

不同初始组织 TC4 钛合金在两相区热变形中的组织演变

王勤波¹, 万璐欣², 蒲超博¹, 王少阳¹, 郭金榜¹, 魏钰¹, 高飞¹, 赵金星¹

(1. 宝鸡钛业股份有限公司, 陕西 宝鸡 721014)

(2. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

摘要: 对热轧态 TC4 钛合金板材进行不同冷却方式的热处理, 使其获得不同的初始组织。通过 Gleeble 热模拟实验研究了 TC4 钛合金在两相区(变形温度为 700~800 °C, 应变速率为 0.5 s⁻¹, 变形量为 20%~80%)的热变形行为, 分析了变形温度、变形量等参数对合金热变形行为及组织演化的影响。结果表明, 在应变速率和变形量一定的情况下, 峰值应力随着变形温度的升高而明显降低。水冷试样表现出最高的流变应力及显著的动态软化特征, 而炉冷试样流变应力最低且趋于稳态流动。变形量为 40%时, 再结晶晶粒于原始晶界形核, 呈现典型“项链状”结构, 即发生不连续动态再结晶(DDRX)。随着变形量的增大, 动态再结晶体积分数增加, 晶粒等轴化程度提高。相同变形参数下, 水冷试样获得的细片层组织晶粒细化效果最显著, 其在变形温度 800 °C、变形量 80%条件下可获得细小等轴组织。这是由于片层 α 相与基体 β 相保持着 Burgers 取向关系, 位错更容易切过 α/β 相界面, 促进了 α 相的球化与再结晶。

关键词: TC4 钛合金; Gleeble 热模拟; 微观组织演化; 动态再结晶

中图分类号: TG306; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)02-007-09

Microstructure Evolution of TC4 Titanium Alloy with Different Initial Microstructures During Hot Deformation in Two-phase Region

Wang Qinbo¹, Wan Luxin², Pu Chaobo¹, Wang Shaoyang¹, Guo Jinbang¹, Wei Yu¹, Gao Fei¹, Zhao Jinxing¹

(1. Baoji Titanium Industry Co., Ltd., Baoji 721014, China)

(2. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Hot-rolled TC4 titanium alloy plate was subjected to heat treatment with different cooling methods to obtain various initial microstructures. The hot deformation behavior of TC4 titanium alloy in the two-phase region (deformation temperature of 700–800 °C, strain rate of 0.5 s⁻¹, deformation amount of 20%–80%) was investigated by Gleeble thermal simulation. The effects of parameters such as deformation temperature and deformation amount on the hot deformation behavior and microstructure evolution of alloy were analyzed. The results show that, at a constant strain rate and deformation amount, the peak stress decreases significantly with increasing deformation temperature. Water-cooled specimen exhibits the highest flow stress and pronounced dynamic softening characteristics, while furnace-cooled specimen shows the lowest flow stress and tends to exhibit steady-state flow. At a deformation amount of 40%, recrystallized grains nucleate at the original grain boundaries, presenting a typical “necklace-like” structure, which indicates the occurrence of discontinuous dynamic recrystallization (DDRX). With increasing deformation, the volume fraction of dynamically recrystallized grains increases, and the grains become more equiaxed. Under the same deformation parameters, the water-cooled specimen, which possesses a fine lamellar initial microstructure, achieves the most significant grain refinement, and a fine equiaxed structure can be obtained at a deformation temperature of 800 °C and a deformation amount of 80%. This is attributed to the fact that the lamellar α phase maintains a Burgers orientation relationship with the β matrix, allowing dislocations to easily cross the α/β phase interfaces, thereby promoting the

spheroidization and recrystallization of the α phase.

Keywords: TC4 titanium alloy; Gleeble thermal simulation; microstructure evolution; dynamic recrystallization

收稿日期: 2025-08-20

基金项目: 陕西省重点研发计划项目(2023KXJ-085)

通信作者: 王勤波(1980—), 男, 高级工程师。

TC4(Ti-6Al-4V)合金是一种 $\alpha+\beta$ 型双相钛合金, 具有比强度高、断裂韧性好、疲劳性能优异、耐腐蚀、焊接性能优良等优点, 在航空航天、兵器、海洋工程及生物医用等领域得到了广泛应用^[1-4]。

钛合金的组织 and 性能对热变形参数比较敏感^[5-7]。大量研究表明, 钛合金高温变形行为和组织演化不仅与变形温度、变形量以及应变速率等因素相关, 同时还受到初始组织类型及微观组织参量的影响^[8-11]。当钛合金在 β 相区热加工时, β 晶粒发生变形, 几何动态再结晶(GDRX)和连续动态再结晶(CDRX)等动态软化机制启动。Fan 等人^[12]研究发现, TA15 钛合金在 β 单相区变形时, 再结晶所需的临界应变较高, 且形核速率低, 导致组织不均匀。Ghasemi 等人^[13]研究发现, TC11 钛合金在 β 单相区变形过程中, 增加应变速率和降低变形温度更容易发生动态再结晶, 而在高温低应变速率下, 更容易发生动态回复。Park 等人^[10]研究发现, TC4 钛合金在两相区高温变形过程中的软化行为, 主要归因于 α 丛域的旋转以及 α 相的粗化。Li 等人^[14]研究了变形温度对 TA15 钛合金的影响, 发现两相区变形的软化机制主要为动态再结晶。He 等人^[15]研究发现, TA15 钛合金在中温(800~850 °C)下变形时, 变形机制主要由位错蠕变和自扩散控制, 而在高温(850 °C)下变形时, 主要变形机制为再结晶。关于应变速率的影响, 研究结果呈现出一定的复杂性。Wang 等人^[8]研究了应变速率对 SP700 钛合金动态再结晶行为的影响, 发现当应变速率大于等于 1.0 s^{-1} 时, 产生动态再结晶现象, 且应变速率越大动态再结晶现象越明显。王小芳等人^[16]在对 TC4-DT 钛合金的研究中却得到了相反的结果, 即低应变速率促进了动态再结晶行为的发生, 而在较高的应变速率下, 只发生动态回复现象, 动态再结晶行为受到抑制。Wang 等人^[11]以双态组织 TC21 钛合金为研究对象, 探讨了其高温变形与再结晶行为。结果表明, 相较于等轴组织, 片层组织更易发生再结晶。这一现象归因于片层 α 相与 β 基体间保持的 Burgers 取向关系, 该关系降低了位错运动的阻碍, 使其更易切过 α/β 相界面, 从而促进了球化过程。Luo 等人^[17]研究了片层组织 TC4 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区的高温变形行为, 发现动态再结晶程度随应变速率的增加而降低, 随变形量的增大而提高。此外, α 相的热变形行为具有取向依赖性, 硬取向 α 晶粒几乎不发生变形和转动, 软取向 α 晶粒在大变形后发生动态再结晶^[18]。

