

# 热轧变形量对 Ti551 合金再结晶与 织构演化的影响

王云峰<sup>1</sup>, 罗晋如<sup>2,3\*</sup>, 郭逸丰<sup>3,4\*</sup>, 王岳乾<sup>3</sup>, 岳俊英<sup>2,4</sup>, 伍进豪<sup>2</sup>

(1. 燕山大学, 河北 秦皇岛 066000; 2. 北京科技大学, 北京 100083; 3. 集萃新材料研发有限公司, 江苏 苏州 215100;  
4. 苏州国家实验室, 江苏 苏州 215000)

**摘要:** 热轧作为典型的形变处理环节, 轧制过程织构的演变是影响钛合金强塑性的关键。Ti-5.3Al-1.5Mo-1Zr-1Cr-1V-1Sn-0.1O-0.15Fe (Ti551) 合金是服役于深海环境的中强高韧新型材料, 目前其在轧制过程的织构演变规律尚不明确。以 Ti551 锻坯为研究对象, 在近  $\beta$  转变温度 ( $T_{\beta}$ , 950 °C) 条件下进行 5%、10%、30%、50% 不同变形量的热轧试验, 通过电子背散射衍射 (EBSD) 定量分析低角度晶界、晶粒平均定向伸展及  $\alpha$  相 {0001} 织构演化。结果表明: 以退火态 (变形 0) 为基准, 累积压下率从 0 增加到 30% 时, 再结晶与应变释放区域面积分数由约 55% 降至 36%, 随着变形量进一步提升至 50%, 再结晶分数几乎不变; 其次, 热轧后组织形成基面织构, 但其整体强度随变形量增加而降低 (峰值下降并趋于弥散)。上述规律表明: 在近  $T_{\beta}$  条件下, 轧制方向与锻坯主织构方向垂直时, 较高累积压下率更有利于削弱基面织构并促使取向峰弥散, 为获得取向团簇尺度更小、组织更均匀的网篮组织提供了终轧变形量选择依据。

**关键词:** Ti551; 热轧; 再结晶; 织构

中图分类号: TG339

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)02-0063-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.008

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音  
与作者互动  
聊科研

## The influence of hot rolling deformation on recrystallization and texture evolution of Ti551 alloy

WANG yunfeng<sup>1</sup>, LUO jinru<sup>2,3\*</sup>, GUO yifeng<sup>3,4\*</sup>, WANG yueqian<sup>3</sup>, YUE junying<sup>2,4</sup>, WU jinhao<sup>2</sup>

(1. Yanshan University, Qinhuangdao 066000, Hebei, China; 2. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 3. JITRI Advanced Materials R & D Co, Suzhou 215100, Jiangsu, China; 4. Suzhou National Laboratory, Suzhou 215000, Jiangsu, China)

**Abstract:** As a representative thermomechanical processing step, hot rolling can generate texture evolution that is critical to the strength-ductility synergy of titanium alloys. Ti551 is a newly developed medium-strength, high-toughness alloy designed for deep-sea service; however, its texture-evolution behavior during rolling remains unclear. In this work, Ti551 as-forged billets were hot rolled at near  $\beta$ -transus temperature region ( $T_{\beta}$ , 950 °C) with reductions from 5% to 50%. Electron backscatter diffraction (EBSD) was used to quantitatively analyze the fractions of low-angle grain boundaries (LAGBs), grain

收稿日期: 2026-01-20; 修回日期: 2026-03-05; 接受日期: 2026-03-11

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2024YFB3714200); 国家自然科学基金 (52171052)。

作者简介: 王云峰, 2000 年出生, 男, 山东青岛人, 学士, 主要研究方向为钛合金热处理与变形过程变体选择与各向异性, E-mail: 1652573456@qq.com; \* 通信作者: 罗晋如, 1984 年出生, 女, 湖北荆州人, 博士, 主要研究方向为金属塑性变形孪生/相变机理, E-mail: luojinru@ustb.edu.cn; \* 通信作者: 郭逸丰, 1990 年出生, 河南驻马店人, 博士, 副研究员, 主要围绕特种合金均质化制备方向开展应用基础研究工作, E-mail: guoyf@szlab.ac.cn。

orientation spread (GOS) and the evolution of  $\alpha$  {0001} texture. The results show that, taking the annealed condition (0 reduction) as the reference, when the cumulative reduction increases from 0 to 30%, the area fraction of recrystallized/strain-relieved regions decreases from ~55% to ~36%, and remains nearly unchanged as the reduction is further increased to 50%. In addition, hot rolling develops a basal texture, but its overall intensity decreases with increasing reduction (i.e., the peak intensity drops and the texture becomes more diffuse). These finds indicate that under near  $T_\beta$  condition, when the rolling direction is perpendicular to the dominant texture direction of the forged billet, a higher cumulative reduction is more effective in weakening the basal texture and dispersing the orientation peaks. This can help select the final-pass reduction to obtain a basketweave microstructure with smaller orientation-cluster length scales and improved microstructural uniformity.

