

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6133

TA15 钛合金热变形模型及组织演变规律研究

杨宏伟^{1,2}, 刘家奥³, 李 昌³, 郭良刚¹, 杨岩峰¹

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室 陕西 西安 710072 2. 江西景航航空锻铸有限公司 江西 景德镇 333400 3. 陕西天成航空材料股份有限公司 陕西 咸阳 712023)

摘 要: 采用等温热压缩实验, 在变形温度 820~970 °C、应变速率 0.001~1.000 s⁻¹ 范围内, 系统研究了 TA15 钛合金的热变形行为及微观组织演变规律。真应力-应变曲线呈现典型的流动软化特征, 流动应力随变形温度升高而降低, 随应变速率升高而增大。建立了考虑应变补偿效应的 Arrhenius 型本构模型, 预测值与实验值的相关系数 $R=0.990$, 平均相对误差绝对值 $AARE=8.26\%$, 在 0.001~1.000 s⁻¹ 应变速率范围内具有良好预测能力。基于动态材料模型构建了热加工图, 明确了 820~860 °C、0.1~1.0 s⁻¹ 为失稳区, 该区域对应高应变速率下再结晶受抑、核平均取向差值异常升高的微观组织特征。EBSD 分析表明, 820 °C 时以不连续动态再结晶为主导, 形成“项链状”等轴细晶; 随温度升高至 960~970 °C, 演变为全片层组织; 在近相变点高温侧, 降低应变速率至 0.001~0.010 s⁻¹ 有利于获得均匀粗大的全片层组织, 而提高应变速率至 0.1~1.0 s⁻¹ 则能保留更多等轴 α 相并细化 β 晶粒(由 >100 μm 细化至 ~15 μm)。

关键词: TA15 钛合金; 热变形; 本构模型; 热加工图; 动态再结晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)08-0912-14

Study on Hot Deformation Modelling and Microstructure Evolution of TA15 Titanium Alloy

YANG Hongwei^{1,2}, LIU Jiaao³, LI Chang³, GUO Lianggang¹, YANG Yanfeng¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Jiangxi Jinghang Aviation Forging & Casting Co., Ltd., Jingdezhen 333400, China; 3. Shaanxi Tiancheng Aviation Materials Co., Ltd., Xianyang 712023, China)

Abstract: The hot deformation behavior and microstructure evolution of TA15 titanium alloy were systematically investigated via isothermal hot compression tests conducted at deformation temperatures ranging from 820 to 970 °C and strain rates ranging from 0.001 to 1.000 s⁻¹. The true stress-strain curves exhibit typical flow softening characteristics, with flow stress decreasing with increasing temperature and increasing strain rate. A strain-compensated Arrhenius-type constitutive model is established, with a good predictive ability, a correlation coefficient (R) of 0.990 and an average absolute relative error (AARE) of 8.26% over the strain rate range of 0.001~1.000 s⁻¹. On the basis of the dynamic materials model (DMM), heat-processing maps were constructed, identifying the instability domain at 820~860 °C/0.1~1.0 s⁻¹, which corresponds to the microstructural features of suppressed recrystallization and abnormally elevated KAM values at high strain rates. EBSD analysis reveals that discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) dominates at 820 °C, resulting in the formation of a necklace-like equiaxed fine-grained structure. As the temperature increases to 960~970 °C, the microstructure evolves into a fully lamellar structure. At temperatures near the β -transus, decreasing the strain rate to 0.001~0.010 s⁻¹ favours the formation of a uniform and coarse fully lamellar structure, whereas increasing the strain rate to 0.1~1.0 s⁻¹ results in the retention of more equiaxed α phase and refined β grains (from >100 μm to ~15 μm).

Key words: TA15 titanium alloy; hot deformation; constitutive model; processing map; dynamic recrystallization

收稿日期: 2026-07-10

作者简介: 杨宏伟, 1989 年生, 学士, 高级工程师. 研究方向为金属材料成型. Email: yanghw022@avic.com

通信作者: 杨岩峰, 1991 年生, 博士, 副教授. 研究方向为轻质高强薄板材精密成形与缺陷控制. Email: yanfeng.yang@nwpu.edu.cn

引用格式: 杨宏伟, 刘家奥, 李昌, 郭良刚, 杨岩峰. TA15 钛合金热变形模型及组织演变规律研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(8): 912-925.

YANG H W, LIU J A, LI C, GUO L G, YANG Y F. Study on hot deformation modelling and microstructure evolution of TA15 titanium alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(8): 912-925.

TA15 钛合金是一种近 α 型高温钛合金,因其优异的高温强度、抗蠕变性能和焊接性能,在航空航天领域得到了广泛应用,常用于制造飞机机身结构件、发动机机匣和压气机盘等关键部件^[1-3]。该部件通常在高温环境下服役,对材料的热稳定性和组织结构稳定性提出了较高要求。热变形是钛合金部件制造过程中的关键工序,变形温度、应变速率和应变等热加工参数直接影响微观组织演变,进而决定最终产品的力学性能和使用寿命。因此,系统研究 TA15 合金的热变形行为并建立准确的工艺-组织-性能关系,对于优化热加工工艺、提升部件质量具有重要意义。

近年来,研究者们围绕钛合金的高温热变形开展了大量工作^[4-6]。在流动应力行为与本构模型方面,Arrhenius 型本构方程因其形式简洁、物理意义明确而被广泛应用于描述钛合金高温变形时的流变应力^[7]。已有研究表明,TA15 合金的流动应力对变形温度和应变速率高度敏感,动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)是其主要软化机制^[8]。然而,传统 Arrhenius 模型中材料常数通常被视为与应变无关的定值,这限制了模型在大应变范围内的预测精度,因此有必要引入应变补偿效应加以改进^[9]。

在热加工图相关研究领域,基于动态材料模型的热加工图已被广泛用于识别安全加工窗口和失稳区域,其理论基础和构建方法已相对完备。周潼等^[10]建立了 Ti_2AlNb 基合金的高精度本构模型,并构建了三维加工图,确定了 $675\sim 725\text{ }^\circ\text{C}/0.001\sim 0.003\text{ s}^{-1}$ 的最佳工艺窗口,为热加工图方法在钛合金中的推广应用提供了有益参考。程军^[11]系统比较了 Prasad、Murty、Gegel 和 Malas 四种塑性失稳准则在钛合金加工图构建中的适用性,为失稳判据的合理选择提供了方法学依据。针对 TA15 合金,研究者在 $\alpha+\beta$ 两相区及 β 单相区均开展了热加工图研究,初步明确了基本的工艺窗口范围^[12]。

在微观组织演变方面,钛合金的热变形组织强烈依赖于变形温度所在的相区^[13]。朱金岭等^[14]在综述激光粉末熔融(laser powder bed fusion, LPBF) Ti-6Al-4V 热处理组织演变时指出,细针状 α' 马氏体分解与 β 相含量增加是决定材料耐蚀性能的关键,围绕“组织决定性能”这一核心观点系统梳理了钛合金组织-性能关系。在 $\alpha+\beta$ 两相区低温侧,不连续动态再结晶通常在晶界处优先形核,形成项链状等轴细晶组织^[15-16];随着温度升高至两相区高温侧或 β 单相区,变形逐渐由 β 相主导,冷却后形成片层 α 或魏氏组织^[4,15,17]。然而,现有工作多聚焦于特定

相区或有限变形条件下的组织分析,对从 $\alpha+\beta$ 两相区低温侧直至近 β 单相区全温度域内动态再结晶机制随温度的连续演变规律尚缺乏系统对比,特别是不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)向连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)或其他软化机制的转变温度区间尚不明确。近年来,电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)技术已被广泛应用于钛合金微观组织表征,该技术能够提供晶粒取向、位错密度分布及相变产物晶体学特征等丰富信息,为揭示动态再结晶机制、区分不同 α 相形态提供了有力手段。针对 TA15 合金,研究者利用 EBSD 技术对不同变形条件下的微观组织进行了表征^[8],但现有工作对 KAM 定量分析与热加工图失稳判据之间的对应关系尚缺乏系统探讨。此外,从热加工图与微观组织关联的角度来看,目前仍缺乏将加工图特征参数与微观组织定量指标(再结晶分数、KAM 值、 β 晶粒尺寸)进行直接关联分析的系统研究,这导致热加工图在指导组织调控方面的应用深度受限。

因此,本研究旨在宽温度范围($820\sim 970\text{ }^\circ\text{C}$, 覆盖 $\alpha+\beta$ 两相区和近相变点高温侧)和宽应变速率范围($0.001\sim 1.000\text{ s}^{-1}$)内,系统研究 TA15 钛合金的热变形行为。具体研究目标包括:①建立考虑应变补偿效应的 Arrhenius 型本构模型,以解决传统模型在大应变条件下预测精度不足的问题;②构建热加工图,识别安全加工窗口和失稳区,并与微观组织演变进行直接关联分析;③利用 EBSD 技术系统表征不同变形条件下的微观组织,揭示变形温度和应变速率对 α 相形貌(等轴状与片层状)及 DRX 特征的影响规律,建立热加工图与微观组织演变之间的对应关系。研究结果将为 TA15 合金热加工工艺参数的优化选择和组织调控提供理论依据。

1 实验材料与方法

实验材料为 TA15 钛合金棒材,其主要化学成分(质量分数,%)为 6.8Al、2.3V、1.8Mo、2.3Zr,余量为 Ti。经金相法测定的相变点为 $995\text{ }^\circ\text{C}$ 。棒材的显微组织如图 1 所示,初始组织是由等轴 α 相和次生片层相构成的双态组织,等轴 α 相含量超过 90%,尺寸约为 $15\sim 25\text{ }\mu\text{m}$,大多数次生片层相在局部聚集,以小的 α 束集形式存在。

将 TA15 钛合金棒材经线切割制备为 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱试样,试样端面依次用 200#、400#、800#、1200#、1600# 砂纸打磨光滑,以降低表面氧化对材料流动的影响。压缩实验在 Gleeble-3800 热模

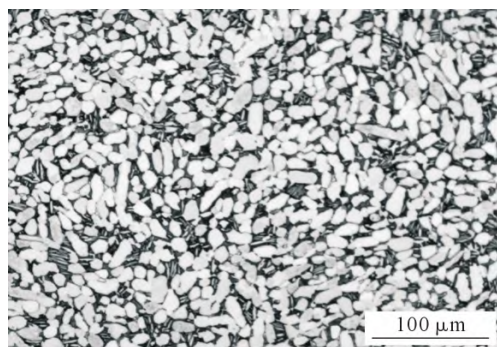


图1 原始 TA15 合金金相显微组织

Fig.1 Optic microstructure of the undeformed TA15 alloy

拟试验机上进行,为减小摩擦影响,在试样端部采用钼片润滑。压缩实验的变形参数如下:变形温度为 820、860、900、940、960 和 970 °C,应变速率为 0.001、0.010、0.100 和 1.000 s⁻¹,变形量为 60%(真应变 0.916)。试样升温速率为 10 °C/s,加热到指定温度后保温 180 s 以消除试样内部的温度梯度,确保微观组织的均匀性。压缩完成后立即水冷以保留高温下的组织。由 Gleeble-3800 试验机采集温度、应力和应变数据,绘制真应力-真应变曲线。热模拟压缩实验工艺过程如图 2a 所示。