综上所述, 针对近 α 钛合金、 $\alpha+\beta$ 两相钛合金的热变形研究主要集中在高温区域, 其变形温度大都在 800 °C 以上。在上述温度范围, 合金的流变行为、动

态再结晶及组织演化已有较为系统的研究。然而, 针对 TC4 钛合金在两相区低温部分, 特别是在 800 °C 以下的热变形及组织演化行为研究, 目前仍相对较少。随着航空航天领域对 TC4 钛合金力学性能要求的不断提高, 其超细晶化的需求日益迫切。低温两相区热机械加工(TMP)将形变与相变有机结合, 是实现组织细化的有效途径。基于此, 在现有研究的基础上, 聚焦 TC4 钛合金片层组织在低温两相区 TMP 过程中的变形行为与组织演化, 系统研究其动态再结晶(DRX)及晶粒细化规律, 以期对超细晶 TC4 钛合金的制备提供理论指导。

1 实验

实验材料为 16 mm 厚的商用热轧态 TC4 钛合金板材, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 TC4 钛合金板材化学成分(w%)

Ti	Al	V	Fe	C	N	O
Bal.	6.37	4.13	0.16	0.01	<0.01	0.14

采用箱式电阻炉对热轧态 TC4 钛合金板材进行 β 热处理, 过程如下: 将炉温升高至 1020 °C, 放入试样保温 30 min, 取出后分别进行水冷、空冷和炉冷处理。图 1 为不同冷却方式试样的金相照片和扫描电子显微镜(SEM)照片。从图 1 可以看出, 三种不同冷却方式下试样均为片层组织。其中, 水冷试样组织中可观察到针状 α' 马氏体(图 1a、1d), 空冷试样(图 1b、1e)和炉冷试样(图 1c、1f)组织中可观察到片层状 α 相。随着冷速的降低, α 片层宽度增加, 炉冷试样的 α 片层最宽, 水冷试样的 α 片层细小。另外, 炉冷试样呈现出连续晶界 α 相及晶内平行分布的 α 丛域组织。经测量, 炉冷、空冷和水冷试样的 α 片层平均厚度分别为 3.808、1.432、0.496 μm 。

如图 2a 所示, 利用电火花线切割机沿 TC4 钛合金板材厚度方向切取尺寸为 $\phi 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱形热压缩试样。采用 Gleeble 3800 热模拟机进行热压缩实验, 变形温度分别取 700、750、800 °C, 应变速率取 0.5 s^{-1} , 工艺流程如图 2b 所示。热压缩变形后的试样经过打磨抛光后, 用金相腐蚀剂(HF、 HNO_3 、 H_2O 体积比为 1:3:7)腐蚀, 采用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织观察。另取试样, 经过打磨抛光后, 用电解液(HClO_4 和 CH_3COOH 体积比为 1:9)电解抛光, 采用电子背散射衍射(EBSD)技术进行晶体结构分析。

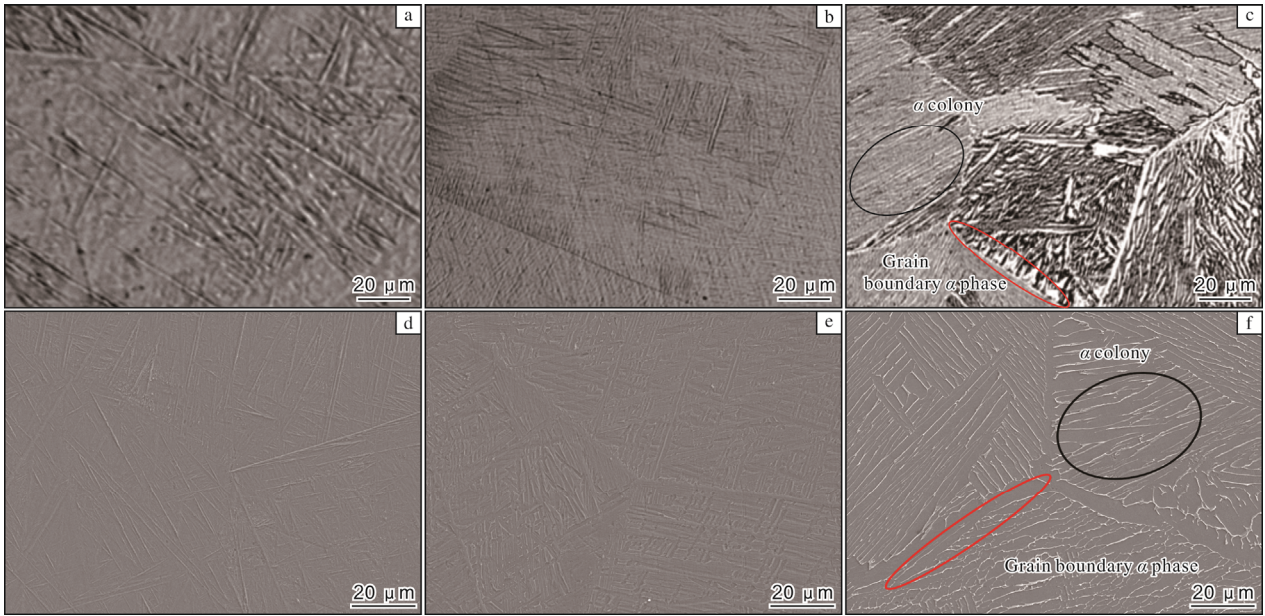


图 1 TC4 钛合金板材经不同方式冷却后的 OM 和 SEM 照片

Fig.1 OM (a-c) and SEM (d-f) micrographs of TC4 titanium alloy plate after different cooling methods: (a, d) water-cooled; (b, e) air-cooled; (c, f) furnace-cooled