**Key words:** Ti551; hot rolling; recrystallization; texture

## 0 引言

近  $\alpha$  钛合金凭借低密度、高比强度及优良的高温性能及耐腐蚀性能等优势,被广泛应用于航空航天及深海领域<sup>[1]</sup>。Ti-5.3Al-1.5Mo-1Zr-1Cr-1V-1Sn-0.1O-0.15Fe(Ti551)作为一种新型近  $\alpha$  钛合金,兼具中强高韧的力学特性,能够有效克服深海环境中高压、低温、高盐腐蚀<sup>[2]</sup>以及交变载荷<sup>[3]</sup>带来的材料失效问题,在深海探测装备、海底资源开发装置等关键部件的制造中展现出巨大的应用潜力。织构是影响其力学性能<sup>[4]</sup>与耐腐蚀性能的核心因素之一,不仅能够强化合金的抗塑性变形能力<sup>[5]</sup>,还可通过调控晶界与位错的分布状态,显著提升其在苛刻介质中的耐蚀性与抗疲劳性能。热轧工艺是调控钛合金织构的重要手段,近  $\alpha$  钛合金的组织与织构对热加工工艺参数极为敏感,其服役性能往往受制于轧制过程中晶粒取向、相变行为及第二相分布的协同调控效果。针对 Ti551 合金,目前关于热轧工艺对其织构演化机制的系统性研究仍较为匮乏。

在热变形过程中,对织构的调控主要体现为位错累积、动态回复(DRV)、(局部)动态再结晶(DRX)的多因素耦合的复杂关系,并通过晶界类型、取向梯度与再结晶进行判断<sup>[6]</sup>。已有研究围绕不同体系与工艺条件对组织细化<sup>[7]</sup>与织构演化开展了大量工作,例如在  $\alpha+\beta$  合金中讨论热轧变形量对晶体取向与织构组分的影响<sup>[8]</sup>,在 TC21 等合金中系统揭示热轧及后续退火过程中的回复/再结晶行为及其对组织均匀性的作用<sup>[9]</sup>,并在多种近  $\beta$  或  $\beta$  合金中给出热轧织构形成机理与再结晶路径<sup>[10-12]</sup>。此外,多尺度模拟与晶体塑性建模工作进一步强调了变形程度、初始温度与局部应变集中对亚结构形成与再结晶启动位置的控制作用<sup>[13]</sup>。

除此之外,也有研究人员<sup>[14]</sup>通过调控变形温度与变形量以调控网篮组织的性能。网篮组织主要依赖于在  $\beta$  转变温度( $T_\beta$ )附近及以上热变形形成,相较于钛合金其他组织,网篮组织具有较好的强韧性匹配。ZHANG 等<sup>[15]</sup>基于 TC16 成分体系的网篮组织,通过室温旋压实现了钛合金的强塑性协同突破。但是,针对 Ti551 合金在不同退火温度与终轧变形量条件下的系统对比仍相对不足,尤其是实际终轧道次中具有代表性的小变形量(如 5%)。不当的终轧变形量可能会对织构起到加强的作用。

基于此,为形成典型的网篮组织,以 Ti551 合金为研究对象,在 950 °C 近  $T_\beta$  条件下实施不同热轧变形量(5%~50%)试验,并引入锻态与 950 °C 退火态作为基准态。通过电子背散射衍射(EBSD)对晶界错配角分布、核平均错配角(KAM)与平均定向伸展(GOS)参数以及  $\alpha$  相 {0001} 极图的协同分析,阐明了近  $T_\beta$  热轧变形量对亚结构累积、局部再结晶行为与基面织构演变的内在关联,为海洋工程用近  $\alpha$  钛合金的热轧组织与性能协同提供组织学依据。

## 1 试验方法

试验使用的材料是 Ti551 新型近  $\alpha$  钛合金,化学成分见表 1。该材料是以海绵钛为原料,经过真空自耗熔炼、铸造及热锻得到的锻坯。使用金相法测得材料的  $T_\beta$  为(955±5) °C。对得到的锻坯首先进行 950 °C 的退火热处理,升温速率设置为 5 °C/min,为保证退火充分,需在变形温度下保温 30 min 后进行热轧,热轧方向如图 1 所示。轧制总变形量分别为 5%、10%、30% 和 50%,变形量 5% 及 10% 板材为单道次轧制;总变形量 30% 板材通过两道次轧制,每道次变形量分别为 20% 及 12.5%;总变形量 50%

板材通过两道次轧制, 每道次变形量分别为 20% 及 37.5%, 每道次之间不回火; 轧制速度为 1 m/s; 冷却方式采取空冷, 试样取样位置选择在轧板中心处, 选取 RD-ND 面作为显微组织观察面。

