

初始织构对 Ti-2Al-2.5Zr 合金管材多道次皮尔格冷轧过程中组织演变的影响

吴静怡^{1,2}, 范宇田^{1,2,3}, 邢 远^{1*}, 王 莹¹, 栾佰峰²

(1. 攀钢集团有限公司, 四川 攀枝花 617000; 2. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044; 3. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610305)

摘 要: 皮尔格冷轧是一种良好的难变形管材制造技术, 然而, 多道次冷轧结合热处理的复杂热力加载历史使得冷轧中管材不均匀变形显著, 导致管材微观组织演变规律复杂。文中研究了热轧和精锻工艺制备的 Ti-2Al-2.5Zr 合金两种不同初始组织坯料在三道次皮尔格冷轧过程中的组织演变及变形机制。通过微观组织分析、极图与反极图表征以及 Kearns 因子和施密特因子(SF)的计算, 研究了不同初始组织坯料对无缝管冷轧过程中组织演变的影响。结果表明, 热轧和精锻坯料在三道次冷轧后微观组织的晶粒尺寸接近, 均呈现等轴晶粒; 冷轧过程中, 柱面滑移和锥面<c+a>滑移明显被激活, 锥面<c+a>滑移被证实为主要影响冷轧径向晶粒强度的变形机制, Q 值的变化导致晶粒 c 轴在周向(TD)和径向(RD)之间倾转; 具有较大初始径向织构强度(f_{RD})的精锻坯料在冷轧后表现出更强的径向织构。此项研究为优化钛合金管材的组织控制提供了理论依据。

关键词: Ti-2Al-2.5Zr 合金; 皮尔格冷轧; 织构; 变形机制

中图分类号: TG146.2, TG33

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)05-0170-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.05.018

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of initial texture on microstructure evolution of Ti-2Al-2.5Zr alloy tubes in multi-pass cold Pilger rolling process

WU Jingyi^{1,2}, FAN Yutian^{1,2,3}, XING Yuan^{1*}, WANG Ying¹, LUAN Baifeng²

(1. Pangang Group Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Chongqing University, School of Materials Science and Engineering, Chongqing 400044, China; 3. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610399, Sichuan, China)

Abstract: Pilger cold rolling is a good technique for manufacturing hard-to-distort tubes. However, the complex thermal loading history of multi-pass cold rolling combined with heat treatment has resulted in significant inhomogeneous tube deformation in cold rolling, leading to complex patterns of tube texture evolution. This study investigated the microstructural evolution and deformation mechanism of two types of Ti-2Al-2.5Zr alloy billets with different initial textures, produced by hot-rolled and precision-forged, during the three-pass Pilger cold rolling process. Through microstructural analysis, pole figures and inverse pole figures characterization, as well as calculations of the Kearns factor and Schmid factor (SF), the influence of different initial textures on the microstructural evolution during the cold rolling of seamless tubes was examined. The results show that after three passes of cold rolling, the grain sizes of

收稿日期: 2025-03-24; 修回日期: 2025-04-09; 接受日期: 2025-04-14

基金项目: 国家重点研发计划项目(2023YFB3710700)。

作者简介: 吴静怡, 1991 年出生, 女, 辽宁义县人, 博士研究生, 高级工程师, 研究方向: 钛及钛合金加工, E-mail: vinawu924@163.com; *通讯作者: 邢远, 1991 年出生, 男, 四川南充人, 博士, 高级工程师, 研究方向: 金属材料加工, E-mail: yjyxingyuan@pzhsteel.com.cn。

the microstructures in both hot-rolled and precision-forged billets are similar, exhibiting equiaxed grains. During the cold rolling process, prismatic slip and pyramidal $\langle c+a \rangle$ slip are significantly activated, with the pyramidal $\langle c+a \rangle$ slip being confirmed as the primary deformation mechanism affecting the radial grain intensity in cold rolling. Variations in the Q -value lead to the tilting of the c -axes of the grains between the transverse direction (TD) and the radial direction (RD). The precision-forged billet, which has a higher initial radial texture intensity (f_{RD}), exhibits a stronger radial texture after cold rolling. This study provides a theoretical basis for optimizing texture control of titanium alloy tubes.

Key words: Ti-2Al-2.5Zr alloy, Pilger cold rolling, texture, deformation mechanism

0 引言

Ti-2Al-2.5Zr 合金是一种具有密排六方(HCP)晶体结构的 α 相钛合金, 由于其高比强度和优异的耐腐蚀性, 是热交换管的理想材料^[1]。管材在反应堆服役工况下的机械性能和腐蚀性能与材料的微观组织密切相关, 厘清无缝管皮尔格轧制过程中微观组织的演变尤为重要。皮尔格冷轧属于局部加载渐进成形, 占主导地位的三轴压应力更有利于材料成形^[2], 具有变形量大、尺寸精度高、表面质量好等特点, 是目前钛合金无缝管成形的主流工艺。此外, 基于 α 相钛合金结构固有的低对称性, 且成品管通常要经过多道次皮尔格冷轧和退火处理, 在每个变形道次中, 管材的直径和壁厚在一对轧辊和一个芯棒之间逐渐减小, 复杂变形过程和众多加工参数的耦合效应将导致冷轧过程中显著的不均匀变形, 耦合多道次冷轧和热处理的复杂变形过程对管材组织调控影响突出, 将直接决定管材的力学性能、后续成形和使用性能^[3]。因此, 深入研究皮尔格冷轧过程中的组织演变规律和变形机制, 对于优化钛合金管材的性能至关重要。

