF 分布频率: (a) $\{110\}\langle 001 \rangle$ 滑移系; (b) $\{112\}\langle 001 \rangle$ 滑移系

Fig. 9 Frequency distribution of SFs under different strains: (a) $\{110\}\langle 001 \rangle$ slip system; (b) $\{112\}\langle 001 \rangle$ slip system

4 结论

本文通过等温热压缩实验与 EBSD 分析,系统研究了 TB17 钛合金在 β 单相区 ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.1 s^{-1}) 热变形过程中的再结晶特征与织构演变,主要结论如下:

(1) 随着应变量增加,晶粒由等轴状逐渐拉长,取向由随机分布转变为沿压缩方向的 $\langle 001 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 双丝织构。定量分析表明,LAGBs 比例由 73.5% 降至 60.3%,GND 密度由 $4.17 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$ 显著上升至 $7.68 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$,位错在晶界附近聚集,为再结晶形核提供驱动力与形核位点。

(2) TB17 合金在 β 单相区热变形以 CDRX 为主。CDRX 沿晶界及晶内通过亚晶旋转、合并及晶界迁移形核与生长,与 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 001 \rangle$ 织构形成耦合。DDRX 仅在局部高能区域(如三叉晶界)发生,随应变增加沿晶界逐渐增多。

(3) 低应变阶段织构较弱且分散,滑移以 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 滑移系为主;高应变阶段 ($\epsilon \geq 1.15$) 形成强烈的 $\langle 001 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 双丝织构, $\{112\}\langle 111 \rangle$ 滑移系激活程度显著增强,成为主导滑移模式,推动织构取向集中并与 CDRX 过程协同演化。

(4) 在 β 单相区、较低应变速率下, TB17 合金的 DRV 较为充分,CDRX 为主要再结晶机制。通过控制变形量可有效调控 GND 密度、再结晶程度与织构类型,为优化该合金的热加工工艺、获得均匀细化的再结晶组织与理想织构提供理论指导。

参考文献 References

- [1] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143260.
- [2] Wu Chen(吴晨), Ma Bao(马保), Xiao Suntao(肖松涛), et al. *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2021, 46(11): 166.
- [3] Zheng Chao(郑超), Hu Shengshuang(胡生双), Zhu Zhishou(朱知寿), et al. *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2026, (03): 28.
- [4] Zhao Yunqin(赵永庆), Shu Yin(舒滢), Zeng Weidong(曾卫东), et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(08): 1432.
- [5] Eleti R R, Allen B, Martin B, et al. *Scripta Materialia*[J], 2024, 238: 115778.
- [6] Wang Xiaofang(王小芳). Nanjing University of Aeronautics and Astronautics(南京航空航天大学)[D], 2012.
- [7] Yang Cao(杨草), Liu Lang(刘浪), Zhang Linjia(张林嘉), et al. *Foundry Technology(铸造技术)*[J], 2025, 12: 1.
- [8] Jia J, Yang Y, Xu Y, et al. *Materials Characterization*[J], 2017, 123: 198.
- [9] Fan X G, Zhang Y, Gao P F, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2017, 694: 24.
- [10] Tu Junzhe(涂俊哲), Jia Runchen(贾润晨), Tian Miao(田淼), et al. *Foundry Technology(铸造技术)*[J], 2025, 11: 1.
- [11] Y. Yu, H. Yan, H. Zhu, J. Chen, W. Xia, Y. Sun, B. Su, Y. Deng, M. Song, *Mater. Today Commun.* [J], 2023, 34: 105255.
- [12] Ouyang Delai(欧阳德来). Nanjing University of Aeronautics and Astronautics(南京航空航天大学)[D], 2011.
- [13] Huang K E, Logé R E. *Materials & Design*[J], 2016, 111: 548.
- [14] Drury M R, Humphreys F J. *Acta Metallurgica*[J], 1986, 34(11): 2259.
- [15] Gourdet S, Montheillet F. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2685.
- [16] Yang Z, Liu H, Cui Z. *Materials & Design*[J], 2023, 225: 111508.
- [17] Liang Houquan(梁后权), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Nan Yang(南洋), et al. *Scientia Sinica(Technologica)(中国科学: 技术科学)*[J], 2014, 44(12): 1309.
- [18] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. *Metallurgical and materials transactions A*[J], 2008, 39: 1359.
- [19] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Cui Xia(崔霞), et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(02): 325.
- [20] Shimokawa T, Nakatani A, Kitagawa H. *Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics*[J], 2005, 71(22): 1.
- [21] Chen W X, Ou M G, Liu R X, Zhao Y N, Li C. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1057, 2026, 186904.
- [22] Ma H Y, Zeng W D, Kou Y Z, Zhang P H, Zhang F, Liang X B, *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 966: 171563.
- [23] Zhu Hongchang(朱鸿昌), Luo Junming(罗军明), Zhu Zhishou(朱知寿). *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2020, 48(02): 108.
- [24] Liu Xuejia(刘学佳). Shenyang University of Technology(沈阳工业大学)[D], 2024.
- [25] Despres A, Zecevic M, Lebensohn R A, et al. *Acta Materialia*[J], 2020, 182: 184.
- [26] Ji Xiaoyu(纪晓宇), Xu Jianwei(徐建伟), Zhang Yu(张宇), et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(3): 665.
- [27] Zhang Yuandong(张元东), Zhao Zhanglong(赵张龙), Cao Sheng(曹胜), et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(9): 2325.
- [28] Yang Nan(杨楠), Wang Ruiqin(王瑞琴), Shi Lichao(石立超), et