压缩变形后,沿压缩方向将试样对称切开,取样观察位置见图 2b。试样经逐级砂纸研磨(200# 至 1600#)后,依次使用 3 和 1 μm 金刚石抛光膏进行机械抛光。随后对试样进行振动抛光(VibroMet® 2 振动抛光机,美国标乐 Buehler),振动频率为 60~120 Hz (设备自动频率控制),采用二氧化硅悬浮液(平均粒径 0.06 μm)作为抛光液。振动抛光过程中,样品通过专用夹具固定于抛光槽内,依靠样品自重施加载荷(无需额外加载力)。抛光时长 4 h,以确保完全去除机械抛光引入的表面变形层。抛光完成后,试样经无水乙醇超声清洗 5 min、吹干备用。采用 ZEISS Sigma 360 扫描电子显微镜对热变形后的试样进行组织观察和 EBSD 分析,EBSD 测试过程中加速电

压 20 kV,扫描步长 0.25 μm。利用 Aztec Crystal 软件处理分析采集的数据。

2 实验结果及讨论

2.1 真应力-应变曲线

图 3 为 TA15 合金在不同变形温度和应变速率变形时的真应力-应变曲线。钛合金热变形过程本质上是材料内部加工硬化与动态软化机制间相互竞争的过程。真应力-应变曲线呈现典型特征:在变形初期,流动应力随变形程度的增加迅速增加到峰值,随后逐渐降低,最后趋于稳定。变形初始阶段,位错密度随着应变的增加而增加,位错交叉滑移引起的合金的软化效应不足以弥补位错密度增加引起的硬化效应,因此流动应力迅速增加。变形峰值应力前加工硬化占据主导地位。当变形超过临界变形量后,位错密度也相对较高,变形的存储能量将提供再结晶的驱动力,DRX 引起的软化效应逐渐占据优势,当晶粒变形引起的硬化和再结晶引起的软化达到动态平衡时,流动应力达到一定峰值后,曲线进入稳定状态。

图 4 为不同变形条件下的峰值应力。在相同的应变速率下,流动应力随变形温度的升高而减小,在相同的温度下,流动应力随应变速率的升高而增大。造成这种现象的原因可以从以下两个方面来解释。一方面,晶界迁移率随着变形温度的升高而增加,加速了 DRX 晶粒的生长;同时,金属原子的热活化随着变形温度的升高而增强,平均动能增加,导致位错和空位运动加剧。因此,材料在较高温度下变形时,更容易经历动态回复(dynamic recovery, DRV)与动态再结晶,位错密度减少,消除加工硬化,流动应力随变形温度的升高而减小。另一方面,在高应变速率下,位错以较快速度产生和积累;同时,变形时间的缩短抑制 DRV、DRX 等软化行为,提高了加工硬化效果^[18]。因此,高应变速率下的流动应力高于低应变

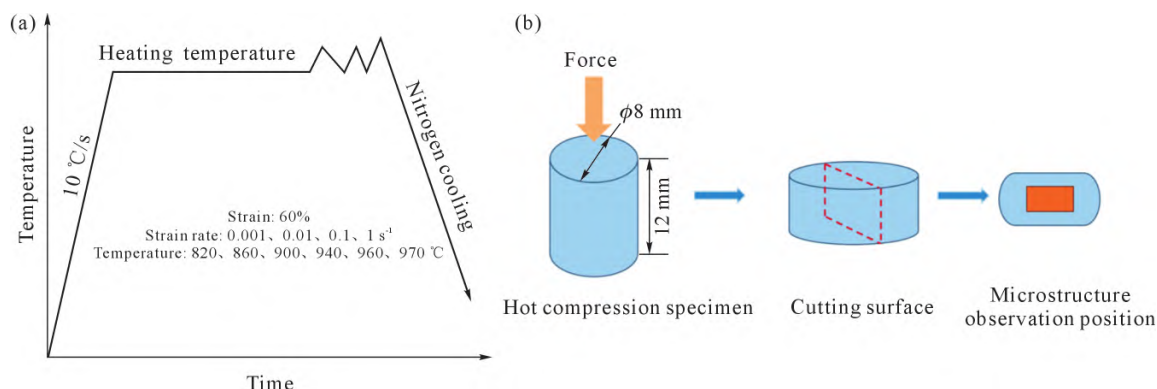


图2 热模拟压缩实验工艺过程及样品表征位置示意图:(a)热模拟压缩实验工艺过程;(b)样品表征位置

Fig.2 Schematic diagram of the hot compression testing process and sample characterization positions: (a) hot compression testing process; (b) sample characterization position

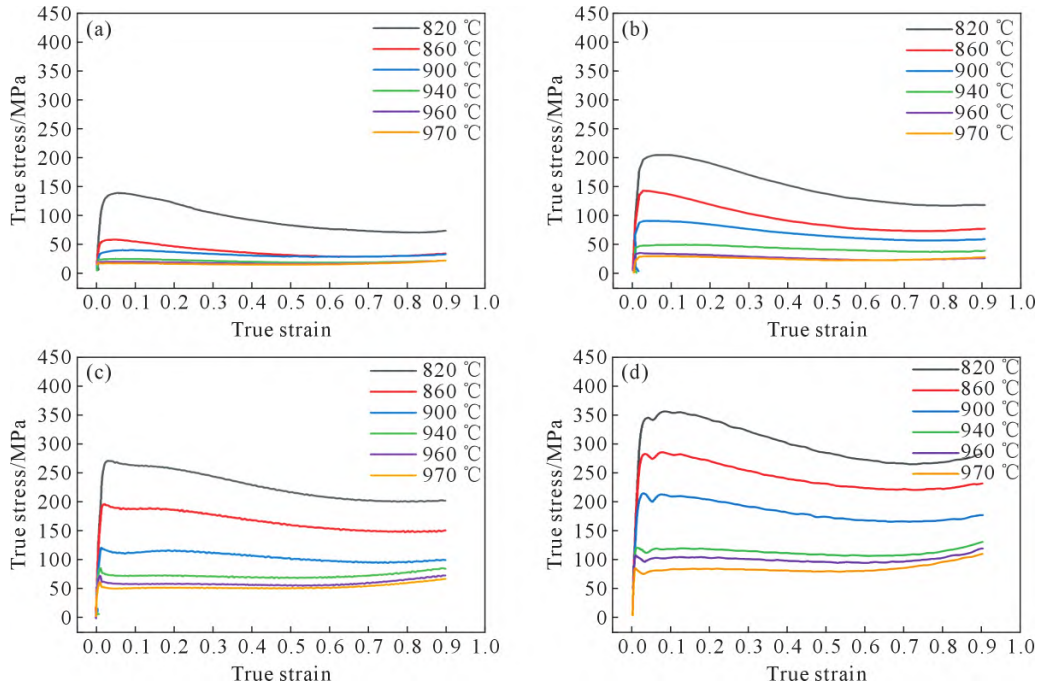


图3 TA15 钛合金不同条件下的应力-应变曲线:(a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

Fig.3 Stress-strain curves of TA15 titanium alloy under different deformation conditions: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

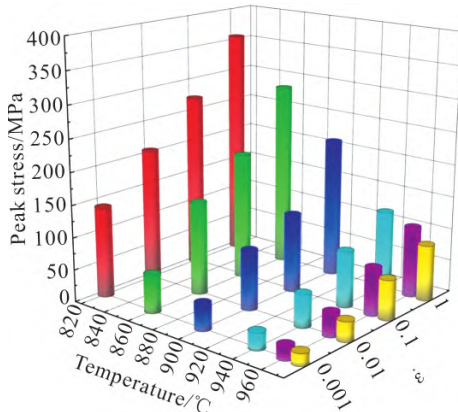


图4 不同变形条件下的峰值应力

Fig.4 Peak stress under different deformation conditions

速率下的流动应力。

2.2 本构方程

本构方程能够预算出材料在不同加工环境中的流动应力,这对于实际工程中描绘材料在高温下的变形特性有着重要的参考价值。精确的本构模型是进行数值仿真及提升其精准度的基础要素,并且对于新产品的开发及加工工艺的设计也提供了重要的指导依据。在金属材料的实际研究和应用中,Arrhenius 公式常被用来构建合金的本构方程,可由3种不同的数学模型表达^[7,18]:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta \sigma) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^{n_2} \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

式中: A 、 β 、 n_1 、 n_2 、 α ($\alpha = \beta/n_1$) 为材料常数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速

率; Q 为形变激活能,是金属在热压缩实验中的一个重要参数,主要反映了金属热变形的难易程度; R 为摩尔气体常数 ($8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$); T 为变形温度。

分别对上式两边取对数,恒定温度下, $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 、 σ 和 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 成线性关系,斜率分别为 n_1 、 β 和 n_2 。

$$n_1 = [\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma]_T \quad (4)$$

$$\beta = [\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma]_T \quad (5)$$

$$n_2 = [\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]]_T \quad (6)$$

基于式(4~6)描述的流变应力与应变速率的关系,绘制出 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系图(图 5a、b 和 c)。利用最小二乘法进行线性拟合,计算出 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 、 σ 、 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 之间的线性相关系数 R 分别大于 0.967、0.974 和 0.985,说明它们之间存在良好的线性关系。计算各斜率平均值,可得: $n_1=4.748$ 、 $\beta=0.05716$ 、 $n_2=3.121$ 。根据 $\alpha=\beta/n_1$ 计算出 $\alpha=0.012$ 。

恒定应变速率条件下, $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 与 $1/T$ 成线性关系,斜率为 $Q/n_2 R$ 。因此,变形激活能可表示为:

$$Q = n_2 R [\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)] / \partial (1/T)]_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

$\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ - $1000/T$ 关系图如图 5d 所示。通过最小二乘法分别对其进行线性回归,线性相关系数 R 大于 0.980,取各斜率的平均值,可得 $Q/n_2 R = 25.373$,进一步计算得出活化能 Q 的值 ($Q=658.331 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$)。需要指出的是,本工作计算得到的 TA15 合金在 $\alpha+\beta$ 两相区的平均变形激活能显著高于纯钛的自扩散激