近年来, 关于钛合金在皮尔格冷轧过程中组织演变的研究取得了相当大的进展。LI 等人^[4]认为在皮尔格冷轧过程中, 钛合金管的织构演变与变形特性密切相关, 并揭示了瞬态 Q 值、应变比与织构之间的关系。WU 等人^[5]研究了 Ti-2Al-2.5Zr 合金在单道次皮尔格冷轧过程中变形行为和显微织构的演变, 激活的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶引起轴向晶粒取向的变化, 从 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 变为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, 不同瞬态 Q 值和等效塑性应变下的孪晶和滑移导致 $\{0001\}$ 极图的最大强度点沿 TD 变化。LI 等^[6]分析了高强钛管皮尔格冷轧过程中管材的织构演变规律, 管材晶粒 c 轴在轧制过程中向最大压应变方向择优排布, 管材在不同区的应变比各不相同, 在减径区应变比 α 约为 64° , 在减径减壁区和定径区应变比 α 在 $10^\circ \sim 64^\circ$ 范围变化, 管材经历了由周向织构向径向织构转变。HARVINDER 等^[7]通过改变减径量和减壁量的分

配设计了不同的孔型曲线, 分析了 TA18 钛管皮尔格冷轧织构演变规律, 结果表明冷轧过程中可以通过改变模具设计来改变变形路径以增加径向织构强度。QI 等人^[8]研究了 Q 值对 Ti-3Al-2.5V 管织构的影响, 不同的 Q 值会导致沿径向、周向和轴向产生不同的应变, 径向基面织构随着 Q 值的增大而逐渐增强。然而, 目前已报道的相关研究工作主要关注了特定工艺下的管材冷轧组织演变, 但不同初始织构对无缝管冷轧过程的组织演变影响研究较少。

课题组选取热轧和精锻两种不同热加工工艺制备的 Ti-2Al-2.5Zr 合金不同初始织构坯料作为研究对象, 通过三道次皮尔格冷轧和热处理试验, 结合电子背散射衍射技术(EBSD)手段, 系统研究了不同初始织构坯料在轧制过程中的组织演变机制, 旨在揭示不同初始织构对轧制过程中组织演变的影响, 为优化钛合金管材的织构控制和性能提升提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验中使用的初始材料是 Ti-2Al-2.5Zr 合金热轧和精锻工艺制备的坯料, 其主要合金元素成分为 Al: 2.20%, Zr: 2.35%。三道次皮尔格冷轧试验在 LG 轧管机上进行, 两种坯料的冷轧工艺条件一致, 具体工艺参数如表 1 所示, 热轧和精锻坯料不同变形道次分别记为 RZ-1pass、RZ-2pass、RZ-3pass、JD-1pass、JD-2pass、JD-3pass。

表 1 皮尔格冷轧工艺参数
Table 1 Process parameters of Pilger cold rolling

Rolling pass	Q value	Rolling mill speed/(times·min ⁻¹)	Feed rate/(mm·time ⁻¹)
1 Pass	1.1	80	2.0
2 Pass	0.9	60	1.5
3 Pass	2.5	60	1.0

采用线切割方法沿无缝管轴向切下样品, 通过 JEM-7900F 热场发射扫描电镜和牛津 EBSD 探头进行电子背散射数据采集, 以确定无缝管微观组织和织构特征。采用机械研磨方式将样品表面研磨至