- al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 55(2): 491
- [29] Jianwei Xu, Yuan Li, Mingbing Li, Shuchang Li, Liwei Zhu, Xinnan Wang, Weidong Zeng, Heng Li, Zhishou Zhu, Deciphering the origin of microstructure dependent strength and toughness in medium-strength universal titanium alloys, *Journal of Materials Science & Technology*, 2027, 278: 164-175.
- [30] Jianwei Xu, Yuan Li, Hui Zhang, Xiaoyu Ji, Weidong Zeng, Mingbing Li, Xinnan Wang, Zhishou Zhu, Heng Li, Overcoming strength-ductility/toughness trade-off in ultra-high strength titanium alloy via fork + multi-scale structure, *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, 263: 1-15.
- [31] Sun XiaoPing(孙小平), Liu Dong(刘东), Du Yuxuan(杜予暄), et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(2): 535
- [32] Zhang Xuehua(张雪华), Zhang Lei(张雷), Li Yuluo(李育洛), et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(4): 959
- [33] Jianwei Xu, Hui Zhang, Weidong Zeng, Mingbing Li, Xinnan Wang, Zhishou Zhu, Heng Li, New insight into deformation mechanism for a low-cost titanium alloy during isothermal compression, *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1026: 180418.

Recrystallization and Texture Evolution of Ultra-High-Strength Titanium Alloys During Thermal Deformation in the β Single-Phase Region

Bo-dong Wang^{1,2}, Zhi-bo Yang^{1,2}, Hui Zhang^{1,2}, Jian-wei Xu^{1,2}, Wei-dong Zeng²

(1. Shenzhen Research Institute of Northwestern Polytechnical University, Shenzhen 518057, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: This study investigates the recrystallization behavior and texture evolution of ultra-high-strength TB17 titanium alloy during thermal deformation in the β single-phase region through isothermal hot compression experiments combined with EBSD analysis. Results indicate that as strain increases, grains gradually elongate from equiaxed shapes, while the geometric necessary dislocation density significantly rises and accumulates near grain boundaries and second-phase particles, providing nucleation driving forces for recrystallization. Dynamic recrystallization predominantly occurs as continuous dynamic recrystallization (CDRX), nucleating and growing along grain boundaries and within grains through subgrain rotation, coalescence, and grain boundary migration. Discontinuous dynamic recrystallization (DDR) occurs only at trifurcated grain boundaries and increases gradually with strain. During low strain, orientation dispersion occurs with $\{110\}<111>$ slip dominating. At high strain, a strong $<001>$ and $<111>$ twin texture forms, and the activation of the $\{112\}<111>$ slip system significantly increases, evolving synergistically with the CDRX process. Controlling deformation magnitude effectively optimizes recrystallization extent and texture type, providing theoretical basis for developing hot working processes for this alloy.

Key words: Ultra-high-strength titanium alloy; Hot deformation; EBSD; Recrystallization; Texture

Corresponding author: Xu Jianwei, Ph. D., Associate Researcher, Shenzhen Research Institute of Northwestern Polytechnical University, Shenzhen 518057, P. R. China, E-mail: jianwei_xu@nwpu.edu.cn