● 试验研究 Experimental Research ●

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5134

Ti150 钛合金热变形行为及显微组织演变研究

景春红[1,2],李 江[1,3],邓 浩[2],杨靖雲[2],傅 强[2],彭文雅[4],李 钢[4]

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072;2. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司,四川 德阳 618000;3. 西北工业大学 陕西省高性能精确成形技术与装备重点实验室,陕西 西安 710072;4. 中国航发湖南动力机械研究所,湖南 株洲 412000)

摘 要:针对 Ti150 近 α 钛合金热变形工艺,研究了变形温度 970~1 040 ℃,应变速率 10^{-3}~1 s^{-1},变形量 60%的热变形行为以及组织演变规律。分析了真应变、变形温度与应变速率等参数对流动应力的影响规律,基于应力-应变曲线数据建立了考虑应变补偿的 Arrhenius 本构方程,并构建了基于 Prasad 判据的热加工图。结果表明,Ti150 合金在不同温度区间流变应力对速率的响应有着明显的差异,变形温度越高,较高应变时,峰值应力下降幅度对变形速率越敏感,且在高应变速率时发生不连续屈服现象,计算的变形激活能为 919 kJ/mol,建立的考虑应变补偿的 Arrhenius 本构模型预测误差 AARE=6.53%,相关系数 R=0.985 6,模型预测精度较高;热加工图表明最优工艺参数范围为温度 970~1 010 ℃,应变速率 10^{-2}~1 s^{-1}。利用光镜(OM)及电子背散射衍射(EBSD)等技术手段,分析试样的微观组织特征。结果表明,应变速率对组织演变路径具有决定性作用,高应变速率时,剧烈的塑性变形导致位错快速增殖,变形储能成为驱动相变的核心因素,但由于热激活时间不足,组织重构受限;低应变速率时,充分的热激活条件促使扩散机制主导相变进程,位错通过动态回复/再结晶逐步释放畸变能,最终实现组织稳态化。

关键词:Ti150;热模拟压缩实验;本构方程;热加工图;热变形行为

中图分类号:TG146.2+3 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2025)09-0841-14

Study on the Hot-deformation Behavior and Microstructure Evolution of Ti150 Alloy

JING Chunhong[1,2], LI Jiang[1,3], DENG Hao[2], YANG Jingyun[2], FU Qiang[2], PENG Wenya[4], LI Gang[4]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd., Deyang 618000, China; 3. Shaanxi Key Laboratory of High-Performance Precision Forming Technology and Equipment, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 4. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412000, China)

Abstract: The hot deformation behavior and microstructure evolution of a Ti150 near-α titanium alloy were investigated at deformation temperatures ranging from 970~1 040 ℃, strain rates ranging from 10^{-3}~1 s^{-1}, and a deformation amount of 60%. The influences of the true strain, deformation temperature, and strain rate on the flow stress were analysed. On the basis of the stress-strain curve data, an Arrhenius constitutive equation considering strain compensation was established, and a hot working map based on the Prasad criterion and criterion was constructed. The results show that the response of the flow stress to the strain rate of the Ti150 alloy varies significantly across different temperature ranges. The higher the deformation temperature is, the more sensitive the peak stress drop is to the deformation rate at higher strains. Discontinuous yielding is observed at high strain rates. The calculated activation energy for deformation is 919 kJ·mol^{-1}. The prediction error of the established Arrhenius constitutive model considering strain compensation is AARE=6.53%, and the correlation coefficient R is 0.985 6, indicating high prediction accuracy. The hot working map indicates that the optimal

收稿日期: 2025-07-02

基金项目: 国家自然科学基金(52074231, 52274396)

作者简介: 景春红,1991 年生,学士,工程师. 研究方向为钛合金锻造工艺及数值模拟等. Email: 834944238@qq.com

通信作者: 李 江,1987 年生,博士,副研究员. 研究方向为钛合金、高温合金和铝合金等金属材料的组织性能调控、服役可靠性、精确塑性成形技术及模拟仿真等. Email: lijiangcc@nwpu.edu.cn

引用格式: 景春红,李江,邓浩,杨靖雲,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, 46(9): 841-854.

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 alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(9): 841-854.

中国知网 https://www.cnki.net

process parameter range is a temperature range of 970 to 1 010 ℃ and a strain rate of 10^{-2} to 1 s^{-1}. The microstructure characteristics of the samples were analysed via optical microscopy (OM) and electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that the strain rate plays a decisive role in the microstructure evolution path. At high strain rates, intense plastic deformation leads to rapid dislocation proliferation, and deformation energy storage becomes the core factor driving phase transformation. However, owing to insufficient thermal activation time, microstructure reconstruction is limited. At low strain rates, sufficient thermal activation conditions promote the diffusion mechanism to dominate the phase transformation process, and dislocations gradually release distortion energy through dynamic recovery/recrystallization, ultimately achieving microstructure stabilization.

Key words: Ti150; hot compression test; constitutive equation; hot processing map; hot deformation behavior

钛合金因其具有高比强度、高热稳定性和优异的耐蚀性被广泛应用于航空发动机的结构组件[1]。近 α 型 Ti150 钛合金是国内在 IMI834 钛合金的基础上研制出的牌号，具有出色的高温蠕变抗力、疲劳强度和良好的损伤容限特性，被广泛应用于发动机压气机盘和叶片等关键部位，是研制较早且被广泛应用的 600 ℃高温钛合金[2-3]。热加工通过控制热变形参数，如温度、应变速率、变形量等可有效调控合金的显微组织，进而获得满足服役要求的力学性能。在热变形过程中钛合金会发生动态回复、动态再结晶等一系列复杂的组织演化过程，直接影响产品的最终组织形态与性能。因此，深入研究钛合金的热变形行为与组织演化规律，对于制定合理的加工工艺参数、获得理想的组织结构和性能至关重要[4-6]。而通过热模拟压缩实验可以获得材料在不同变形温度、应变速率和变形程度下的真应力–应变曲线，从而推导建立材料的本构模型，进而用来描述高温塑性变形过程中金属材料的流变应力与热变形参数(变形温度、应变速率及变形程度)或材料状态参数(位错密度、晶粒尺寸及亚晶粒尺寸等)之间关系的函数，同时计算出变形激活能，绘制热加工图，优选的热加工工艺窗口可以很好地指导工艺改进[7-10]。

研究者们在探究钛合金热变形行为过程中建立了不同的本构模型，如崔军辉等[11]建立了 TB6 钛合金的 Arrhenius 型双曲正弦本构模型，为 TB6 钛合金塑性加工过程控制和数值模拟提供了基础；王哲君等[12]基于分段外推饱和模型和改进的 Voce 模型分别构建了 Ti2448 合金在温变形高、低应变速率下的流动应力模型，模型平均相对误差小于 5%，能够有效预测 Ti2448 合金在温变形过程中的流动应力；Jiang 等[13]建立了 Ti-55511 钛合金在 β 相区基于位错密度的本构模型，相关系数达 0.992 9，可准确描述材料的流变行为；Wanjara 等[14]针对 IMI 834 在 α+β 两相区及 β 单相区的等温热加工过程，提出了将流变应力表示为应变速率和温度函数的本构方程，并建立了双曲正弦流变应力模型，计算的 α+β 两相区及 β 单相区的表观激活能分别为 703 和 153 kJ/mol。

热加工图被广泛用于各类合金材料的热加工性研究，用于分析材料在不同变形条件下的变形机制，优选热加工过程中的工艺窗口，使得工艺避开失稳区，从而调控材料热变形过程微观组织与性能。研究者们通过热加工图研究了各种钛合金较优的变形工艺窗口及变形机制，为热变形工艺的制定提供了基础，如 Lei 等[15]构建了 Ti-5Al4Zr8Mo7V 合金在应变为 0.25、0.50 和 1.00 时的热加工图，发现峰值功率耗散系数主要发生在低应变速率下(10^{-3}~10^{-1} s^{-1})，而失稳区主要发生在较高应变速率(10^{-1}~1 s^{-1})和应变为 0.25 和 0.50 的区域；应变为 1 时，新的失稳区域发生在 10^{-3}~10^{-2} s^{-1}/775~780 ℃和 1.8×10^{-3}~1.8×10^{-2} s^{-1}/815~835 ℃区域，主要的失稳机制为局部流变。Wang 等[16]通过热加工图优选了Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 在 β 锻和近 β 锻时的工艺参数，同时研究证明近 β 锻造主要变形机制为超塑性，而 β 锻造时的主要变形机制为动态再结晶。Balasundar 等[17]发现双态组织 IMI 834 合金在 850~925 ℃和应变速率 10^{-1}~1 s^{-1} 范围的失稳区域内会出现剪切带；潜在加工区有两个，一个是准超塑性区域(925~975 ℃，应变速率 10^{-3}~10^{-2} s^{-1})，材料在此区域发生连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)或片状 α 组织的球化；另一个是 β 相的不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)区域(980~1 020 ℃，应变速率 10^{-2}~10^{-1} s^{-1})。