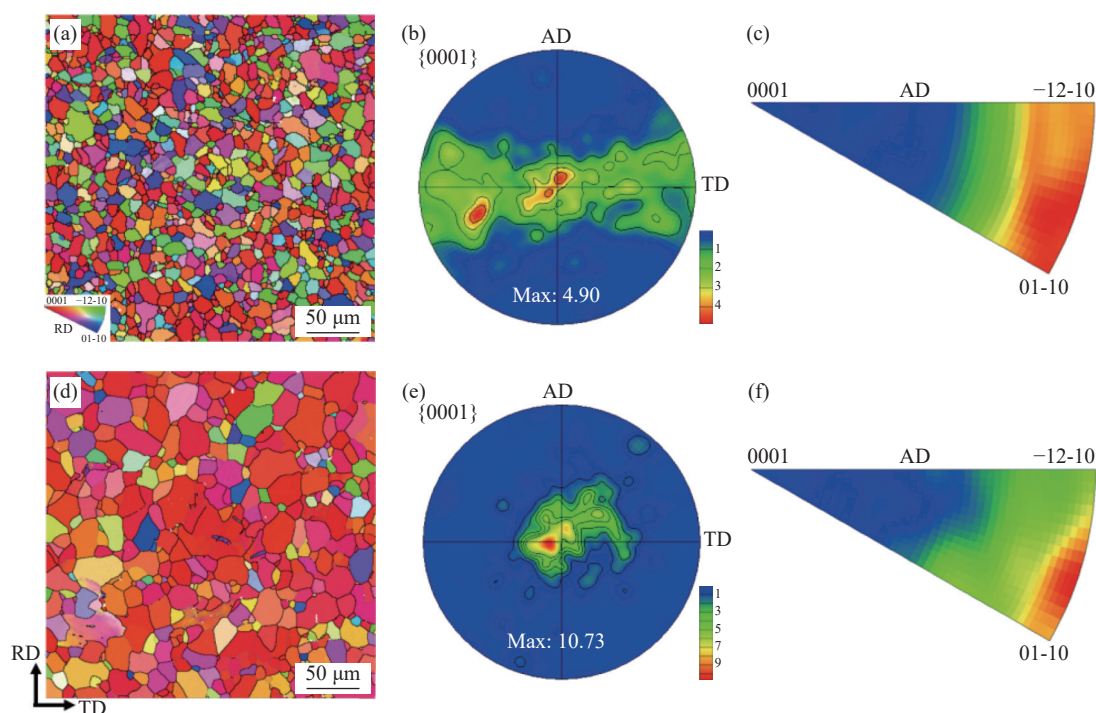
无划痕,然后配比体积 10% 高氯酸+90% 甲醇电解液,在 $-30 \sim -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下对试样测试面进行电解抛光除去表面应力层,电压为 25 V,电流保持在 $0.1 \sim 0.2\text{ mA}$,抛光时长控制在 $30 \sim 40\text{ s}$,电解抛光结束后,使用无水乙醇超声清洗试样。试样轴向、径向和周向分别表示为 AD、RD 和 TD,所有的微观组织表征都是在管材的 AD-RD 平面上进行的。

2 结果与讨论

2.1 冷轧坯料微观组织

图 1 显示了热轧和精锻冷轧坯料的微观组织,从图 1(a)(d) 可以看出热轧和精锻坯料晶粒大部分呈现为等轴晶粒,且热轧坯料的平均晶粒尺寸小于

精锻坯料,根据等效圆直径统计方法得出两种坯料平均晶粒尺寸分别约为 $8.59\text{ }\mu\text{m}$ 和 $12.96\text{ }\mu\text{m}$ 。图 1(b)(c)(e)(f) 是相应坯料的极图和反极图,两者的取向有明显的差别。从 $\{0001\}$ 极图可以知道,热轧坯料表现为沿 TD 方向非典型的双峰织构类型,并且整体织构分布范围较大,峰值织构强度为 4.90,而精锻坯料则为 $\{0001\}$ 强径向织构,大多数晶粒 c 轴集中分布于径向,峰值织构强度为 10.73。从反极图可以知道,热轧坯料的晶粒取向主要是 $\langle 01-10 \rangle // \text{AD}$ 和 $\langle -12-10 \rangle // \text{AD}$,精锻主要是近 $\langle 01-10 \rangle // \text{AD}$ 的晶粒取向。由此可知,Ti-2Al-2.5Zr 合金经过不同热加工工艺制备的坯料晶粒尺寸和织构类型有明显差异。



(a) ~ (c) 热轧坯料; (d) ~ (f) 精锻坯料

图 1 不同初始冷轧坯料的 IPF、极图和反极图

Fig. 1 IPF, pole figures and inverse pole figures for different initial cold rolled billets