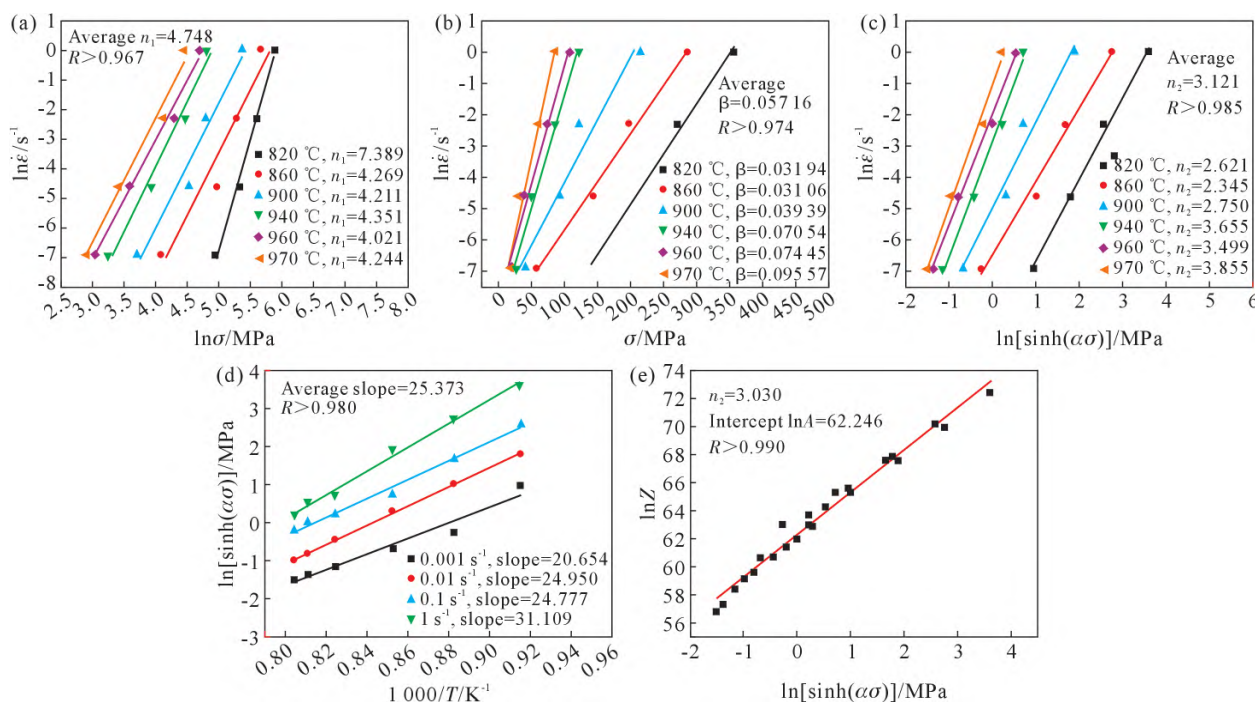


图5 不同工艺参数下的峰值流变应力数据拟合得到的线性图:(a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$; (e) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

Fig.5 Linear fitted plots of data obtained from peak flow stress at different processing parameters: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$; (e) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

活能 (约 150 kJ/mol)。这一数值与此前文献报道的 TA15 合金在该相区的激活能(517.626 kJ/mol)具有可比性^[9],亦与其他近 α 钛合金(如 TC21 合金 770.9 kJ/mol、Ti150 合金 919 kJ/mol)在 $\alpha + \beta$ 两相区的报道值处于同一量级^[9,20]。造成激活能偏高的原因主要有 3 方面:其一, $\alpha + \beta$ 两相区内 α 相(HCP 结构)与 β 相(BCC 结构)共存,两相协调变形需要额外的形变能,且 α 相中位错攀移与扩散的阻力远大于 β 相;其二,本文采用了应变补偿的 Arrhenius 模型,材料常数随真应变动态变化,表 1 显示激活能 Q 从应变 0.05 时的 711.6 kJ/mol 逐渐下降至 0.9 时的 381.2 kJ/mol,平均值 658.3 kJ/mol 反映了整个大应变($\epsilon = 0.916$)变形

过程中的综合能垒;其三,EBSD 结果表明(图 9 和 10),在 820~940 $^{\circ}\text{C}$ 范围内以不连续动态再结晶为主导软化机制,再结晶的形核与长大过程需额外消耗能量,进一步提高了表观激活能。

引入温度补偿因子 Zener-Hollomon 参数(Z)来表示应变速率与变形温度的协同效应:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/RT] = A [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} \quad (8)$$

等式两边取自然对数,可得:

$$\ln Z = \ln A + n_2 \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

根据式(9)对 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln Z$ 进行拟合,如图 5e 所示, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln Z$ 的线性相关系数 R 为 0.990,满足线性关系。因此,本构方程可以表示为:

$$\dot{\epsilon} = 1.079 \times 10^{27} [\sinh(0.12\sigma)]^{3.030} \exp\left(-\frac{658.331}{RT}\right) \quad (10)$$

传统双曲正弦本构模型中,参数 α 、 n 、 Q 及 $\ln A$ 通常被视为与应变无关的定值。然而,在建立本构关系时,上述四项参数会随真应变的改变而发生明显波动,因此有必要将应变效应引入模型,以提升流变应力的预测能力。

由于材料常数与应变间呈复杂非线性关系,本文采用多项式拟合方法建立二者的关联。需权衡拟合阶次的选择:阶次过低,修正效果不足,难以达到精度目标;阶次过高,则方程复杂化,增加应用负担。经比较,四次多项式可在保证精度的同时维持适中的计算量,符合修正需求^[9,21]。

表1 不同应变下材料常数的多项式拟合结果

Tab.1 Polynomial fitting results of material constants at various strains

True strain, ϵ	Parameters			
	α/MPa^{-1}	n	$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$\ln A/\text{s}^{-1}$
0.05	0.012 375	3.187 9	711.604	67.684
0.1	0.012 305	2.984 9	691.322	65.673
0.2	0.012 840	2.914 9	639.852	60.483
0.3	0.013 655	2.793 6	593.902	55.861
0.4	0.014 381	2.710 8	553.415	51.827
0.5	0.014 977	2.650 3	521.436	48.633
0.6	0.015 252	2.639 9	493.957	45.891
0.7	0.014 974	2.650 0	459.692	42.494
0.8	0.014 082	2.698 4	419.879	38.557
0.9	0.012 582	2.767 8	381.236	34.793

本文选取 TA15 合金在 0.05~0.90 应变范围内,以 0.1 为间隔提取各应变点对应的材料常数(表 1),并将其表示为应变 ε 的四次函数,如式(11)所示,从而将应变对材料常数的影响反映至流动应力预测中。

$$P=B_0+B_1\varepsilon+B_2\varepsilon^2+B_3\varepsilon^3+B_4\varepsilon^4 \quad (11)$$

式中, P 分别代表不同应变下的多项式拟合的材料常数 α 、 n 、 Q 、 $\ln A$ 。

常数 α 、 n 、 Q 与应变的拟合曲线如图 6 所示,其拟合曲线的相关系数 R^2 分别为 0.999、0.978、0.999、0.999;表明拟合效果都不错。

因此,考虑应变补偿效应的 TA15 钛合金的本构方程如下:

$$\sigma=f(\dot{\varepsilon}, \varepsilon, T)=\frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{0.5} \right\} \quad (12)$$

式中, $Z=\dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$;

$$\alpha=0.012\ 51-0.005\ 77\varepsilon+0.048\ 96\varepsilon^2-0.064\ 5\varepsilon^3+0.019\ 2\varepsilon^4$$

$$n=3.279\ 66-2.766\ 76\varepsilon+4.956\ 47\varepsilon^2-4.981\ 7\varepsilon^3+2.439\ 7\varepsilon^4$$

$$Q=740.115\ 7-526.676\ 72\varepsilon+17.729\ 47\varepsilon^2-556.788\ 95\varepsilon^3-467.371\ 86\varepsilon^4$$

$$\ln A=70.568\ 7-53.139\ 9\varepsilon+2.962\ 69\varepsilon^2+53.9797\varepsilon^3-45.503\ 6\varepsilon^4$$

依据式(12)求得经应变补偿后的本构模型所对应的流变应力预测值,将其与实验测量值绘制于图 7 中进行对比。由图可见,预测结果与实测数据吻合

良好,变化趋势基本一致,表明该修正模型具有较高的预测可靠性。

为定量评价该本构模型的拟合效果,引入相关系数(R)和平均相对误差绝对值(average absolute relative error, AARE)两种统计指标,对模型的预测精度进行检验^[22-23],二者的计算表达式分别见式(13)和式(14)。

$$R=\frac{\sum_{i=1}^N (E_i-\bar{E})(P_i-\bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i-\bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i-\bar{P})^2}} \quad (13)$$

$$\text{AARE}(\%)=\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i-P_i}{E_i} \right| \times 100 \quad (14)$$

在式(13)、式(14)中, E_i 和 $\bar{E}$ 分别是流动应力的实验值和其算术平均值; P_i 和 $\bar{P}$ 分别代表模型预测值及其算术平均值; N 表示计算中所引入的数据总数; R 和 AARE 的取值范围为 0 到 1。 R 可以反映测量应力值与计算应力值之间的线性相关性,当 R 越接近 1 时,实验值与预测值之间的相关性越好。AARE 表示所建模型的误差程度,当 AARE 越接近 0 时,表明相对误差越小,应力预测值越接近实验值,模型的准确性也就越高。因此,当 R 值较大且 AARE 值较小时,模型将带来更准确的结果。图 7e 展示了由已建立的阿伦尼乌斯型本构方程计算得出的应力与实验测定值之间的相关性。大多数数据点都分布在斜率为 1 的直线附近,相关系数 R 值为 0.990, AARE 值 8.26%,表明实验获得的流动应力与计算值吻合良好。综上,经应变补偿后的 Arrhenius 型本构方程具有较高的预测精度和良好的适用性,能够有效反映

