

轧制-拉拔-退火冷却协同调控下 Ti-3Al-5Mo-4.5V 钛合金组织与织构演变机制

孙小平^{1,2}, 刘 东¹, 杜予暄², 雷 磊^{1,3}, 张朋辉², 吴 聪⁴, 雷 蕃²

(1. 西北工业大学 材料学院 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(3. 长江大学 物理与光电工程学院, 湖北 荆州 434023)

(4. 陕西科技大学 机电工程学院, 陕西 西安 710021)

摘 要: 研究了 Ti-3Al-5Mo-4.5V (TC16) 合金棒材在轧制-拉拔-不同退火冷却 (水淬 (WQ)、空冷 (AC) 和炉冷 (FC)) 方式下微观组织和织构的协同演变机制。结果表明: TC16 钛合金棒材初始片层组织在两相区轧制和退火过程中通过动态再结晶和 α 相长大形成了由等轴 α 和 β 相组成的双相组织, β 相和 α 相分别形成了 $\langle 110 \rangle // Y$ (Y 为棒材轴向) 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // Y$ 的丝织构。热拉拔虽未改变织构类型, 但热拉拔变形导致内部晶粒取向梯度明显增加, 进而显著减弱织构强度。退火冷速速率对 α 相含量调控显著, 等轴 α 相含量由 WQ 的 36.8vol% 增至 FC 的 74.9vol%。不同冷速下的 β 相和 α 相织构类型与拉拔态织构一致。退火加热阶段 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变通过 Burgers 取向关系 (BOR) 继承并强化原始 β 相织构; 而冷却过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变因自适应效应触发变体选择, 导致 α 相织构强度增强。由此可见, 热处理可继承并强化轧制-拉拔织构, 而非重构其类型。本研究通过热加工-冷却协同调控策略, 为钛合金微观组织和织构优化提供参考和指导。

关键词: Ti-3Al-5Mo-4.5V 钛合金; 轧制-拉拔; 冷却速率; 微观组织; 织构

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0535-08

1 引言

Ti-3Al-5Mo-4.5V (TC16) 作为一种富 β 稳定元素的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 凭借其卓越的冷加工成形性, 在航空航天领域紧固件的冷成型制造中展现出显著的应用潜力^[1]。然而, 该合金在热加工过程中形成的微观组织与晶体学织构直接影响其冷加工性能及服役表现。研究表明, 轧制、拉拔等热变形工艺通过动态再结晶和相变行为调控 α/β 相比比例与形貌, 而冷却速率则进一步决定相变路径与变体选择, 最终影响微观组织及织构强度。这些微观组织通过位错滑移阻力、晶界强化等机制调控钛合金的后续冷加工成形性及最终宏观力学性能^[2-7]。因此, 解析热加工-热处理全流程中组织与织构的耦合演化机制, 是实现高性能 TC16 合金精密制造的关键科学问题。

在钛合金的相变中, α 相 (hcp) 与 β 相 (bcc) 之间的晶体学转变遵循 Burgers 取向关系 (BOR): $\{110\}_{\beta} // \{0002\}_{\alpha}$ 和 $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ 。理论上, 由于 β 相 (bcc) 的立方对称性, α 相在加热至 β 单相区时会生成 6 种等效的 β 变体。

而冷却过程中, 由于 α 相 (hcp) 的六方对称性较低, β 相理论上可衍生出 12 种等效的 α 变体^[8-10]。然而, 实际冷却过程中, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的变体选择行为并非完全随机, 而是受到动力学与热力学因素的协同调控。已有研究指出, 在部分钛合金中, 快速冷却倾向于形成接近理论值的 12 种 α 变体, 而降低冷却速率则会显著增强变体选择性^[11]。这种选择性的变体形成是导致特定微织构出现的关键机制^[11-13]。对于多数 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 冷却时 β 基体中会析出片层状 α 相, 其形貌对冷却速率高度敏感^[14]。值得注意的是, TC16 合金经两相区加热后冷却, 其 β 相倾向于析出等轴状 α 相, 同时残余 β 相也保持等轴形态, 最终形成独特的等轴 α +等轴 β 双相组织^[15-16]。尽管如此, 冷却速率对 TC16 合金微织构演化及相变行为的具体影响机制尚未充分阐明; 同时, 退火热处理对热拉拔态组织与织构的调控作用亦不明确。

鉴于此, 本研究旨在系统研究热变形和热处理对 TC16 合金显微组织、 α/β 相取向、变体选择和微织构的影

收稿日期: 2025-05-21

基金项目: 陕西省航空特种金属共性技术研发平台 (2024ZG-GXPT-03); 陕西省青年科技新星项目 (2022KJXX-84); 湖北省教育厅科研计划项目-中青年人才项目 (Q20231312)

作者简介: 孙小平, 男, 1987 年生, 博士生, 高级工程师, 西北工业大学材料学院, 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: sxp_sdo@c-wst.com

响。通过对轧制-拉拔-热处理全流程中微结构的表征和分析,重点揭示退火冷却方式对合金微结构的影响,为合金的热加工及热处理工艺优化提供参考。

2 实验

实验材料名义成分为 Ti-3Al-5Mo-4.5V (TC16),金相法测得其 β 相转变温度为 860 °C。TC16 棒材($\Phi 6$ mm)热变形和热处理工艺如下:在 β 单相区轧制获得直径为 $\Phi 45$ mm 棒材(D45R 态);将 $\Phi 45$ mm 棒材在两相区轧制至 $\Phi 12$ mm (D12R 态);两相区固溶炉冷得到退火态棒材(D12M 态);两相区热拉拔获得 $\Phi 6$ mm 棒材(D6R 态);对拉拔后的 $\Phi 6$ mm 棒材在两相区退火,通过调节退火冷却速率(水淬(WQ)、空冷(AC)和炉冷(FC))获得不同组织。