2.2 管材多道次冷轧的微观组织

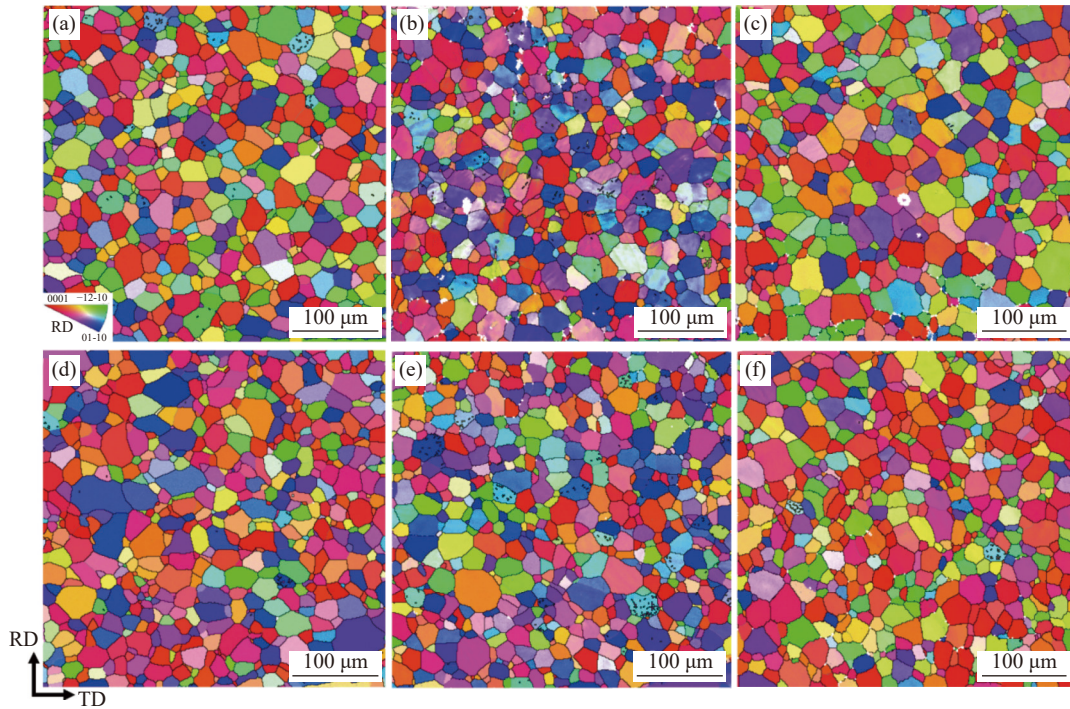
对两种坯料进行相同工艺条件的三道次皮尔格轧制,取各变形道次后的退火样品进行微观组织分析。图 2 是两种坯料在三道次皮尔格轧制退火后样品的 IPF 图,整体看来,所有状态下的微观组织都呈现为等轴晶粒,并且晶粒尺寸分布在 $15.49 \sim 18.11\text{ }\mu\text{m}$ 。对于热轧和精锻坯料,其晶粒尺寸存在明显的差异,经过冷轧变形和退火后的无缝管晶粒尺寸很接近,但晶粒取向存在差异。

图 3 是不同坯料冷轧不同道次的极图,其中

图 3(a1) ~ (a3) 是热轧坯料的织构演变,冷轧第一道次退火后,织构从坯料的沿 TD 非典型双峰织构变成多峰值织构组分,并且部分晶粒 c 轴明显向 TD 倾转 $50^{\circ} \sim 90^{\circ}$;冷轧第二道次退火后,基面径向织构弱化,晶粒 c 轴继续向 TD 倾转,直到 $70^{\circ} \sim 90^{\circ}$,同时存在强的 $\langle 11-20 \rangle // \text{AD}$ 织构;冷轧第三道次退火后,基面径向织构有所增强,晶粒 c 轴明显从 TD 向 RD 倾转,回到 $56^{\circ} \sim 79^{\circ}$ 。出现上述织构转变的原因和皮尔格轧制每一道次变形的 Q 值有关,在轧制过程中 Q 值是相对减壁量与相对减径量比值

($Q = \frac{\Delta t \cdot D_0}{t_0 \cdot \Delta D}$, 式中 Δt 为轧制壁厚变化量, t_0 为轧制前壁厚, ΔD 为轧制前后管材直径的变化量, D_0 为轧制前管材直径), Q 值调控对管材的组织产生有很大的影响。很多学者对于 Q 值对管材组织的影响已经进行了大量的研究, 当 Q 值相对较小时, 周向变形占优会导致晶粒 c 轴与周向大致平行, 而当 Q 值相

对较大时, 径向变形占优则会使晶粒 c 轴与径向平行^[9]。在试验中, 轧制一、二道次的 Q 值相对较小, 轧制三道次的 Q 值相对较大, 这也就导致在轧制一、二道次中, 峰值组织不断向 TD 倾转, 直到 $70^\circ \sim 90^\circ$, 而在三道次变形后, 峰值组织向 RD 倾转, 回到 $56^\circ \sim 79^\circ$ 。



(a) RZ-1pass; (b) RZ-2pass; (c) RZ-3pass; (d) JD-1pass; (e) JD-2pass; (f) JD-3pass

图 2 热轧和精锻坯料不同道次冷轧退火样品的 IPF 图

Fig. 2 IPF maps of cold rolled and annealed samples of hot-rolled and precision-forged billets with different passes

在相同的轧制工艺条件下, 精锻坯料冷轧组织演变规律与热轧坯料冷轧过程类似, 如图 3(b1)~(b3)所示, 第一道次变形退火后, 坯料的强径向组织有所弱化, 变成沿 TD 多峰值组织组分, 晶粒 c 轴向 TD 倾转 $24^\circ \sim 89^\circ$; 第二道次变形退火后, 晶粒 c 轴继续向 TD 倾转, 直到 $30^\circ \sim 90^\circ$, 并且一、二道次同时存在强烈的 $\langle 11-20 \rangle // AD$ 组织; 轧制三道次后, 晶粒 c 轴向 RD 倾转, 回到 $0^\circ \sim 58^\circ$, 基面径向组织增强。值得注意的是, 虽然在相同的轧制工艺条件下, 组织演变规律类似, 但两种坯料初始组织类型的明显差异导致变形后的组织也存在明显差异, 热轧坯料的基面双峰组织在三道次变形中向 TD 偏转的角度明显更大, 最终道次后达到 $56^\circ \sim 79^\circ$, 而精锻坯料具有的强基面径向组织类型在三道次变形中向 TD 偏转的角度明显更小, 最终道次后仅 $0^\circ \sim 58^\circ$, 这说明初始结构对管材组织演变有重要的影响。