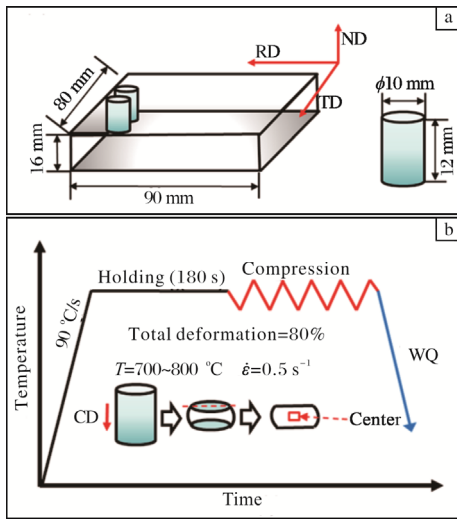


图 2 TC4 钛合金板材取样及热压缩实验示意图

Fig.2 Schematic diagrams of sampling (a) and hot compression experiment (b) of TC4 titanium alloy plate

2 结果与分析

2.1 不同初始组织 TC4 钛合金的热压缩行为

图 3 为 TC4 钛合金在不同温度下热压缩的流变应力-应变曲线。从图 3 可知，在变形初始阶段，材料的流变应力随应变增加而增加，并迅速达到峰值。随后，水冷试样表现出显著的动态软化行为，在达到峰值应力后，流变应力随应变增加而持续下降，且在 700 °C

时，应力在达到峰值后下降趋势相对平缓，而在高温下的软化趋势更为明显。动态软化源于片层组织在变形过程中发生动态再结晶，位错湮灭速度大于位错增殖速度，流变应力减小^[19-20]。类似的，不同变形温度下的空冷试样亦表现出明显的动态软化行为。对片层组织 TC4 钛合金而言，亦有研究认为其流动软化行为并非源于 α 相的动态再结晶，而是 α 丛域的旋转以及 α 相的粗化^[10]。然而，炉冷试样表现出显著的稳定流动现象，即随着应变增加，流变应力维持不变。稳定流动源于位错增殖引起的加工硬化与位错湮灭(动态回复/动态再结晶)引起的动态软化达到动态平衡。

TC4 钛合金在热压缩过程中表现出典型的单峰型应力-应变曲线特征，表明其在此参数下发生了动态再结晶。本研究的热压缩变形均在两相区进行，故组织中含有一定量的 α 相。相较于 β 相， α 相在变形过程中消耗的能量较少，所产生的畸变更容易积累，因此 α 相更易发生动态再结晶^[21]。

对比同一变形温度下不同初始组织试样的应力-应变曲线可以发现，水冷试样的峰值流变应力最高，空冷试样次之，炉冷试样最低。同时，水冷试样的动态软化现象最为显著，而炉冷试样的软化程度最弱。这与不同冷速下合金的微观组织有关。水冷获得的片层组织细小，其容纳位错的能力弱，从而使合金迅速发生加工硬化，即在很小的应变时流变应力就达到峰值。同时，细小的 α 片层使基体位错更容易切过，合

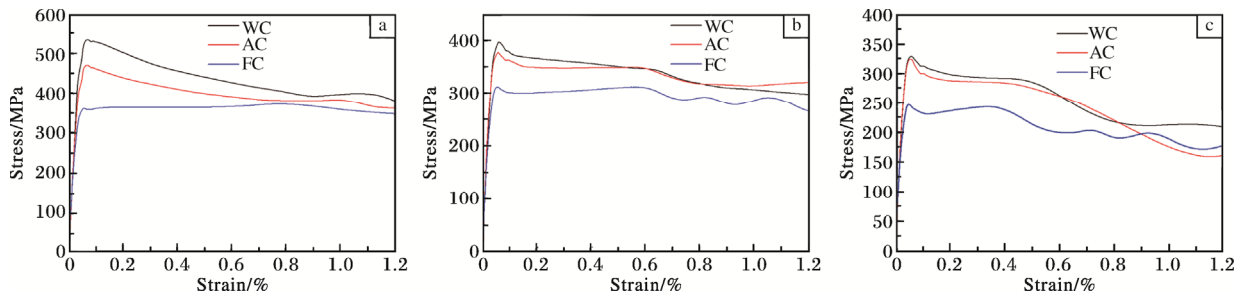


图 3 TC4 钛合金在不同变形温度下的流变应力-应变曲线

Fig.3 Flow stress-strain curves of TC4 titanium alloy at different deformation temperatures: (a) 700 °C; (b) 750 °C; (c) 800 °C

金更容易发生再结晶，导致后续变形过程中流变应力不断减小。

2.2 不同变形温度下的微观组织演变

图 4 为变形量 80%时，不同变形温度下 TC4 钛合金的反极图(IPF 图)。从图 4 可以看出，在 700 °C 低温变形过程中，大部分片层组织未发生明显变化，仅有少部分片层发生弯曲，并在片层 α 相界面处出现了少

量再结晶等轴组织。当变形温度升高到 750 °C 时，原始片层组织发生弯曲，再结晶等轴组织含量增加，主要分布在原始 α 片层界面处，呈现出典型的“项链状”结构。这种项链结构一般认为是发生了不连续动态再结晶(DDRX)^[11,22]。当变形温度达到 800 °C 时，原始片层组织含量进一步降低，大部分晶粒发生了球化，晶粒细化效果显著。上述结果表明，片层组织的动态再

