

Ti750s 钛合金板材轧制过程中的微观组织与织构演变研究

岳旭^{1,2,3} 陈志勇^{1,2} 王清江^{1,2} 高文柱³

(1 中国科学技术大学 材料科学与工程学院 沈阳 110016

2 中科院金属研究所 沈阳 110016

3 新疆湘润新材料科技有限公司, 新疆 哈密 839100)

摘要: 本文以近 α 型高温钛合金 Ti750s 为研究对象, 通过多火次换向轧制制备 1.5 mm 薄板, 采用 SEM 和 EBSD 系统研究了轧制变形过程中微观组织及晶体学织构的演变规律, 重点分析了组织转换机制及晶界特征演化。结果表明, 11.5 mm 轧态板材呈现 {0001} // TD 型 T 织构, 其形成归因于 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中应力诱发的变体选择, $60^\circ/90^\circ$ 大角度晶界占比达 31%, 高温动态回复使位错密度较低。换向轧至 5.2 mm 后, 变形温度降低促使 α 相成为主导变形相, 组织转变为 {0001} // ND 型 B 织构, 小角度晶界占比显著升高。二次换向轧至 1.5 mm 后, 应力状态改变再次驱动变体选择, B 织构消失、T 织构恢复, 70% 大变形的破碎作用使晶粒显著细化。不同织构状态下滑移模式的 GSF 分析表明, T 织构板材以柱面滑移为主导, B 织构板材则呈现基面滑移与柱面滑移的协同开动。本研究揭示了换向轧制过程中应力状态变化驱动的组织可逆转变机制, 为 Ti750s 合金薄板的织构调控提供了理论依据。

关键词: Ti750s 合金; 显微组织; 织构; 位错密度

中图分类号: TG339 **文献标识码:** A **文章编号:**

随着我国航空事业和材料科学与快速发展, 应用于航空航天材料性能要求逐渐变高, 特别是航空航天发动机材料, 高的推重比和工作效率可以极大地提高飞行器的运载能力、续航能力和经济适用性, 采用密度小、性能优异的高温结构材料也已经成为国内外研究和探索的重点和热点之一^[1-2]。钛合金因其优异的比强度、良好的高温性能在航空航天领域得到广泛应用^[3]。

Ti750s 合金是中科院金属研究所研制的一种近 α 的新型高温钛合金, 其短时使用温度可以达到 750 °C。该合金的合金体系为 Ti-Al-Sn-Zr-Nb-W-Si, 其中 W 元素的加入可以提高材料的高温性能, Si 元素的加入可以导致 Ti₅Si₃ 相的析出强化 α 合金, 同时提高合金的抗蠕变性能, 而 Zr 可以使细小的硅化物析出相均匀分布, 它和 Nb 都可以改善合金的加工性能, 合金的 Al 当量也有所提高, 在一定温度下基体中会有大量 Ti₃X (Al、Sn 等) 等有序相析出, 通过控制这些有序相的析出量和分布可以在保持合金良好塑性的同时提高其高温强度。

目前, 高温钛合金的长时间服役温度已从 350 °C 提升至 600 °C。世界上成熟应用的高温钛合金最高使用温度约为 600 °C, 典型牌号包括美国的 Ti-1100、英国的 IMI834 和 IMI829、俄罗斯的 BT18Y 及 BT36 等。这些合金已在航空发动机压气机盘、叶片等关键部件

中获得了长期服役验证。其中, Ti-1100 的名义成分为 Ti-6Al-2.8Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si, IMI834 为 Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si, 长期使用温度均为 600 °C 左右。近年来, 为满足 600 °C 以上更高温度的使用需求, 国内外相继开发了 650 °C 级近 α 钛合金, 如美国的 Ti-6242S 及中国的 Ti60、Ti600、Ti65 等。Ti750s 合金是在 Ti65 合金基础上研发的一种新型近 α 高温钛合金, 专为航空航天领域 700~750 °C 短时承载部件设计, 其短时使用温度可达 750 °C。与前述 600~650 °C 级高温钛合金不同, Ti750s 的服役目标为短时高温承载, 这使其在性能评价标准与合金设计理念上与传统长时高温钛合金存在显著区别。

Ti750s 作为一种新型钛合金, 其独特的性能和应用潜力在学术以及工程应用领域均引起了广泛关注。然而, 目前关于该合金的在轧制过程中的显微组织及织构的演变规律的研究却相对较少, 其相关机理的尚未完全明确, 这在一定程度上限制了其应用和发展。结合当前的研究现状, 通过对 Ti 750S 板材轧制过程中的显微组织和织构演变进行系统的研究, 这将有助于优化轧制过程, 提高板材的性能指标, 以满足不同领域的需求。此外, 这项研究还可以为 Ti750s 合金的实际生产过程提供指导, 帮助工业界更好地控制生产过程中的工艺参数, 提高产品质量和性能。

作者简介: 岳旭(1985—), 男, 博士研究生, 正高级工程师, 主要研究方向为钛合金塑性成形, E-mail: xyue22b@imr.ac.cn

通讯作者: 陈志勇(1977—), 男, 博士, 研究员, 长期从事高温钛合金设计、板材和箔材制备工艺研究, zhiyongchen@imr.ac.cn

基金项目: 国家部委基础科研计划项目 (JCKY2021204A004); 2024 年哈密高新区技术产业开发区科学研究与技术开发计划项目 (HGX2024KJXM008); 哈密市科技人才领跑工程-科技青年拔尖人才 (2024hmkjqnbj01)

1 试验材料与方法

本文采用的原材料是由中科院金属研究所提供的 Ti 750s 合金板材, 相变点为 1005 °C, 板材的名义化学成分为 Ti-6.1Al-4.0Sn-6.4Zr-0.4Mo-0.5Nb-1.0Ta-0.6W-0.5Si。研究轧制过程使用的板材经历了以下多次轧制后轧成 1.5 mm 厚度的薄板: 轧制→淬火→中间轧制→包覆叠轧。轧制工艺流程如下: β 单相区开坯后, 经两

相区 (980 °C) 中间轧制将板坯减薄至 11.5 mm; 随后在 1035 °C 保温 17 min 后水淬; 换向轧至 5.2 mm; 二次换向并包覆叠轧至 1.5 mm, 如图 1 所示。

在轧制过程中, 在每道次轧制后立即使用红外热成像仪拍摄板坯表面温度分布, 记录各火次轧制全流程的温度变化。实测结果表明, 11.5 mm 板材终轧温度约为 880 °C, 5.2 mm 板材终轧温度约为 850 °C, 1.5 mm 板材因包覆叠轧工艺, 终轧温度约为 800 °C。