**表 1 Ti551 化学成分**

**Table 1 Chemical composition of the Ti551 alloy %**

Al	Mo	Zr	Cr	V	Sn	O	Fe
5.27	1.48	1.06	0.94	0.98	1.05	0.12	0.15

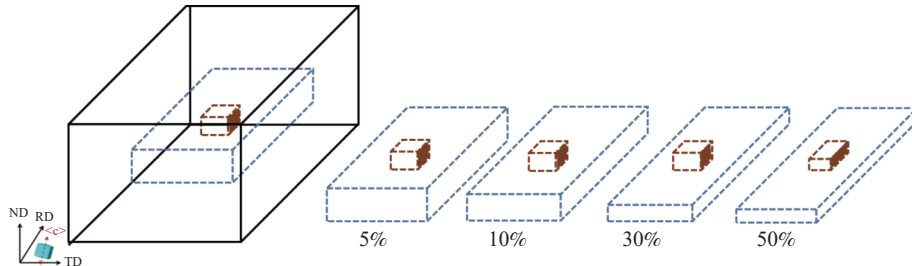


图 1 热轧取样示意

Fig. 1 Schematic diagram of hot-rolling sample

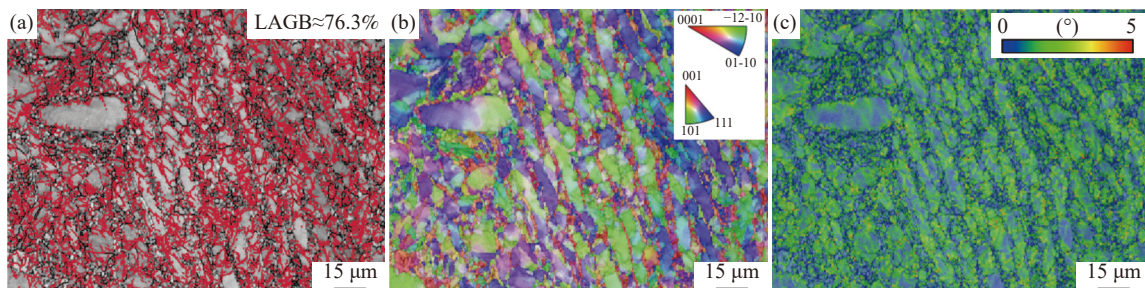
显微组织表征采用 G300 场发射扫描电子显微镜 (FESEM), 并配备 EBSD 探测器, 步长为 0.5 μm。数据采集与分析使用 Aztec 软件进行。

## 2 试验结果

### 2.1 锻坯的初始组织

图 2 为该合金在 920 °C 热锻后的初始组织形貌。组织以大量的等轴及条带状初生 α 相 (α<sub>p</sub>) 为主, 含有少量的次生 α 相 (α<sub>s</sub>), α 相占比为 83.3%, 为典

型的等轴组织。如图 2(a) 所示, GB 分布图总体以低角度晶界 (LAGB) 为主, 且在晶内呈密集网络状分布, 分数约为 76.3%, 而 >15° 高角度晶界 (HAGB) 相对较少, 表明组织内部存在大量亚晶界。IPF 图如图 2(b) 所示, α<sub>p</sub> 相内取向变化相对连续, 而带间存在明显取向突变, 同时可见少量取向相对一致的块状区域, 显示出带状微结构特征。KAM 图如图 2(c) 所示, 初始状态应力集中较大, 高密度的亚晶界使得 KAM 值在 α<sub>p</sub> 相内及其两相交汇处附近偏高。



(a) GB 图; (b) IPF 图; (c) KAM 图

图 2 热锻后组织形貌

Fig. 2 Microstructural characterization of samples after hot forging

### 2.2 950 °C 退火后组织形貌

图 3 是经 950 °C 保温 30 min 空冷后的 EBSD 结果。组织以交叉片层 α<sub>s</sub> 为主, 仅残留少量等轴 α<sub>p</sub>, α 相含量占比为 98.5%, 表现为近 β 退火后的典型双态组织。如图 3(a) 所示, GB 分布图显示 LAGB 显著减少, 分数仅约 6.4%, 主要在 α 集束的交汇处分布, 主体以高角度晶界为主; 与热锻态 LAGB ≈ 76.3%、晶内由密集 LAGB 网络广泛切分的特征相比, 退火后晶内亚结构显著弱化。据研究, 在 β 向 α 相变过程中, 受 Burgers 取向关系影响, 导致 α<sub>s</sub> 相晶界成特殊角度, 这使得低角度

晶界减少<sup>[16]</sup>。IPF 图如图 3(b) 所示, 呈现明显的取向相同区域。相较于热锻态, 退火态的取向分布更多表现为片层束内取向相对一致、不同取向块之间界面分隔明显。KAM 图如图 3(c) 所示, 整体以低值为主, 仅在片层交汇及局部界面附近出现零星中高 KAM 值区域; 相比之下, 热锻态 KAM 在取向分带及其边界处呈连续条带分布, 局部错配更为显著。上述退火后 LAGB 显著下降、KAM 整体降低的变化趋势与 WANG 等<sup>[17]</sup> 在研究 TC21 退火与热轧时组织演变过程中, 在近 β 退火时 LAGB 占比骤降的观察结果一致。