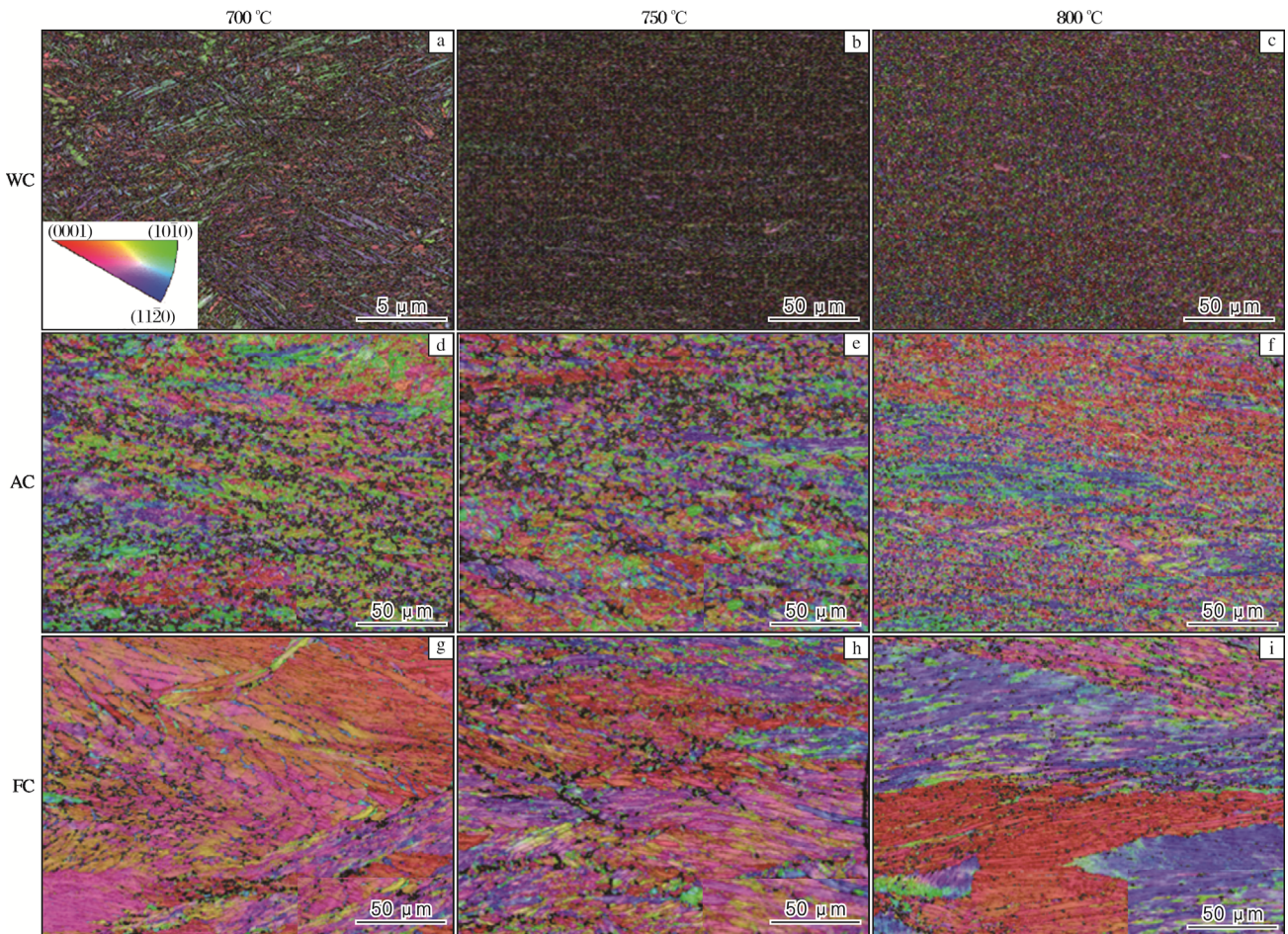


图 4 TC4 钛合金在不同变形温度下的 IPF 图

Fig.4 IPF maps of TC4 titanium alloy at different deformation temperatures: (a, d, g) 700 °C; (b, e, h) 750 °C; (c, f, i) 800 °C

结晶与变形温度紧密相关。无论是水冷得到的细片层组织, 还是炉冷得到的粗片层组织, 随着变形温度的升高, 动态再结晶比例均增加。

变形温度对材料的显微组织演化有两方面影响: 一方面, 温度上升使原子的迁移和扩散活动变得更激烈, 动态回复增加, 从而减小了合金中的存储能, 导致再结晶驱动力下降; 另一方面, 随着温度的升高, 晶界的迁移能力增加, 再结晶所需要的孕育时间减少, 晶核的形成和晶界的生长速率增大。也就是说, 在热塑性变形过程中, 动态回复与动态再结晶是相互竞争的。本实验结果表明, 变形温度升高促进了片层组织的动态再结晶。这可能是由于在较大变形量下(80%), 晶粒内部动态回复的影响弱于动态再结晶。

对比不同初始组织试样的 IPF 图可知, 水冷试样的晶粒细化效果最明显, 其次是空冷试样, 炉冷试样的晶粒细化效果最差。变形温度为 750 °C 时, 水冷试样已出现大量动态再结晶晶粒, 而炉冷试样只出现少量再结晶晶粒。当变形温度增加至 800 °C 时, 水冷试

样大部分晶粒发生球化, 而炉冷试样仍共存片层状与等轴状两种组织形貌。这是由于合金的原始晶粒尺寸越小, 热变形过程中的流变应力越大, 动态再结晶程度越高^[23]。同时, 细片层 α 相与 β 基体保持着 Burgers 取向关系, 位错更易切过 α/β 相界面, 促进 α 片层球化。

变形量为 80% 时, 不同变形温度下 TC4 钛合金的再结晶图如图 5 所示, 图中红色表示变形晶粒, 蓝色表示再结晶晶粒, 黄色表示回复晶粒。由图 5 可以看出, 随着变形温度的升高, 水冷试样的再结晶体积分数显著增加, 从 6.67% 增加到 43.8%; 空冷试样的再结晶体积分数则呈现先小幅下降后上升的趋势; 而炉冷试样的再结晶体积分数表现为先增后减, 变形温度升高至 800 °C 时, 再结晶体积分数为 1.4%, 回复晶粒占比增加, 这可能与试样发生动态回复有关。在 800 °C 高温下, 合金内部位错交滑移与攀移加剧, 促进了动态回复及亚结构的形成, 此时动态再结晶与动态回复相互竞争, 导致炉冷试样的再结晶体积分数较 750 °C 时降低。