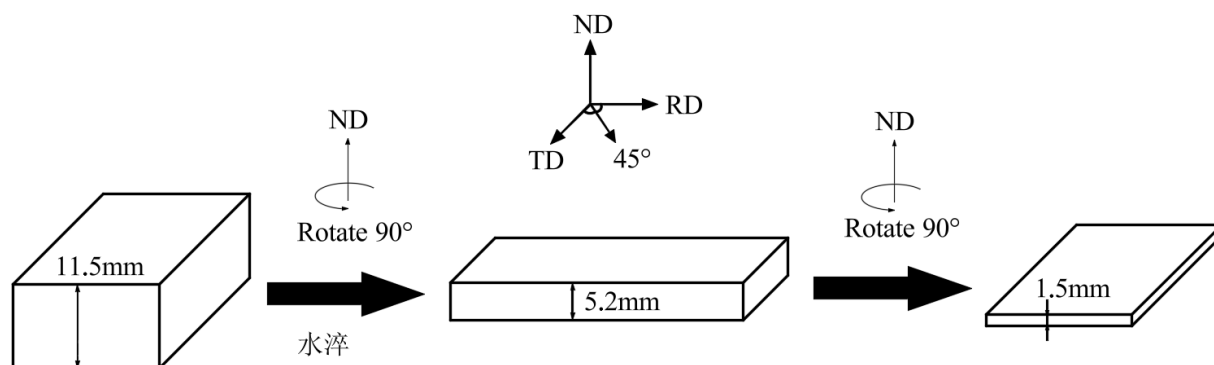


图 1 Ti 750S 合金的轧制过程

Fig.1 Rolling process of Ti 750S allo

对轧制过程的板材进行取样, 分别取 11.5 mm、5.2 mm、1.5 mm 板材热加工态试样 (R 态) 以及 11.5 mm 板材热处理试样进行分析研究。对试样进行 80# 砂纸粗磨到 2 000# 砂纸细磨, 然后使用二氧化硅抛光液进行机械抛光, 再使用腐蚀液 (HF: HNO₃: H₂O=1: 3: 50) 腐蚀 20 s, 之后在 TESCAN 场发射扫描电子显微镜上进行二次电子的观察, 分析微观组织特征, 随后使用 TESCAN 场发射扫描电子的 Oxford EBSD 探针对待试样进行 EBSD 测试, 测试完成后, 采用 Channel 5 软件对 EBSD 数据进行处理。其中, 微观组织与 EBSD 测试面均为板材的 TD 方向。

2 试验结果与讨论

本节从三个递进层次分析 Ti750s 合金热轧变形过程中的组织演化行为: 微观组织演变反映晶粒形态与界面的宏观变化; 织构演变揭示晶粒晶体学取向的重新分布规律; 位错滑移则从位错运动与滑移系开动角度阐明前两者演变的物理机制。

2.1 微观组织

图 2 给出了板材轧制各个过程中微观组织的 SEM 图像, 可以看出轧后组织基本呈现网篮状, 且在不同轧制过程的微观组织中均观察到大量析出相, 对析出相进行 EDS 测试 (图 3), 发现其析出相主要以硅元

素为主, 结合 Ti750s 合金化学成分分析, 可判定析出相为硅化物。图中的黑色斑点是硅化物脱落形成的孔洞, 硅化物的析出与晶体取向有关, 在某些 β 晶粒内部弥散成小颗粒, 另一些 β 晶粒内部则聚集成大尺寸的硅化物颗粒。图 2a 为 11.5 mm 板材轧态的显微组织, 轧态组织保留了明显的变形特征, 原始 β 晶粒被严重拉长, 晶粒内部析出大量的片状 α 相, 其尺寸约为 1~2 μm 。变形温度在两相区高温区, 主要是 β 相参与变形, 在相邻 β 晶粒的晶界上观察到弯曲扭折的条状 α 晶粒, 说明在该温度下有少量的 α 相参与变形。图 2b 是 11.5 mm 板材热处理后的显微组织, 硅化物在不同的 β 晶粒内部或呈弥散析出, 或聚集成尺寸较大的硅化物颗粒。热处理后, α 片层的厚度明显减小, 不超过 1 μm , 大多数片层的厚度小于 0.5 μm 。图 2c 是 5.2 mm 板材轧态的显微组织, 相比 11.5 mm 轧态, 组织中出现大量呈扭折状的条状 α 相, 且一致向 TD 方向倾斜, 这说明实际变形温度相对较低。由于厚度较小, 板材在转运、装模以及与模具的接触过程中温降比较严重, 变形可能发生在两相区较低温度, 主要由 α 相参与。图 2d 是 1.5 mm 板材轧态的显微组织, 轧态的显微组织比较均匀, 低倍组织中未观察到明显的流向, 放大后发现组织中主要是变形的条状 α 晶粒, 且晶粒尺寸相较 5.2 mm 板材进一步细化。

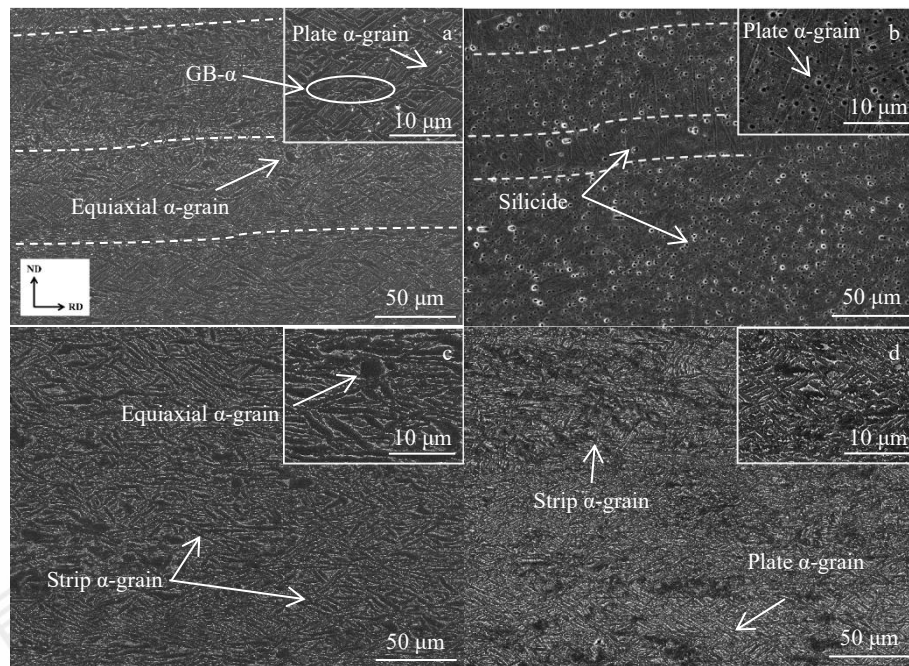


图2 Ti 750s 板材不同轧制过程热轧态显微组织:

(a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态

Fig.2 Hot rolled microstructure of Ti 750s sheet during different rolling processes:

(a) 11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R

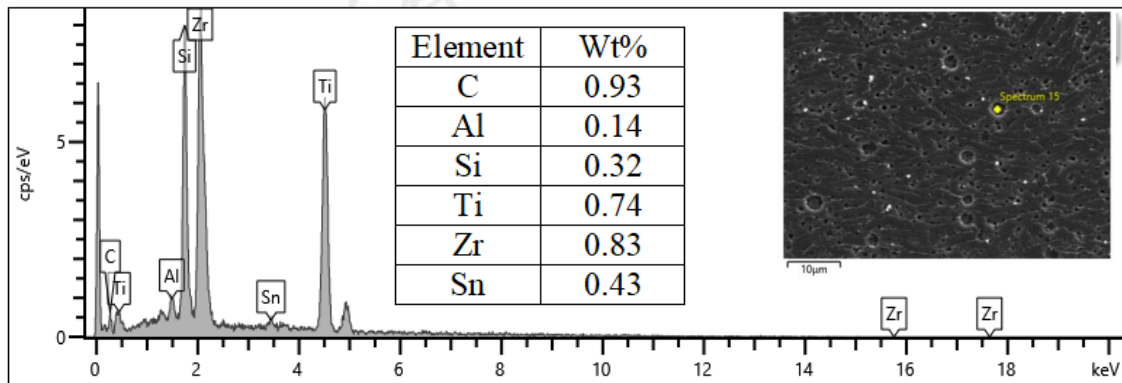


图3 Ti 750s 板材析出相 EDS 测试

Fig.3 EDS test of precipitated phase in Ti 750 s plate

板材轧制过程中,首先是在 β 单相区进行的开坯轧制,此时铸态粗大的 β 晶粒被破碎,经过动态回复(DRV)和动态再结晶(DRX)后, β 晶粒细化^[3]。然后板坯在两相区高温段进行一次70%变形量的中间轧制,将板材轧至11.5 mm。由于变形热效应和轧制期间板坯的冷却作用,此时的 α 相主要有三种存在形式:晶界 α 相、二次析出 α 相和少量未融的等轴 α 相。晶界 α 参与变形过程,被拉长成长条状,在这一过程中在晶界位置可能发生再结晶形成小尺寸的等轴 α 晶粒。二次析出的 α 晶粒由于析出的先后次序不同形成了粗片层和细片层交错分布的特征,平直的片层形态也表明该区域在轧制变形时是以 β 相的形式参与的。少量未融的等轴 α 晶粒分布在原先的 β 晶粒内部,球化较为完全,没有明显的变形痕迹。

在进行后续的轧制工艺之前,首先在 β 单相区进行热处理,促进 β 晶粒再结晶以进一步细化晶粒。此外,水冷产生的细片层在轧制过程中破碎更为剧烈,能够产生更大的畸变能,对 α 晶粒变形过程中的球化和再结晶更为有利^[4]。为了减弱板材轧制过程中产生的变形组织,在进行下一次轧制之前,对板坯进行一次换向。轧制完成后,5.2 mm 板材轧态组织相对11.5 mm 有明显差异。原始 β 晶界几乎不可见,组织中密布着弯曲扭折的长条状 α 晶粒。从变形产热和环境散热两个方面进行分析,11.5 mm 板材轧制时的变形量为70%,而5.2 mm 板材变形量为50%,前者轧制过程中产生的热量要高于后者;同时,前者由于板厚较大,散热条件差,环境散热的效率也要远低于后者。两种因素的共同作用导致前者实际的变形温度要远高

于后者。相应地, 由于大量 α 晶粒参与变形, 合金中产生的畸变能将会很大, 有利于 α 晶粒在后续处理过程中的球化与再结晶^[5-6]。经历 70% 的变形量, 将 5.2 mm 板材换向轧制至 1.5 mm。相比 5.2 mm 板, 1.5 mm 板材轧制过程散热更快, 温度更低, 加之较高的变形量, 因此 α 晶粒被破碎的更加彻底, 片层更细, 也易于发生球化与再结晶。

2.2 织构演变

钛合金具有密排六方 (HCP) 结构, 对称性较低, 可启动的滑移系有限, 在轧制过程中晶粒趋于形成相近的取向, 即容易形成织构。钛合金板材中最常见的两类织构是 T 型织构和 B 型织构。其中, T 型织构 (Transverse-type texture) 是指 α 相晶粒的晶体学 c 轴 (即 $\{0001\}$ 轴) 集中于板材横向 (Transverse Direction, TD 方向) 的织构类型, 可记为 $\{0001\}$ //TD。B 型织构 (Basal-type texture) 是指 α 相晶粒的 $\{0001\}$ 基面接近平行于板面 (即 $\{0001\}$ //ND 方向, ND 为板材法向 Normal Direction) 的织构类型。此外, 在钛合金轧制研究中还常见 R 型织构 ($\{01-10\}$ //ND, 即 α 相 c 轴集中于 RD 方向) 等类型。在 $\{0001\}$ 极图中, 三种典型织构的晶体学取向特征可示意如下: T 型织构: $\{0001\}$ 极点集中于极图的 TD 方向 (即水平方向左右两侧), 表明大量 α 晶粒的 c 轴平行于板材横向; B 型织构: $\{0001\}$ 极点集中于极图的中心 (ND 方向), 表明大量 α 晶粒的 $\{0001\}$ 基面平行于板面; R 型织构: $\{0001\}$ 极点集中于极图的 RD 方向 (即垂直方向上下两侧), 表明大量 α 晶粒的 c 轴平行于轧制方向。

为了研究不同火次轧制过程中的合金晶体学取向关系的变化以及织构的演变情况, 采用 EBSD 技术对其进行分析, 如图 4、图 5, 分别是不同轧制火次板材沿 TD 方向的 IPF 图和极图。

图 4a 是 11.5 mm 板材轧态的 IPF 图, 原始粗大的 β 晶粒在轧制过程中沿 RD 方向被拉长, 形成规则的长条状结构, 相邻 β 晶粒间界面平直, 互不相交。板材冷却过程中, α 片层按照严格的柏氏取向关系 (BOR) 从 β 相中析出。图 5a 是 11.5 mm 板材轧态的极图, 可以看出轧态板材呈现出很强的 $\{0001\}$ //TD 方向的 T 型板织构。轧态 11.5 mm 厚的板材在 β 单相区热处理后的 IPF 图, 如图 4b, 相比轧态板材, 热处理后 β 晶粒明显球化, 条状 β 晶粒的长径比减小, IPF 中可以观察到尺寸较小的完整 β 晶粒, 约在 200-350 μm , 说明在 β 单相区退火对轧态板材的组织均匀化有明显帮助。结合图 5b 发现, 受 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程的影响, 单相区热处理后板材 α 相的取向变得分散, 织构强度迅速下降。换向轧制至 5.2 mm 后, 如图 4c, IPF 图表明轧态板材有较高的组织均匀性, TD 方向继承自原

始大尺寸 β 晶粒的微织构区域被消除。观察此条件下的极图发现, 板材具有极强的 $\{0001\}$ //ND 方向的 B 织构, α 晶粒的 $\{0001\}$ 轴均匀分布在极图偏离 ND 约 20° 方向上。二次换向后, 将 5.2 mm 厚的板材轧至 1.5 mm 厚, 变形量 70%, 轧后板材重新出现了沿 RD 方向的 β 长条状组织, 这些条状组织的长度和宽度相比 11.5 mm 板材小得多。这是因为板材在多次火次的轧制变形以后, 原始 β 晶粒被破碎, 新形成的 β 晶粒经历变形与再结晶, 尺寸较小。该条件下的极图 (图 5d) 显示 5.2 mm 时板材的 B 织构消失, 产生了类似 11.5 mm 板的 T 织构, α 晶粒的 $\{0001\}$ 轴平行于 TD 方向。

钛合金从 β 相向 α 相转变时, α 相与 β 相之间遵循 Burgers 取向关系。在理想的无应力状态下, 从一个 β 晶粒中可以析出 12 种等概率的 α 变体, 形成取向分散的均匀组织。然而在实际热加工过程中, 外加应力场、温度场以及预先存在的晶体缺陷会打破这种等概率分布, 导致特定变体的择优析出, 即发生变体选择。变体选择是决定最终 α 相织构类型的关键因素。

11.5 mm 板材在两相区高温段经历约 70% 的大变形量轧制。在此条件下, β 相是主要变形相, α 相仅少量参与。变形过程中, β 晶粒沿 RD 方向被严重拉长, 形成了强烈的 β 相变形织构。随后在冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变, 由于轧制应力场的存在, α 相的析出并非 12 种变体等概率出现, 而是发生了显著的应力诱发变体选择, 只有那些与外加应力场耦合能降低体系能量的特定 α 变体才会优先形核与长大。具体而言, 在 RD 方向拉应力场的作用下, 被优先选择的 α 变体其 $\{0001\}$ 基面倾向于平行于 TD 方向, 以最大限度地适应轧制方向的应变协调, 最终形成了 $\{0001\}$ //TD 的 T 型织构。此外, 11.5 mm 板材中大量 60° 和 90° 的大角度晶界也印证了变体选择的存在, 这些特定取向差角正是 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中 12 种变体之间典型的位置关系, 是相变变体选择的直接晶体学证据。