图 4 是不同坯料冷轧不同道次的反极图, 热轧坯料第一道次变形退火后, 组织和坯料相似, 主要是

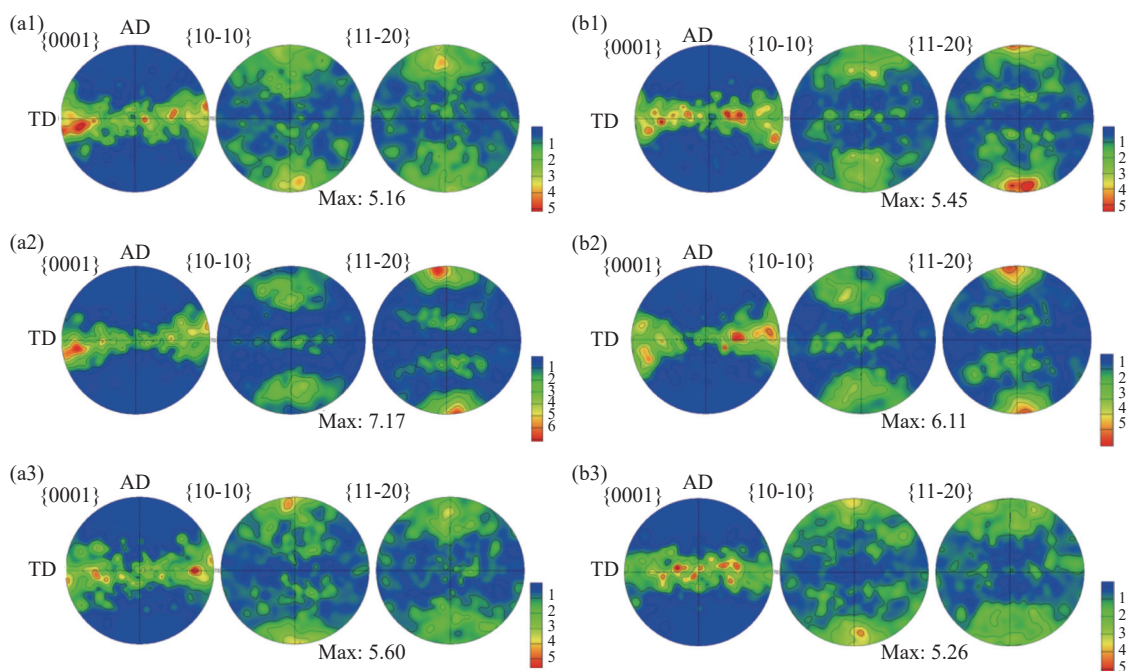
$\langle 01-10 \rangle // AD$ 和 $\langle -12-10 \rangle // AD$ 组织, 如图 4(a); 第二道次变形退火后, $\langle 01-10 \rangle // AD$ 组织弱化, 转变为 $\langle -12-10 \rangle // AD$ 组织, 如图 4(b); 而第三道次变形退火后, 组织转变为 $\langle 01-10 \rangle // AD$, $\langle -12-10 \rangle // AD$ 组织弱化, 如图 4(c)。图 4(d)~(f) 是精锻坯料的反极图, 组织演变类似。值得注意的是, 不管是热轧还是精锻坯料, 经过两道次轧制变形后, 其 $\langle 01-10 \rangle // AD$ 组织都逐渐弱化, 全部转变为 $\langle -12-10 \rangle // AD$ 组织, 这表明晶粒围绕 c 轴旋转了 30° ^[10]。

2.3 Kearns 因子及变形机制分析

为了进一步阐明不同初始结构类型对多道次冷轧过程组织演变的影响, 采用 $\{0001\}$ 、 $\{10-10\}$ 、 $\{11-20\}$ 面极图来描述组织分布特征。Kearns 因子是定量表征钛合金组织的重要参数, 其表示某一晶面上晶粒沿参考方向的百分比。在钛合金组织研究中常用 $\{0001\}$ 基面 Kearns 因子来判断晶粒取向, Kearns 因子是对组织的定量描述, 用于量化平行于特定方向的 $\{0001\}$ 晶面的有效分数, 其计算原理参考公式 (1)^[11]。