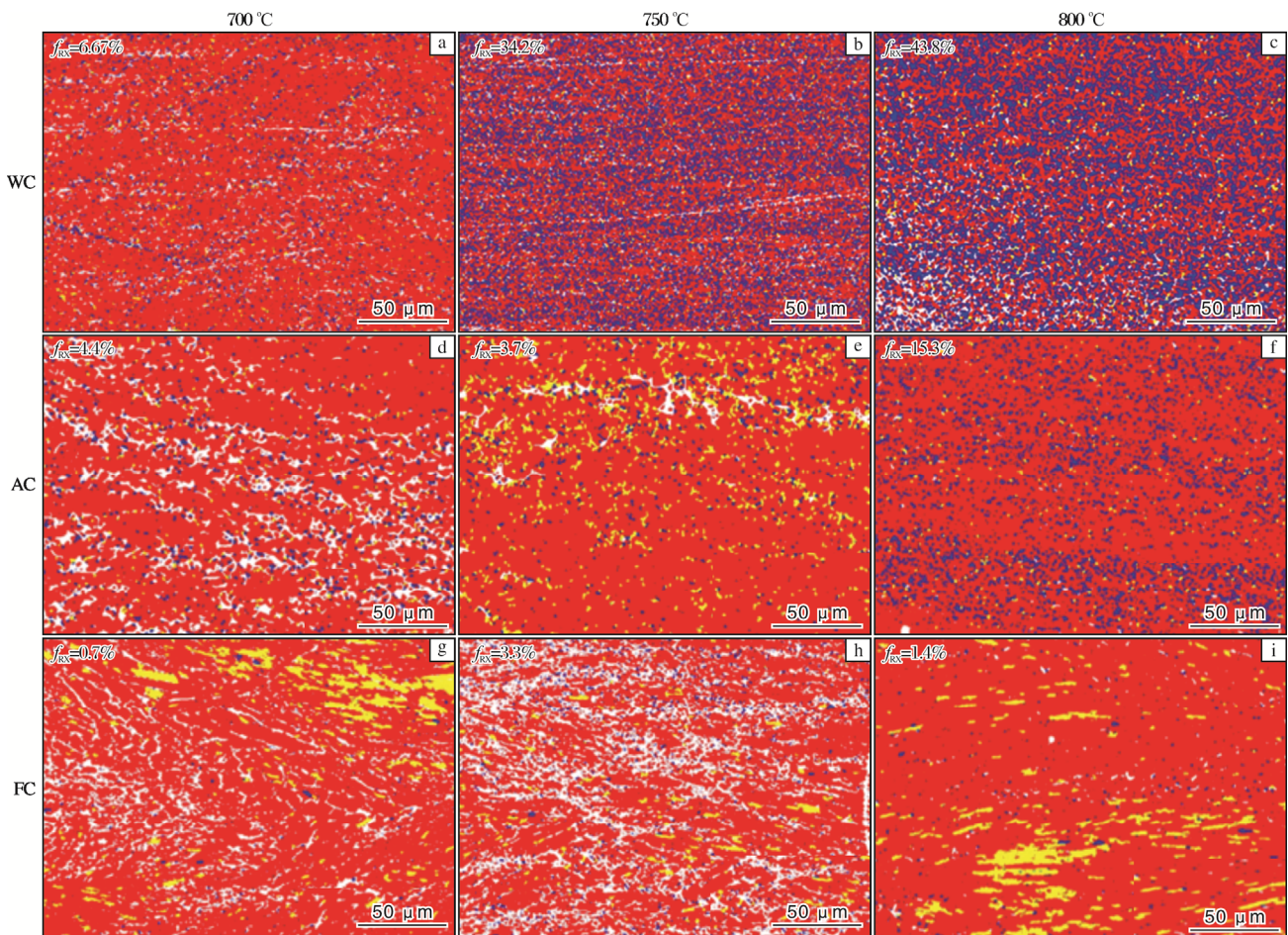


图 5 TC4 钛合金在不同变形温度下的再结晶图

Fig.5 Recrystallization maps of TC4 titanium alloy at different deformation temperatures (red represents deformed grains, blue represents recrystallized grains, and yellow represents recovered grains): (a, d, g) 700 °C; (b, e, h) 750 °C; (c, f, i) 800 °C

随着变形温度的升高, TC4 钛合金水冷试样的再结晶程度增加最为显著。随着冷却速率的降低, 初始片层组织的含量增加, 尺寸增大。相同变形参数下, 原始晶粒尺寸越小, 热变形过程中的流变应力越大, 晶粒内部储存的畸变能越高。同时, 细小片层组织中的位错更易切过, 从而促进动态再结晶的发生, 加速了 α 相球化。

晶粒取向差(GOS)代表晶粒内所有点与该晶粒平均取向之间的差值^[24], 通常认为 GOS 值小于 2° 为再结晶晶粒^[25-26]。图 6 为 TC4 钛合金在变形量为 80% 时, 不同变形温度下的 GOS 图, 图中蓝色表示再结晶晶粒 ($GOS < 2^\circ$)。从图 6 同样可以看出, 随着变形温度的升高, 水冷试样的再结晶程度显著增加, 从 700°C 的 26.8% 增加到 800°C 的 83.5%。