钛合金材料热变形过程中的组织演变对变形温度、应变速率和变形量等热变形工艺参数敏感，不同条件变形时材料内部会发生加工硬化、片层 α 相动态球化、动态再结晶和动态回复等，从而导致流变软化、不连续屈服等。Wanjara 等[18]发现 IMI 834 合金在 α+β 两相区的变形会使转变后的 β 晶粒中片状 α 相发生形变，且两相均未发生再结晶；而在 β 相区变形过程中，在变形拉长的 β 相周围形成动态再结晶晶粒，呈现项链状结构，变形过程中的组织差异导致流变软化行为表现出显著差异。为进一步研究

中国知网 https://www.cnki.net

IMI 834 合金的动态再结晶行为，发现在静态再结晶之后可完全实现晶粒细化和均匀化，应变速率的增加促进了再结晶的发生[19]。变形过程中材料内部亚结构对 IMI 834 合金的组织演变产生显著影响，Wang 等[20]发现 IMI 834 合金在 1 050 ℃下以应变速率 10^{-2} 和 10^{-1} s^{-1} 压缩至总应变 0.2 后，片状结构发生了粗化，较高应变速率变形时发生了回复，原始微观组织中的亚晶界和随机位错环被位错阵列和网络的形成所“取代”，位错类型以 a 型为主，同时存在少量 a+c 型位错；a+c 型位错作为 a 型位错滑移的障碍，导致位错网络的形成；残留相和硅化物对位错滑移表现出显著阻力，导致位错在残留相附近堆积并形成小角度亚晶界，促进位错网络和亚晶界的形成。不同应变速率导致的亚结构差异表明，锻造速度将影响 IMI 834 合金的显微组织演变。

国内外研究者们对钛合金热变形过程中的应力–应变曲线、热加工图、组织演变等均开展了相关研究。尽管针对 Ti150 合金的研究取得了一定成果，但目前对该合金热变形行为的系统研究还比较少，相关热变形系统理论仍需进一步阐明和探究：如热加工参数与组织性能对应关系缺失，现有文献多集中于锻后热处理工艺及其组织性能研究，对热变形过程中的动态再结晶、相变行为的量化研究还比较少。而 Ti150 合金作为一种在600 ℃下具有优异的高比强度、蠕变抗力和热稳定性的高温钛合金材料，随着航空发动机功率提升，锻件尺寸增大导致心部与边缘变形不均匀性加剧，极易引发微织构和性能波动，为了解决上述问题，亟需通过研究 Ti150 钛合金的热变形行为以求量化控制解决上述问题。本研究通过等温热模拟压缩实验，研究了近 α 型 Ti150 合金在变形温度为 970~1 040 ℃，应变速率为 10^{-3}~1 s^{-1}，变形量为 60%时的流变行为以及组织演变规律，建立了考虑应变补偿的 Arrhenius 双曲正弦本构模型，获得了变形激活能，绘制了基于 Prasad 判据的热加工图，给出了热加工工艺优选窗口，并利用 EBSD 等表征手段分析其热变形行为及内在机制，相关研究结果为 Ti150 合金热变形工艺制订提供了理论指导。

1　实验材料与方法

实验采用的原材料为西部超导生产的 ϕ230 mm Ti150 合金棒材，其化学成分如表 1 所示，经金相法测定的相变点为 1 055 ℃。棒材显微组织如图1 所示，初始组织为双态组织，即在 β 转变基体上分布着 30%~40%的等轴状初生 α 相，尺寸约为 20~30 μm。

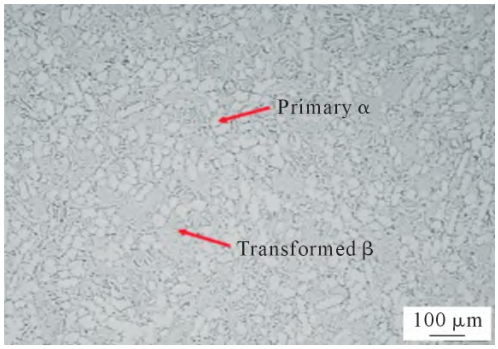

图 1　ϕ230 mm 规格 Ti150 合金锻棒显微组织

Fig.1　Microstructure of ϕ230 mm Ti150 alloy forging billets

沿棒材轴向在 R/2 处切取 ϕ8 mm×12 mm 的试样，在 Gleeble-3500 热/力模拟试验机上进行等温热压缩试验，变形温度分别为 970、1 000、1 020 和 1 040 ℃，应变速率分别为 10^{-3}、10^{-2}、10^{-1} 和 1 s^{-1}，变形量为 60%。压缩前在试样两端涂抹润滑剂，并在试样与压缩台之间垫上钽片以降低端面的摩擦力影响。以 10 ℃/s 的升温速率对试样进行加热，升温至变形温度后保温 3 min 后进行压缩。变形完成后，立即进行水淬处理以保留高温变形的显微组织[21-22]，热模拟压缩实验工艺过程如图 2 所示。

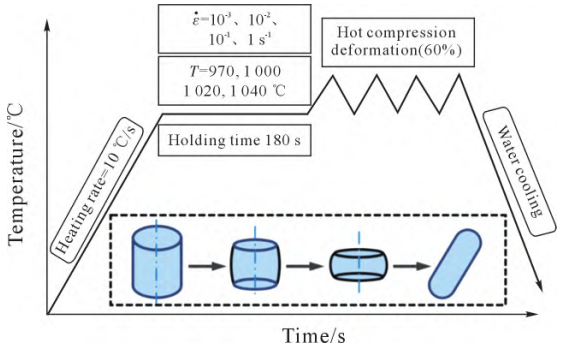

图 2　热压缩试验过程示意图

Fig.2　Schematic diagram of the thermal compression test process

将热模拟压缩后的试样用电火花线切割机沿压缩方向切为两半，然后对试样表面依次用 240#、400#、600#、800#、1000#、1500#、2000#、3000# SiC 砂纸打磨，直至试样上细痕方向一致，且表面较光亮。随后用司特尔 DPF-1 型电解抛光仪对打磨好的试样进行

表1 Ti150合金化学成分

Tab.1 Chemical composition of Ti150 alloy

(mass fraction/%)

Element	Al	Sn	Zr	Mo	Nb	Si	O	C	Fe	N	H	Ti
Content	5.62	3.9	3.3	0.51	0.70	0.32	0.09	0.05	0.01	0.01	0.000 6	Bal.

中国知网　https://www.cnki.net

抛光，所用电解液体积比 CH_3OH:C_4H_9OH:$HClO_4$=12:7:1，温度 5 ℃，电压 35 V，时间 30 s。对抛光后的试样表面进行电解抛光，获得表面形貌并去除表面应力层，其用于背散射电子衍射(EBSD)分析；对抛光后的试样表面采用抛光布进行机械抛光，随即采用腐蚀液体积比 HCl:HF:H_2O=1:1:12 获得显微组织，用于进行金相(OM)分析。EBSD测试过程中加速电压为 20 kV，扫描步长为 0.25 μm，扫描结果采用 Aztec Crystal 软件进行处理。

2 实验结果及讨论

2.1 真应力–应变曲线

图 3 为 Ti150 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。应力–应变曲线的变化是变形过程中加工硬化和动态软化竞争的结果，其中加工硬化是由位错密度增殖导致的，动态软化是由动态回复或动态再结晶导致的[23]。变形初期(ε<0.05)，随应变的增加，应力迅速增加并达到峰值，然后，随应变进一步增加至 0.8，真应力–应变曲线呈现出 2 种特点：①应力保持不变，没有发生软化，达到一个平稳状态；②应力迅速下降，发生了显著的屈服，然后基本保持稳定，这种现象也成为不连续屈服现象(discontinuous yield phenomenon, DYP)。DYP 的发生通常被认为和合金晶界处的可动位错密度有关，位错从晶内向晶界处运动的过程中在晶界处塞积形成固定位错，导致应力增加，当位错密度达到一个临界值时，固定位错转变为可动位错，应力显著下降，从而发生 DYP[24]。从图 3 可以看出，在试验变形温度范围内，当应变速率较高为 10^{-1} 和 1 s^{-1} 时，Ti150 合金容易发生 DYP；当应变速率较低为 10^{-2} 和 10^{-3} s^{-1} 时，合金基本上不发生流变软化；当应变速率由较低的 10^{-2} 和 10^{-3} s^{-1} 向较高的 10^{-1} 和 1 s^{-1} 变化时，合金随着应变速率的升高有逐步发生流动软化的趋势。

理论上，当试样两个端面无接触摩擦力时，试样变形方向与应力方向一致，此时测得的真应力–应变曲线可以真实地反映材料的本构属性，从外观上看压缩后的试样仍为标准的圆柱形；然而实际上，热压缩过程中由于端面接触摩擦力的作用，热压缩后的试样侧面呈现出鼓状特征，摩擦作用会对相关应力值产生影响。热模拟压缩实验中钽片和润滑剂可以一定程度上降低试样与端面间的摩擦作用，但不能完全消除，由于摩擦力的作用，试样端部的金属流动会受到明显约束，这种约束作用会随着变形量的增大而愈加显著。因此，为了获取更精确的真实应力–应变曲线，需要对实验获得的真实应力–应变曲线进行摩擦修正[25]。图 4 给出了试样在热压缩变形前后的尺寸示意图，图中 H_0 和 h 为试样变形前后的高度，R_0 为初始半径，R_M 为试样变形后的最大半径，R_T 为变形试样顶部的半径，试样两个端面的接触界面附近的金属流动速度减缓，而试样中心区域的金属则保持较快的流动速度，这种不均匀的流动状态导致试样在压缩过程中侧面产生明显的鼓肚，如图 4 圆弧位置所示。