采用扫描电子电镜(SEM)对 TC16 钛合金棒材热变形和热处理过程中的微观组织演变进行观察和分析。为了分析上述过程中 TC16 钛合金的晶体取向分析,采用电子背散射衍射(EBSD)技术对不同阶段的微观组织进行表征。EBSD 分析是在装备了牛津 Symmetry™ EBSD 探测器的 JEOL 7800F 型场发射 SEM 中进行。测试参数为:加速电压 20 kV、工作距离 15 mm、样品倾角 70°,扫描步长 0.15 μm 。采集得到的 EBSD 数据通过 AZtecCrystal 软件进行了后续处理和分析。EBSD 样品的制备过程包括:首先利用 320#~2000#砂纸进行逐级打磨,然后进行室温下的电解抛光处理。电解抛光使用的是高氯酸和冰乙酸按体积比 1:16 混合的电解液,抛光参数设定为:电压约 56 V、电流约 0.8 A、抛光时间控制在 20 s 左右。

3 结果与讨论

图 1 展示了 TC16 合金 D45R、D12R 和 D12M 态棒材的微观组织演变。如图 1a 所示,经 β 单相区轧制制备的 D45R 态棒材,其 β 晶粒沿轧制方向呈显著拉长状(平均长度约 900 μm ,宽度约 180 μm ,长宽比约 5:1),表明热变形过程中的动态软化机制以动态回复为主导。随后的空冷过程中,这些拉长的 β 晶粒内部析出大量尺寸不均的片层 α 相(图 1b),其中较粗者厚度约 0.5 μm ,较细者仅约 0.2 μm 。因此,D45R 态组织主要由拉长的 β 晶粒基体、内部析出的片层 α 相及少量残余 β 相构成。这种细片层网篮组织的形成源于 β 单相区精锻与空冷的协同作用:(1)精锻过程在 β 晶粒内储存高密度位错,为后续 α 相析出提供了有效的非均匀形核位置;(2)空冷引入的较大过冷度显著提高了 α 相的形核驱动力。在空冷阶段初期,温度下降快,较大过冷度会促使 α 相在 β 晶粒内大量形核,先形核的 α 相有相对充足的长大动力和空间,形成较粗的 α 相。随着温度的降低,析出动力下降,后析出的 α 相也没有足够的长大动力,形成更加细小的针状 α 相,最终形成细小且密集的片层 α 相组织。

图 1c 为 TC16 经两相区轧制后 D12R 态棒材的微观组织。相较于 D45R 态,D12R 态组织呈现显著变化:大量等轴 α 相沿轧制方向拉长(厚度方向平均尺寸约 0.5 μm),部分相互连接呈长条状;相邻等轴 α 相间的 β 基体析出纳米级片层 α 相(厚度约 50 nm),同时部分 β 晶界处可见粗化片层 α 相(图 1d)。该组织演变源于轧制过程:两相区保温时,细小片层 α 相因界面能通过 Ostwald 熟化溶解,粗片层则粗化;轧制变形中,保留的粗片层 α 相在应变能驱动下发生动态再结晶(DRX),转变为等轴/长条状 α

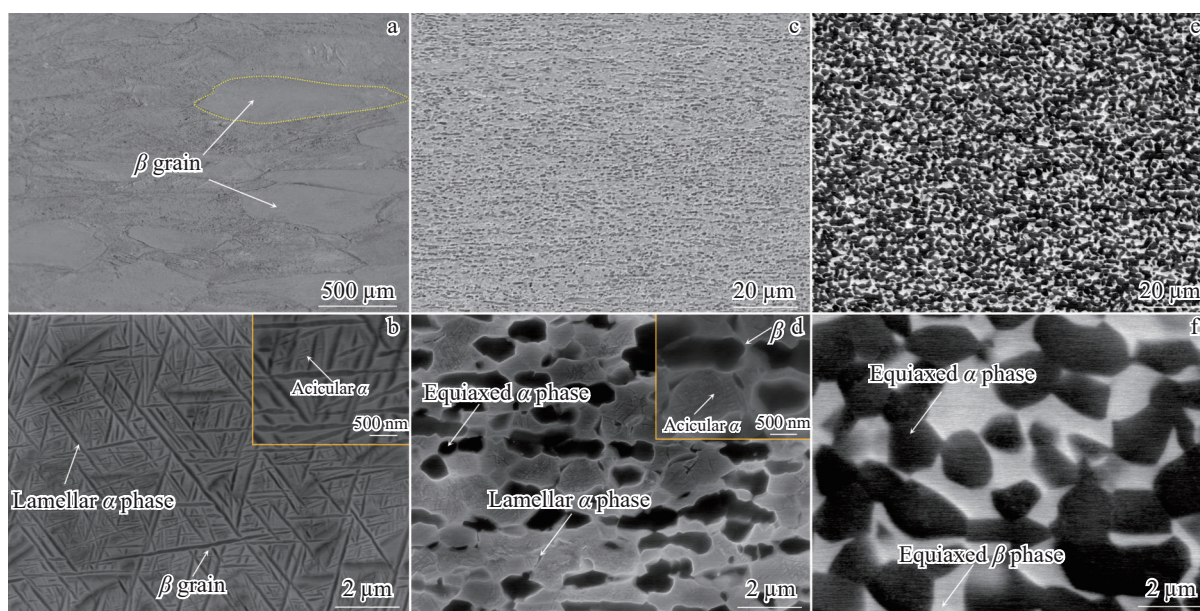


图1 TC16 合金不同状态微观组织

Fig.1 Microstructures of TC16 alloy at different states: (a-b) D45R, (c-d) D12R, and (e-f) D12M

相,同时 β 相通过动态回复(DRV)软化;空冷阶段,残余 β 相析出纳米片层 α 相。最终,D12R态形成由DRX产生的等轴/长条状初生 α 相、残余 β 相及其中析出的纳米片层次生 α 相构成的双态组织。

为消除D12R态棒材残余应力,对其进行了两相区固溶后炉冷处理,得到D12M态。如图1e所示,D12M态组织由 β 相和等轴 α 相组成。与D12R态相比,等轴 α 相显著长大至约1.5 μm 。尽管部分 α 相相互接触并在轧制方向(RD)略显拉长,但其拉长程度明显弱于D12R态。这表明固溶炉冷过程促进了 α 相的静态球化与等轴化:高温固溶保温使初始细小针状 α 相溶解;同时,轧态组织中保留一定位错密度的等轴/长条 α 相,在热力学驱动下发生静态再结晶,进一步促进等轴化。此外,炉冷过程中