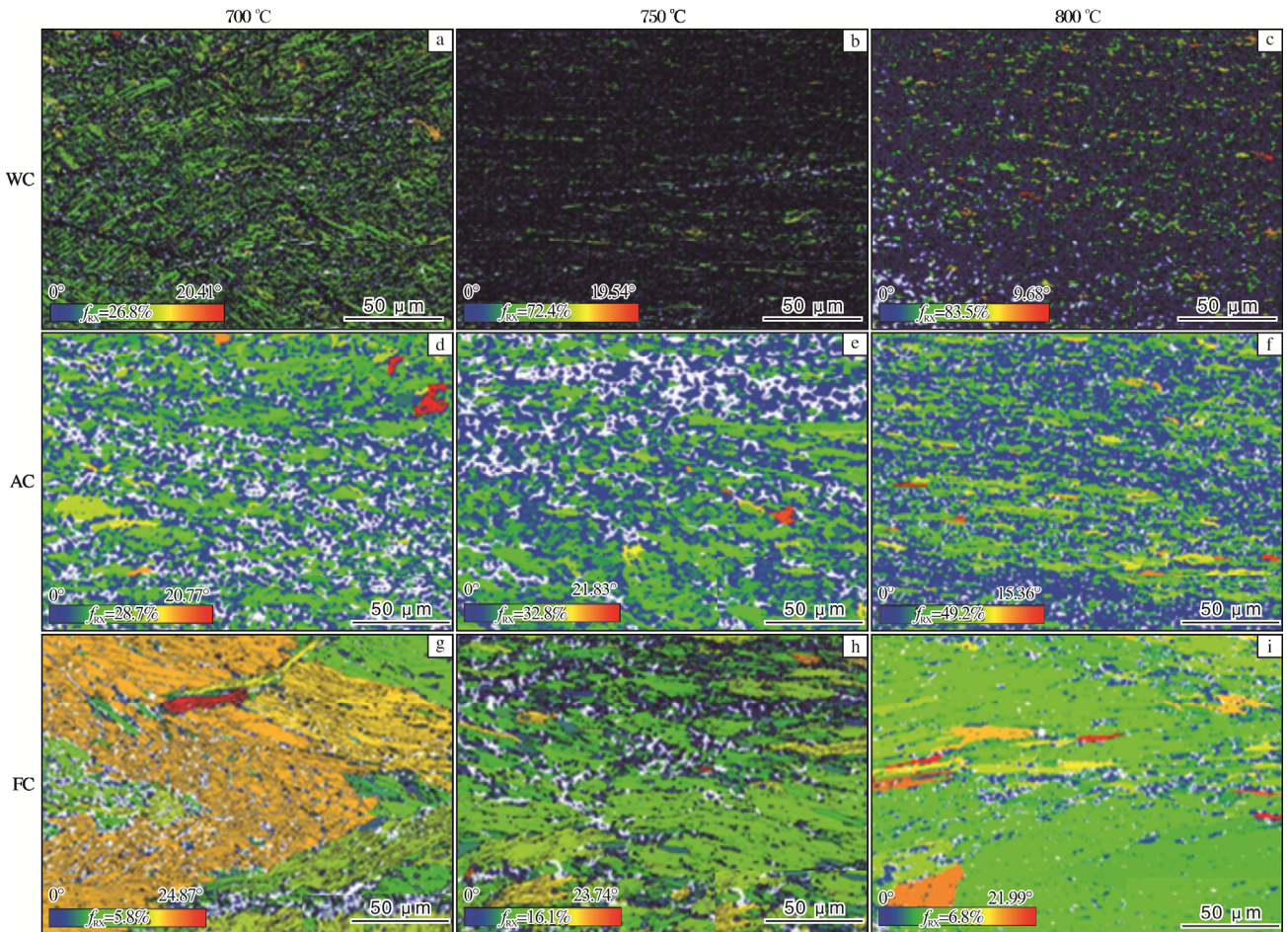


图 6 TC4 钛合金在不同变形温度下的 GOS 图

Fig.6 GOS maps of TC4 titanium alloy at different deformation temperatures: (a, d, g) 700°C ; (b, e, h) 750°C ; (c, f, i) 800°C

2.3 不同变形量下的微观组织演变

图 7 为 TC4 钛合金水冷试样在变形温度 800°C 时, 不同变形量下的 IPF 图。从图 7 可以看出, 随着变形量的增加, 片层组织首先发生塑性变形并弯曲, 随后片层 α 相发生动态再结晶并等轴化。变形量越大, 合金的动态再结晶晶粒体积分数越大, 这一结果与其他双相钛合金两相区变形类似。图 8 为 TC4 钛合金水冷试样在变形温度 800°C 、变形量 40% 下的晶界图, 小角度晶界(LAGBs, $2^\circ \sim 15^\circ$)用绿线表示, 大角度晶界(HAGBs, $> 15^\circ$)用黑线表示。从图 8 可以看出, 当变形量为 40% 时, 水冷试样发生剧烈塑性变形, 快速

应变硬化使位错密度迅速增加, 应变诱导原始晶界弓出, 动态再结晶晶粒形核长大, 表现为在原始晶界处形成“项链状”不连续动态再结晶晶粒^[24]。

2.4 不同变形温度下的织构演变

图 9 为 TC4 钛合金水冷试样在变形量 80% 时, 不同变形温度下的极图。从图 9 可知, 当变形温度为 700°C 时, 水冷试样的最大极密度出现在 $\{0001\}$ 极图的 ND 向 TD 方向偏转 42° 处。同时, 在 $\{0001\}$ //ND 位置也出现弱的择优取向, 整体上呈现 $\{0001\}$ 偏向 ND 的 B 型织构。 $\{11\bar{2}0\}$ 与 $\{10\bar{1}0\}$ 极图无明显择优取向。当变形温度为 800°C 时, 最大极密度出现在 $\{0001\}$ 平

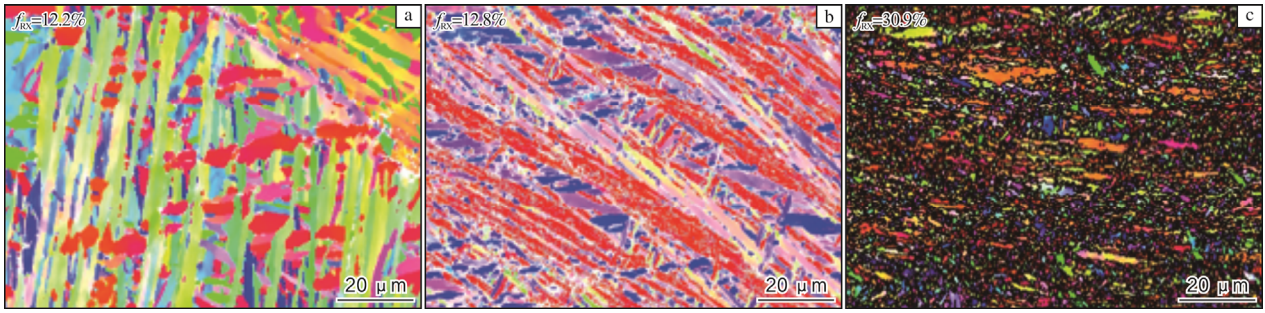


图 7 TC4 钛合金水冷试样在不同变形量下的 IPF 图

Fig.7 IPF maps of water-cooled TC4 titanium alloy specimens under different deformation amounts: (a) 20%; (b) 40%; (c) 80%