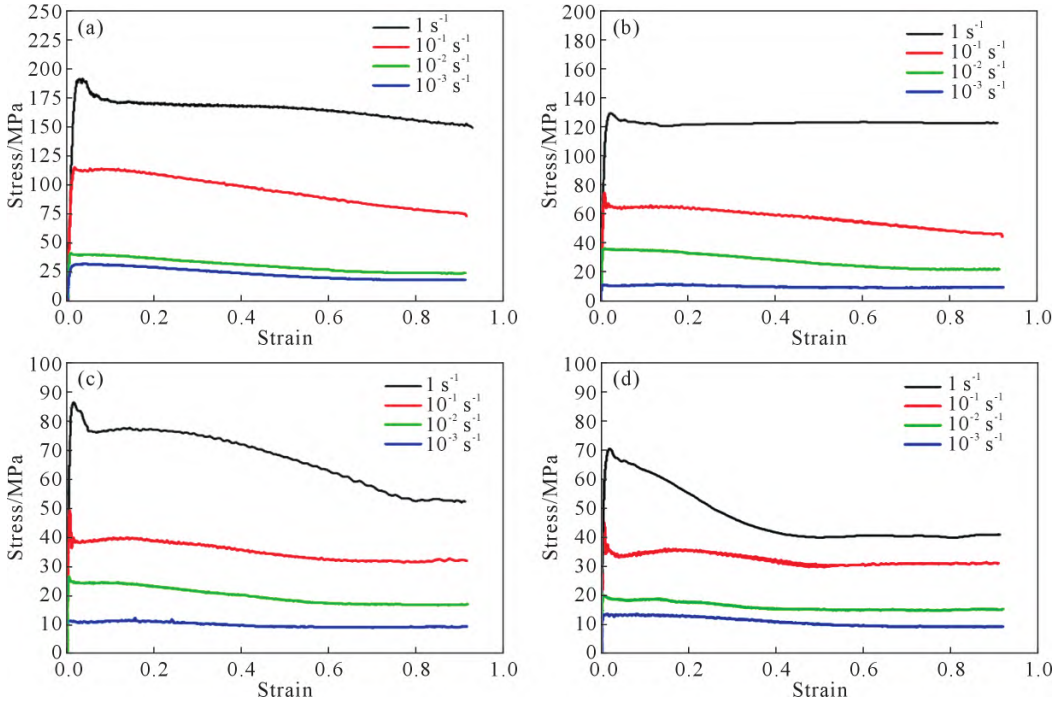

图 3 Ti150 钛合金不同条件下的应力–应变曲线：(a) 970 ℃; (b) 1 000 ℃; (c) 1 020 ℃; (d) 1 040 ℃

Fig.3 Stress-strain curves of Ti150 titanium alloy under different conditions: (a) 970 ℃; (b) 1 000 ℃; (c) 1 020 ℃; (d) 1 040 ℃

中国知网 https://www.cnki.net

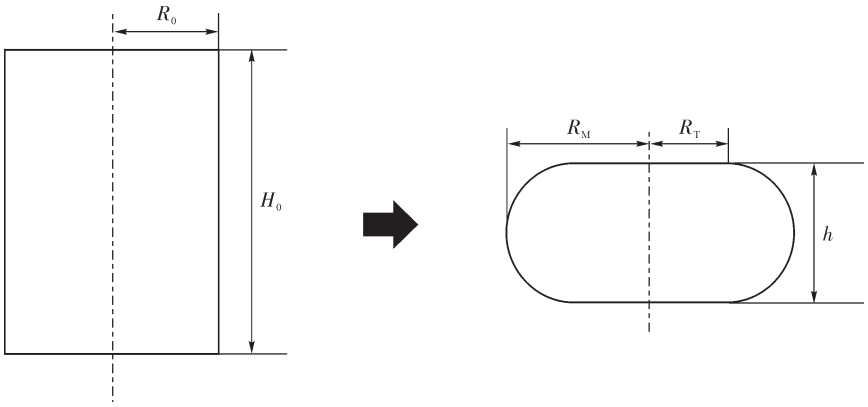

图4 试样热压缩变形前后示意图

Fig.4 Schematic diagrams of the samples before and after thermal compression deformation

本研究采用Roebuck等[26]提出的鼓度系数(barreling coefficient)来量化摩擦对材料流变应力的影响，该系数的数学表达式为：

$$B=\frac{hR_M^2}{H_0R_0^2} \tag{1}$$

式中，B为鼓度系数。通过对不同变形条件下的鼓度系数进行计算(表2)，对实验测得的流变应力–应变曲线进行系统修正。根据upper-bound理论，经摩擦修正后的流变应力可表示为：

$$\frac{P}{\sigma}=\frac{8bR}{H}\cdot\left\{\left[\frac{1}{12}+\left(\frac{H}{Rb}\right)^2\right]^{\frac{3}{2}}-\left(\frac{H}{Rb}\right)^3-\frac{m}{24\sqrt{3}}\frac{e^{\frac{b}{2}}}{\left(e^{\frac{b}{2}}-1\right)}\right\} \tag{2}$$

式中，P和σ为摩擦修正前后的真应力；m为摩擦系数。R和H通过下式计算获得：

$$R=R_0\exp(-\varepsilon/2) \tag{3}$$

$$H=h_0\exp(-\varepsilon) \tag{4}$$

m和b可以通过以下方程计算得到：

$$m=\frac{R_f}{h}\times\frac{3\sqrt{3}b}{12-2b} \tag{5}$$

$$b=4\times\frac{R_M-R_f}{R_f}\times\frac{h}{h_0-h} \tag{6}$$

式中，R_f为试样变形后的平均半径；R_f和R_T可以通过式(7~8)计算得到[24]：

$$R_f=R_0\sqrt{\frac{h_0}{h}} \tag{7}$$

$$R_T=\sqrt{3\times\frac{h_0}{h}\times R_0^2-2R_M^2} \tag{8}$$

通过式(2~8)可以计算出经过摩擦修正后的不同变形条件的真应力，修正后的曲线如图5所示。可以看出，随温度的升高，摩擦的影响减小；随应变速率的增加，摩擦的影响增大。这是由于温度升高，材料变形趋于均匀的能力增强，更加均匀的变形使摩擦所带来的影响也有所降低；变形的不均匀性随着应变速率的增大而变得更加显著，摩擦的影响更为明显。

表2 不同变形条件下鼓度系数B的值

Tab.2 Values of the barreling coefficient B under different deformation conditions

Strain rate/s^{-1}	Deformation temperature/℃			
	970	1 000	1 020	1 040
10^{-3}	1.09	1.05	1.05	1.05
10^{-2}	1.12	1.13	1.08	1.05
10^{-1}	1.14	1.14	1.07	1.05
1	1.13	1.15	1.05	1.05

图6为变形温度和应变速率对Ti150合金峰值应力的影响。从图6a中可知，当应变速率≥10^{-2} s^{-1}时，随变形温度的增加，峰值应力显著降低，应变速率越高，下降速度越快；当应变速率<10^{-2} s^{-1}时，随变形温度的增加，峰值应力变化不大，应变速率的变化对峰值应力影响不大。从图6b中可知，随应变速率增加，峰值应力增加。

2.2 本构方程建立

Sellars和Tegart提出的双曲正弦Arrhenius本构模型在描述材料高温变形行为方面具有广泛应用。该模型通过Zener-Hollomon参数(Z参数)建立了流动应力与热力学参数(温度、应变速率)之间的定量关系[27]：

$$Z=\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)=f(\sigma) \tag{9}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为应变速率，s^{-1}；T为变形的绝对温度，K；R为理想气体常数，8.314 J/(mol·K)；Q为热变形激活能，kJ/mol。根据应力水平的不同，$f(\sigma)$可表示为[28]：