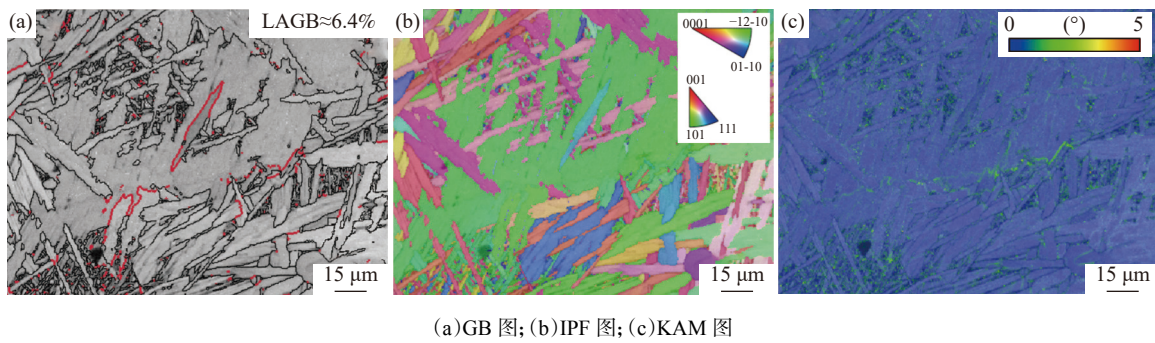
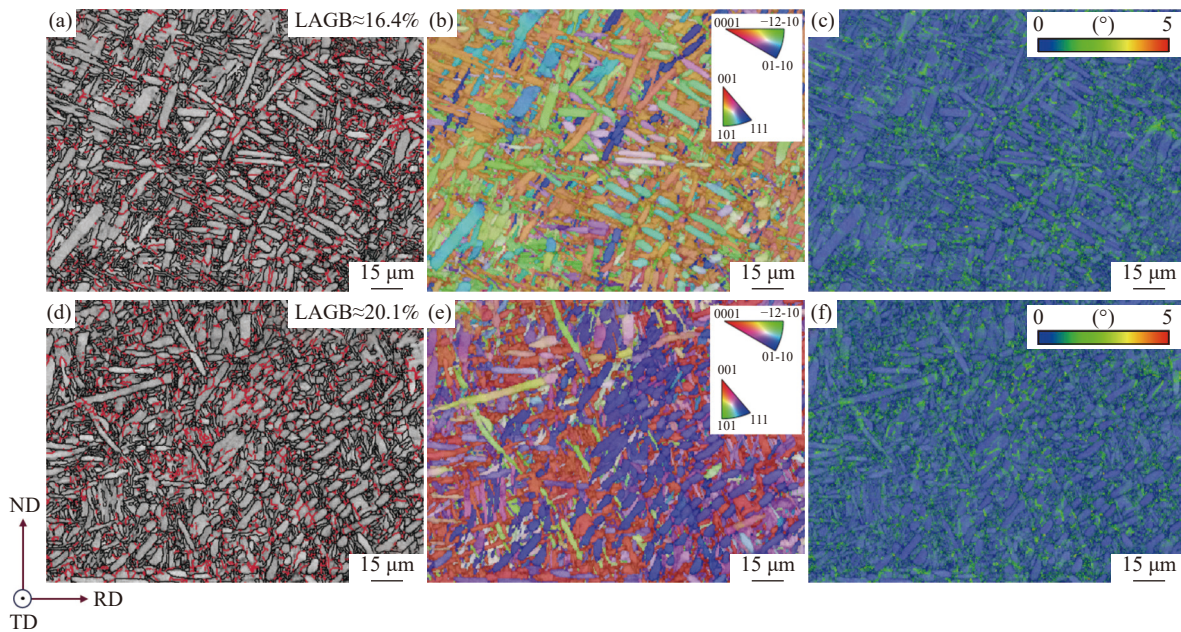


图 3 950 °C 退火后组织形貌

2.3 950 °C 热轧后组织形貌

图 4 (a) ~ (c) 为 950 °C 热轧变形 5% 的 EBSD 结果。组织以交叉片层  $\alpha_s$  为主, 且  $\alpha_s$  在轧制力的作用下呈现破碎状, 未观察到  $\alpha_p$  相,  $\alpha$  相含量占比为 99%, 为典型的网篮组织。如图 4(a)GB 分布图所示, LAGB 已开始 在破碎的片层束内部呈网状分布, 约为 16.4%, 相较于 950 °C 退火态 LAGB 明显升高,

表明在退火态以回复为主、晶内亚结构较弱的基础上, 小变形量能引入大量的亚晶界与取向梯度。IPF 图中大部分  $\alpha$  集束取向相对一致, 在片层交汇区及局部束  $\alpha_s$  取向发生转变, 这可能与  $\beta$  晶粒冷却过程中相变体选择有关; 对应的 KAM 图仍以低值为主, 较高 KAM 主要沿片层交汇处及部分界面分布, 相较于退火态, 应力集中程度明显增加。



变形 5%:(a)GB 图,(b)IPF 图,(c)KAM 图; 变形 10%:(d)GB 图,(e)IPF 图,(f)KAM 图

图 4 950 °C 热轧变形 5%、10% 后的组织形貌

图 4 (d) ~ (f) 为 950 °C 热轧变形 10% 的 EBSD 结果。组织仍以破碎的交叉片层  $\alpha_s$  为主, GB 分布图中 LAGB 在  $\alpha$  集束内部更为连续, 在多集束相交位置呈现更密集的亚结构, 其占比进一步升高, 约为 20.1%; IPF 图中  $\alpha$  集束取向一致更为突出, 且取向差异更清晰。KAM 图中绿色区域的数量增加, 这意味着随变形量增加, 晶内取向梯度与储存能进