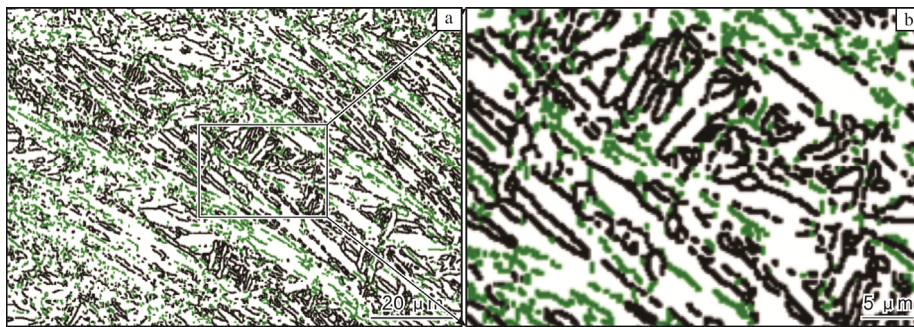


图 8 TC4 钛合金水冷试样在变形温度 800 °C、变形量 40%下的晶界图

Fig.8 Grain boundary maps of water-cooled TC4 titanium alloy specimen deformed at 800 °C with 40% deformation

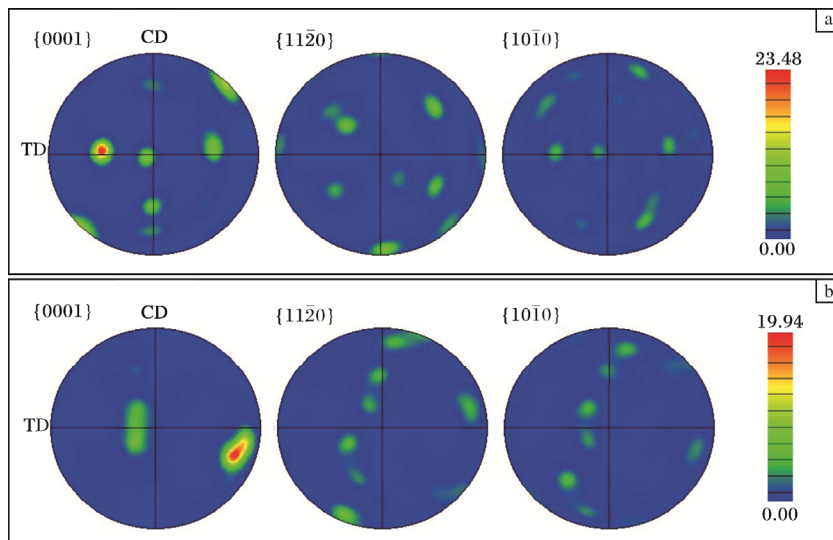


图 9 TC4 钛合金水冷试样在不同变形温度下的极图

Fig.9 Pole figures of water-cooled TC4 titanium alloy specimens at different deformation temperatures: (a) 700 °C; (b) 800 °C

行于 TD 附近,即形成较强的 $\{0001\} // TD$ 的 T 型结构,同时存在较弱的 $\{0001\} // ND$ 的 B 结构,总体呈现强 T 型+弱 B 型的双结构^[27-28]。这种结构演化规律与合金变形温度及 α 、 β 两相的相对含量有关。低温(700 °C)

变形过程中, α 相含量高,TC4 钛合金结构演化受 α 相变形主导,通常 α 相变形过程中形成 $\langle 0001 \rangle$ 方向与压缩方向平行的 B 型结构。在较高温度(800 °C)变形过程中, β 相含量增加,此时合金结构与 α 、 β 两相的

塑性变形均相关。 α 相变形依然形成 $\langle 0001 \rangle$ 平行于压缩方向的B型织构, β 相变形形成旋转立方织构。旋转立方织构在后续 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中,使得 α 晶粒 $\langle 0001 \rangle$ 方向平行于TD方向,即形成T型织构。因此,在800℃变形过程中,晶粒内部同时具有B型和T型两种织构^[29-30]。

3 结 论

(1) β 单相区冷却速率对TC4钛合金片层组织形貌有着显著影响,水冷可获得针状 α' 马氏体相,空冷和炉冷可获得片层 α 相,并且随着冷却速率的降低,片层 α 相厚度增加。

(2) TC4钛合金的峰值应力随着变形温度的升高而明显降低。其中,水冷试样的流变应力最大,呈现出明显的动态软化行为,而炉冷试样的流变应力最小,呈现出稳定流动行为。

(3) 在变形温度800℃、变形量80%条件下,TC4钛合金水冷试样为超细等轴晶,晶粒细化效果最显著。升高变形温度或增加变形量可促进 α 相动态再结晶。再结晶晶粒以非连续动态再结晶方式在原始片层组织界面形核并长大。

参考文献 References

- [1] 彭西洋,李雪峰.钛合金在汽车工业中的应用现状及前景展望[J].汽车工艺师,2023(4):56-59.
- [2] 徐全斌,刘诗园.国外航空航天领域钛及钛合金牌号及应用[J].世界有色金属,2022(16):96-99.
- [3] 龚清洪,孙超,王伟.航空钛合金结构件高速高效加工工艺研究及应用[J].航空制造技术,2016(7):26-32.
- [4] Xu Z W, Jiang X H. Osteogenic TiO₂ composite nano-porous arrays: a favorable platform based on titanium alloys applied in artificial implants[J]. Colloids and Surfaces A: Physico-chemical and Engineering Aspects, 2022, 640: 128301.
- [5] Williams J C, Boyer R R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components[J]. Metals, 2020, 10(6): 705.
- [6] Gao H X, Shao S, Li Q Q, et al. Effect of hot deformation on α -phase precipitation and mechanical properties of metastable β titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(7): 1706-1716.
- [7] Li C M, Luo H J, Zhao N, et al. Constitutive model and microstructure evolution of as-extruded Ti-6554 alloy based on temperature rise correction[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(9): 2189-2198.
- [8] Wang G, Hui S X, Ye W J, et al. Hot compressive behavior of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe-0.1B titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(12): 2965-2971.
- [9] Shi R, Li G J, Xia Y M, et al. Microstructural characterization of an alpha plus beta type Ti-5.5Mo-7.2Al-4.5Zr2.6Sn-2.1Cr alloy during recrystallization annealing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 705: 183-187.
- [10] Park C H, Kim J H, Hyun Y T, et al. The origins of flow softening during high-temperature deformation of a Ti-6Al-4V alloy with a lamellar microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 582: 126-129.
- [11] Wang K, Wu M Y, Yan Z B, et al. Dynamic restoration and deformation heterogeneity during hot deformation of a duplex-structure TC21 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 440-452.
- [12] Fan X G, Yang H, Gao P F, et al. The role of dynamic and post dynamic recrystallization on microstructure refinement in primary working of a coarse grained two-phase titanium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 234: 290-299.
- [13] Ghasemi E, Zarei-Hanzaki A, Farabi E, et al. Flow softening and dynamic recrystallization behavior of BT9 titanium alloy: a study using process map development[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 1706-1718.
- [14] Li C M, Li P R, Zhao M, et al. Microstructures and textures of TA15 titanium alloy after hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 91-96.
- [15] He D, Zhu J C, Lai Z H, et al. An experimental study of deformation mechanism and microstructure evolution during hot deformation of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy[J]. Materials & Design, 2013, 46: 38-48.
- [16] 王小芳,陈明和,陈伟,等. TC4-DT 钛合金高温热变形行为研究[J].航空材料学报,2012,32(1):30-34.
- [17] Luo J, Li M Q, Yu W X. Microstructure evolution during high temperature deformation of Ti-6Al-4V Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(8): 1323-1328.
- [18] 尹宝琴,徐帅,肖纳敏,等. Ti60 近 α 钛合金的热变形行为和组织演化[J].塑性工程学报,2022,29(8):193-202.
- [19] Buzolin R H, Miller B F F, Lasnik M, et al. Improved predictability of microstructure evolution during hot deformation of titanium alloys[J]. Materials, 2020, 13(24): 5678.
- [20] 李东宽,郭岩,杨立新,等. TC4 钛合金两相区的热变形行为及微观组织[J].铸造技术,2022,43(2):114-119.
- [21] 林崇智,李军,杨柳,等.不同原始组织 TA17 钛合金的热变形行为研究[J].塑性工程学报,2018,25(2):284-289.
- [22] 田宇兴,刘成,曹海龙,等.金属材料的动态再结晶研究进