中国知网 https://www.cnki.net

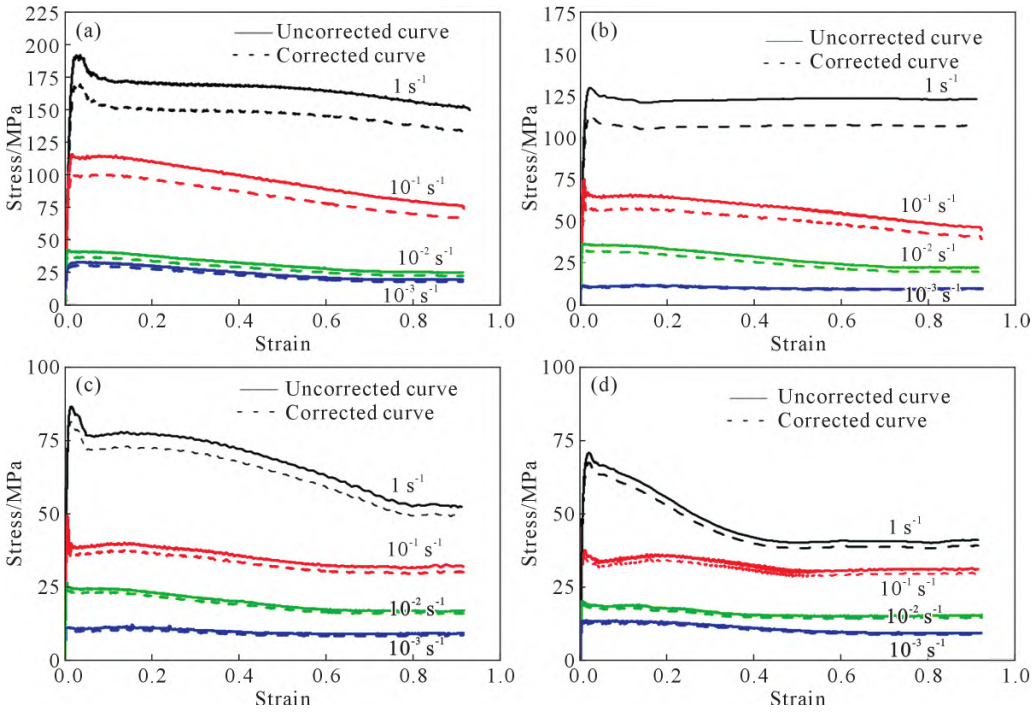

图 5 Ti150 钛合金摩擦修正前后的应力–应变曲线:(a) 970 ℃; (b) 1 000 ℃; (c) 1 020 ℃; (d) 1 040 ℃

Fig.5 Stress-strain curves of the Ti150 titanium alloy before and after friction correction: (a) 970 ℃; (b) 1 000 ℃; (c) 1 020 ℃; (d) 1 040 ℃

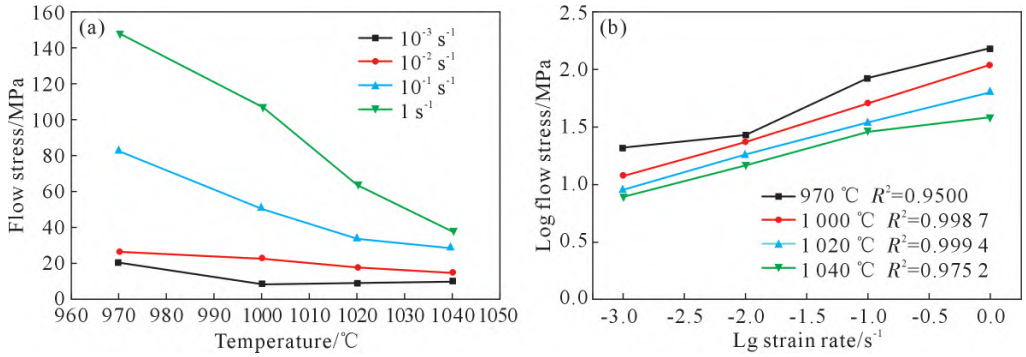

图 6 变形温度和应变速率对 Ti150 合金流变应力的影响:(a) 变形温度;(b) 应变速率

Fig.6 Effects of deformation temperature and strain rate on the flow stress of the Ti150 alloy: (a) deformation temperature; (b) strain rate

$$f(\sigma)=\begin{cases}A_1\sigma^{n_1}, (\alpha\sigma<0.8)\\ A_2\exp(\beta\sigma), (\alpha\sigma>1.2)\\ A[\sinh(\alpha\sigma)]^n, (\text{all }\sigma)\end{cases} \tag{10}$$

式中,A、A_1、A_2、n_1、n、α 和 β 均为材料常数,且满足 $\alpha=\beta/n_1$。应力指数 n 和激活能 Q 被定义为[29]:

$$n=\left\{\frac{\partial\ln\dot{\varepsilon}}{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}\right\}_T \tag{11}$$

$$Q=R\left\{\frac{\partial\ln\dot{\varepsilon}}{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}\right\}_T\left\{\frac{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)}\right\}_{\dot{\varepsilon}} \tag{12}$$

通过计算得到 Ti150 合金在 α+β 相区的特征参数为:n_1=3.89,β=0.078,n=2.80,k=39.5,ln$A$=82.7,如图 7 所示,则 $\alpha=\beta/n_1$=0.02 MPa^{-1},A=8.55e^{35},α+β 相区热激活能 $Q=Rnk$=919 kJ·mol^{-1}。因此,Ti150 合金在 α+β 相区的本构模型可以表示为:

$$\dot{\varepsilon}=8.55e^{35}[\sinh(0.02\sigma)]^{2.80}\exp\left(-\frac{919\,000}{RT}\right) \tag{13}$$

传统的双曲正弦模型中,n、α、ln$A$、Q 等 4 个参数通常被认为是恒定不变的常数,但在本研究中双曲正弦本构模型建立时,发现这 4 个参数随着真应变的变化而显著变化,因此有必要将应变对各参数的影响也考虑进来,考虑应变效应之后的双曲正弦本构模型能够显著提高其预测精度。

将 4 个参数 n、α、ln$A$、Q 随着真应变的变化规律曲线进行了分析,发现其相互关系符合多项式拟合规律,如图 8 所示,相关钛合金本构建立文献中也有类似报道[30-31],经拟合,发现六次多项式最为合适,因此,最终选用六次多项式拟合方法进行应用。Ti150 本构模型中的材料常数可写成式(14)所示的六阶多项式函数,并对材料常数进行了多项式拟

中国知网 https://www.cnki.net

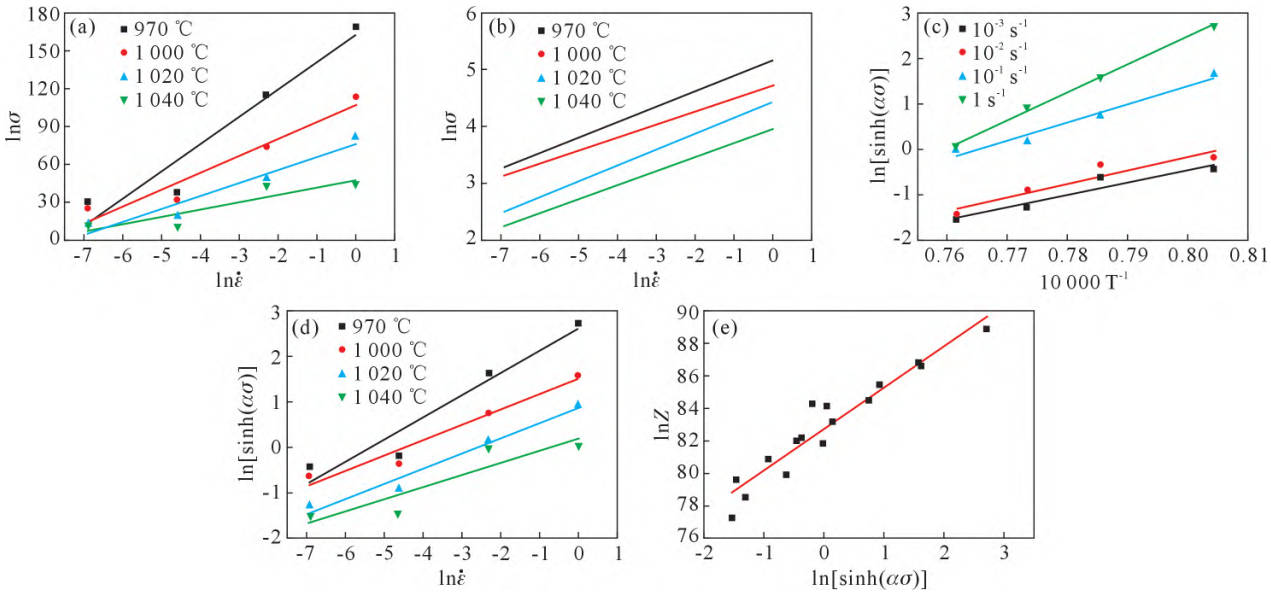

图 7 Ti150 **钛合金的线性拟合结果**：(a) σ-ln$\dot{\varepsilon}$; (b) lnσ-ln$\dot{\varepsilon}$; (c) ln[sinh($\alpha\sigma$)]-1 000/T; (d) ln[sinh($\alpha\sigma$)]-ln$\dot{\varepsilon}$; (e) ln$Z$-ln[sinh($\alpha\sigma$)]

Fig.7 Linear fitting results for the Ti150 titanium alloy: (a) σ-ln$\dot{\varepsilon}$; (b) lnσ-ln$\dot{\varepsilon}$; (c) ln[sinh($\alpha\sigma$)]-1 000/T; (d) ln[sinh($\alpha\sigma$)]-ln$\dot{\varepsilon}$; (e) ln$Z$-ln[sinh($\alpha\sigma$)]