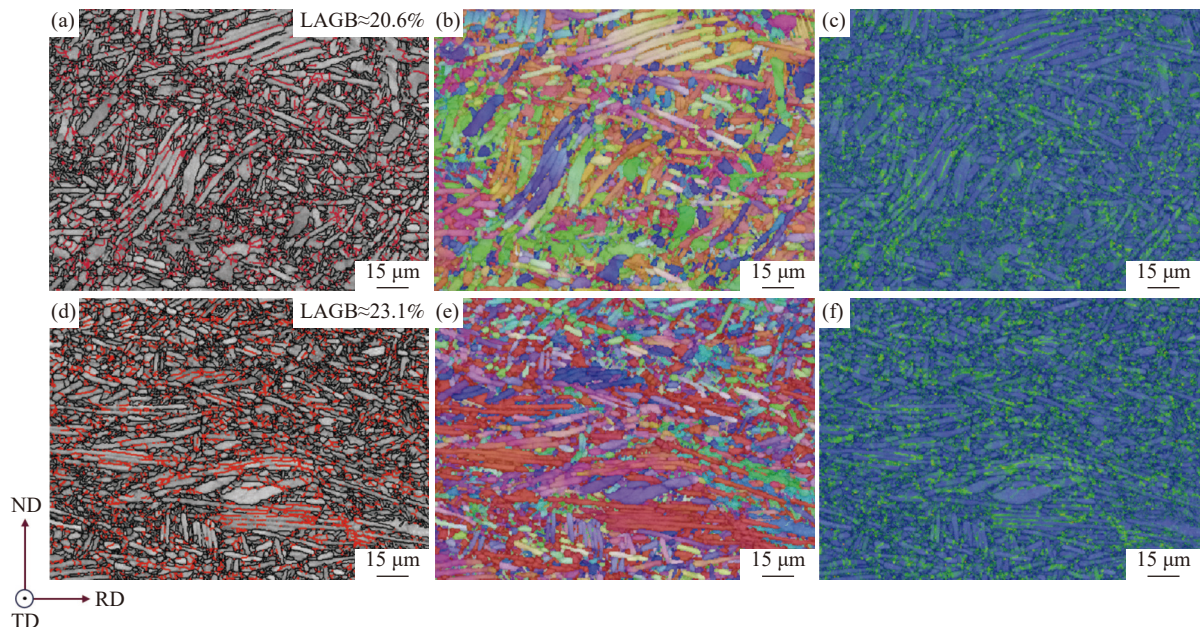
一步累积。研究<sup>[10]</sup>指出, 在片层/界面约束较强的早期变形阶段, 局部高 KAM 往往对应应变集中与亚晶细化, 并可能表现为以 LAGB 累积为主而 HAGB 形成受限的过渡特征; 同时, 片层组织在热变形中可通过回复/再结晶引入亚晶界, 或在剪切作用下形成大角度晶界, 并推动片层分割演化。

图 5(a) ~ (c) 为 950 °C 热轧变形 30% 后的 EBSD

结果。GB 分布图中 LAGB 在片层集束内部呈连续网状分布, 约为 20.6%, 相较于低应变组织有所提升。IPF 图如图 5(b) 所示, 组织仍以交错  $\alpha$  集束为主, 一部分  $\alpha$  集束沿 RD 方向集中生长, 而垂直于 RD 方向的  $\alpha$  集束在轧制的作用下发生折弯; 相比 5% 时取向更为离散, 10% 时仅局部形成取向团簇, 30% 状态的集束特征更为明确。如图 5(c) KAM 图所示, 高 KAM 区域沿  $\alpha$  集束边界及交汇处分布并具有更好的连通性; 相较 5% 与 10% 状态以点状为主的分布特征, 30% 时 KAM 的空间连续性进一步增强。

图 5(d)~(f) 为 950 °C 热轧变形 50% 后的 EBSD 结果。经过热轧后, 不同轧制变形量下,  $\alpha$

相含量稳定在 99% 左右。GB 分布图中 LAGB 分布更为密集, 占比约为 23.1%, 较 30% 进一步升高, 此时晶内亚结构细化程度进一步增加。IPF 图如图 5(e) 所示,  $\alpha$  板条束方向主要沿着 RD 方向且在 RD 方向被拉长, 形成更连续的取向一致区域; 与其余相比, 这种沿 RD 的取向连续性更明显。KAM 图如图 5(f) 所示, 高 KAM 区域的面积分数继续提高, 并沿 RD 方向的  $\alpha$  集束界面富集。总体而言, 随变形量由 5%、10%、30% 提高至 50%, 组织表现为 LAGB 比例逐步升高、 $\alpha$  集束方向沿 RD 方向分布以及 KAM 由点状向网状演变的特征, 为后续讨论中再结晶启动位置、晶界类型转化及组织演变提供了直接的对比依据。



变形 30%:(a)GB 图,(b)IPF 图,(c)KAM 图; 变形 50%:(d)GB 图,(e)IPF 图,(f)KAM 图

图 5 950 °C 热轧变形 30%、50% 后的组织形貌

Fig. 5 Microstructural characterization of samples after hot rolling at 950 °C with different reductions

### 3 讨论

#### 3.1 不同工艺对再结晶行为的影响

依据 EBSD 的 GOS (Grain Orientation Spread) 图(图 6), 将  $GOS < 2^\circ$  的区域判定为再结晶与应变释放区域, 并对不同状态的  $GOS < 2^\circ$  的区域面积分数进行对比统计。一般而言, 动态回复(DRV)主要对应位错攀移/交滑移促使位错重排并形成的 LAGBs, 而动态再结晶(DRX)则体现为亚晶旋转与扩散促使 LAGBs 向高角度晶界(HAGBs)转化并发生取向重置。从各状态 GOS 图的颜色分布可以看

出, 锻态以高 GOS 条带为主, 蓝色比例较低(约 11%), 表明锻造后晶内取向弥散与储存能处于较高水平, 组织以变形亚结构富集为主, DRX 应变释放区域有限; 退火态蓝色显著增加(约 55%), 说明退火有效降低晶内取向弥散并实现应变释放, 为后续热轧提供了低储能基底。