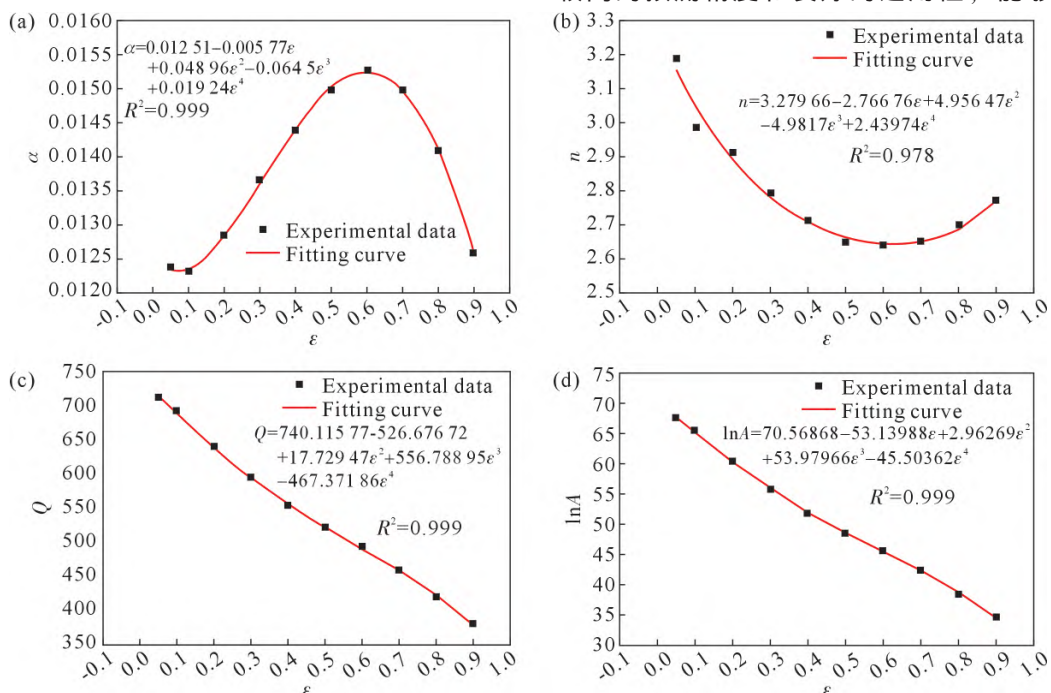


图 6 TA15 钛合金不同应变下材料常数的多项式拟合:(a) α ;(b) n ;(c) Q ;(d) $\ln A$

Fig.6 Polynomial fitting of material constants of TA15 titanium alloy under different strains: (a) α ;(b) n ;(c) Q ;(d) $\ln A$

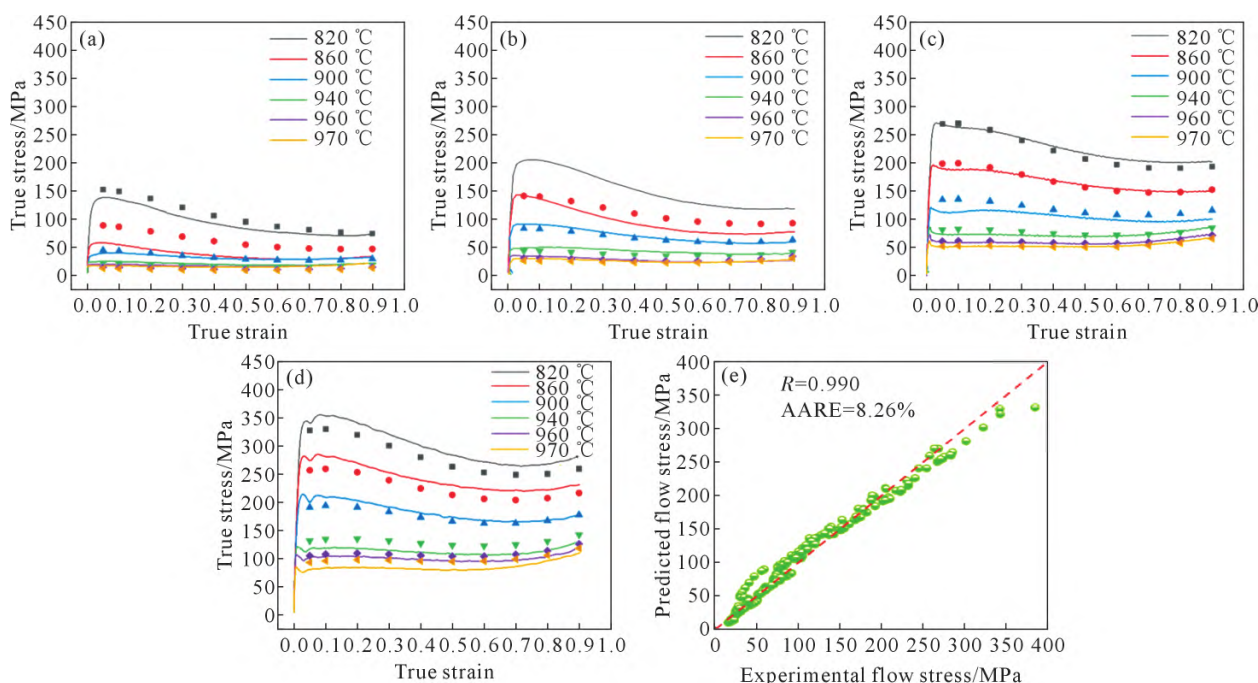


图7 TA15 钛合金在不同应变速率下的实验数据与预测结果对比:(a) 0.001 s⁻¹;(b) 0.01 s⁻¹;(c) 0.1 s⁻¹;(d) 1 s⁻¹;(e) 实验数据与预测结果之间的相关性以及平均相对误差

Fig.7 Comparison of the experimental data and prediction results for the TA15 titanium alloy under different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹; (e) correlation between the experimental data and predictions, as well as the average relative error

TA15 合金在热变形过程中流变应力的演变规律,可用于该材料流动应力的预测分析。

2.3 热加工图

为优化工艺参数、揭示塑性变形机制,并控制微观结构和机械性能,Prasad 等^[24]基于动态材料模型(DMM)理论建立了热加工图,用于研究金属材料的热变形行为。它不仅能够反映在不同参数下材料内部微观结构的变化情况,还能直接显示热变形过程中的不稳定区域和安全区域,为确定金属材料的最佳加工参数提供了理论基础。加工图谱由功率耗散图和动态失稳图组成。功率耗散率(η)通过式(5)计算得出:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

式中, m 为应变率敏感性参数,表示合金在热变形过程中软化的程度, m 值越高,流变软化程度就越高。本文研究的 TA15 压缩变形量为 0.9,图 8a 展示了来自图 3 中 TA15 合金的真应力-应变曲线的稳态应力。 m 值可通过以下数学关系式计算得出:

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{T, \epsilon} \quad (16)$$

对于真实应变值为 0.9 的情况,可以构建出与 T 、 $\dot{\epsilon}$ 相关的功率耗散图(图 8a)。功率耗散图展示了效率系数 η 如何因不同的实验条件而发生变化。通常,功率消耗较高的区域对应着材料内部显著的微观结构变化以及更好的成型性能,微观结构变形所消耗

的能量在总输入能量中占很大比例,这些区域更容易发生 DRX 和 DRV,表现出更好的塑性和优越的成型性能。一般来说,当 $\eta > 0.3$ 时,金属材料的热变形性能最佳^[23]。功率耗散图(图 8a)表明,当应变速率在 0.1~1.0 s⁻¹ 之间且温度在 820~870 °C 之间时, η 的值最小。当变形速率低于 0.1 s⁻¹ 或温度高于 880 °C 时, η 值基本都在 0.3 以上。因此,在这样的条件下进行热变形可以产生更好的再结晶组织。

然而,尽管高功率消耗率往往表明良好的加工性能,也不一定意味着其加工是安全的,还需要对动态失稳参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 进行进一步分析。因为根据 DMM 模型的定义,材料在热变形过程中的失稳准则可以表示如下^[21]:

$$\xi = \frac{\partial \left(\ln \frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

与功率耗散图类似, $\xi(\dot{\epsilon})$ 随变形温度和应变速率的变化构成了特定应变下的失稳图,如图 8b 所示。在这里, $\xi(\dot{\epsilon})$ 是一个不稳定参数。当它小于 0 时,表明材料处于不稳定状态,在热加工过程中容易出现微观结构缺陷,如空洞、绝热剪切带和裂纹等局部不稳定或损坏,这些缺陷会导致材料的使用寿命显著缩短,故而不应在此区域内进行加工处理。而正的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 则表明材料处于安全加工区域,在此区域中塑性变形充分且均匀,变形过程相对稳定,能够有效避免上述缺陷的形成。从图 8b 可以看出,加工图中的失稳

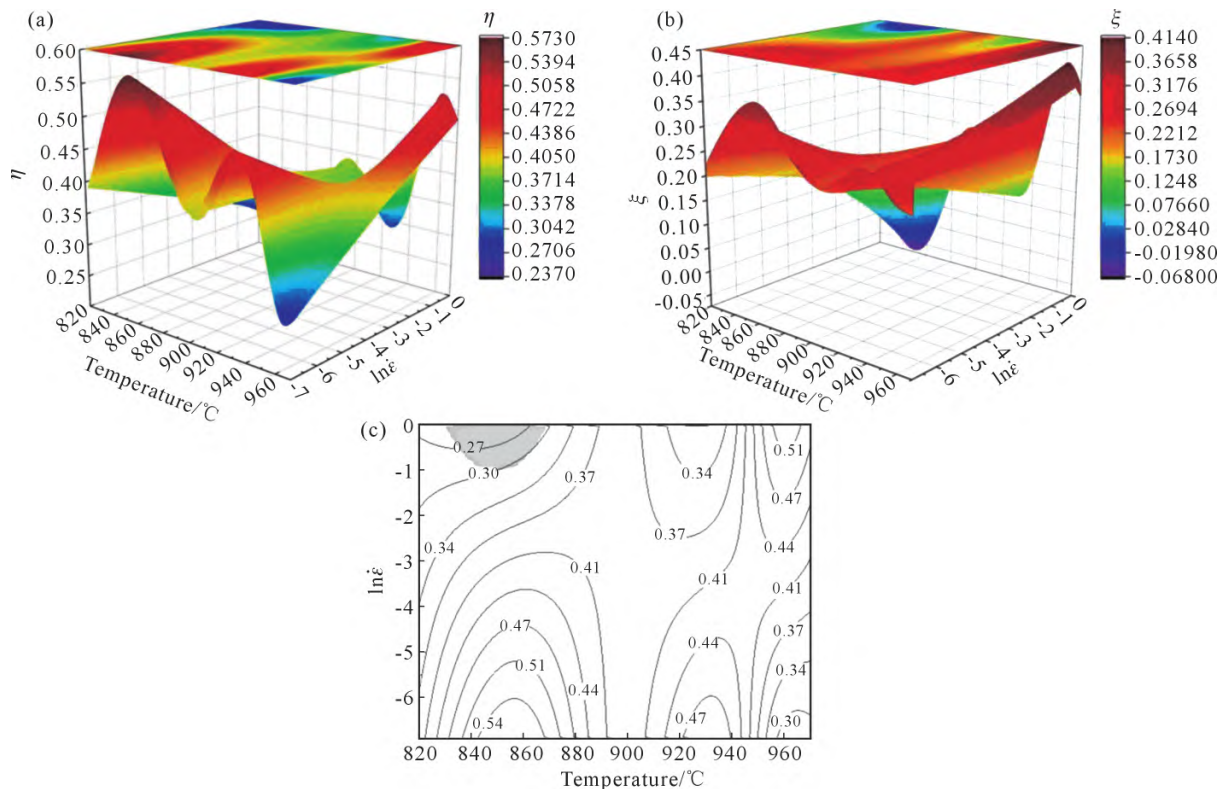


图8 真应变为0.9时TA15合金的热加工图:(a)功率耗散效率 η 三维图;(b)流动失稳 ξ 三维图;(c)热加工图
Fig.8 Processing map of the TA15 alloy at a true strain of 0.9: (a) 3D power dissipation efficiency (η) map; (b) 3D flow instability (ξ) map; (c) hot-processing map