α 相长大消耗了大量 α 稳定元素,导致后续冷却时元素贫化,抑制了片层 α 相的析出。

作为拉拔前的坯料,对D12M态进行了晶体取向分析(图2)。反极图显示 β 相和 α 相均形成典型层状结构,层内晶体取向相近。 β 相织构(图2d)呈现典型轧制丝织构,以强 $\langle 110 \rangle // Y$ (Y //棒材轴向)为主,其中 $\langle 110 \rangle // Y$ 且 $\langle 001 \rangle // X$ (X //半径方向)组分最强,同时存在较弱 $\langle 001 \rangle // Y$ 组分; α 相织构(图2i)则呈现强 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // Y$ 丝织构,包含强 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // Y$ 且 $\langle 0001 \rangle // X$ 及较弱 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // Y$ 且 $\langle 0001 \rangle // Z$ 组分,且其织构强度显著高于 β 相, α 相在轧制方向几乎全为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 取向,而 β 相集中在 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 001 \rangle$ 取向。

利用 Grain orientation spread (GOS $<2^\circ$ 为再结晶晶粒)分析表明: β 相(图2e)再结晶体积分数高达78.5%,表

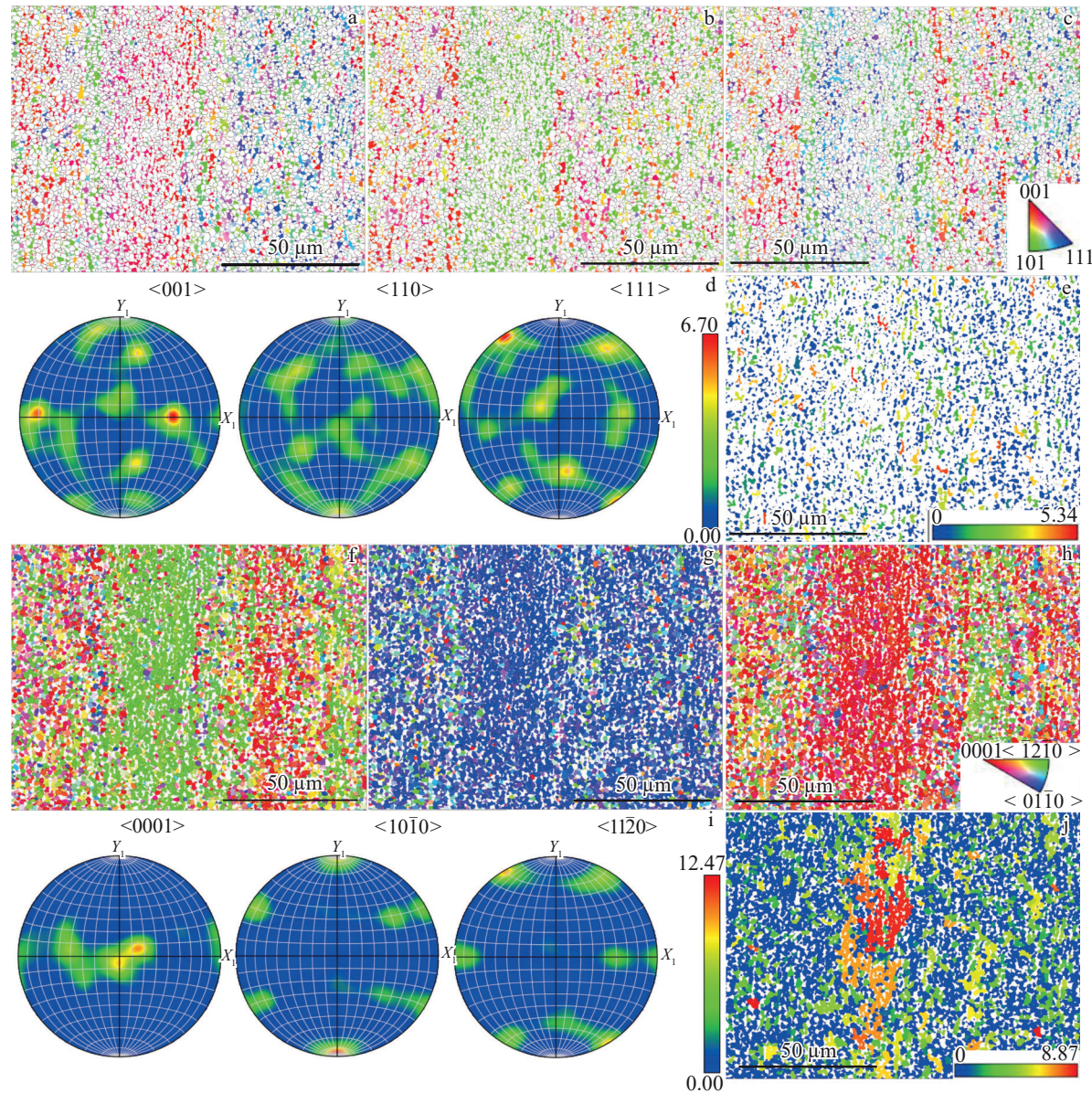


图2 D12M态棒材晶体取向分析

Fig.2 Crystal orientation analysis of the D12M-state bar: (a–c) IPFs of β phase (X_1, Y_1, Z_1); (d) pole figure of β phase; (e) GOS map of β phase; (f–h) IPFs of α phase (X_1, Y_1, Z_1); (i) pole figure of α phase; (j) GOS map of α phase

明固溶炉冷诱导了显著的 β 相静态再结晶,大幅降低位错密度;而 α 相(图2j)再结晶体积分数(65%)明显低于 β 相,且平均GOS值更高—这与 α 相宏区的存在密切相关,宏区内GOS值普遍较高($>5^\circ$),表明其以高位错密度的变形组织为主,热处理中未充分发生静态再结晶,晶内取向差未消除,宏区外区域则GOS值较低($0^\circ\sim 4^\circ$),主要为再结晶晶粒。