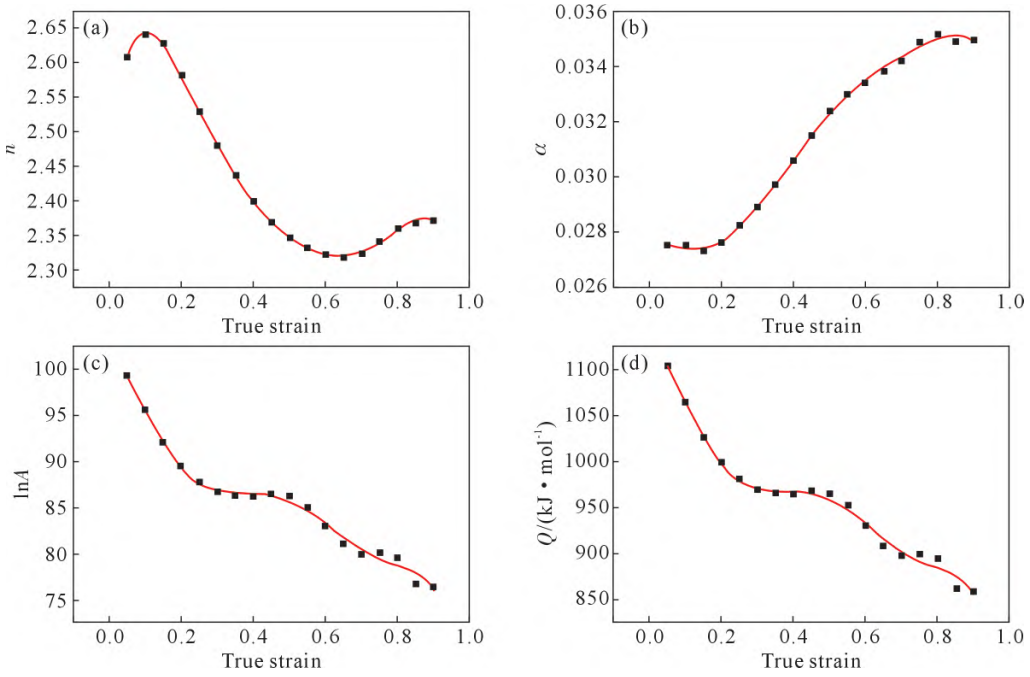

图 8 Ti150 **钛合金不同应变下材料常数的多项式拟合**：(a) n; (b) α; (c) ln$A$; (d) Q

Fig.8 Polynomial fitting of material constants of Ti150 titanium alloy under different strains: (a) n; (b) α; (c) ln$A$; (d) Q

合，如图 7 所示，拟合获得的系数如表 3 所示。

$$P=B_0+B_1\varepsilon+B_2\varepsilon^2+B_3\varepsilon^3+B_4\varepsilon^4+B_5\varepsilon^5+B_6\varepsilon^6+\cdots \quad (14)$$

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

因此，考虑应变补偿效应的 Ti150 钛合金的本构方程如下：

$$\sigma=\frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}}+\left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{2}{n}}+1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \quad (15)$$

表3 不同应变下的多项式拟合材料常数

Tab.3 Material constants of polynomial fitting under different strains

Constant P	B_0	B_1	B_2	B_3	B_4	B_5	B_6
n	2.479 3	3.805 8	-29.339 8	87.255 6	-135.070 4	108.318 5	-35.223 9
α	0.027 48	0.005 7	-0.134 7	0.859 3	-1.897 7	1.823 3	-0.652 3
ln$A$	101.261 3	-7.838 1	-847.879 3	4 519.181 9	-9 561.689 0	9 057.321 5	-3 200.133 9
Q	1 124.579 9	-56.431 1	-9 369.065 3	49 572.084 8	-104 617.167 0	98 975.223 8	-34 964.229 4

中国知网　https://www.cnki.net

为进一步验证本构模型的准确性，用统计学分析指标如相关系数(R^2)和平均相对误差绝对值(average absolute relative error, AARE) 来分析模型的预测精度，R^2 和 AARE 的计算公式如下：

$$R^2=\frac{\sum_{i=1}^{n}(E_i-\bar{E})(P_i-\bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{n}(E_i-\bar{E})^2\sum_{i=1}^{n}(P_i-\bar{P})^2}} \tag{16}$$

$$\mathrm{AARE}(\%)=\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left|\frac{E_i-P_i}{E_i}\right|\times 100 \tag{17}$$

式中，E 为实验测得的原始值；P 为通过本构模型获得的预测值；$\bar{E}$和$\bar{P}$分别为 E 和 P 的平均值；n 为实验数据的总个数。R^2 和 AARE 通常用来反应实验值和预测值的预测精度。图 9 为 Ti150 钛合金两相区流变应力预测值和值的相关性。通过计算可知，两相区流变应力的 R^2=0.985 6，AARE=6.53%，说明该本构模型具有较高的预测精度。

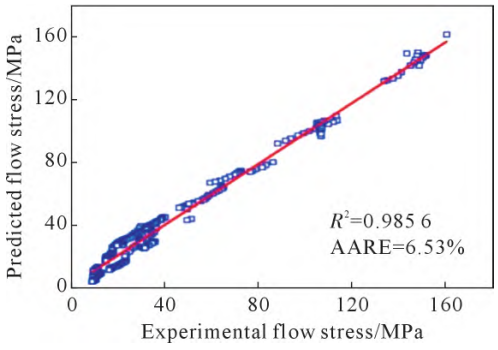

图 9 Ti150 钛合金预测和实验流变应力之间的相关性
Fig.9 Correlations between the predicted and experimental flow stresses for the Ti150 titanium alloy

2.3 热加工图

基于动态材料模型(dynamic material model, DMM)理论，本研究建立了 Ti150 合金的热加工图，以确定其最佳热加工参数范围。根据 DMM 理论，材料在热变形过程中吸收的总能量 P 可分解为两部分[32]：

$$P=\sigma\dot{\varepsilon}=G+J=\int_0^{\dot{\varepsilon}}\sigma\mathrm{d}\dot{\varepsilon}+\int_0^{\sigma}\dot{\varepsilon}\mathrm{d}\sigma \tag{18}$$

式中，G 代表能量耗散量，主要转换为热能；J 表示耗散协量，与微观组织演变有关；$\dot{\varepsilon}$为应变速率，σ 为流变应力。在恒定温度和应变条件下，应变速率敏感指数 m 和耗散协量 J 存在如下关系[33]：

$$J=\int_0^{\sigma}\left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{m}}\mathrm{d}\sigma=\frac{m}{1+m}\sigma\dot{\varepsilon} \tag{19}$$

式中，功率耗散率 η 是热变形过程中组织变化所消耗的能量占总耗散能量的比例，η 值越大，塑性越好。η 可表示为：

$$\eta=\frac{J}{J_{\max}}=\frac{2m}{1+m} \tag{20}$$

基于 Prasad 失稳准则对材料热变形过程中的流变失稳进行评判，判据如下：

$$\xi(\dot{\varepsilon})=\frac{\partial\ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial\ln\dot{\varepsilon}}+m<0 \tag{21}$$

式中，$\xi(\dot{\varepsilon})$为无量纲参数，是应变速率和变形温度的函数。基于 Prasad 判据，将失稳图叠加在功率耗散图上，绘制的真应变为 0.2、0.4、0.6、0.8 时热加工图如图 10 所示。通常认为，η>0.5 时材料容易发生动态再结晶，有利于材料的加工；当 ξ<0 时，材料容易发生失稳，如形成绝热剪切带、开裂等。

如图 10 所示，当应变为 0.2 时，热加工图中存在 2 个失稳区，即温度 970~980 ℃，应变速率 3.6×10^{-1}~1 s^{-1} 和温度 1 030~1 040 ℃，应变速率 10^{-1}~1 s^{-1}；峰值耗散区主要有 2 个，即温度 970~980 ℃，应变速率 2×10^{-2}~8×10^{-2} s^{-1} 和温度 995~1 015 ℃，应变速率 9×10^{-4}~1.5×10^{-3} s^{-1}，如图 10a 所示；当应变增加到 0.4 和 0.6 时，失稳区减小，如图 10b 和 c 所示；当应变增加至 0.8 时，热加工图中有 2 个失稳区，即温度 970~990 ℃，应变速率 8×10^{-2}~1 s^{-1} 和温度 1 020~1 040 ℃，应变速率 8×10^{-2}~1 s^{-1}；峰值耗散区有 2 个，即温度 970~980 ℃，应变速率 1.8×10^{-2}~1.1×10^{-1} s^{-1} 以及温度 990~1 010 ℃，应变速率 3.6×10^{-1}~1 s^{-1}，如图 10d 所示。综上，最优工艺参数范围为温度 970~1 010 ℃，应变速率 10^{-2}~1 s^{-1}。