区域主要分布应变速率在 $0.1 \sim 1.0 \text{ s}^{-1}$ 且温度在 $830 \sim 870 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 之间,与 $\eta < 0.3$ 区间高度重合。在动态失稳区域的变形条件下,大部分输入能量会转化为热能,因此该区域相应的能量耗散效率通常较低。

将失稳图与功率耗散图叠加,可以构建出热加工图。图8c展示了在真实应变值为0.9时TA15钛合金的加工图。加工图内部的等值线数量表示以百分比形式表达的功率损耗效率值,而白色和灰色区域分别表示稳定和不稳定区域。根据热加工图中的不稳定区域,不合适的加工参数为温度区间为 $820 \sim 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 且应变速率在 $0.1 \sim 1.0 \text{ s}^{-1}$ 之间,在热加工过程中应避免使用这些参数。

2.4 微观组织

TA15钛合金(相变点 $995 \text{ }^{\circ}\text{C}$)在热变形过程中,微观组织演变强烈依赖于变形温度、应变速率等热加工参数。本小节通过EBSD表征不同变形条件下的室温组织,系统分析变形条件对 α 相形貌及DRX特征的影响。

2.4.1 变形温度对微观组织的影响

结合反极图(inverse pole figure, IPF)(图9a~f)和KAM(图10a~f)能够清晰反映温度对动态软化和相变行为的调控作用。IPF图展示晶粒的取向和形貌,KAM图反映位错密度和塑性应变集中程度,两者相互印证。联合原 β 晶粒重构图(图11a~c)进一步

分析,揭示了高温下 β 相再结晶与晶粒长大的内在规律。

在 $820 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (图9a、图10a),初生 α 相在IPF图中呈现颜色不均且略微拉长的特征,其晶界呈明显的锯齿状和弓出状,这些具有弓出特征的晶界是DDRX的典型形核位点。对应KAM图中,这些晶界附近区域呈现较高的黄绿色($1^{\circ} \sim 2^{\circ}$),为所研究温度范围内最高,表明位错在晶界处塞积,形成了较高的形变储能。而初生 α 相之间大量细小的等轴再结晶 α 晶粒,在IPF图中颜色均一,在KAM图中呈现很低的蓝色($< 0.5^{\circ}$),说明这些细晶内部几乎没有位错。这些细小的再结晶晶粒沿原始晶界呈“项链状”分布,这是DDRX被激活的有力证据^[15,18]。

当温度升至 $860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (图9b、图10b)时,IPF图中初生 α 相的颜色不均一程度明显减弱,晶界的锯齿状特征逐渐减轻,但弓出状依然可见,项链状细晶数量减少。对应KAM图中,晶界附近的高KAM区域逐步减小,蓝色区域增多,平均KAM值从 $820 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 1.42° 降至 $860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 1.21° ,表明温度升高显著促进了位错攀移和湮灭,动态回复增强。与此同时,再结晶 α 晶粒尺寸由 $2 \sim 3 \text{ }\mu\text{m}$ 增大至 $5 \sim 7 \text{ }\mu\text{m}$,其内部KAM值始终保持较低水平。总体而言,从 $820 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,DDRX机制仍在运行,但动态回复的贡献逐渐增大,再结晶晶粒发生明显长大。

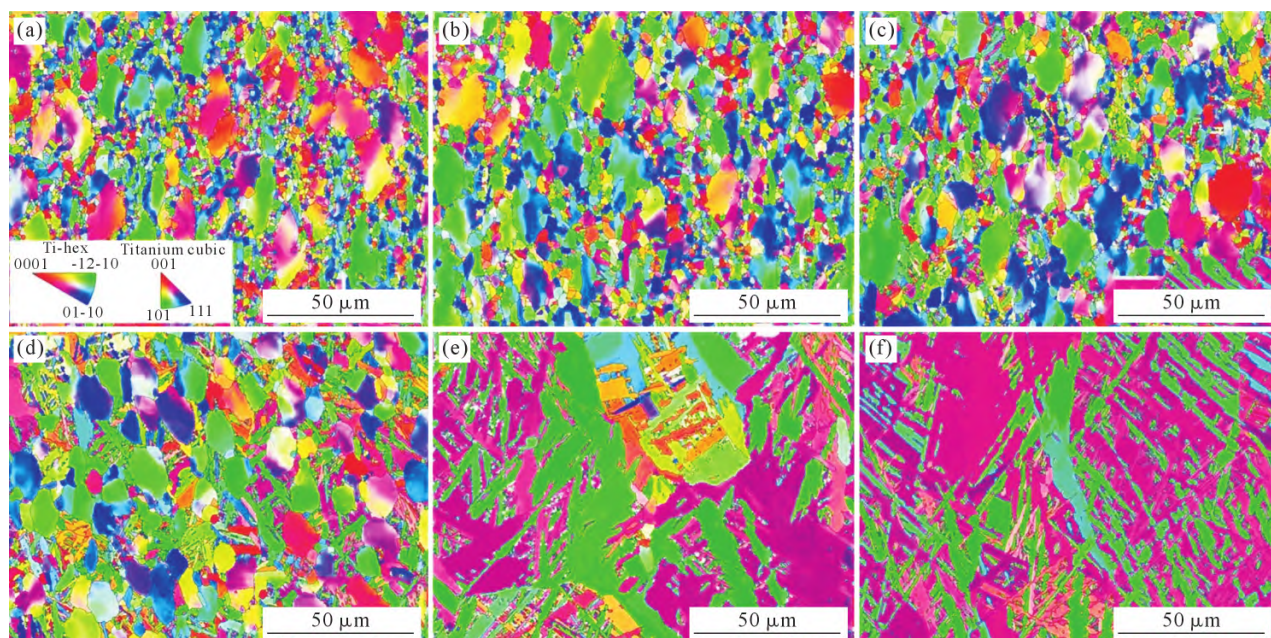


图9 应变速率为 0.01 s^{-1} 时不同温度下 IPF 图: (a) 820 °C; (b) 860 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 970 °C
Fig.9 IPF maps at different temperatures under a strain rate of 0.01 s^{-1} : (a) 820 °C; (b) 860 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 970 °C

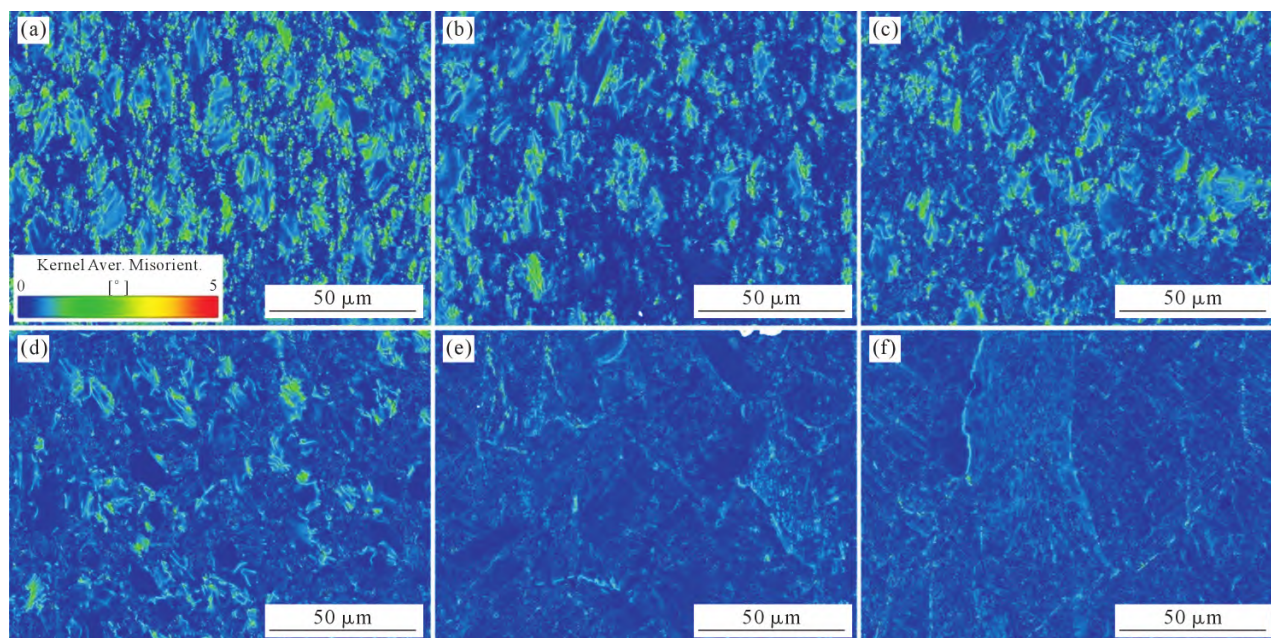


图10 应变速率为 0.01 s^{-1} 时不同温度下 KAM 图: (a) 820 °C; (b) 860 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 970 °C
Fig.10 KAM maps at different temperatures under a strain rate of 0.01 s^{-1} : (a) 820 °C; (b) 860 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 970 °C

在 900 和 940 °C (图 9c 和 d、图 10c 和 d), KAM 图中浅绿色区域进一步减少, 表明初生 α 相内部的位错进一步消除, 分布于晶界的细小等轴再结晶 α 晶粒同样保持低 KAM 值。值得注意的是, 新出现的片层 α 区域 (IPF 图中呈条状) 在 KAM 图中表现为深蓝色, 这是因为这些片层 α 是变形后冷却过程中由 β 相转变而来, 相变过程不引入位错^[13,16,25]。整个视场内高 KAM 区域 ($>1^\circ$) 几乎消失, 说明高温下动态回复和再结晶充分。通过对原 β 晶粒进行重构 (图 11a), 可以确认在 940 °C 时 β 晶粒呈等轴状, 平均尺