层状结构具有相近的取向构成了具有一定宽度的宏区,为了进一步分析这些宏区的晶体取向,对其进行了提取和分析。由图3 D12M态棒材的宏区极图分析显示: β 相宏区主导取向为 $\langle 110 \rangle // Y$ 且 $\langle 001 \rangle // X$, α 相宏区主导取向为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // Y$ 且 $\langle 0001 \rangle // Z$ 。关键的是, β 相 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 极图的特定极点分别与 α 相 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 极图的极点精确重合,这直接证实即使经历两相区轧制和退火,宏区内的 α/β 相依然遵循BOR。这与理论预期形成鲜明对比:单个 β 晶粒应随机析出12种等效 α 变体,导致弱织构。然而,宏区 α 相呈现高度单一的强织构,表明发生了显著的变体选择,这正是宏区形成的核心机制。宏区 α 相显著更高的GOS值进一步揭示:在固溶炉冷过程中,该区域再结晶程度低,主要依靠静态回复软化,未能消除晶内取向差,因此遗传了变形组织的晶体取向。

图4为热拉拔后D6R态棒材的晶体取向分布,其组织由细小等轴 α 相(23vol%)和 β 相(77vol%)构成。 β 相IPF图(图4a)呈现沿拉拔方向的层状织构(颜色一致区域),而 α 相取向分布相对均匀。由极图(图4b、4f)分析表明, β 相形成强 $\langle 110 \rangle // X$ (轴向)且 $\langle 001 \rangle // Z$ (径向)织构; α 相呈现 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // X$ 丝织构,其中 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // X$ 且 $\langle 0001 \rangle // Y$ 组分较强,且 β 相织构强度整体高于 α 相。值得

注意的是,部分区域 α 相 $\{0001\}$ 面与 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向分别平行于 β 相 $\{110\}$ 面与 $\langle 111 \rangle$ 方向(图4b、4e),符合BOR,但剧烈变形也导致部分 α/β 相偏离BOR。与D12M态相比,热拉拔削弱了层状织构特征,这与 α 相的显著变形直接相关—GOS分布(图4c、4f)显示, β 相和 α 相再结晶分数分别为74%和61.5%,且 α 相GOS最大值达 10.4° ,表明其变形更剧烈,高位错密度区增加,导致层状区域取向差增大。

对拉拔后的D6R态棒材进行了两相区保温后水淬(WQ)、空冷(AC)和炉冷(FC)处理。图5为D6R态棒材WQ、AC和FC后 β 相和 α 相的反极图和极图。可见,AC的 β 相含量(58.7vol%)略低于WQ(63.2vol%)。FC的 β 相含量(25.1vol%)大幅下降。相对应,WQ、AC和FC的 α 相含量分别为36.8vol%、41.3vol%、74.9vol%。根据IPF图分析(图5a~5c),在3种冷却速率下,微观组织中的 β 相均沿拉拔方向形成层状织构。这些层状结构的界面清晰可辨,且各层内部的 β 相晶体取向呈现高度一致性。对于WQ(水淬)、AC(空冷)和FC(炉冷)3种冷却工艺, β 相的织构组分和强度均保持高度一致性,其织构较热拉拔态试样展现出明显的遗传性。尽管IPF图(图5a~5c)显示 α 相取向随机,但极图定量分析表明 α 相存在明显的织构特征,且3种冷却条件下 α 相的织构组分和强度相近,且与热拉拔后的织构类型基本一致。此外,WQ、AC和FC中 α 相的 $\{0001\}$ 面和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向分别平行于 β 相的 $\{110\}$ 面和 $\langle 111 \rangle$ 方向,表明这些 α 相与母相 β 相保持BOR关系。 α 相特定的织构组分进一步证实了冷却过程中, β 相向 α 相的转变过程中伴随着 α 相的变体选择。

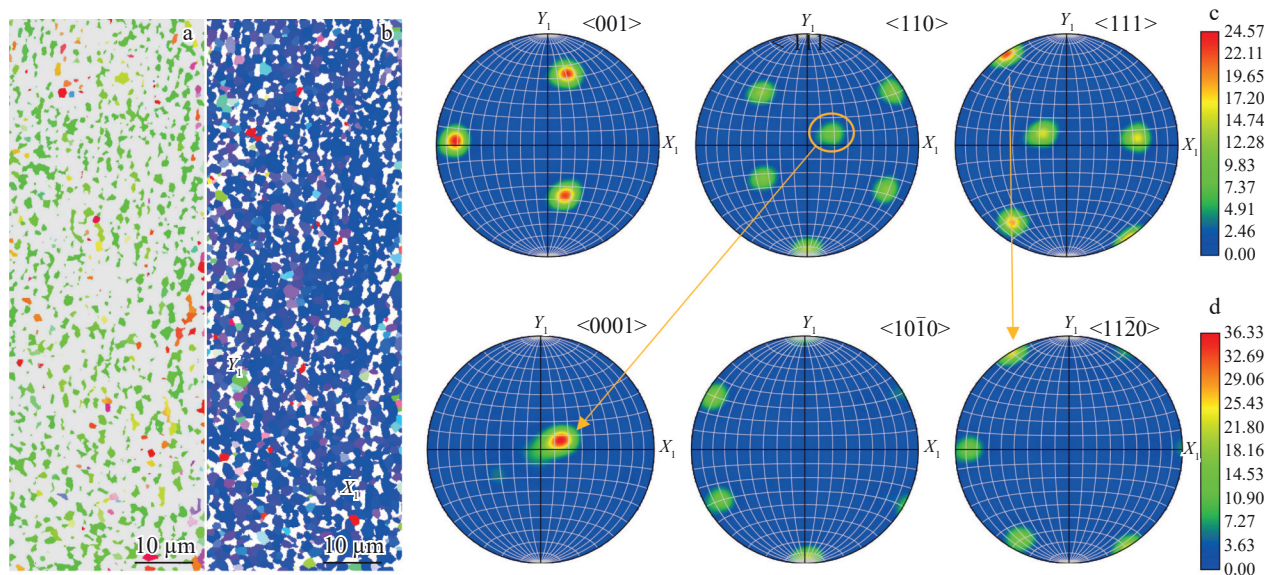


图3 D12M态棒材宏区取向分析

Fig.3 Macro-zone orientation analysis of the D12M-state bar: (a) Y-direction IPF of β phase; (b) Y-direction IPF of α phase; (c) pole figure of β phase; (d) pole figure of α phase