当引入变形量后, 蓝色面积分数较退火态下降并随变形量增加而趋于稳定(由变形量 5% 的 42% 降至变形量 10% 的 38%, 在变形 30% 及 50% 稳定在 36%), 同时高 GOS 区域逐步呈条带状并沿 RD 方向伸展, 应变与储存能在变形带集中。结合上述

结果的描述,5%变形(图6(c))阶段,绿色中等GOS区主要以网状或短条带形式分布在片层交汇与界面附近,而红色高GOS区相对有限,说明该阶段DRV主导的亚晶形成以取向渐变累积为主,尚未出现大范围取向重置。随着变形量提高至10%(图6(d))与30%(图6(e)),绿色与红色区域的连通性增强,并在局部形成更连续的条带,这意味着储存能进一步累积并开始向晶界、剪切带等高能位置集中,此时DRX更倾向在晶界、剪切带与变形带优先生长,其

中晶界附近更易触发不连续动态再结晶(DDR),而剪切带内更易通过DRV促进细长亚晶形成并推动连续动态再结晶(CDRX)。当变形量增至50%(图6(f))时,可见局部出现更强烈、连续的红色高GOS带,说明高应变诱导出现高储存能区,然而,蓝色DRX区仍与绿色中等GOS亚结构区大范围共存,说明在界面约束与钉扎作用存在时,晶界迁移与LAGB向HAGB的充分转化可能受到限制,因此未出现均匀的完全再结晶。

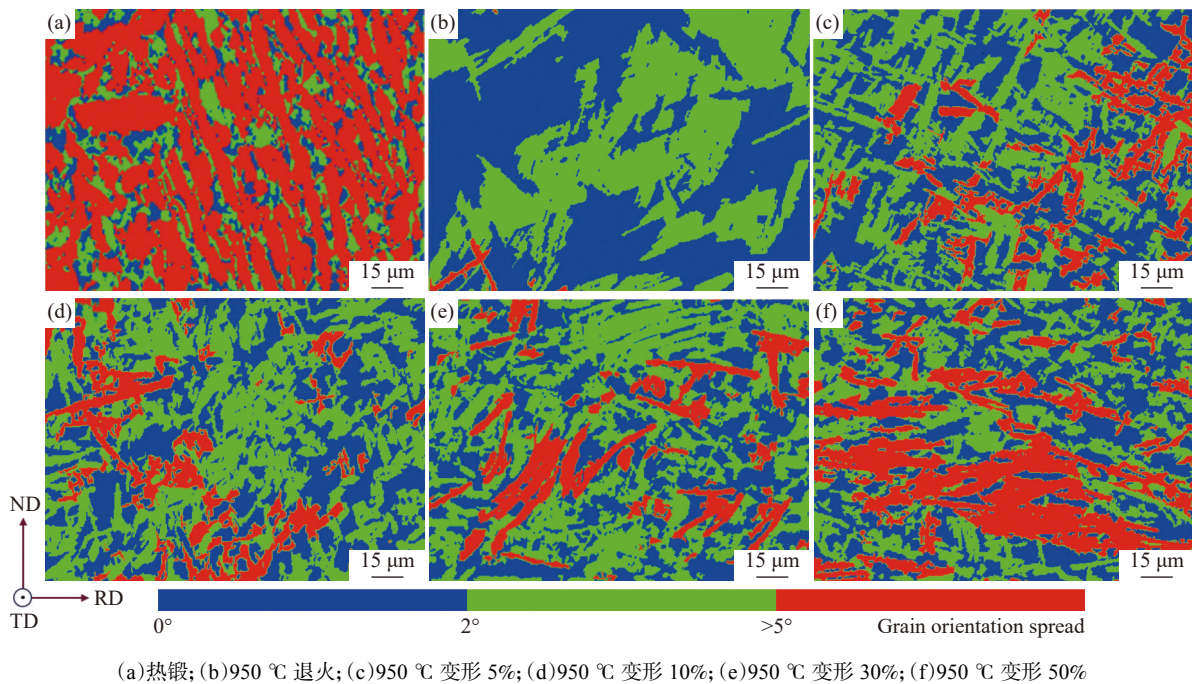


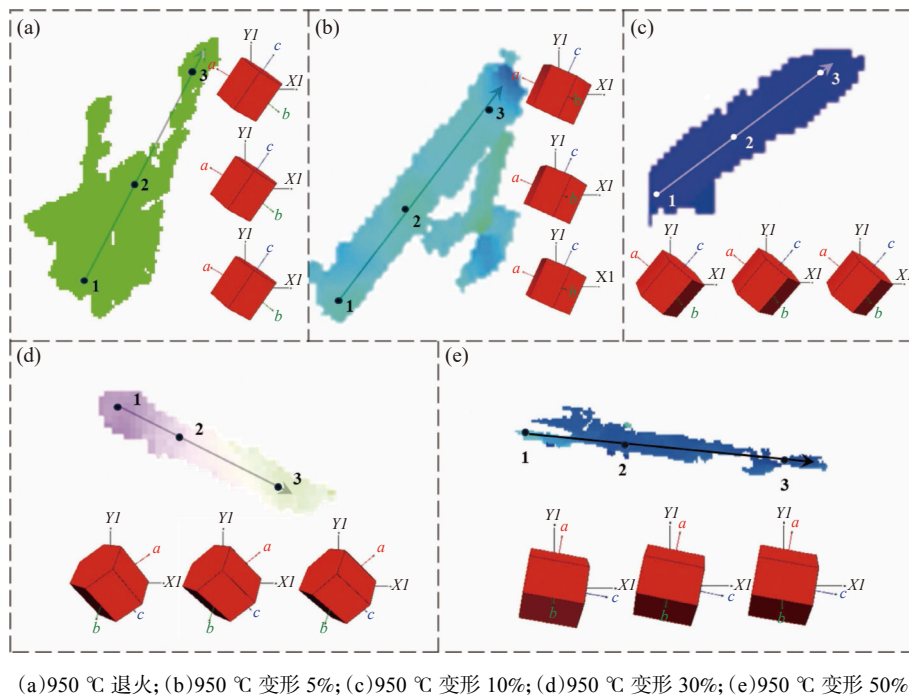
图6 不同工艺状态下的GOS分布图  
Fig. 6 Grain orientation spread (GOS) distributions of samples after processing under different processing conditions