寸约 $18.6 \mu\text{m}$, 说明 β 相中已经发生了 DRX, 但由于 β 相体积分有限, 冷却后大部分区域仍保留初生 α 相。

在 960 和 970 °C (图 9e 和 f、图 10e 和 f), IPF 图中已几乎观察不到初生 α 相, 组织为全片层 α 。KAM 图中整体呈现均匀的深蓝色, 仅在极少数片层界面处有微弱的浅蓝色, 说明近相变点高温侧变形时动态回复和再结晶非常充分, 且冷却相变不产生位错, 最终组织中的位错密度极低^[17]。原 β 晶粒重构 (图 11b 和 c) 表明, β 晶粒进一步长大, 从 940 °C 的平均

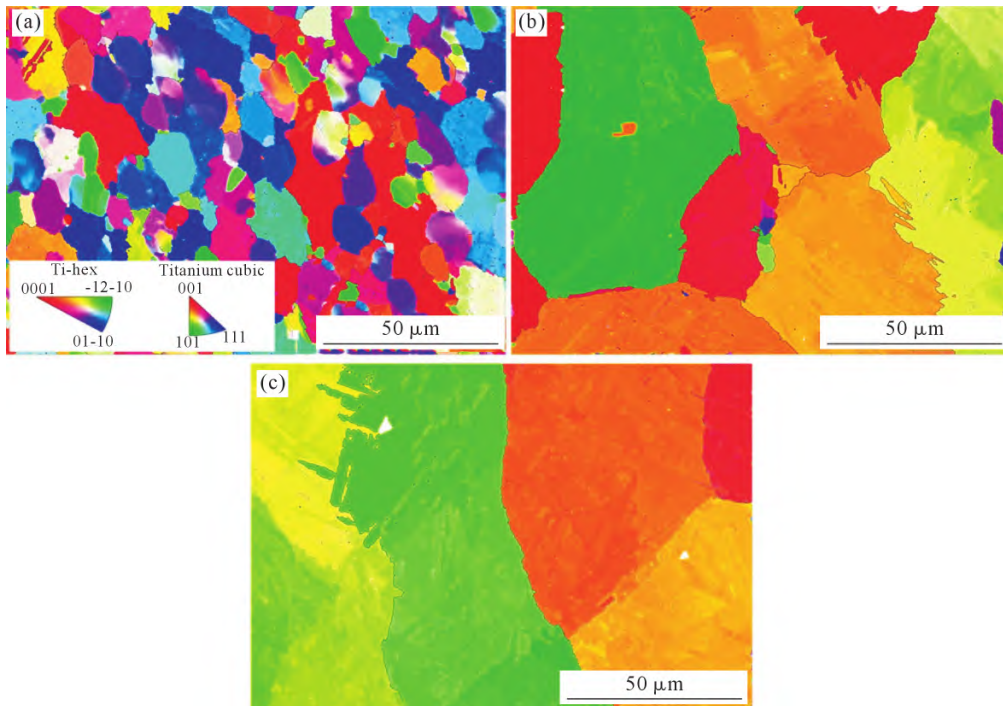


图 11 应变速率为 0.01 s^{-1} 时不同温度下 β 晶粒重构图:(a) 940°C ; (b) 960°C ; (c) 970°C

Fig.11 Reconstruction maps of β grains at different temperatures under a strain rate of 0.01 s^{-1} : (a) 940°C ; (b) 960°C ; (c) 970°C

$18.6 \mu\text{m}$ 增大到 970°C 的约 $50 \mu\text{m}$, 说明温度升高促进了 β 晶粒的粗化^[4,26]。

从 $820\sim 970^\circ\text{C}$, 平均 KAM 值单调下降, 但不同温区的下降机制不同, $820\sim 860^\circ\text{C}$ 主要归因于动态回复和再结晶的增强, DDRX 机制始终主导; $900\sim 940^\circ\text{C}$ 片层 α 的出现(低 KAM)加速了整体 KAM 的降低, 同时 DDRX 逐渐减弱; 960°C 以上则同时包含初生 α 内部位错的消除和片层 α 占比的增加。原 β 晶粒重构结果进一步证实, 随着温度升高, β 相中动态回复和再结晶充分发生且晶粒逐渐长大, 但冷却后 β 晶粒转变为片层 α , 因此室温下等轴 α 晶粒的减少与 β 相体积分数的增加及 β 晶粒的长大是同步的。

2.4.2 应变速率对微观组织的影响

应变速率通过影响位错积累与动态软化的时间窗口, 显著调控 TA15 合金的微观组织演变。本节选取两个典型变形温度, 820°C ($\alpha+\beta$ 两相区低温侧) 和 970°C (近相变点高温侧), 对比分析应变速率 (0.001 、 0.010 、 0.100 、 1.000 s^{-1}) 对 α 相形貌、再结晶行为及位错分布的影响。

在 820°C 变形时, 应变速率的影响十分显著, 其本质在于变形时间窗口与位错运动速率的竞争。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 变形时间非常充裕。IPF 图(图 12a) 中可见初生 α 相之间分布着大量细小的等轴再结晶 α 晶粒, 这些晶粒尺寸较大, 约 $4 \mu\text{m}$, 且体积分数很高, 约 78% 。这是因为低应变速率下, 位

错有充足的时间通过攀移和滑移发生湮灭, 同时亚晶界逐渐转化为高角度晶界, DRX 能够充分形核长大。KAM 图(图 13a) 显示, 再结晶晶粒内部呈深蓝色, 初生 α 相内部呈浅绿色, 位错密度较低且分布均匀, 表明动态回复和再结晶过程进行得非常充分。随着应变速率升高到 0.01 s^{-1} (图 12b), 变形时间缩短。IPF 图中再结晶 α 晶粒尺寸减小至约 $2 \mu\text{m}$, 体积分数下降至约 55% 。KAM 图(图 13b) 中初生 α 相内部黄绿色区域增多, 说明位错湮灭不充分, 部分位错被保留。这是因为应变速率增加后, 位错增殖速率加快, 而湮灭时间相对不足, 导致稳态位错密度升高。当应变速率升至 0.1 s^{-1} (图 12c) 时, 变形时间进一步缩短。IPF 图中再结晶 α 晶粒尺寸变化不大, 约 $2 \mu\text{m}$, 但体积分数降至约 32% 。KAM 图(图 13c) 中初生 α 相内部黄绿色区域进一步增多, 位错塞积严重。值得注意的是, 再结晶晶粒仍然保持较低的 KAM 值, 表明新形成的晶粒内部位错密度始终很低, 但再结晶形核后来不及长大, 变形就已结束^[15]。在 1 s^{-1} (图 12d) 时, 变形时间极短。IPF 图中再结晶 α 晶粒尺寸十分细小, 体积分数骤降至约 5% , 组织以拉长 α 晶粒为主, 同时可发现高 KAM 区域集中分布在初生 α 相中, 这导致极不均匀的 KAM 分布。

从机理上看, 高应变速率下位错增殖速率远大于湮灭速率, 大量位错被“冻结”在晶内, 加工硬化占绝对主导; 同时变形时间过短, DRX 形核后无法充分消耗储能, 导致再结晶程度极低。这些高应变速率

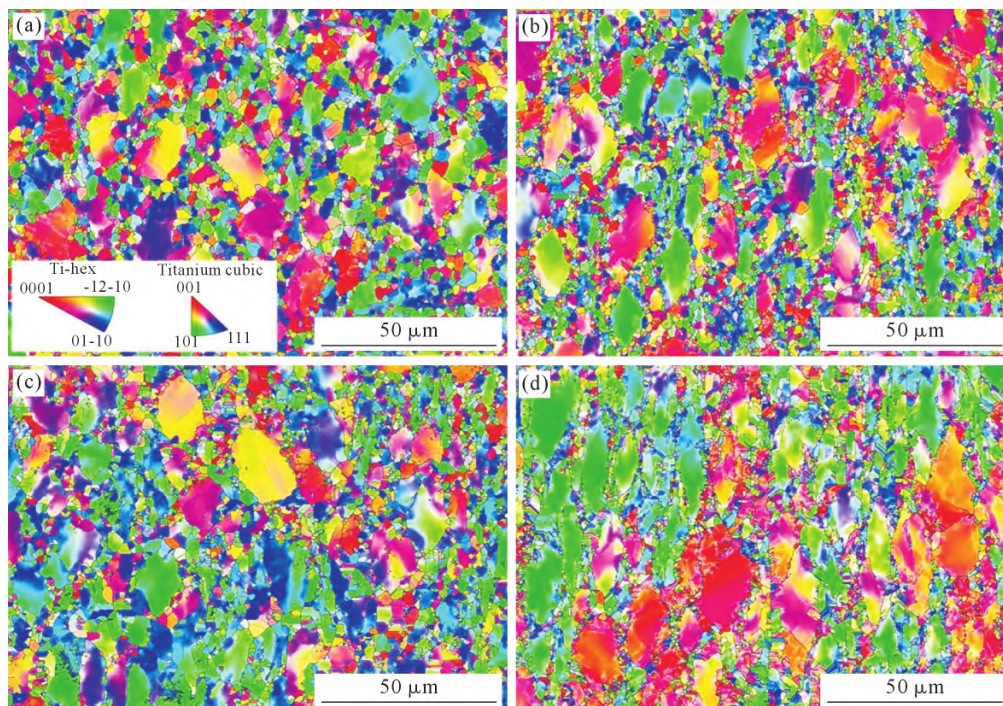


图 12 820 °C 时不同应变速率 IPF 图: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹
Fig.12 IPF maps at different strain rates at 820 °C: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

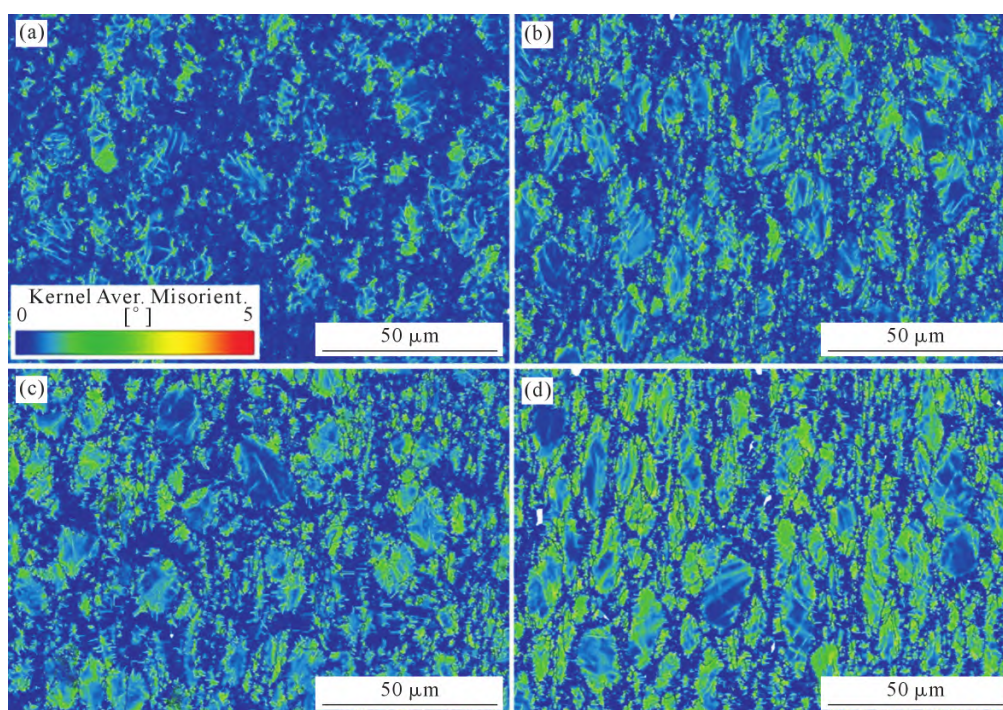


图 13 820 °C 时不同应变速率 KAM 图: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹
Fig.13 KAM maps at different strain rates at 820 °C: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