当板材换向轧制至 5.2 mm 时, 由于板厚减小、散热加快, 实际变形温度显著降低, 此时 α 相成为主要变形相。在换向轧制的条件下, 应力场方向发生改变。此时板材在 β 单相区热处理后已获得取向较为分散的 α 组织。在后续 α 相参与主导的变形过程中, 变形变体选择机制起主导作用, 在 ND 方向压应力与新的 RD 方向拉应力的共同作用下, 那些 $\{0001\}$ 基面能够偏离 ND 约 20° 的 α 变体具有最高的 Schmid 因子, 最容易被激活并发生择优取向。同时, 变形过程中 α 晶粒发生转动, 逐渐向低能取向汇聚, 最终形成了 $\{0001\}$ //ND 的 B 型织构。B 织构的出现本质上是在换向变形条件下, 通过变形变体选择与晶粒转动的协同作用, 实现了从 T 织构向 B 织构的转变。

二次换向轧制至 1.5 mm 时, B 结构消失而 T 结构重新出现, 这一现象看似是结构的回复, 实则是应力状态改变引发的变体选择机制切换。二次换向后, 轧制方向再次改变, 应力场方向随之重新调整。在 70% 大变形量条件下, 先前 B 结构中 $\{0001\}$ //ND 取向的 α 晶粒在新生应力场作用下变得“不适应”, 其滑移系上的分切应力较低, 变形困难。在此情况下, 应力诱发变体选择再次启动, 被优先选择的 α 变体重新转向 $\{0001\}$ //TD 方向, 以适应新的应力状态。与此同时, 先前 B 结构的 α 晶粒在剧烈变形中发生破碎和晶粒转动, 逐步向 T 结构取向汇聚。此外, 1.5 mm 板材中几

乎不存在大角度晶界, 表明此阶段的组织转变主要受变形变体选择(晶粒滑移与转动)主导, 而非再结晶(再结晶通常形成取向随机的大角度晶界)。

综上所述, Ti750s 合金轧制过程中 T 结构与 B 结构之间的转换, 本质上是应力状态变化驱动的变体选择机制切换的结果。T 结构对应 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中应力诱发变体选择的产物, B 结构对应 α 相变形过程中变形变体选择与晶粒转动的产物。两次换向轧制通过改变应力场方向, 实现了变体选择对象的切换, 进而完成了结构类型的可逆转变。

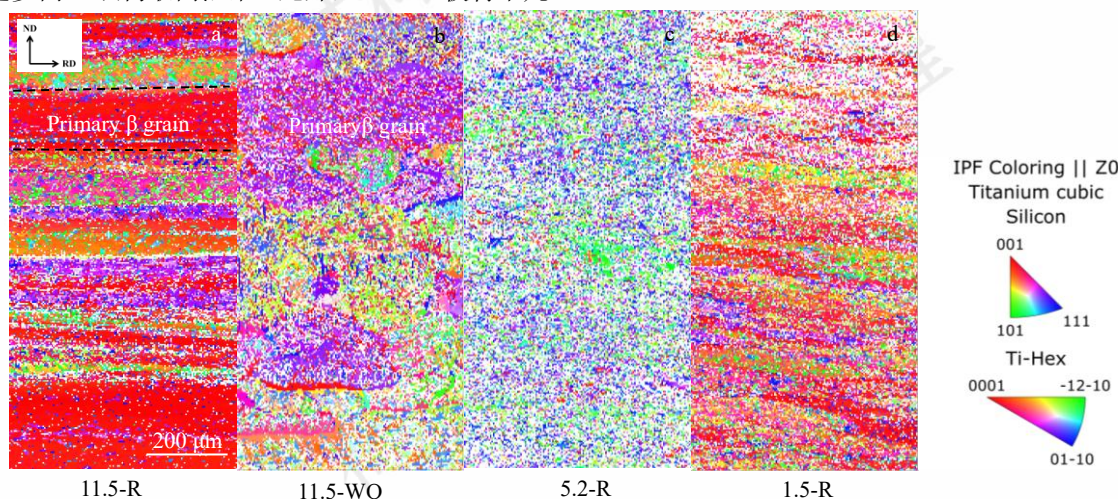


图 4 板材轧制过程不同厚度的 IPF 图: (a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态

Fig.4 IPF diagram of different thickness during plate rolling process: (a) 11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R

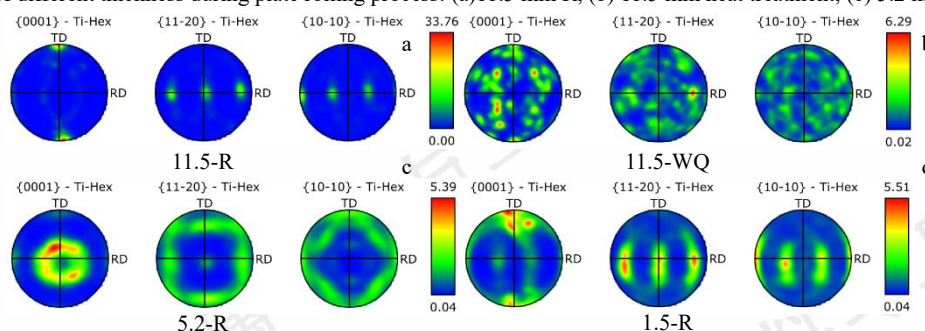


图 5 板材轧制过程不同厚度的极图:

(a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态

Fig.5 Polar diagram of different thickness of sheet rolling process:

11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R

钛合金 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变遵循 Burgers 取向关系, 在无应力状态下, 单个 β 晶粒可形成 12 种晶体学等效的 α 变体, 取向趋于随机分布。然而在应力场作用下, 特定变体被择优选择, 即发生变体选择。60°和 90°晶界正是变体选择的直接产物, 源于 Burgers 取向关系下特定 α 变体对之间的取向差关系。60°晶界对应围绕 $\langle 11-20 \rangle$ 轴旋转 60°的变体对关系, 90°晶界对应两变体 c 轴呈约 90°夹角的变体对关系。其择优选择的主要驱动力分两种。首先, 轧制应力场通过交互能对变体选择产生深刻影响, 被选择的变体对能够最大程度地适

应外加应力场。在剪切应力分量作用下, 满足 60°/90°取向关系的变体对因应变协调性更优而被优先激活。研究表明, 随变形量增加, 占主导地位的变体对可从 60°构型向 90°构型转变, 大变形量下 90°变体对被择优选择的趋势更为显著。其次, 当一个 α 变体优先形核后, 其周围应变场会降低与之呈特定取向差(尤其是 60°)的另一变体的形核能垒, 诱导其在邻近位置择优析出, 形成变体团簇, 从而进一步强化特定取向差晶界的比例。11.5 mm 轧态板材中 60°和 90°大角度晶界占比高达 31%, 其根本原因在于, 该阶段终轧温