2.4 组织演变规律

图 11 为 Ti150 合金热压缩变形后的显微组织。当应变速率恒定时，等轴 α 相体积分数随变形温度提高逐渐降低，表明高温驱动 α→β 相变过程，导致等轴 α 相向原始 β 相进一步转变；相同变形温度下，初生 α 相含量随应变速率降低而增加，同时片层次生 α 相转变为针状的马氏体相，这一方面可归因于变形时间的增加促进了 α 相的再结晶，另一方面与应变速率导致的温度场变化有关。如图 11a1 所示，当应变速率为 1 s^{-1} 时，970 ℃变形组织中的等轴 α 相被拉长，片层 α 相也发生明显的弯曲扭折；如图 11b1 所示，变形温度升高至 1 000 ℃，片层 α 相的形貌变化不大，但等轴 α 相含量有所降低；如图 11d1 所示，温度提升至到 1 040 ℃，等轴 α 相含量降低至 10%以下，组织中出现针状 α′马氏体。其他应变速率条件下，显微组织随变形温度的演变规律相似。此外，不同的变形温度区间变形组织的演变规律对应变速率响应也存在差异：如图 11a1~a4,

中国知网 https://www.cnki.net

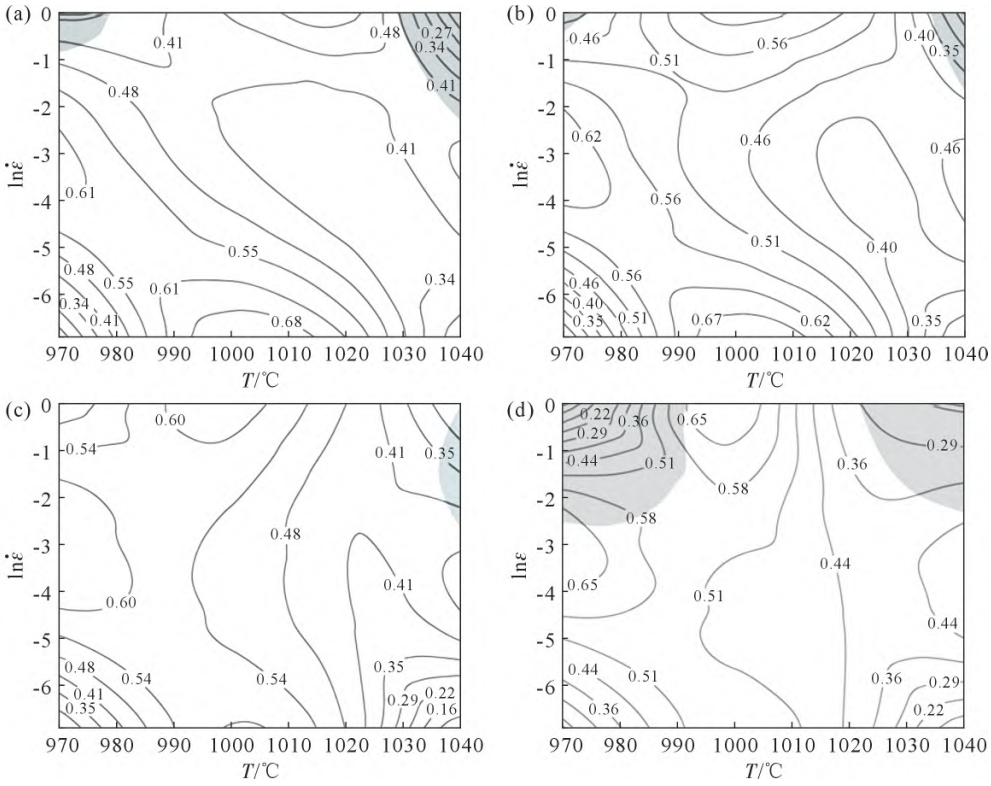

图 10　不同应变量下的热加工图：(a) ε=0.2; (b) ε=0.4; (c) ε=0.6; (d) ε=0.8

Fig.10　Hot processing maps under different strains: (a) ε=0.2; (b) ε=0.4; (c) ε=0.6; (d) ε=0.8

b1~b4 所示，在较低温度区间(970~1 000 ℃)，随应变速率降低，被拉长的等轴 α 相通过动态球化机制逐渐向细小的球状组织，并伴随着马氏体组织的出现，应变速率降至 10^{-3} s^{-1}，组织演变对温度的敏感性降低；如图 11c1~c4, d1~d4 所示，在较高温度区间(1 020~1 040 ℃)，α 相含量急剧减少，参与变形的是少量的初生 α 相和大部分的 β 相，变形完成后 β 相快速冷却形成编织程度较高的网篮状 α′马氏体。

变形温度 1 000 ℃下不同应变速率对 Ti150 钛合金显微组织表征结果如图 12 所示，其中图 12a1, b1,c1,d1 为反极图(inverse pole figure, IPF)，图 12a2, b2,c2,d2 为晶粒取向差梯度(grain reference orientation deviation, GROD)，图 12a3,b3,c3,d3 为局部取向差(kernel average misorientation, KAM)。如图12a1~a3 所示，在较高应变速率 1 s^{-1} 变形条件下，等轴 α 相内部形成大量亚晶界，如图 12a1 中白色箭头所示；GROD 局部角度高达 32°，表明晶粒发生了显著的非均匀塑性变形，如图 12a2 所示；此时变形机制以位错滑移为主导，导致晶格畸变能大量累积，其平均 KAM 为 1.01°，GND 密度为如图 12a3 所示。当应变速率降至 10^{-1} s^{-1} 时，如图 12b1~b3 所示，其微观特征与在 1 s^{-1} 变形条件下相似。在 1 和 10^{-1} s^{-1} 的高应变速率条件下，由于变形时间短，等轴 α 相无法完成动态再结晶，最终组织以拉长的 α 相和再结晶 α 相为主。当应变速率进一步降至 10^{-2} s^{-1}，如图 12c1~c3 所示，等轴 α 相几乎转变为扭曲的片层 α 相，如图 12c1 所示，晶内的 GROD 角度分布明显向低值区集中，表明其变形均匀性提高，如图 12c2 所示。这一转变主要归因于位错攀移主导的动态回复过程：变形时间的延长使得位错通过热激活作用进行重组，亚晶界逐渐演化为大角度晶界。同时，图 12c3 展示了其 KAM 值和 GND 密度显著降低，反映了 α 相回复过程释放了累积的畸变能。进一步降低应变速率至 10^{-3} s^{-1}，如图 12d1~d3 所示，仅在原 β 晶界处残留少量被拉长的初生 α 相。此时，极低的应变速率提供了充分的回复时间，促使位错进一步湮灭，最终形成了典型的网篮组织，如图 12d1 所示。同时图 12d2 和 d3 对应的 GROD、KAM 值与 GND 密度都处于最低的水平，说明已经发生了充分的回复。

不同应变速率下晶界分布的变化规律如图 13 所示。其中，在高应变速率 1 s^{-1} 下，如图 13a 所示，α 晶粒内以小角度晶界为主，并伴随晶界附近的动态再结晶现象，如红色箭头所示；当应变速率降至 10^{-1} s^{-1}，如图 13b 所示，α 晶粒内仍以小角度晶界为主导，大角度晶界轻微上升到 47.6%，这反映了小角度晶界开始向大角度晶界转变，但动态回复仍然受到抑制；当应变速率进一步降至 10^{-2} s^{-1}，如图 13c 所示，大角度晶界开始占据主导，说明此时可以发生显著的动态回复；随着应变速率降低至 10^{-3} s^{-1}，如图 13d 所示，大角度晶界进一步增加到 83.2%，等轴 α 晶粒逐