$$f = \int_0^{\pi/2} I_\varphi \sin \varphi \cos \varphi^2 d\varphi \quad (1)$$

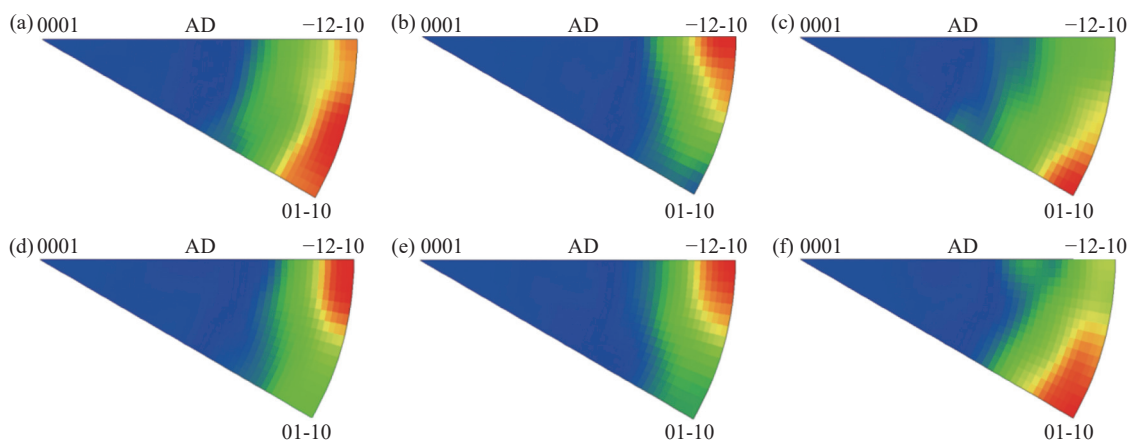
式中, $I_\varphi \sin \varphi$ 代表其 c 轴与参考方向成倾斜角 φ 的晶粒的体积分数。



(a1) RZ-1pass; (a2) RZ-2pass; (a3) RZ-3pass; (b1) JD-1pass; (b2) JD-2pass; (b3) JD-3pass

图 3 热轧和精锻坯料不同道次冷轧退火样品的极图

Fig. 3 Pole figures of cold rolled and annealed samples of hot-rolled and precision-forged billets with different passes



(a) RZ-pass1; (b) RZ-pass2; (c) RZ-pass3; (d) JD-pass1; (e) JD-pass2; (f) JD-pass3

图 4 热轧和精锻坯料不同道次冷轧退火样品的反极图

Fig. 4 Inverse pole figures of cold rolled and annealed samples of hot-rolled and precision-forged billets with different passes

图 5 是不同初始管坯三道次轧制过程中 Kearns- f 因子的演变, f_{AD} 均小于 0.15, 因此暂不考虑轴向织构。图 5(a) 热轧初始管材中, Kearns- f 因子主要以 f_{TD} 和 f_{RD} 为主, 分别为 0.406 和 0.491, 在前两道次轧制变形过程中, 由于轧制 Q 值较小, 晶粒 c 轴倾向于 TD 偏转, 周向织构增强, 径向织构减弱, 对应于冷轧管的 f_{TD} 逐渐增加, f_{RD} 逐渐下降; 在第三道次轧制过程中, 轧制 Q 值增大, 晶粒 c 轴更加倾向于 RD 偏转, 周向织构减弱, 径向织构增强,

冷轧管的 f_{TD} 下降, f_{RD} 增加。同样, 图 5(b) 精锻初始管材在三道次轧制变形过程中 Kearns- f 因子呈现相似的演变规律, 这与前面的极图分析结果相对应。此外, 径向织构已被证明是理想的织构, 有利于改善 HCP 结构管材的性能, 较强的径向织构有利于提高管材的抗壁厚减薄能力以及力学性能和成形性能^[12], 因此, 有必要关注径向织构的变化。精锻相比热轧坯料, 其主要为径向织构, f_{RD} 达到 0.704, 虽然两者的 Kearns- f 因子演变规律相似, 但可以明显注意

到, 本身具有更强径向织构的精锻坯料, 到三道次轧制变形后, 其 f_{RD} 比热轧更高。可以说明, 在相同的三道次变形下, 具有大 f_{RD} 的初始管更有利于成品管形成更强的径向织构, 这和 WEI 等人^[12] 得出试验结果一致。

钛合金的主要变形机制有滑移和孪生, 由于从微观组织中发现孪晶的含量非常少, 因此重点关注滑移机制。图 6 是不同坯料冷轧不同道次的施密特

因子 (Schmid Factor, SF) 分布图, 表 2 是对应的 SF 平均值, SF 图用于分析典型滑移系统的激活^[13]: 基面滑移-(0001) <11-20>, 柱面滑移-(10-10) <-12-10>, 锥面 <a>滑移-(10-11) <1-210>, 锥面 <c+a>滑移-(11-11) <11-2-3>。一般来说, 滑移系统的激活主要受 SF 和临界剪切应力 (CRSS) 的影响, 对于相同的钛合金材料来说, 不同滑移系的 CRSS 是固定的, 具有较高 SF 的滑移系统更易于被激活。