对退火态及不同变形量下选取的再结晶晶粒(GOS < 2°)沿晶粒长轴取点进行取向观察,结果如图7所示。由图7可知,退火态再结晶晶粒内部取向整体较为均一,晶内取向变化幅度很小,说明退火后晶粒处于低储存能与取向稳定状态;当引入小变形量(5%与10%)后,尽管所选晶粒仍满足低GOS判据,但在晶粒内部已出现可辨识的取向逐步偏转,说明该阶段以DRV主导的亚晶形成与晶格旋转累积。随着变形量提高至30%和50%,晶粒内部取向梯度的空间连续性更为明显,局部取向偏转幅度增大。总体而言,该取向演化表明低GOS晶粒在近 $T_{\beta}$ 热变形中经历DRV诱导的亚晶旋转累积到局部DRX驱动的取向重排的渐进过程,且在 $\alpha/\beta$ 界面约束与钉扎作用下取向重置可能呈阶段性不完全,从而表现为

再结晶晶粒内部仍保留一定取向梯度。

### 3.2 不同工艺对织构的演变

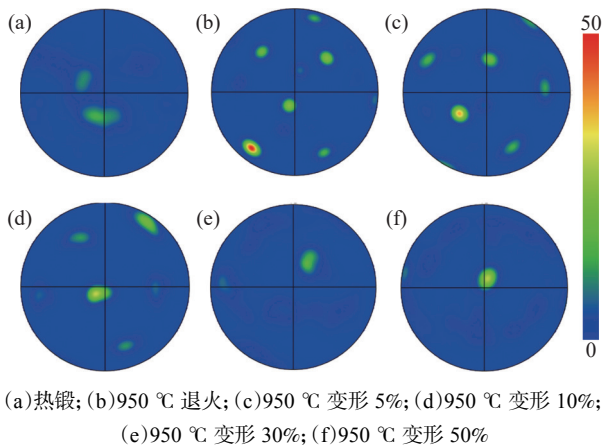
图8为不同状态下 $\alpha$ 相{0001}极图。锻态(图8(a))仅出现弱的弥散增强区,说明锻后组织取向沿{0001}极点分布较分散、基面织构强度有限,但织构方向与TD方向平行;经950 °C退火后(图8(b)),极图中出现多个离散峰且局部峰值明显升高,这主要是由于在 $\beta$ 向 $\alpha$ 相变过程中遵循Burgers取向关系,析出特定角度的 $\alpha$ 变体,从而总体上呈现出较强的取向集中;而局部峰值明显高于其他峰,这可能与相变过程的变体择优有关。另外,值得注意的是轧制方向与极图所显示的织构方向垂直,这使得在轧制过程中会对基面织构进一步调整,也有研究表明在靶材轧制制备过程中多向轧制会有效改善织构分布<sup>[18]</sup>。



(a)950 °C 退火; (b)950 °C 变形 5%; (c)950 °C 变形 10%; (d)950 °C 变形 30%; (e)950 °C 变形 50%

图 7 不同工艺状态下的局部晶粒取向

Fig. 7 Local grain orientation maps of sample after processing under different processing conditions



(a)热锻; (b)950 °C 退火; (c)950 °C 变形 5%; (d)950 °C 变形 10%; (e)950 °C 变形 30%; (f)950 °C 变形 50%

图 8 不同工艺状态下的  $\alpha$  相 {0001} 极图

Fig. 8  $\alpha$  {0001} pole figures of sample after processing under different processing conditions

热轧后(图 8(c)~(f)) {0001} 极图由退火态的多峰特征发生再分配,这意味着在轧制力的作用下  $\alpha$  板条的取向关系不单由 Burgers 取向关系调控。在 5%(图 8(c))和 10%(图 8(d))小变形阶段,极图仍保留较强离散峰组分,但峰形出现一定展宽与峰位偏移,反映该阶段以 DRV 主导的晶格旋转与亚晶形成为主,导致原有织构组分发生旋转演化,而尚未出现由大比例取向重置引起的明显随机化。随着变形量提高至 30%(图 8(e))和 50%(图 8(f)),极密度峰的分布进一步发生重排,变形带/剪切带与晶界等高储能区域更易触发 DRX,使部分新生晶粒取向更

离散,从而取向变得弥散;同时,在  $\alpha/\beta$  界面约束与取向相关性仍然存在的条件下,再结晶并不必然导致织构单调弱化,局部仍可能通过取向选择与继承形成相对集中的优势峰。