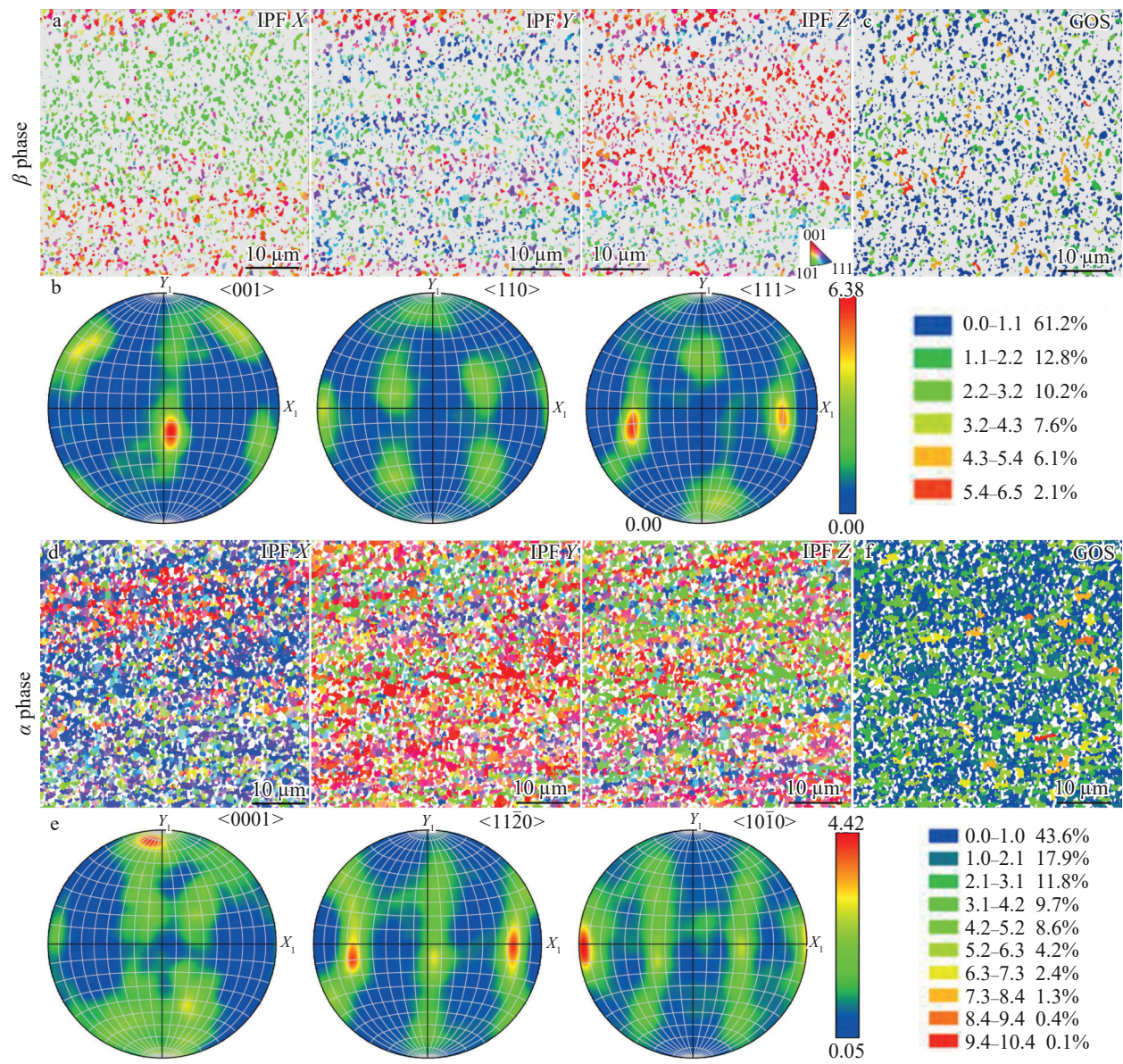


图4 D6R棒材热拉拔EBSD分析

Fig.4 EBSD analysis of hot-drawn D6R-state bar: (a) IPF of β phase; (b) pole figure of β phase; (c) GOS map of β phase; (d) IPF of α phase; (e) pole figure of α phase; (f) GOS map of α phase

理论上,从 β 相(bcc)向 α 相(hcp)相变过程中,每个 β 晶粒中可以析出12种变体,这12种变体相邻时可以构成单独的5种取向差轴角对。若这些变体析出的概率相同,那么 α 相的取向是均匀分布的。然而,由上述描述可知, α 相在相变过程中发生了变体选择,形成了微织构,进而导致5种取向差轴角对的比例发生改变。如图6a~6f所示,结合取向差分布图和局部反极图分析,可以确定出相变过程产生的变体类型。WQ、AC和FC3种微观组织中的 β 相取向差分布相近,而 α 相的取向差分布存在差异,在 $2^{\circ}\sim 20^{\circ}$ 、 $50^{\circ}\sim 70^{\circ}$ 和 $85^{\circ}\sim 95^{\circ}$ 范围内出现3个较明显的峰(图6d~6f)。其中, $50^{\circ}\sim 70^{\circ}$ 处的峰值分别对应 $60^{\circ}/[11\bar{2}0]$ 、 $60.83^{\circ}/[\bar{1}.377\bar{1}2.3770.359]$ 、 $63.26^{\circ}/[\bar{1}055\bar{3}]$, $2^{\circ}\sim 20^{\circ}$ 和 $85^{\circ}\sim 95^{\circ}$ 处的峰值分别属于 $10.53^{\circ}/[0001]$ 和 $90^{\circ}/$