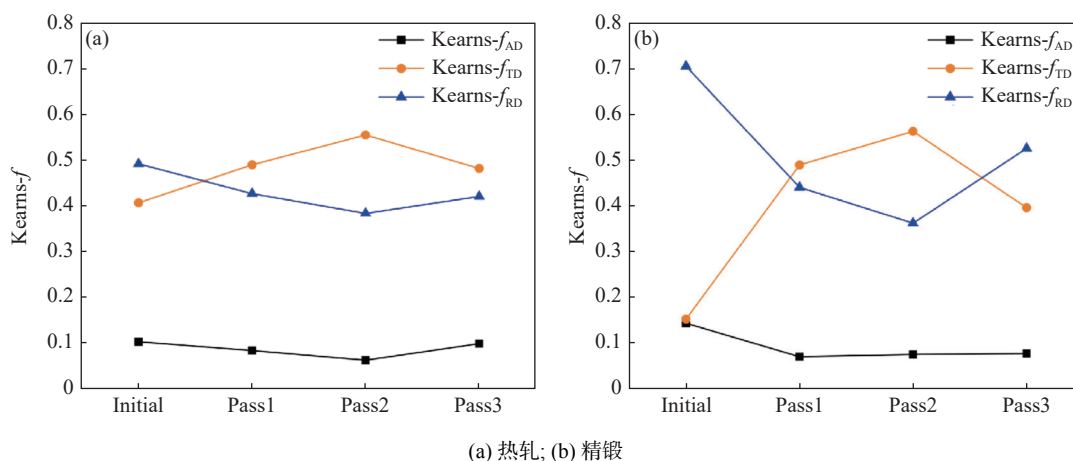
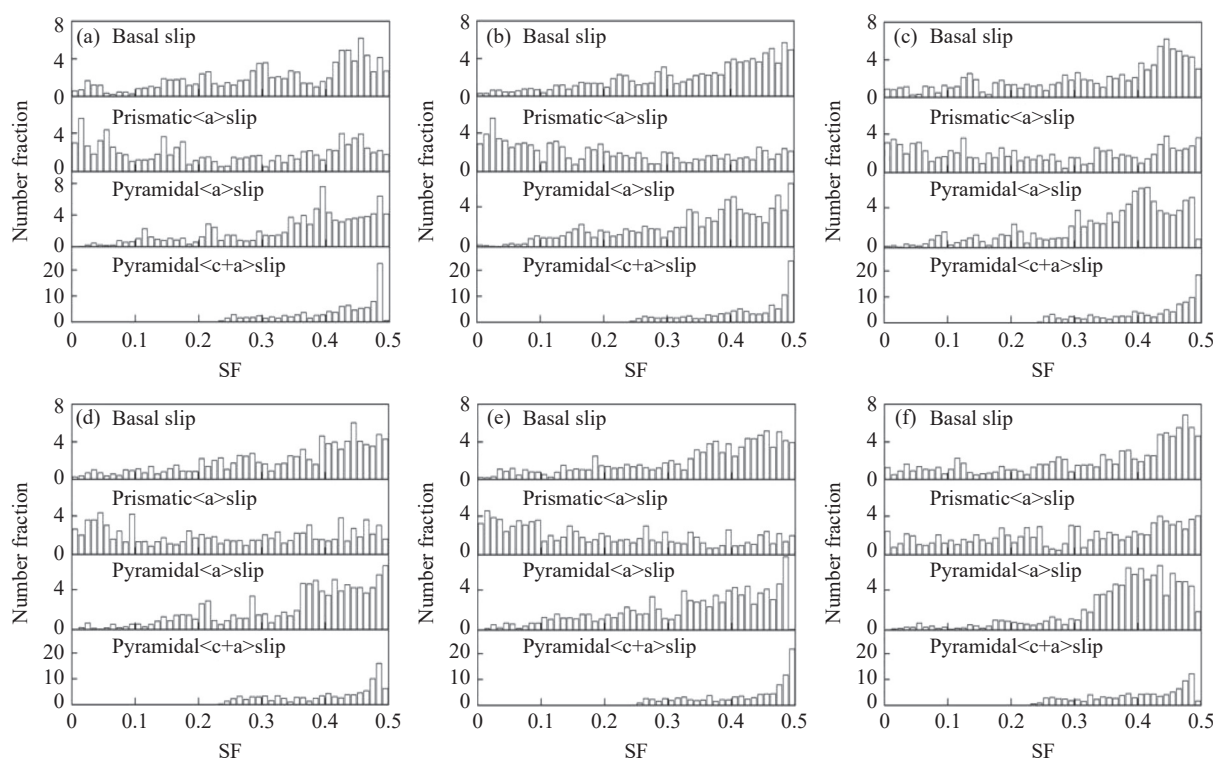


图 5 不同初始管坯三道次轧制过程中 Kearns- f 因子的演变
Fig. 5 Evolution of Kearns- f factors during three passes of rolling for different initial billets



(a) RZ-pass1; (b) RZ-pass2; (c) RZ-pass3; (d) JD-pass1; (e) JD-pass2; (f) JD-pass3

图 6 热轧和精锻坯料不同道次冷轧退火样品的施密特因子分布

Fig. 6 Distribution of Schmid factors of cold rolled and annealed samples of hot-rolled and precision-forged billets with different passes

表 2 不同状态下不同滑移系的平均 SF 值
Table 2 Average SF values for different slip systems in different states