条件(0.1~1.0 s⁻¹)恰好对应热加工图中的失稳区(820~860 °C、0.1~1.0 s⁻¹),而 KAM 值的急剧升高和不均匀分布正是失稳的微观表征,局部高应变区能量集中,容易诱发绝热剪切带和微裂纹。从位错动力学角度进一步分析,应变速率对再结晶的影响可以通过 Zener-Hollomon 参数来理解^[27]。低应变速率对应较低的 Z 值,位错攀移速率快,动态回复和再结晶占主导;高应变速率对应高 Z 值,位错运动受限于

短时间,加工硬化占主导。本实验中,820 °C、1 s⁻¹ 条件下的 lnZ 值超过 72,已进入失稳区,此时 DRX 无法有效释放储能,导致流动局部化。这一分析为热加工图的可靠性提供了微观证据。

作为对比,在 970 °C(近相变点高温侧)变形时,应变速率的影响则表现出不同的特征。IPF 图(图 14a~d)和原 β 晶粒重构(图 15a~d)共同揭示了这一温度下组织演变与应变速率的密切关联。当应变速

率为 0.001 s^{-1} (图 14a)和 0.01 s^{-1} (图 14b)时,室温组织为全片层 α ,IPF 图中观察不到初生 α 相,也没有细小的再结晶 α 晶粒。从重构的原 β 晶粒图(图 15a、b)可见, 0.001 s^{-1} 时 β 晶粒极其粗大,单个视场内仅能容纳约 2 个晶粒,估算平均晶粒尺寸超过 $100 \mu\text{m}$; 0.01 s^{-1} 时 β 晶粒尺寸有所减小,但仍较大(约 $50 \mu\text{m}$)。低应变速率下变形时间充裕, α 到 β 相变进行得比较完全,同时 β 晶粒发生显著粗化。冷却后,这些粗

大的 β 晶粒转变为 α 片层集束,形成全片层组织。当应变速率升高到 0.1 s^{-1} (图 14c)时,IPF 图中开始出现少量初生 α 相,呈等轴状零星分布于片层 α 基体中。重构(图 15c)显示 β 晶粒尺寸进一步减小(约 $25\sim 30 \mu\text{m}$)。当应变速率进一步升至 1 s^{-1} (图 14d)时,IPF 图中出现大量初生 α 相,与片层 α 混合分布。重构(图 15d)显示 β 晶粒尺寸细化至约 $15 \mu\text{m}$,是所有应变速率中最小的。

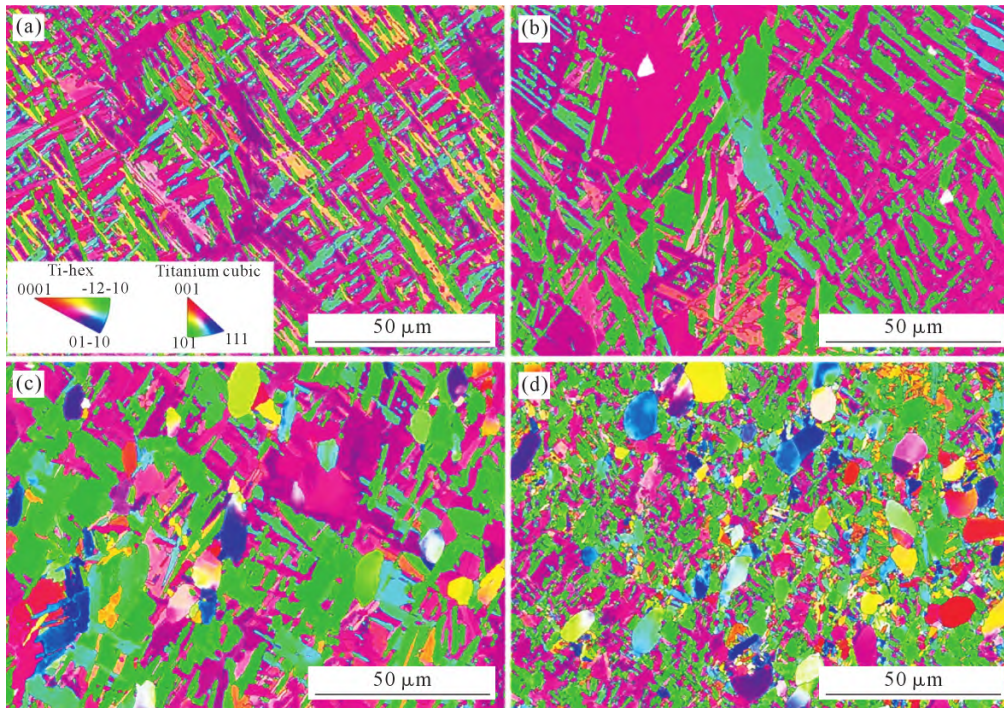


图 14 970 °C 时不同应变速率 IPF 图:(a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1}
Fig.14 IPF maps at different strain rates at 970 °C: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1}

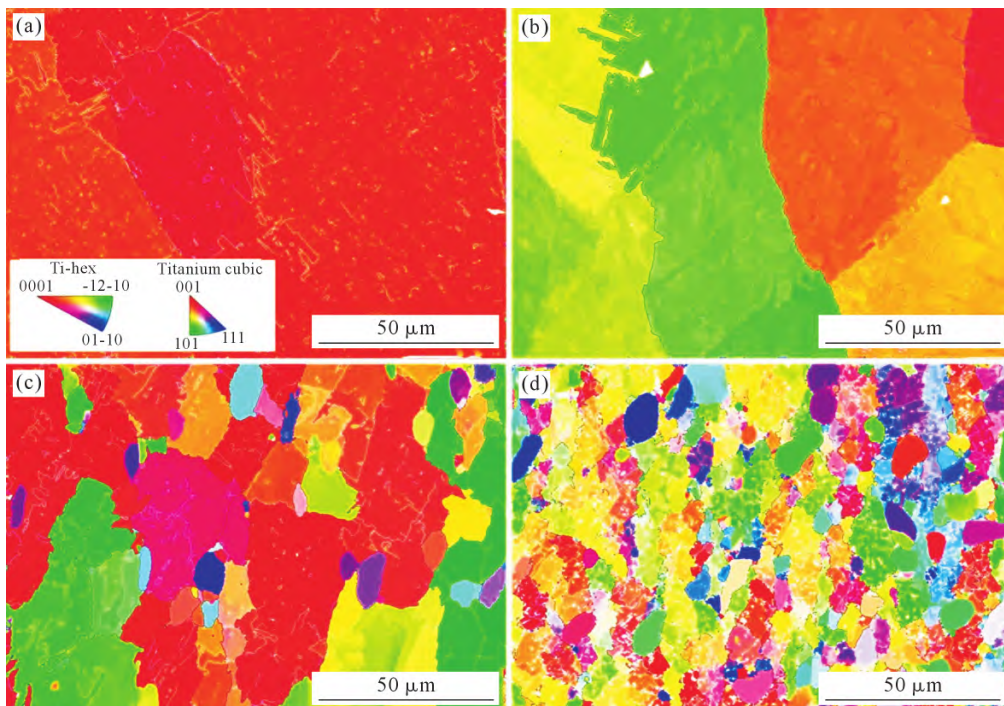


图 15 970 °C 时不同应变速率下 β 晶粒重构图:(a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1}
Fig.15 Reconstruction maps at different strain rates at 970 °C: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1}

从相变动力学角度分析,在 970 °C(接近但低于相变点)保温时, α 到 β 转变需要一定的时间才能完成。低应变速率($0.001\sim 0.010\text{ s}^{-1}$)下,变形时间很长, α 相有充分的时间转变为 β 相,因此变形前已基本进入 β 单相状态,变形后冷却形成全片层组织。随着应变速率升高,从加热结束到变形完成的时间缩短, α 到 β 相变可能未充分进行,导致部分初生 α 相被保留下来。同时,高应变速率下变形时间短, β 晶粒来不及长大,因此晶粒尺寸较小^[4,18]。这一规律表明,在近相变点温度(如 970 °C)热加工时,应变速率通过控制相变时间窗口来调控初生 α 相的残留量和 β 晶粒尺寸。若希望获得均匀细小的全片层组织,可选择较低的应变速率($\leq 0.01\text{ s}^{-1}$)并保证充分的保温时间;若希望保留部分等轴 α 以改善室温塑性,则可以选择较高的应变速率($0.1\sim 1.0\text{ s}^{-1}$)。

综合 820 和 970 °C 两个温度下应变速率的影响,可以发现:在 $\alpha+\beta$ 两相区低温侧,应变速率主要通过控制 DRX 的充分程度来影响等轴 α 的尺寸和分数,高应变速率导致流动失稳;而在近相变点高温侧,应变速率则通过控制 α 到 β 相变的时间窗口来调节初生 α 的残留量和 β 晶粒的粗化程度,低应变速率有利于获得全片层组织,高应变速率则保留更多等轴 α 。类似地,程军^[11]在 $(\text{CoNiV})_{97}\text{Al}_3$ 中熵合金的拉伸变形研究中发现,变形量(50%、100%)通过调控位错滑移与孪晶的协同作用影响微观组织和力学性能,尽管材料体系不同,但变形条件对组织演变的调控具有相似的物理本质,均体现了变形参数通过影响位错运动和再分布来主导微观组织演化的普遍规律。