$[1\bar{2}.38\bar{1}.380]$ 。 $50^{\circ}\sim 70^{\circ}$ 峰所占面积最大,这表明相变时 β 相更倾向于形成接近 60° 取向的 α 变体,进而造成微织构的形成。如图6g~6i所示,从FC微观组织中选取了部分 α 相和 β 相组成的区域,极图显示 α 晶粒和周围的 β 晶粒之间符合BOR取向关系。此外,随冷速的降低, 60° 附近峰值增大,进一步证实了 α 相微织构的形成归因于 β 相发生了明显的变体选择。

综上所述,热拉拔过程中 β 相形成的层状织构在随后的热处理中并未消失,反而使得织构强度变强,且热处理后 β 相的织构组分和热拉拔后的相近,表现出织构遗传性。在加热到两相区过程中,根据相平衡理论,部分 α 相转变为 β 相,在随后的冷却过程中,部分 β 相生成 α 相,而剩余的 β 相保留至室温。热处理后

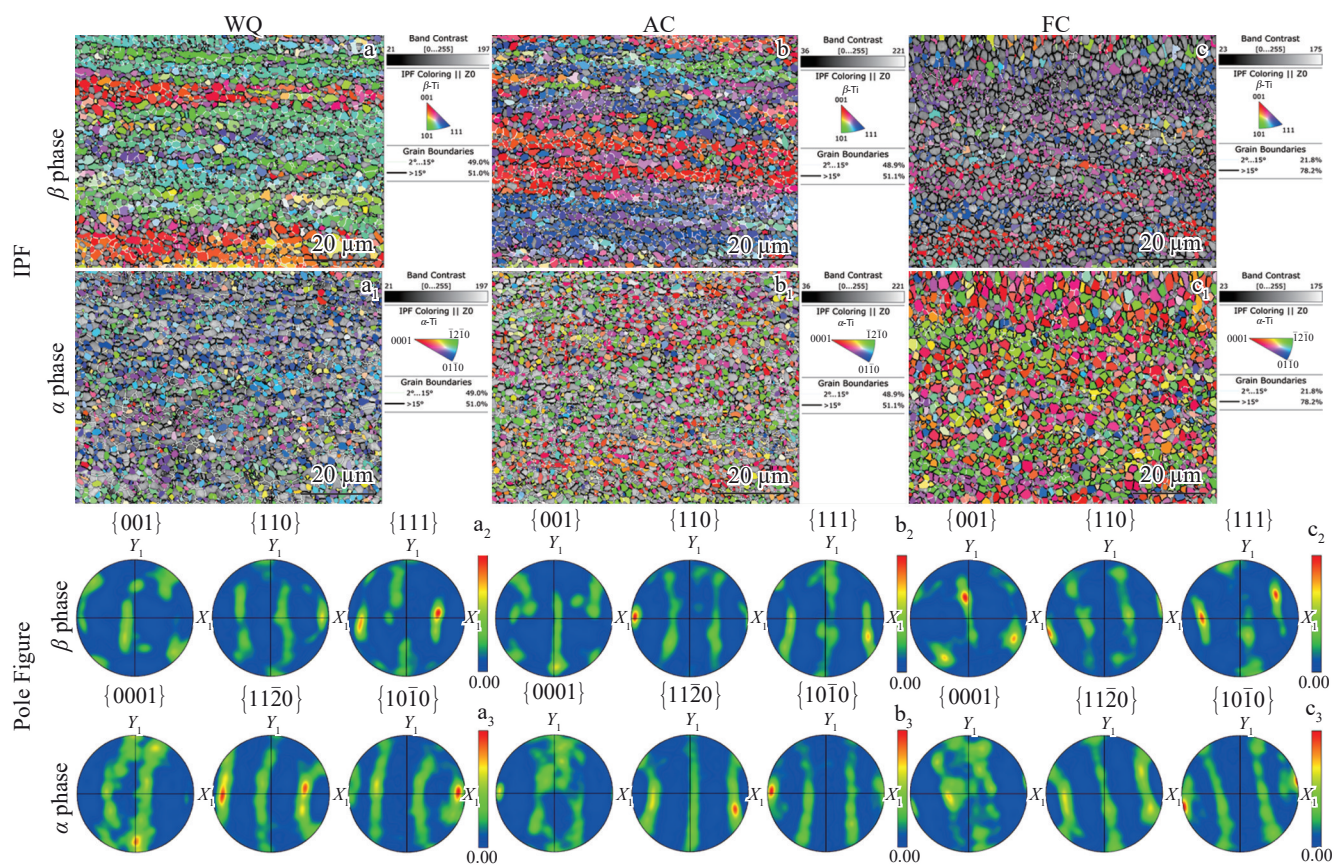


图5 不同冷速退火后 β 相和 α 相的反极图和极图

Fig.5 IPFs (a-c, a₁-c₁) and pole figures (a₂-c₂, a₃-c₃) of β phase (a-c, a₂-c₂) and α phase (a₁-c₁, a₃-c₃) after annealing at different cooling rates

β 相的组织强度增加,表明加热过程中 α 相生成了和原始 β 相取向一致的 β 相。这主要是因为新形成的 β 相倾向于在预先存在的 β 相界面处形核和长大,维持相同的晶体取向^[17]。不同冷却速率下 β 相组织组分和强度基本相同,说明冷却过程对两相区保温时形成的 β 相取向影响不大,也进一步证实加热过程形成了和预先存在的 β 相取向一致的新 β 相。

冷却后形成的 α 相组织组分(三者重合度较高且组织强度相差无几)和热拉拔后的基本一致,但是组织强度更高,这表明冷却过程发生了显著的变体选择(α 相以长大为主,遗传了初始的 α 相取向,并没有形成新取向)。关于 bcc 和 hcp 的变体选择,已对钛和锆等材料有所讨论^[4,13,18-22]。研究表明,变体选择受到3个主要因素的影响:(1)热循环过程体积变化导致应力的产生;(2)在高温相界面处未转变的初始相或第二相残留薄膜,在冷却过程中可能作为形核点;(3)在高温相中形成具有某些取向的低温相成核的最佳特性的晶界。在本研究中,尽管两相区热处理后部分初始等轴 α 相得以保留,但冷却后形成的 α 相呈现较分散的等轴形态,且粒径并未随着冷却速度的降低而显著增大。此外,多数 α 相和 β 相之间保持 BOR 关