度较高, β 相主导变形, α 相主要在冷却过程中以扩散型相变方式析出, 高温应力场诱发了显著相变体选择, 而后续变形程度不足以完全破坏这些已形成的大角度晶界。相比之下, 5.2 mm 和 1.5 mm 板材因实际变形温度较低、 α 相主导变形, 小角度晶界占比显著升高, $60^\circ/90^\circ$ 大角度晶界比例大幅下降。

为了进一步分析不同轧制条件下 α 晶粒形态及取向的变化, 需要对不同轧制过程进行高倍 EBSD 分析, 如图 6。图 6a 是 11.5 mm 板材轧态原始 β 晶界处的 IPF 图, 在同一个 β 晶粒内部出现大量取向接近, 相差不超过 10° 的条状 α 晶粒, 这些晶粒的取向整体呈现出 c 轴平行于板材 TD 方向的特征。BC 图发现晶粒呈现不规则长条状, 长宽比约为 5:1。同时, 相邻的两个原始 β 晶粒尽管取向不同, 但 α 晶粒的 c 轴始终保持在 RD-TD 平面上。图中还能观察到在同一个原始 β 晶粒内部的分布着很多取向一致的红色晶粒, 这可能与轧

制过程中的球化和再结晶行为有关。图 6c 是 11.5 mm 板材热处理后的 IPF 图, 沿同一个方向生长的片状 α 晶粒取向相同。这是因为片状 α 相的生长需要在与原始 β 晶粒保持 BOR 的前提下, 以与 α GB 一致或相似的晶体取向, 沿着惯习面在 β 晶粒内部生长。图 6e 是 5.2 mm 板材轧态的 IPF 图, 细片层剧烈破碎并球化, 组织中包含粗化的 α 片层和小尺寸的等轴 α 晶粒, IPF 图以蓝绿色为主, 对应晶粒的 $\{0001\}$ 轴向 ND 方向集中。图 6g 是 1.5 mm 板材轧态的 IPF 图, 再次换向轧制后, 晶粒的取向关系被破坏, $\{0001\}$ 轴向 TD 方向偏转, 晶粒被进一步破碎, 晶粒尺寸进一步下降。同时观察到合金的晶体取向已经发生了显著的分化, 以原始 β 晶粒为界产生了 $\{0001\}$ //TD 方向的大变形带和取向较为分散的再结晶区域。

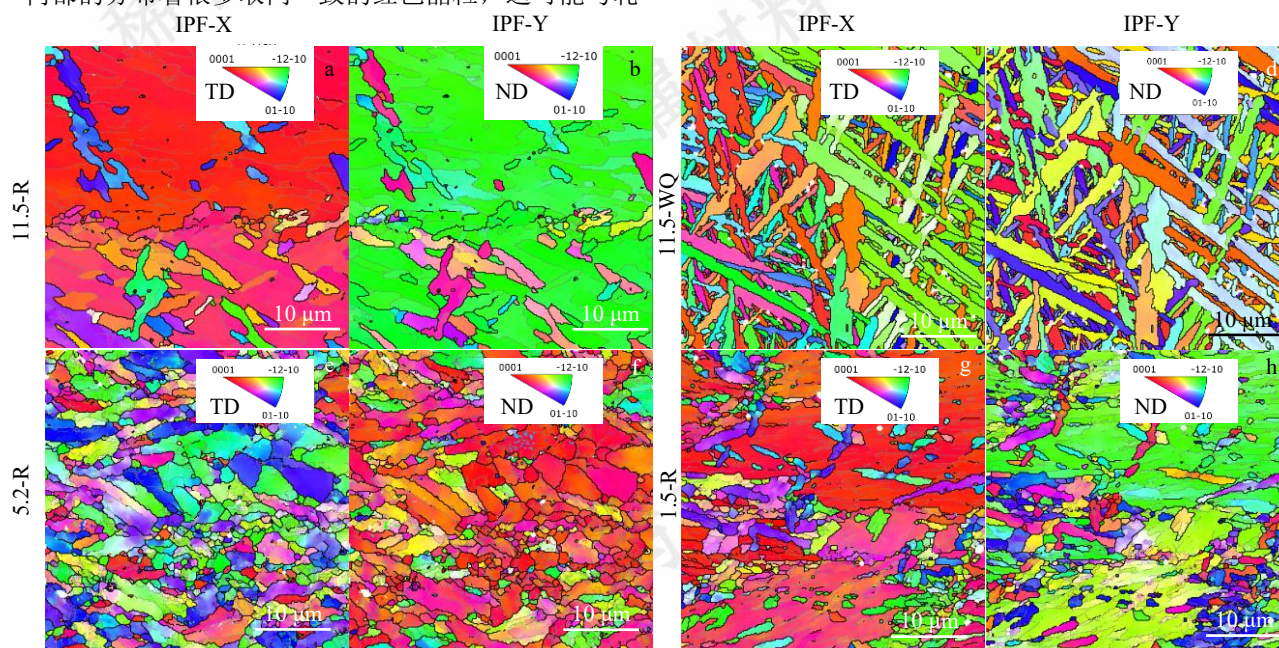


图6 板材轧制过程不同厚度的 IPF 图和 Band Contrast 图:

(a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态

Fig.6 IPF diagram and Band Contrast diagram of different thickness of sheet rolling process:

(a) 11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R

根据相邻晶粒的取向差, 可以绘制晶界取向差分布图, 如图 7。当板坯经过一火次地中间轧制, 以 70% 的变形量轧至 11.5 mm 时, 取向差在 $55^\circ\sim 65^\circ$ 的晶界占比为 18%、在 $85^\circ\sim 90^\circ$ 晶界占比为 13%, 此时组织中的晶界以大角度晶界为主, 取向差在 $55^\circ\sim 65^\circ$ 的晶界占比为 72%、在 $85^\circ\sim 90^\circ$ 的晶界占比为 14%, 其中

在 $55^\circ\sim 65^\circ$ 范围内出现两个峰值, 对应取向差角 60.5° 和 63.5° 。换向后, 以 50% 变形量轧至 5.2 mm, 轧制后晶界以小角度晶界为主, 几乎没有大角度晶界。再次换向, 以 70% 变形量轧至 1.5 mm, 轧制后以小角度晶界为主, 也观察到少量大角度晶界。