对比 820 和 970 °C 两个温度下应变速率的作用机制可以发现,在 $\alpha+\beta$ 两相区,应变速率的升高会强烈抑制 DRX 并促进加工硬化,导致等轴 α 分数下降、KAM 值升高,高应变速率(1 s^{-1})下还会出现流动局部化,这正好对应热加工图中的失稳区。而在近相变点高温侧, β 晶粒尺寸会随应变速率升高而细化,冷却后 α 片层集束尺寸也相应减小,且 KAM 值始终维持在较低水平。总体而言,应变速率对微观组织的影响在 $\alpha+\beta$ 两相区更为敏感,而在近相变点高温侧则主要表现为晶粒细化效应。

3 结论

(1)TA15 合金的流动应力随变形温度升高而降低,随应变速率升高而增大,这是加工硬化与动态软化相互竞争的结果;应力-应变曲线呈现典型的流动软化特征,表明 DRV 与 DRX 在变形过程中发挥了关键的软化作用。

(2)建立了考虑应变补偿效应的 Arrhenius 型本构模型,变形激活能大小为 658.3 kJ/mol。该模型预测结果与实验数据高度吻合,相关系数 R 为 0.990,平均绝对误差 AARE 为 8.26%,该模型能够有效预测 TA15 合金在 820~970 °C、 $0.001\sim 1.000\text{ s}^{-1}$ 范围内的流动行为。

(3)基于 820~970 °C 温度范围和 $0.001\sim 1.000\text{ s}^{-1}$ 应变率下的热压缩实验数据,采用动态材料模型构建了 TA15 合金的热加工图。研究表明,在 820~860 °C 且应变速率在 $0.1\sim 1.0\text{ s}^{-1}$ 的加工条件下,易导致失稳,热加工过程中应避免使用这些参数。在此区域之外,功率耗散率 η 普遍高于 0.3,无失稳区,推荐的安全加工窗口为 860~970 °C、 $0.001\sim 0.100\text{ s}^{-1}$ 。

(4)通过 EBSD 分析,研究了 TA15 合金的组织演化规律。变形温度和应变速率对微观组织演变具有显著的阶段性和相区依赖性。温度方面,820 °C 时以 DDRX 为主导,形成等轴细晶组织;随温度升高,片层 α 逐渐取代等轴 α ,至 960~970 °C 时演变为全片层组织。应变速率方面,在两相区低温侧,高应变速率抑制再结晶并导致局部 KAM 值升高,对应热加工图失稳区;在近相变点温度下,低应变速率促进 α 到 β 相变、 β 晶粒粗化,高应变速率则保留更多初生 α 并抑制 β 晶粒长大。

参考文献:

- [1] HOU M Y, ZHANG J Q, DING D, LI Y T, SUN M X, DAI S, LIU J T, ZU G Y. Annealing microstructure evolution and strength-ductility analysis of TA15 alloy sheet [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1071: 188747.
- [2] ZHAO J, TU Y M, ZHOU B J, WANG K H, LIU G. A physically-based constitutive model considering mixed dynamic recrystallization for a near- α titanium alloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 1348-1357.
- [3] SUN Q J, WANG G C. Microstructure and superplasticity of TA15 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 606: 401-408.
- [4] 涂俊哲, 贾润晨, 田淼, 赵彦妮, 王彦伟, 曾卫东. 近 β 钛合金在 β 单相区热变形过程中的组织演变行为[J]. 铸造技术, 2026, 47: 547-556.
TU J Z, JIA R C, TIAN M, ZHAO Y N, WANG Y W, ZENG W D. Microstructure evolution behavior of near- β titanium alloy during hot deformation in β single-phase region[J]. Foundry Technology, 2026, 47: 547-556.
- [5] WANJARA P, JAHAZI M, MONAJATI H, YUE S, IMMARIGEON J P. Hot working behavior of near- α alloy IMI834 [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 396(1-2): 50-60.
- [6] JIA W J, ZENG W D, ZHOU Y G, LIU J R, WANG Q J. High-temperature deformation behavior of Ti60 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(12): 4068-4074.

- [7] SELLARS C M, TEGART W J. Hot workability [J]. International Materials Reviews, 1972, 17(1): 1-24.
- [8] 徐文臣, 单德彬, 李春峰, 吕炎. TA15 钛合金的动态热压缩行为及其机理研究[J]. 航空材料学报, 2005, 25(4): 10-15, 19.
XU W C, SHAN D B, LI C F, LYU Y. Study on dynamic hot compression behavior and mechanism of TA15 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2005, 25(4): 10-15, 19.
- [9] 景春红, 李江, 邓浩, 杨靖云, 傅强, 彭文雅, 李钢. Ti150 钛合金热变形行为及显微组织演变研究[J]. 铸造技术, 2025, 9: 841-851.
JING C H, LI J, DENG H, YANG J Y, FU Q, PENG W Y, LI G. Study on the hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti150 titanium alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 9: 841-851.
- [10] 周潼, 程军, 王克鲁, 鲁世强, 李鑫, 刘杰. Ti₂AlNb 基金属热变形行为及加工图研究[J]. 中国机械工程, 2025, 36(11): 2757-2765.
ZHOU T, CHENG J, WANG K L, LU S Q, LI X, LIU J. Hot deformation behavior and processing map of Ti₂AlNb-based alloy [J]. China Mechanical Engineering, 2025, 36(11): 2757-2765.
- [11] 程军. 变形量对 (CoNiV)₇₇Al₃ 中合金组织和力学性能的影响 [J]. 有色金属材料与工程, 2024, 45(3): 1-8.
CHENG J. Effect of deformation on microstructure and mechanical properties of (CoNiV)₇₇Al₃ medium entropy alloy[J]. Nonferrous Metals Materials and Engineering, 2024, 45(3): 1-8.
- [12] 徐猛, 贾蔚菊, 张志豪, 谢建新. TA15 钛合金高温热压缩变形行为及热加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(9): 2708-2713.
XU M, JIA W J, ZHANG Z H, XIE J X. Hot compression deformation behavior and processing map of TA15 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(9): 2708-2713.
- [13] 董瑞峰, 郭宇墨, 贾慕臻, 李晨晖, 周瑞玉, 武立, 侯华, 赵宇宏. Ti-6222 钛合金热变形行为及变形组织研究[J]. 铸造技术, 2024, 45: 945-952.
DONG R F, GUO Y M, JIA M Z, LI C H, ZHOU D Y, WU L, HOU H, ZHAO Y H. Deformation behavior and microstructure evolution of the Ti-6222 alloy during hot deformation[J]. Foundry Technology, 2024, 45: 945-952.
- [14] 朱金岭, 程军, 陈靓瑜. 激光粉末床熔融 Ti-6Al-4V 热处理的研究现状: 微观组织演变和耐腐蚀性能[J]. 工程科学学报, 2024, 46(8): 1393-1402.
ZHU J L, CHENG J, CHEN J Y. Current research status on Ti-6Al-4V heat treatment through laser powder bed fusion: Microstructure evolution and corrosion resistance[J]. Chinese Journal of Engineering, 2024, 46(8): 1393-1402.
- [15] 曲申, 朱晓宇, 吴晓飞, 王可, 吕逸帆, 郭良刚. Ti6321 合金两相区流变行为及软化机制研究[J]. 铸造技术, 2026, 46(3): 295-304.
QU S, ZHU X Y, WU X F, WANG K, LYU Y F, GUO L G. Study on the flow behavior and soften mechanism of Ti6321 titanium alloy in the $\alpha+\beta$ phase region[J]. Foundry Technology, 2026, 46(3): 295-304.
- [16] 樊江昆, 赖敏杰, 唐斌, 寇宏超, 李金山. 热力耦合作用下钛合金动态相变行为研究进展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 25-44.
FAN J K, LAI M J, TANG B, KOU H C, LI J S. Research progress of dynamic phase transformation behavior of titanium alloy under thermo-mechanical coupling process [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 25-44.
- [17] FAN J K, KOU H C, LAI M J, TANG B, CHANG H, LI J S. Hot deformation mechanism and microstructure evolution of a new near β titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 584: 121-132.
- [18] LIU J A, ZHANG W H, XIN X, WANG L W, ZHU C W, ZHU X H, SUN W R. Microstructure evolution and dynamic recrystallisation behaviour in hot deformation of Haynes 214 superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 919: 165755.
- [19] 姚彭彭, 李萍, 李成铭, 薛传妹, 薛克敏. 基于摩擦修正的 TA15 钛合金热变形行为及加工图[J]. 精密成形工程, 2014, 6(4): 46-51.
YAO P P, LI P, LI C M, XUE C M, XUE K M. Hot deformation behavior and processing map of TA15 titanium alloy based on friction correction [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2014, 6(4): 46-51.
- [20] 黄召阔, 滕艾均, 康强, 王鹏, 董恩涛. 锻态 TC21 钛合金热变形行为及热加工图[J]. 钢铁钒钛, 2025, 46(2): 68-75.
HUANG Z K, TENG A J, KANG Q, WANG P, DONG E T. Hot deformation behavior and processing map of wrought TC21 titanium alloy [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2025, 46(2): 68-75.
- [21] 谢帅, 何峰, 施文鹏. USS122G 超高强度不锈钢热变形行为及热加工图[J]. 铸造技术, 2024, 45(12): 1145-1153.
XIE S, HE F, SHI W P. Hot deformation behavior and processing map of USS122G ultra-high strength stainless steel [J]. Foundry Technology, 2024, 45(12): 1145-1153.
- [22] LU T, DAN Z H, LI T J, DAI G Q, SUN Y Y, GUO Y H, LI K, YI D Q, CHANG H, ZHOU L. Flow softening and microstructural evolution of near β titanium alloy Ti-35421 during hot compression deformation in the $\alpha+\beta$ region [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 2257-2274.
- [23] ZHANG J Q, XU X Y, XUE J Y, LIU S N, DENG Q H, LI F, DING J, WANG H, CHANG H. Hot deformation characteristics and mechanism understanding of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo titanium alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 20: 2591-2610.
- [24] PRASAD Y V, GEGEL H L, DORAIVELU S M, MALAS J C, MORGAN J T, LARK K A, BARKER D R. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 [J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [25] JONAS J J, ARANAS C, FALL A, JAHZI M. Transformation softening in three titanium alloys [J]. Materials & Design, 2017, 113: 305-310.
- [26] PILEHVA F, ZAREI-HANZAKI A, MOEMENI S, KHALESIAN A R. High-temperature deformation behavior of a Ti-6Al-7Nb alloy in dual-phase ($\alpha+\beta$) and single-phase (β) regions [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25: 46-58.
- [27] BEHERA A N, MURTY T N, SARKAR A, KAPOOR R, SINGH R N, VAIBHAW, KUMAR, ARORA U K, KAPOOR K. Deformation behaviour and microstructure evolution of Ti-2.3Al-2.6Zr alloy in the temperature range of 700~1 000 °C [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1008: 176791.

(责任编辑: 宫文婧)