- 展[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(11): 3764-3769.
- [23] 朱宁远, 陈秋明, 陈世豪, 等. TC11 钛合金动态回复与动态再结晶高温本构模型研究[J]. 有色金属科学与工程, 2024, 15(1): 58-66.
- [24] Kapoor R, Bharat Reddy G, Sarkar A. Discontinuous dynamic recrystallization in α -Zr[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 718: 104-110.
- [25] Cheong S W, Weiland H. Understanding a microstructure using gos (grain orientation spread) and its application to recrystallization study of hot deformed Al-Cu-Mg alloys[J]. Materials Science Forum, 2007, 73: 153-158.
- [26] Wusatowska-Sarnek A M, Miura H, Sakai T. Nucleation and microtexture development under dynamic recrystallization of copper[J]. Materials Science & Engineering A, 2002, 323: 177-186.
- [27] 王贤贤, 张睿翔, 张功学, 等. 钛合金热变形组织演变研究进展[J]. 塑性工程学报, 2022, 29(12): 1-12.
- [28] Fu Q, Feng J, Xiang W, et al. Microstructure characteristic and texture evolution of TB18 titanium alloy during hot compression in the β phase zone[J]. Materials Transactions, 2022, 63(10): 1416-1424.
- [29] Zhao J, Lv L X, Wang K H, et al. 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[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 38: 125-134.
- [30] Zhang Z, Fan J K, Tang B, et al. Microstructure/texture evolution maps to optimize hot deformation process of near- α titanium alloy[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2020, 30(1): 86-93.

研究简报

Ti-17V 与 Ti-22V 合金中位错滑移的热激活过程研究

亚稳态 β 钛合金为体心立方晶体, 可通过添加 V、Nb 和 Ta 等元素实现 β 相在高于 β 转变温度的固溶处理中稳定化。但一些 β 型钛合金在此过程中会形成无热 ω 相。针对无热 ω 相和溶质 V 对典型 β 钛合金中位错滑移与热激活过程的影响, 选取 V 含量为 17% 和 22% 的两种 β 钛合金(分别标记为 Ti-17V 和 Ti-22V), 通过实验测定其相关参数, 系统研究了控制位错滑移的热激活机制。

将 Ti-17V 和 Ti-22V 两种钛合金分别在 850、900 °C 保温 100 s, 随后水淬, 使合金发生无热 ω 相转变。制备拉伸试样, 使用万能材料试验机在 100~700 K 温区进行拉伸试验, 初始应变速率设定为 $4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。试验温度超过 325 K 时, 使用 YONEKURA CATY-T3H 试验机进行拉伸测试, 采用数字图像相关法(DIC)测量应变, 即利用电荷耦合器件(CCD)相机跟踪表面两点之间的位移, 并使用相关软件进行分析。通过电子能量损失光谱测量试样厚度, 借助电子背散射衍射仪(EBSD)及透射电镜(TEM)进行微观结构表征, 通过选区电子衍射和暗场像来确定无热 ω 相的尺寸和体积分数, 并对每种类型试样图像进行分析处理及评估。

结果显示, Ti-17V 和 Ti-22V 两种合金的屈服强度均随温度升高而降低, 位错滑移阻力随 V 含量增高而加剧, 表明屈服行为会受热激活过程影响。活化体积随温度升高而增大, 在低于特征转变温度时, 活化焓(H^*)接近于经验线性关系 $H^*=AkT$ (A 为指前因子, k 为反应速率常数, T 为温度), 表明屈服受位错克服佩尔斯势垒的过程控制, 而在高于特征转变温度时偏离上述曲线, 控制机制发生变化。在特征转变温度以上, 无热 ω 相粒子的临界分切应力远低于实验测量值, 表明其不是热激活过程的主控机制。通过推算得出位错在单次热激活过程中约与 10~14 个 V 原子同时发生交互作用, 由此判断, 与溶质 V 原子的相互作用可能是特征转变温度以上的主要热激活过程。

该研究系统揭示了 Ti-17V 与 Ti-22V 合金中控制位错滑移的热激活机制随温度的演变规律: 在低温区(低于特征转变温度)由位错克服佩尔斯势垒的过程对成核进行主导; 高温区(高于特征转变温度)则由位错与多个固溶 V 原子的集体交互作用主导, 无热 ω 相的剪切及其相关应力场对热激活过程的影响可排除。这为深入理解 β 钛合金中位错运动的微观机制提供了重要参考, 也为通过调控 V 含量优化合金力学性能提供了理论依据。

雷征、罗莹摘译自《Acta Materialia》2026,309