系,这意味着冷却过程原始等轴 α 相并非作为新 α 相的形核点。对于第(3)个因素,本研究中的钛合金经热拉拔后 β 相形成沿着拉拔方向的层状结构,层内取向一致,说明热拉拔造成原始 β 晶粒沿着拉拔方向变形。在后续热处理的冷却过程中,各层 β 相生成的等轴 α 相取向无明显区别,且生成的等轴 α 相尺寸较小并呈弥散分布,表明第(3)因素也不是本研究中发生变体选择的原因。因此,可以确定第(1)个因素是影响该合金变体选择的根本原因。考虑到母相和生成相之间的对称性和 BOR,单个 β 晶粒内 α 相的变体取向多达12种,每种变体具有不同的转变应变。当这些变体相邻时,它们的弹性自适应程度不同,与晶界接触时的界面能也各异。因此,在冷却过程中,变体选择现象通常会出现,这会导致转变微结构的形成。研究表明,通过生成三种特定的 α 变体,使得存在 $60^\circ < 11\bar{2}0 >$ 和 $63.26^\circ < 10\bar{1}0 >$ 的取向差,可实现最佳的自适应程度,也就是不同变体之间能够通过特定的取向关系减少内应力,从而在材料内部形成更加稳定的结构^[23-24]。这和本研究中结果相一致,证实了自适应机制是 Ti-3Al-5Mo-4.5V 合金两相区退火热处理过程中微结构形成的根本原因。

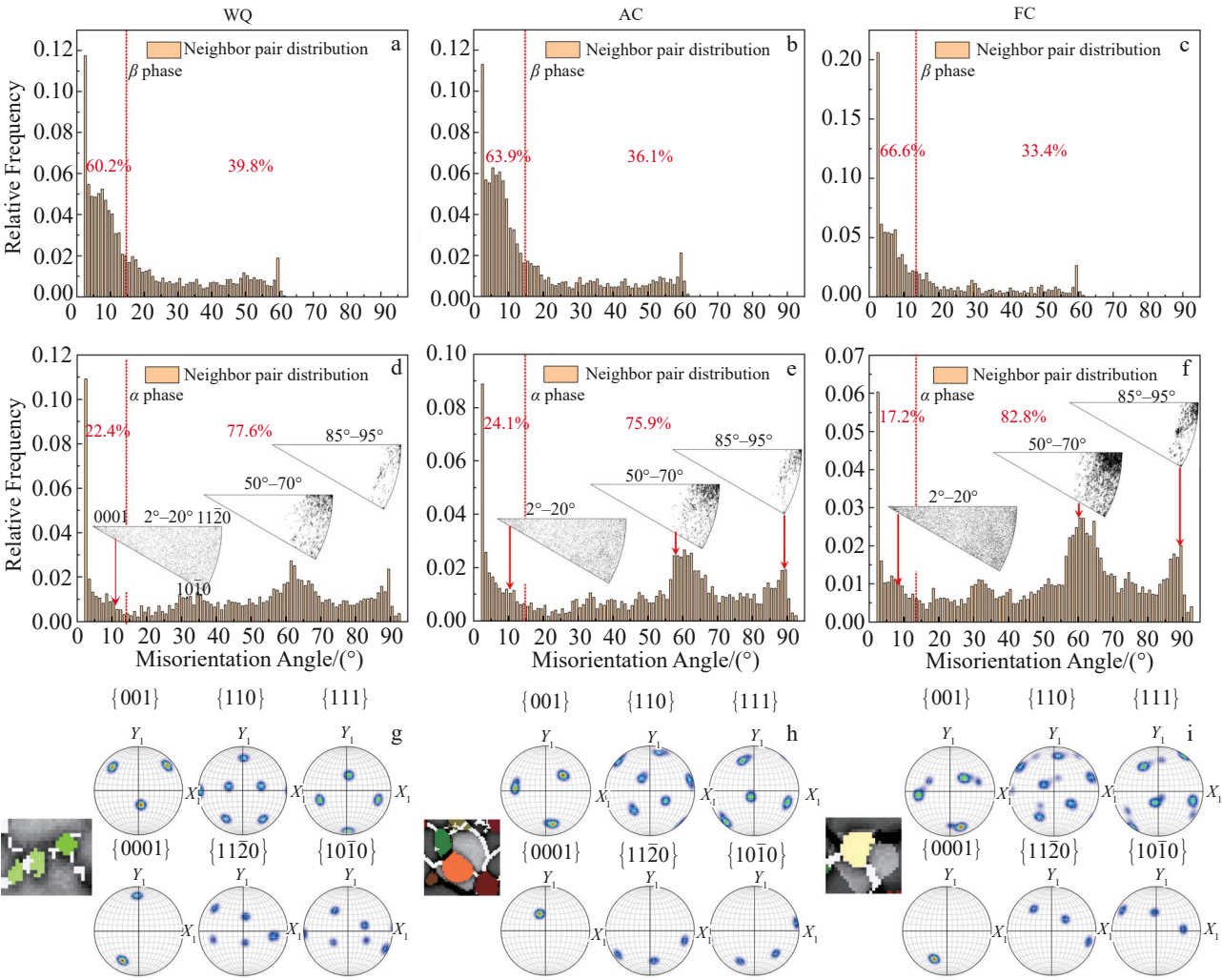


图6 WQ、AC和FC 3种冷却条件下 β 相、 α 相以及 α 相和 β 相之间的取向关系分析

Fig.6 Analysis of the orientation relationship of β phase, α phase and the between α phase and β phase under cooling condition of WQ, AC and FC: (a–c) misorientation distribution maps of β phase; (d–f) misorientation distribution maps of α phase; (g–i) crystallographic orientation relationships between α phase and β phase under FC condition

4 结论

1) Ti-3Al-5Mo-4.5V 合金棒材初始 α 片层组织在两相区轧制时通过动态再结晶形成等轴 α 相,在随后退火过程中通过等轴 α 相的长大形成了等轴 α 相和等轴 β 相的双相组织。轧制退火后 β 相形成了较强的 $\langle 110 \rangle$ //棒材轴向的丝织构,其中 $\langle 001 \rangle$ //棒材轴向且 $\langle 110 \rangle$ //棒材径向的组分强度最高。 α 相形成了强的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ //棒材轴向的丝织构。轧制退火后组织中的宏区位置处等轴 α 相和 β 相保持伯格斯特取向关系,说明了 α 相发生了变体选择。