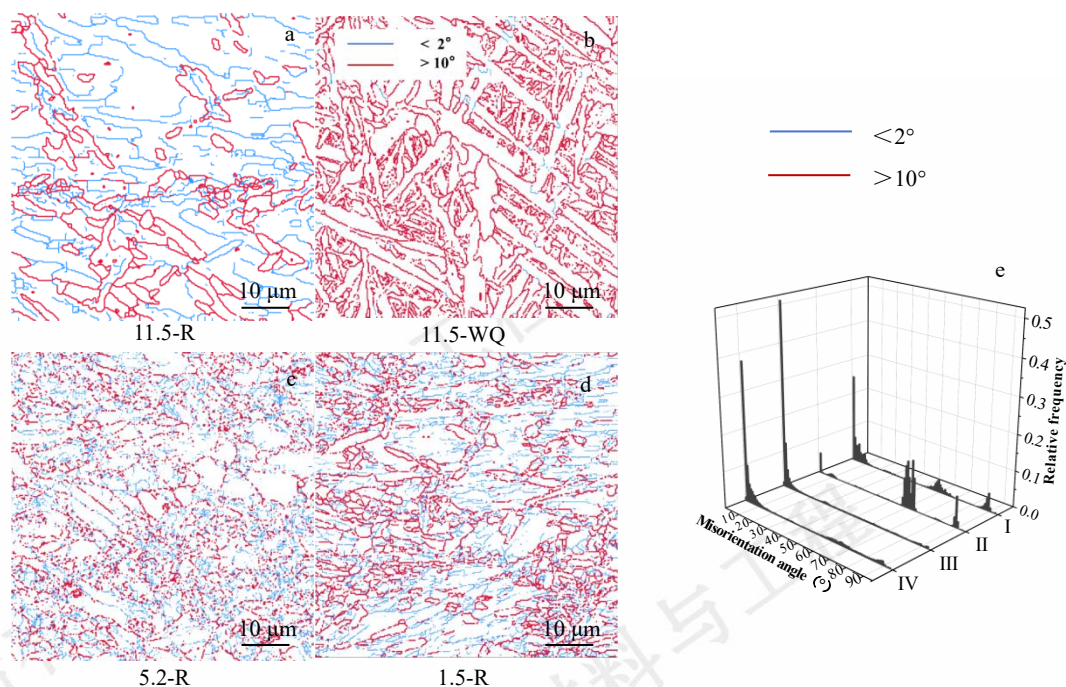


图7 板材轧制过程不同厚度板材的晶界取向差分布图: (a) 11.5 mm R 态 (I)、(b) 11.5 mm 热处理 (II)、(c) 5.2 mm R 态 (III)、(d) 1.5 mm R 态 (IV)、(e) 不同角度晶界占比

Fig.7 Distribution of grain boundary orientation difference of sheet metal with different thickness during sheet rolling: (a) 11.5 mm R (I), (b) 11.5 mm heat treatment (II), (c) 5.2 mm R (III), (d) 1.5 mm R (IV), (e) proportion of grain boundaries at different angles

轧制过程中晶界取向差的变化与其组织演化过程密切相关^[7-8]。合金中的大角度晶界主要来自 $\beta \rightarrow \alpha$ 的相变和 α 晶粒的再结晶, 相变形成的大角度晶界多集中在 60° 和 90° 附近, 而再结晶形成的大角度晶界的晶界取向差相对随机^[9-10]。小角度晶界主要来自轧制变形过程。轧制过程会使片状 α 晶粒的晶界破碎, 产生一系列取向接近的小晶粒, 同时伴随着晶粒的滑移和转动, 大量晶粒的取向越来越接近形成轧制组织时的晶体学取向, 从而使得板材小角度晶界占比提高、大角度晶界占比下降^[11]。图6中三种轧态板材均发现有大量的小角度晶界, 其中 5.2 mm 板材小角度晶界占比最多。除小角度晶界以外, 11.5 mm 厚板在轧态观察到大量大角度晶界, 集中在 60° 和 90° 附近, 说明在该条件下合金的终轧温度较高。对比不同状态大小角度晶界占比可以发现, 11.5 mm 板材厚度大, 散热较慢, 其终轧温度最高; 1.5 mm 板材使用包覆盖轧工艺, 终轧温度较高; 5.2 mm 板坯较薄, 且无保温措施, 终轧温度最低。

2.3 位错滑移

前两节从组织形貌和晶体取向层面分别描述了轧制过程中的微观组织演变与组织演变规律。然而, 上述变化的根本驱动力来自变形过程中的位错滑移, 位错沿特定滑移系的运动直接导致晶粒形状改变和晶体学取向转动。本节通过 KAM 图分析位错密度的演化趋势, 并通过 GSF 计算评估不同滑移系在轧制应力状态下的开动倾向, 从而揭示前两节所述组织与组织演变的深层机制。

为了研究轧制过程中的位错滑移模式, 首先使用 KAM 图对不同火次轧板内部的位错密度进行分析, 如图8, 不同火次板材内部位错密度有较大差异, 这与轧板实际的变形温度有关。结合图8, 11.5 mm 轧态板材具有较多的 60° 和 90° 大角度晶界, 分析表明其终轧温度较高, 大量位错因动态回复而消除, 内部位错密度较低; 1.5 mm 轧态板材大角度晶界较少, 位错密度较大; 5.2 mm 轧态板材几乎没有大角度晶界, 位错密度较大。

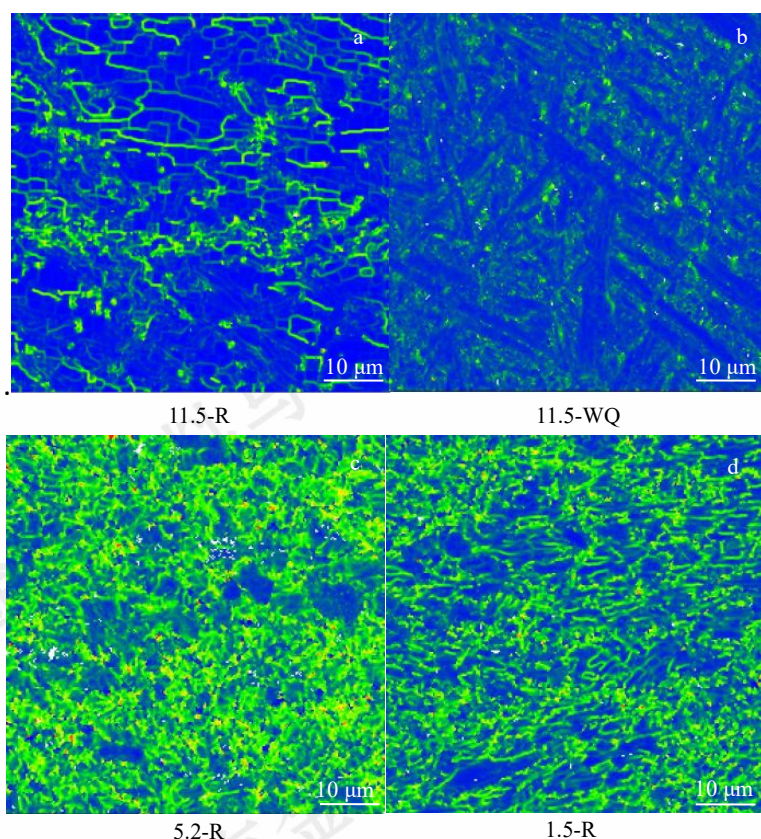


图8 板材轧制过程不同厚度板材的 KAM 图:

(a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态

Fig.8 KAM diagram of plate rolling process with different thickness:

(a) 11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R

本研究对位错密度和滑移模式的分析采用 EBSD-KAM 法与 GSF 计算相结合的策略。KAM 法通过对每个测量点与其最近邻点的取向差进行统计,可在大面积范围内半定量反映位错密度的相对变化,其有效性在钛合金热变形研究中已被广泛验证^[11-12]。相比 TEM 仅能提供数微米视场内的局域信息,KAM 法可在毫米级视场内获得具有统计意义的位错密度分布趋势。对于滑移模式的分析,采用 GSF 计算评估不同滑移系在轧制应力状态下的开动倾向。在此基础上,可针对特定状态选取典型试样开展 TEM 观察,以进一步确认位错组态及滑移形貌。

不同滑移系施密特因子(SF)的分布对近 α 钛合金热轧过程中的组织演变至关重要,一旦滑移系上的分切应力超过其临界分切应力,该滑移系就会被激活^[12-13]。为了研究 Ti 750s 钛合金高温变形位错滑移模式,接下来对轧制过程不同滑移系的 SF 进行分析。轧制变形时晶体处于双向应力状态,传统的单轴 SF 计算方法无法准确描述合金轧制变形时不同滑移系的开动情况,因此引入全局施密特因子(GSF)^[14]。GSF 计算采用的应力张量为双轴应力张量,其中 RD 方向受拉应力分量、ND 方向受压应力分量,具体形式为 $\sigma = [\sigma_{RD}, 0, 0; 0, 0, 0; 0, 0, -\sigma_{ND}]$ 。不同火次因变形温度、变