中国知网　https://www.cnki.net

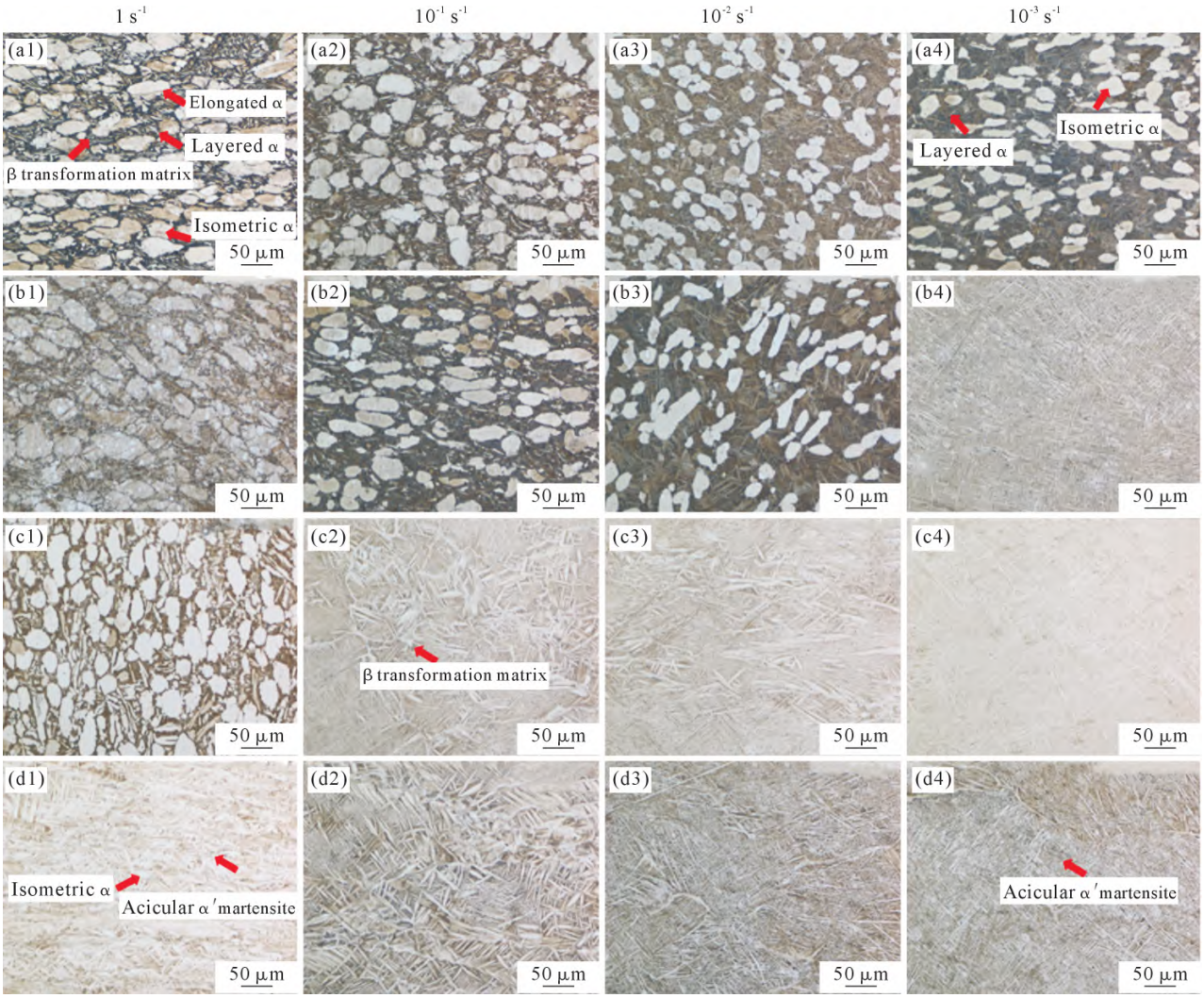

图 11 变形温度与应变速率对 Ti150 钛合金显微组织的影响:(a1~a4) 970 ℃; (b1~b4) 1 000 ℃; (c1~c4) 1 020 ℃; (d1~d4) 1 040 ℃

Fig.11 Effects of deformation temperature and strain rate on the microstructure of the Ti150 titanium alloy: (a1~a4) 970 ℃; (b1~b4) 1 000 ℃; (c1~c4) 1 020 ℃; (d1~d4) 1 040 ℃

渐被分割成片层状结构，可以充分完成动态回复。图 12a3, b3, c3 和 d3 KAM 的变化证实了在应变速率为 1 和 10^{-1} s^{-1} 时，平均 KAM 保持在 1.01°和1.13°，仍保留了相当高的畸变能，而当应变速率降至 10^{-2} s^{-1} 时 KAM 开始下降，当应变速率降至10^{-3} s^{-1} 时，KAM 大幅降至 0.77，动态回复完成。

变形温度 1 000 ℃、应变速率 1 s^{-1} 下 α 晶粒内的显微组织如图 14 所示。α 晶粒内部形成亚晶结构，不同亚晶具有显著的颜色差异，说明已累积了一定的晶体差，如图 14a 所示。测定了图 14a 中点 Ⅰ 到点 Ⅱ 的取向差，结果如图 14b 所示，红色箭头轨迹先后穿过的两条亚晶界的取向差角分别为 5.5°和 12.5°。图 14a 对应区域的 KAM 图如图 14c 所示，取向差较大的亚晶界附近具有更高的 KAM 值。这些结果证实了 Ti150 合金 α 相在热变形过程中存在两种细化机制：一是由于 α 相较高的层错能，在晶界附近优先发生非连续动态再结晶；二是通过亚晶界的形成与动态回复，在高于 10^{-1} s^{-1} 的应变速率下，位错重排形成小角度晶界储存畸变能，而低于 10^{-1} s^{-1} 的应变速率，则通过充分的回复使亚晶界取向差角逐渐增大，最终演化为大角度晶界。

综上所述，应变速率对 Ti150 合金组织演变具有决定性作用。在应变速率高于 10^{-1} s^{-1} 时，剧烈的塑性变形导致位错快速增殖，此时变形储存能成为驱动相变及再结晶过程的核心要素，但由于热激活时间不足，组织演变不充分；在应变速率低于 10^{-2} s^{-1} 时，充分的热激活条件促使扩散机制主导相变进程，通过动态回复/再结晶逐步释放畸变能，最终实现组织的稳定化。

3 结论

(1)Ti150 合金热变形时对变形温度和应变速率敏感。随变形温度增加，峰值应力下降，较高应变速率时，应变速率越高，下降速率越快，较低应变速率

中国知网 https://www.cnki.net

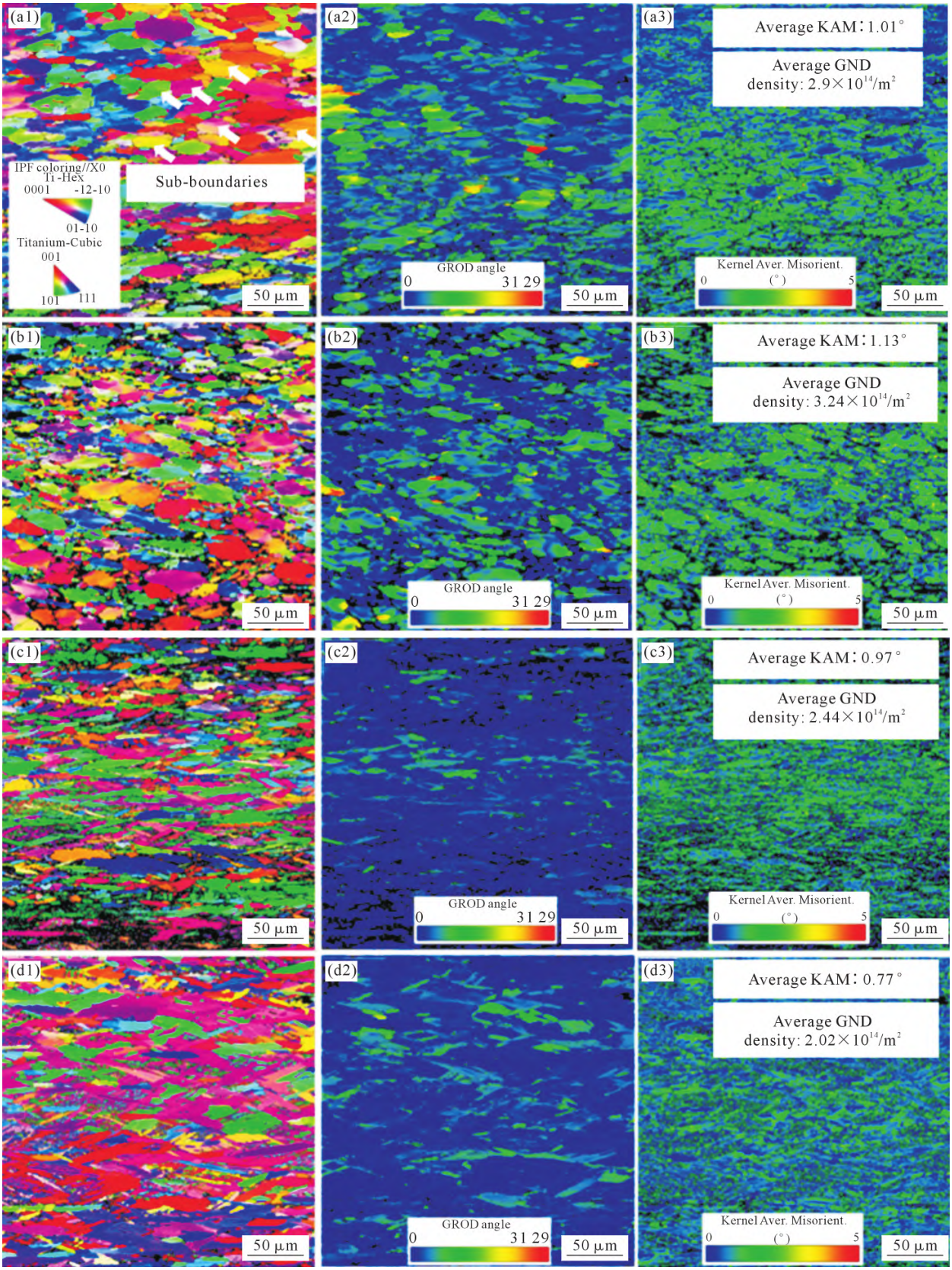

图 12　变形温度 1 000 ℃下不同应变速率对 Ti150 钛合金显微组织表征结果：(a1~a3) **应变速率** 1 s^{-1} **下 IPF、GROD 和 KAM 图；**(b1~b3) **应变速率** 10^{-1} s^{-1} **下 IPF、GROD 和 KAM 图；**(c1~c3) **应变速率** 10^{-2} s^{-1} **下 IPF、GROD 和 KAM 图；**(d1~d3) **应变速率** 10^{-3} s^{-1} **下 IPF、GROD 和 KAM 图**