综上所述,在轧制方向与锻坯主织构方向垂直的条件下,轧制初期即可对原有取向集束产生显著的切向重排;随累计压下率增加, {0001} 织构持续弱化并弥散,取向团簇特征尺度逐步细化。与此同时,再结晶/应变释放区(如 GOS < 2°)在较高变形后趋于平稳,表明仅靠进一步增大压下率难以获得增益。因此,在实际生产中,可通过该轧制方法在中高压下率调控取向的均匀性与集束细化,减小各向异性的可能性。

### 4 结论

以 Ti551 为研究对象,通过热轧变形量调控网篮组织的织构分布情况。揭示在热轧过程中回复与再结晶过程对织构演化的影响。

1) 热锻后的基准组织为等轴组织,  $\alpha$  相含量占比为 83.3%,在经过 950 °C 退火后变为典型双态组织,  $\alpha$  相含量占比增加至 98.5%,引入热变形后组织变为网篮组织,  $\alpha$  相含量占比稳定为 99%。

2) 近  $T_\beta$  条件下体系呈 DRV 主导的亚结构区与局部 DRX 并存的阶段性特征,退火态再结晶区域

约 55%, 热轧后再结晶区域降至 36% 并趋于稳定。

3) 在轧制方向与织构方向垂直的情况下, 织构演变受 DRV 晶格旋转与 DRX 取向重置协同控制。初始锻态试样呈现基面织构, 经退火后呈现多峰集中的基面织构, 且织构强度变高, 在经过热轧后阶段基面织构的强度随变形量的增加而减弱, 且峰分布

逐渐弥散。

4) 从组织-织构调控角度, 垂直锻坯主织构方向轧制能够促进亚结构向更稳定晶界结构转化与取向重排, 从而获得更均匀细化的  $\alpha$  集束与更弱的基面织构, 为强塑性协同与各向异性降低提供组织学基础。

## 参考文献

- [1] HE W X, LUAN C, HE C W, *et al.* Effect of heat treatment temperatures on the microstructure and mechanical properties of marine engineering titanium alloy ring components[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 39: 3444-3455.
- [2] SU B X, WANG B B, LUO L S, *et al.* Tuning microstructure and improving the corrosion resistance of a Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy via solution and aging treatments[J]. *Corrosion Science*, 2022, 208: 110694.
- [3] YANG J Y, SONG Y W, DONG K H, *et al.* Research progress on the corrosion behavior of titanium alloys[J]. *Corrosion Reviews*, 2023, 41(1): 5-20.
- [4] ZHAO Z B, ZHANG B H, SUN H, *et al.* Influence of globularization process on local texture evolution of a near- $\alpha$  titanium alloy with a transformed microstructure[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, 54(7): 2849-2857.
- [5] WANG B S, LIU H M, ZHANG Y G, *et al.* Effect of grain size on twinning behavior of pure titanium at room temperature[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 827: 142060.
- [6] KOU H C, CHEN Y, TANG B, *et al.* An experimental study on the mechanism of texture evolution during hot-rolling process in a  $\beta$  titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 603: 23-27.
- [7] ZHOU B X, YANG R, WANG B S, *et al.* Twinning behavior of pure titanium during rolling at room and cryogenic temperatures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 803: 140458.
- [8] REN Z, WANG K, XIN R L, *et al.*  $\beta$  Grain evolution and static recrystallization mechanism during hot rolling and annealing of Ti-35421 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(11): 9481-9491.
- [9] LI H H, WANG K, XIN L P, *et al.* Effect of hot rolling and annealing on phase component, recrystallization, and mechanical properties of TC21 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(3): 2496-2508.
- [10] LIU X, YU D H, FAN Q B, *et al.* Influence of hot rolling and heat treatment on the microstructural evolution of  $\beta$ 20C titanium alloy[J]. *Materials*, 2017, 10(9): 1071.
- [11] YANG Q Y, MA M, TAN Y B, *et al.* Microstructure and texture evolution of TB8 titanium alloys during hot compression[J]. *Rare Metals*, 2021, 40(10): 2917-2926.
- [12] LI J, DONG R F, KOU H C, *et al.* Texture evolution and the recrystallization behavior in a near  $\beta$  titanium alloy Ti-7333 during the hot-rolling process[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 109999.
- [13] LI H W, SUN X X, YANG H. A three-dimensional cellular automata-crystal plasticity finite element model for predicting the multiscale interaction among heterogeneous deformation, DRX microstructural evolution and mechanical responses in titanium alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2016, 87: 154-180.
- [14] YANG J, HUANG S S, WANG Q, *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.
- [15] ZHANG J M, YE Y Q, CHEN F, *et al.* Room-temperature spinnability and strength-ductility synergy of thin-walled Ti-3Al-4Mo-4V-1Nb-1Sn alloy tube[J]. *Rare Metals*, 2025, 44(12): 11006-11014.
- [16] GAO P F, FU M W, ZHAN M, *et al.* Deformation behavior and microstructure evolution of titanium alloys with lamellar microstructure in hot working process: A review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 56-73.
- [17] WANG K, WU M Y, YAN Z B, *et al.* Microstructure evolution and static recrystallization during hot rolling and annealing of an equiaxed-structure TC21 titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 752: 14-22.
- [18] BEYERLEIN I J, MARA N A, BHATTACHARYYA D, *et al.* Texture evolution via combined slip and deformation twinning in rolled silver-copper cast eutectic nanocomposite[J]. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27(1): 121-146.