	Basal slip	Prismatic <a> slip	Pyramidal <a> slip	Pyramidal <c+a> slip
RZ-pass1	0.320	0.243	0.350	0.418
RZ-pass2	0.340	0.213	0.342	0.425
RZ-pass3	0.326	0.248	0.348	0.413
JD-pass1	0.336	0.244	0.357	0.400
JD-pass2	0.339	0.208	0.333	0.422
JD-pass3	0.331	0.288	0.376	0.406

从图 6 中可以看到, 两种坯料的锥面<c+a>滑移 SF 均分布在 0.25 以上, 平均 SF 值已经达到 0.4 以上, 而其它滑移系的平均 SF 值偏小, 说明锥面<c+a>滑移在三道次轧制过程中明显被激活。由于钛合金中柱面滑移的 CRSS 在所有变形模式中最低, 尽管其 SF 值较低, 柱面滑移仍是主要的变形模式。众所周知, 柱面滑移将导致晶体绕 *c* 轴旋转, 而 *c* 轴的取向不会改变, 在拉伸孪晶、压缩孪晶和锥面<c+a>滑移的作用下, 晶体的 *c* 轴将向加载方向倾斜^[14], 而因孪晶的含量很低, 孪生作用忽略不计, 因

此可以认为, 影响冷轧径向晶粒强度的主要变形机制为锥面<c+a>滑移。

3 结论

通过对不同热加工工艺管坯开展三道次皮尔格冷轧退火过程组织演变研究, 系统揭示了不同初始织构对 Ti-2Al-2.5Zr 合金管材皮尔格轧制组织演变的影响, 得出以下主要结论:

1) 轧制一、二道次的 *Q* 值相对较小(0.9 ~ 1.1), 导致峰值织构不断向 TD 倾转, 而轧制三道次的 *Q* 值相对较大(2.5), 导致峰值织构向 RD 倾转。

2) 精锻坯料具有初始强径向织构, 其 f_{RD} 达到了 0.704, 在多道次皮尔格冷轧后, 更有利于成品管形成更强的径向织构。

3) 柱面滑移和锥面<c+a>滑移在多道次皮尔格冷轧过程中得到激活, 影响冷轧径向晶粒强度的主要变形机制为锥面<c+a>滑移(平均 SF 值达到 0.4 以上)。

参考文献

- [1] CHEN G, CHU T S, CUI Y, *et al.* Effect of surface nanocrystallization on high-cycle fatigue behavior of Ti-2Al-2.5Zr alloy tube[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 158: 10673.
- [2] ABE H, IWAMOTO T, YAMAMOTO Y, *et al.* Dimensional accuracy of tubes in cold pilgering[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 231: 277-287.
- [3] HE S T, ZENG W D, ZHAO Z B, *et al.* Analysis of anisotropy mechanism in relation with slip activity in near α titanium alloy pipe after Pilger cold rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164785.
- [4] LI H, WEI D, ZHANG H Q, *et al.* Texture evolution and controlling of high-strength titanium alloy tube in cold pilgering for properties tailoring[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 279: 116520.
- [5] WU J, WANG L, LIU X, *et al.* Evolution of microstructure and microtexture in Ti-2Al-2.5Zr during one pass cold pilgering[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(4): 1145-1151.
- [6] LI H, ZHANG H Q, YANG H, *et al.* Anisotropic and asymmetrical yielding and its evolution in plastic deformation: Titanium tubular materials[J]. International Journal of Plasticity, 2017, 90: 177-211.
- [7] HARVINDER S U, ANDREW H, JANARDHAN S. An EBSD study of texture variation along pilger reduced titanium alloy tubes[J]. Materials Science Forum, 2011, 702-703: 643-646.
- [8] QI Y, HUI S X, YE W J, *et al.* Effect of '*Q*' ratio on texture evolution of Ti-3Al-2.5V alloy tube during rolling[J]. Materials, 2022, 15(3): 817.
- [9] BIELER T R, EISENLOHR P, ZHANG C, *et al.* Grain boundaries and interfaces in slip transfer[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2014, 18(4): 212-226.
- [10] ZHU X Y, XING Y, JIANG J, *et al.* Effect of intermediate pass annealing on the microstructures and properties of Ti-3Al-2.5V tubes[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(3): 45-51.
(朱小勇, 邢远, 江健, 等. 中间道次退火对 Ti-3Al-2.5V 管材组织和性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(3): 45-51.)
- [11] LIU C Z, GUAN H, TAI Q G, *et al.* Microstructure, texture and mechanical studies of an inconspicuous shear band formed during hot compression of Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 698: 18-26.
- [12] WEI D, CHEN Y Y, YANG H, *et al.* An insight into texture evolution and tailoring during multi-pass cold pilgering of high-strength titanium alloy tubular materials[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 997: 174835.
- [13] FAN Y T, LU L W, LIU J B, *et al.* Effect of deformation temperature on microstructure and texture of AZ31 magnesium alloy processed by new plastic deformation method[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34: 2138-2152.
- [14] XU W L, YU J M, JIA L C, *et al.* Grain refinement impact on the mechanical properties and wear behavior of Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy after decreasing temperature reciprocating upsetting-extrusion[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(12): 3506-3519.