2) 热拉拔后棒材织构类型与轧制退火棒材相一致,相比于轧制退火态棒材,热拉拔后 β 相和 α 相的GOS值均有所增加,揭示了热拉拔过程中两相均发生了一定程度的变形,晶粒内部的位错密度增加,导致晶粒内部取向梯度增加,降低了织构强度。此外,热拉拔棒材经过退火处理后,不同的冷却方式显著影响了合金的微观组织,水

冷(WQ)组织与空冷(AC)组织中的相含量较为接近,而炉冷组织中的 β 相含量显著下降至25vol%。

3) 3种冷却方式下TC16钛合金棒材 β 相与 α 相织构类型基本一致,遗传了热拉拔工艺的织构,说明 β 相和 α 相织构并未因退火热处理而得到消除。加热过程中, α 相依据BOR转变为与原始 β 相取向一致的新 β 相,导致 β 相的织构组分与热拉拔后相近,且织构强度有所增加,显示出明显的织构遗传性。冷却时,为了尽可能降低相变引起的界面能, α 相变体之间的取向差主要集中在 $60^\circ \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $63.26^\circ \langle \bar{1}055 \rangle$,实现了最佳的自适应程度。这种自适应有助于减少内应力,促进了材料内部更稳定结构的形成,并由此造成热处理后 α 相织构强度高于热拉拔态。

参考文献 References

[1] Yang Wanbo(杨万博), Huo Yuanmin(霍元明), He Tao(何涛) et

- al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 386
- [2] Dong Yue, Liu Xingang, Zou Junjie *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 113: 1
- [3] Ning Zhaoyong(宁昭勇), Xin Shewei(辛社伟), Zhou Wei(周伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(5): 1254
- [4] Song Bo, Xi Honglei, Fu Yu *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(11): 3001
- [5] Gu Bin, Xiong Zhihao, Yang Pin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(9): 2420
- [6] 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
- [7] Hu Kongliang, Huang Chaowen, Zeng Hongtao *et al. Rare Metals*[J], 2024, 43(12): 6673
- [8] 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
- [9] Seward G G E, Celotto S, Prior D J *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(4): 821
- [10] Obasi G C, Soran B, João Q D F *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(3): 1048
- [11] Lei Lei, Zhao Qinyang, Wu Cong *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 99: 101
- [12] Kamath R R, Nandwana P, Ren Y *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 46: 102136
- [13] Fernández D S, Wynne B P, Crawforth P *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2021, 142: 105949
- [14] Lei Lei(雷磊), Zhu Qiwei(朱琦玮), Zhao Qinyang(赵秦阳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5): 1449
- [15] Xue Qi, Ma Yingjie, Lei Jiafeng *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(12): 2325
- [16] Gao Xiongxiang, Zeng Weidong, Zhang Saifei *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 122: 298
- [17] Obasi G C, Moat R J, Prakash D G L *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(20): 7169
- [18] Cao Yucheng, Xia Liang, Feng Pengfei *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2023, 575: 154230
- [19] Lu S L, Todaro C J, Sun Y Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 113: 14
- [20] Shi Rongpei, Wang Yuanyuan. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(16): 6006
- [21] Zhou Yu, Wang Wang, Xin Renlong *et al. Materials Letters*[J], 2020, 271: 127766
- [22] Shi R P, Dixit V, Viswanathan G B *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 102: 197
- [23] Beladi H, Chao Q, Rohrer G S. *Acta Materialia*[J], 2014, 80: 478
- [24] Farabi E, Tari V, Hodgson P D *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 169: 110640

Microstructure and Texture Evolution Mechanism of Ti-3Al-5Mo-4.5V Titanium Alloy Under the Synergistic Control of Rolling-Drawing-Annealing Cooling

Sun Xiaoping^{1,2}, Liu Dong¹, Du Yuxuan², Lei Lei^{1,3}, Zhang Penghui², Wu Cong⁴, Lei Fan²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Superconducting Materials Technology Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(3. College of Physics and Optoelectronic Engineering, Yangtze University, Jingzhou 434023, China)

(4. School of Mechanical and Electrical Engineering, Shaanxi University of Science and Technology, Xi'an 710021, China)

Abstract: The synergistic evolution mechanism of microstructure and texture of Ti-3Al-5Mo-4.5V (TC16) alloy bar was revealed under rolling-drawing-different annealing cooling (water quenching (WQ), air cooling (AC) and furnace cooling (FC)). The results show that the initial lamellar structure of TC16 titanium alloy bar has a dual-phase structure composed of equiaxed α and β phases through dynamic recrystallization and α phase growth during two-phase rolling and annealing. The β phase and α phase form the axial silk texture of $\langle 110 \rangle // \text{bar}$ and $\langle 10\bar{1}0 \rangle // \text{bar}$, respectively. Although hot drawing does not change the texture type, the hot drawing deformation leads to a significant increase in the internal grain orientation gradient, which in turn significantly weakens the texture intensity. The annealing cooling rate has a significant effect on the content of α phase, and the content of equiaxed α phase increases from 36.8vol% (WQ) to 74.9vol% (FC). The texture types of β phase and α phase at different cooling rates are consistent with the drawn texture. The $\alpha \rightarrow \beta$ phase transition in the annealing heating stage retains and strengthens the original β phase texture through the Burgers orientation relationship. During the cooling process, the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transition triggers the selection of variants due to the adaptive effect, resulting in an increase in the texture strength of the α phase. It can be seen that heat treatment can retain and strengthen the rolling-drawing texture, rather than reconstruct its type. This study provides reference and guidance for the optimization of microstructure and texture of titanium alloy through the synergistic control strategy of hot processing and cooling.

Key words: Ti-3Al-5Mo-4.5V titanium alloy; rolling-drawing; cooling rate; microstructure; texture

Corresponding author: Sun Xiaoping, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: sxp_sdo@c-wst.com