形量和换向条件的差异,应力张量中各主应力分量的比例有所不同,GSF 的计算方法参考相关文献^[15]。全局施密特因子计算时,以一个应力张量作为材料在变形状态下的荷载,考虑了不同应力状态下滑移系开动情况的差异,具有更高的计算精度。

合金的初始组织对合金的滑移模式有显著影响,晶体取向不同对应不同滑移系的 GSF 也不同,GSF 越大,说明该滑移越容易发生。实验分析表明, Ti 750s 合金室温下几乎全为 α 相, α 相为 HCP 结构。HCP 结构有 4 个独立的滑移系:基面 $\{0001\}$ [11-20]、柱面 $\{10-10\}$ [11-20]、锥面 $\langle a \rangle \{10-11\}$ [11-20]、锥面 $\langle c+a \rangle \{11-22\}$ [11-23]。在两相区变形条件下,不同滑移系开动所需的临界分切应力比,基面:柱面:锥面 $\langle a \rangle$: 锥面 $\langle c+a \rangle$ 分别为 1: 0.7: 3: 3^[16-18]。

图 9 是轧制过程中不同滑移系施密特因子的分布情况,不同过程 SF 分布情况有显著差异,11.5 mm 轧态板材锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的平均 GSF 较高,达到了 0.45,基面滑移的平均 GSF 较低,仅有 0.248,柱面和基面的平均 GSF 较为接近。但由于锥面 $\langle c+a \rangle$ 的 CRSS 远高于基面和柱面滑移,板材轧制变形过程中基面和柱面滑移仍会是主要的滑移方式^[19-20]。11.5 mm 轧态板材中柱面滑移具有较高的 SF 和最小的 CRSS,说明柱

面滑移最容易发生。单相区热处理后, 晶体取向变得分散, 织构对 GSF 的影响减弱, 基面和柱面滑移的 SF 较为接近, 分别为 0.35 和 0.32, 这种状态下合金进行轧制变形时更容易发生基面滑移和柱面滑移。5.2 mm 板材具有较高的锥面滑移 GSF, 但不足以抵消临

界分切应力的影响, 板材主要发生基面和柱面滑移。

以上分析表明, T 型织构板材轧制变形时更容易发生柱面滑移, B 型织构板材则有可能同时发生基面和柱面滑移。

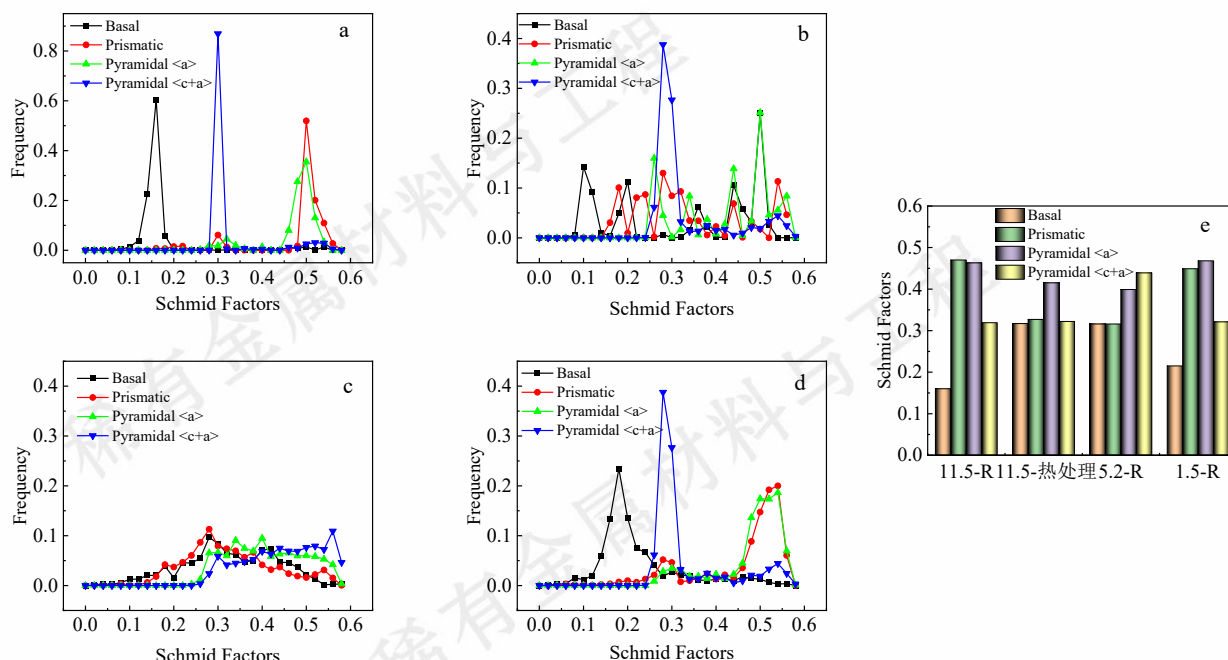


图9 轧制过程中不同滑移系 Schmid 因子分布:

(a) 11.5 mm R 态、(b) 11.5 mm 热处理、(c) 5.2 mm R 态、(d) 1.5 mm R 态、(e) 平均 Schmid 因子

Fig.9 Schmid factor distribution of different slip systems in the rolling process:

(a) 11.5 mm R, (b) 11.5 mm heat treatment, (c) 5.2 mm R, (d) 1.5 mm R, (e) Average Schmid factor

3 结论

(1) Ti750s 合金轧制过程中存在 T 织构 ($\{0001\}/\text{TD}$) 与 B 织构 ($\{0001\}/\text{ND}$) 的可逆转变, 其本质是应力状态变化驱动的变体选择机制切换: T 织构对应 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中应力诱发变体选择的产物, B 织构对应 α 相变形过程中变形变体选择与晶粒转动的产物。两次换向轧制通过改变应力场方向实现了织构类型的切换。

(2) 11.5 mm 轧态板材中 60° 和 90° 大角度晶界的高比例源于 Burgers 取向关系下特定 α 变体对的择优析出: 60° 晶界对应围绕 $\langle 11-20 \rangle$ 轴旋转 60° 的变体对, 90° 晶界对应两变体 c 轴呈约 90° 夹角的变体对, 两者均受应力场与自催化形核机制的协同驱动。终轧温度较高时, 动态回复充分, 位错密度较低。

(3) 终轧温度对晶界类型分布起决定性作用: 11.5 mm 板材终轧温度最高 (约 880°C), 以相变变体选择主导的大角度晶界为主; 5.2 mm 板材终轧温度次之, 但因其实际变形温度较低、 α 相主导变形, 以变形亚结构主导的小角度晶界为主; 1.5 mm 板材终轧温度最低, 尽管温度最低, 但二次换向后的 70% 大变

形的动态再结晶效应使大角度晶界比例较 5.2 mm 有所回升, 而小角度晶界仍占主导。

(4) 织构类型对滑移模式具有显著影响: GSF 分析表明, T 织构板材轧制时柱面滑移因施密特因子高且临界分切应力低而优先开动; B 织构板材因晶体取向分散, 基面滑移与柱面滑移的施密特因子较为接近, 两者协同开动。两者均以锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移难以激活。

参考文献 References

- [1] He S Z, Wei G H, Yuan W Z. et al. Effect of Microstructure on Tensile Properties and High-Cycle Fatigue Behavior of a Low-Cost Ti-6Al-4V Alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2026, 55(8): 1935-1942. (in Chinese).
何松芝, 魏国欢, 袁文智, 等. 显微组织对低成本 Ti-6Al-4V 合金拉伸性能及高周疲劳行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2026, 55(8): 1935-1942.
- [2] Li S, Zhong J, Yao K J., et al. Research Progress on Radial Forging for Superalloy. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2026, 55(5): 1363-1373. (in Chinese).
李澍, 钟佳, 姚凯俊, 等. 高温合金径向锻造工艺的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2026, 55(5): 1363-1373.

- [3] Li C, Zhang S, Lin Y C. Microstructure and texture evolution law of TC18 titanium alloy during double-pass hot deformation process. *Forging and Stamping Technology*[J], 2024, 49(07):81 (in Chinese).
- 李超, 张松, 蔺永诚. TC18 钛合金双道次热变形过程中微观组织及组织的演变规律. 锻压技术, 2024, 49(07): 81.
- [4] Zhang C, Gao Y, Yin R, et al. Achieving fine grain microstructure and high performance of Ti-6Al-4V plates through directly high temperature β rolling. *Materials Today Communications*[J], 2024, (41): 110987.
- [5] Chen Y, Wang K, Ren Z. Interaction between phase transformation and static recrystallization during annealing of rolled TC18 titanium alloy. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, (202): 1.
- [6] Zhang M, Qiu J, Fang C, et al. Effect of texture on the room temperature tensile and creep properties of Ti-6Al-4V plate with large thickness. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, (30): 2311.
- [7] Wanag M C, Chu S J, Liang G F, et al. Research and prospect on mechanism of tissue evolution and property control of TC4 titanium alloy during hot rolling process. *Journal of Plasticity Engineering*[J], 2024, 31(09): 1 (in Chinese).
- 王美晨, 储双杰, 梁高飞, 等. TC4 钛合金热轧过程中组织演变和性能控制机理研究及展望. 塑性工程学报, 2024, 31(09): 1.
- [8] Cui J, Yu H, Gong Y, et al. Texture Evolution of α -Ti and β -Ti Alloys During Rolling and Recrystallization. *Advanced Engineering Materials*[J], 2024, 26(21): 2400876.
- [9] Liu C, Gu J, Yi J, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti-55511 alloy subjected to rolling in the $\alpha+\beta$ dual-phase region. *Intermetallics*[J], 2024, (170): 108331.
- [10] Han Y, Yu W, Dong E T, et al. Effect of Rolling Process on Texture Evolution, Microstructure and Mechanical Properties of TC4 Alloy Plate. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(10): 3585 (in Chinese).
- 韩盈, 余伟, 董恩涛, 等. 轧制工艺对 TC4 合金板材组织演变及组织和性能的影响. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(10): 3585.
- [11] Cheng C, Chen Z Y, Qin X S, et al. Microstructure, Texture and Mechanical Property of TA32 Titanium Alloy Thick Plate. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 56(02):193 (in Chinese).
- 程超, 陈志勇, 秦绪山, 等. TA32 钛合金厚板的微观组织、织构与力学性能. 金属学报, 2020, 56(02): 193.
- [12] Tan H B, Zhong S L, Deng Y H, et al. In-situ EBSD study on deformation mechanism of Ti60 titanium alloy equiaxed α phase. *Ordinance Material Science and Engineering*[J], 2024, 47(05):107 (in Chinese).
- 谭海兵, 钟世林, 邓远灏, 等. Ti60 钛合金中等轴 α 相变形机理的原位 EBSD 研究. 兵器材料科学与工程, 2024, 47(05): 107.
- [13] Wang X X, Zhang R X, Zhang G X, et al. Research progress of texture evolution of titanium alloy in hot deformation process. *Journal of Plasticity Engineering*[J], 2022, 29(12):1 (in Chinese).
- 王贤贤, 张睿翔, 张功学, 等. 钛合金热变形织构演变研究进展. 塑性工程学报, 2022, 29(12): 1.
- [14] Xia D, Chen X, Huang G, et al. Calculation of Schmid factor in Mg alloys: influence of stress state. *Scripta Materialia*[J], 2019: 171: 31.
- [15] Dabiao X, Xiang C, Guangsheng H, et al. Calculation of Schmid factor in Mg alloys: Influence of stress state[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 171:31-35.
- [16] Fan J, Zhao D, Chen Z, et al. Tailoring texture in a near- α titanium alloy: Insights from strain paths and cooling rate influences. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 1388.
- [17] Zhao J, Lv L, Wang K, Liu G. Effects of strain state and slip mode on the texture evolution of a near- α TA15 titanium alloy during hot deformation based on crystal plasticity method. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 38 (03): 125.
- [18] Choi Y S, Piehler H R, Rollett A D. Formation of mesoscale roughening in 6022-T4 Al sheets deformed in plane-strain tension. *Metallurgical and Materials Transactions, A. Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2004, 35 (2): 513.
- [19] Shi B D, Shi R, Zhao H, et al. Review on deformation behavior of sheet metal during biaxial compression. *Forging and Stamping Technology*[J], 2024, 49(07): 19 (in Chinese).
- 石宝东, 石瑞, 赵辉, 等. 金属板材双轴压缩变形行为研究进展. 锻压技术, 2024, 49(07): 19.
- [20] Li H, Zhang P F, Feng J K, et al. Effect of Stress State on Texture Evolution Mechanism of Pure Ti. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(12): 4268.(in Chinese).
- 李恒, 张鹏飞, 冯靖凯, 等. 应力状态对纯钛织构演化机制影响研究. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(12): 4268.

Study on microstructure and texture evolution of Ti750s titanium alloy sheet during rolling process

Yue Xu^{1,2,3}, Chen Zhiyong^{1,2}, Wang Qingjiang^{1,2}, Gao Wenzhu³,

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China

2 Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

3 Xinjiang Xiangrun New Materials Technology Co. LTD, Hami 839000, China)

Abstract: In this paper, the near- α high-temperature titanium alloy Ti750 s was taken as the research object, and a 1.5 mm thin plate was prepared by multi-fire reversing rolling. The evolution of microstructure and crystallographic texture during rolling deformation was studied by SEM and EBSD system. The texture conversion mechanism and grain boundary feature evolution were analyzed. The results show that the 11.5 mm rolled sheet exhibits a $\{0001\}$ //TD-type T texture, which is attributed to the stress-induced variant selection during the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation. The high-angle grain boundaries of $60^\circ/90^\circ$ account for 31%, and the high-temperature dynamic recovery makes the dislocation density lower. After reversing rolling to 5.2 mm, the decrease of deformation temperature promotes the α phase to become the dominant deformation phase, and the texture is transformed into $\{0001\}$ //ND type B texture, and the proportion of low angle grain boundary increases significantly. After the second reversing rolling to 1.5 mm, the change of stress state drives the selection of variants again, the B texture disappears, the T texture recovers, and the crushing effect of 70% large deformation refines the grains significantly. The GSF analysis of slip modes under different texture states shows that the T-textured sheet is dominated by cylindrical slip, while the B-textured sheet exhibits a synergistic activation of basal slip and cylindrical slip. This study reveals the reversible texture transformation mechanism driven by the change of stress state during the reversing rolling process, which provides a theoretical basis for the texture control of Ti750 s alloy sheet.

Key words: Ti750s alloy ; microstructure ; texture ; dislocation density