Fig.12　Microstructure characterization results of Ti150 titanium alloy at different strain rates at 1 000 ℃: (a1~a3) IPF, GROD and KAM maps at strain rates of 1 s^{-1}; (b1~b3) IPF, GROD and KAM maps at strain rates of 10^{-1} s^{-1}; (c1~c3) IPF, GROD and KAM maps at strain rates of 10^{-2} s^{-1}; (d1~d3) IPF, GROD and KAM maps at strain rates of 10^{-3} s^{-1} (IPF//*Z*)

中国知网　https://www.cnki.net

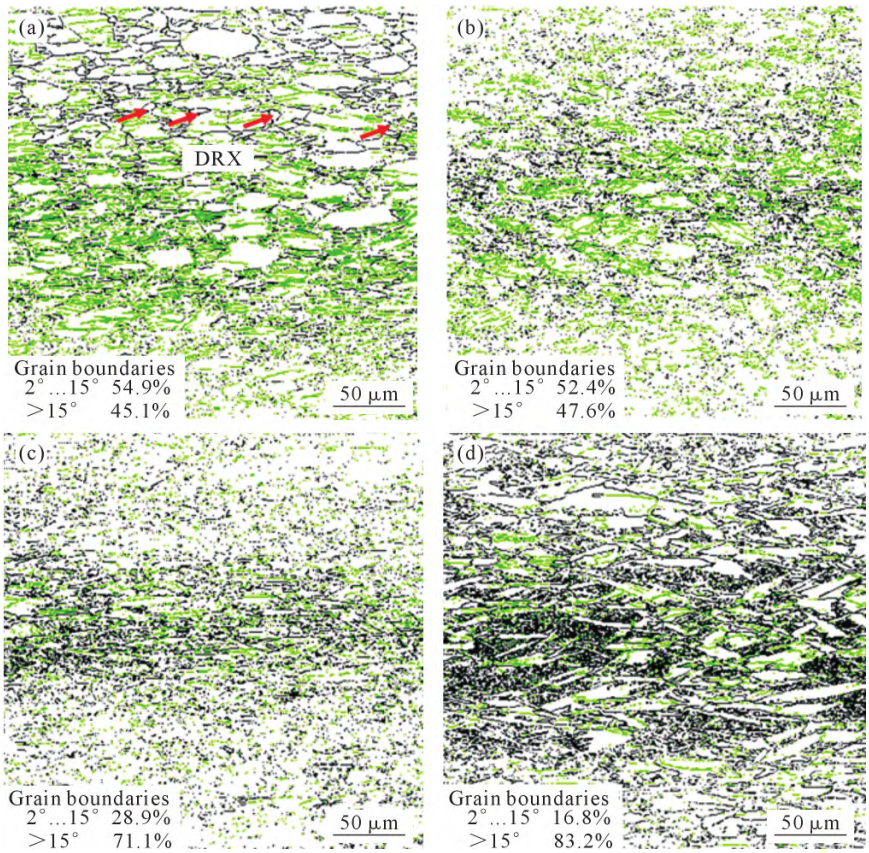

图 13 变形温度 1 000 ℃下不同应变速率的晶界分布图:(a) 1 s^{-1}; (b) 10^{-1} s^{-1}; (c) 10^{-2} s^{-1}; (d) 10^{-3} s^{-1}

Fig.13 Grain boundary distribution maps at a deformation temperature of 1 000 ℃ under different strain rates: (a) 1 s^{-1}; (b) 10^{-1} s^{-1}; (c) 10^{-2} s^{-1}; (d) 10^{-3} s^{-1}

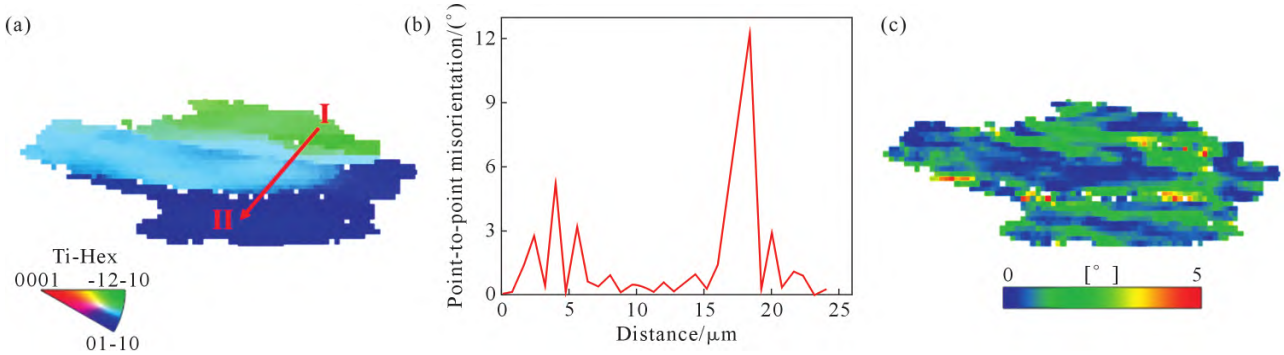

图 14 变形温度 1 000 ℃、应变速率 1 s^{-1} 下 α 晶粒内的显微组织表征结果:(a) IPF 图;(b) 晶粒内点到点取向差;(c) 晶粒内的 KAM

Fig.14 Microstructure characterization results for α grains at a deformation temperature of 1 000 ℃ and a strain rate of 1 s^{-1}: (a) IPF map; (b) point-to-point misorientation within grains; (c) KAM map within grains

时,应力基本不变;随应变速率增加,峰值应力增加,高应变速率时表现出不连续屈服现象。

(2)建立了考虑应变补偿的 Arrhenius 本构模型,变形激活能大小为 919 kJ/mol,模型预测精度的 AARE=6.53%,相关系数 R^2=0.985 6,预测精度高。

(3)构建基于 Prasad 判据的热加工图表明,优选的工艺窗口为温度 970~1 010 ℃,应变速率10^{-2}~1 s^{-1}。

(4)应变速率对组织演变规律具有决定性作用,高应变速率时塑性变形导致位错快速增殖,变形储能成为驱动相变的核心因素,但由于热激活时间不足,组织不能充分回复/再结晶;低应变速率时,充分的热激活条件促使扩散机制主导相变进程,位错通过动态回复/再结晶逐步释放畸变能,最终得到稳定的组织。

参考文献:

[1] JIN B Q, WANG Q, ZHAO L Z, PAN A J, DING X F, GAO W, SONG Y F, ZHANG X F. A review of additive manufacturing techniques and post-processing for high-temperature titanium alloys[J]. Metals, 2023, 13(8): 1327.

[2] YAZAR K U, BHATTACHARJEE A, SUWAS S. Effect of thermomechanical processing on the dwell fatigue behaviour of near alpha titanium alloy IMI 834[J]. JOM, 2023, 75: 218-231.

[3] 王冰,相志磊,周宗熠,申高亮,黄景存,韩竟俞,王安东,陈子勇.

中国知网 https://www.cnki.net

耐 600 ℃及以上高温钛合金研究进展[J]. 钢铁钒钛，2024, 45(2): 42-50, 71.
WANG B, XIANG Z L, ZHOU Z Y, SHEN G L, HUANG J C, HAN J Y, WANG A D, CHEN Z Y. Research status and prospect of titanium alloys resistant to high temperature of 600 ℃ and above[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2024, 45(2): 42-50, 71.

[4] 朱宁远，赖文坤，罗国虎，赖文韬，陈秋明，陈俊郎，陈世豪. Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金的高温塑性变形行为及热加工图[J]. 塑性工程学报，2023, 30(5): 96-104.
ZHU N Y, LAI W K, LUO G H, LAI W T, CHEN Q M, CHEN J L, CHEN S H. High temperature plastic deformation behavior and hot processing map of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy[J]. Journal of Plastic Engineering, 2023, 30(5): 96-104.

[5] ZHANG H B, ZHANG Y K, HUANG Y L, WANG B, WEI W Q, QIN S X, ZHOU H P, LIU J. The thermal deformation behavior and processing map of TC9 titanium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 6576-6590.

[6] 李帮松，曾祥帅，曾梦婷，班明杰，覃昌丽，杨雷，汪继康，赵飞，谭元标. 锻造态 GH4169 高温合金热变形行为的有限元模拟[J]. 热处理，2023, 38(3):18-24.
LI B S, ZENG X S, ZENG M T, BAN M J, QIN C L, YANG L, WANG J K, ZHAO F, TAN Y B. Finite element simulation of hot deformation behavior of as-forged GH4169 superalloy[J]. Heat Treatment, 2023, 38(3): 18-24.

[7] LI Z Y, WANG Q J, DU X D, YANG C C, WANG K S. Thermal deformation behavior and microstructural evolution mechanism of TC4 titanium alloy based on hot processing map[J]. JOM, 2024, 76: 5233-5246.

[8] PENG W W, ZENG W D, WANG Q J, ZHAO Q Y, YU H Q. Effect of processing parameters on hot deformation behavior and microstructural evolution during hot compression of as-cast Ti60 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 593: 16-23.

[9] DU L C, GAO F, DONG Z L. Mechanical behavior and constitutive equation of high temperature compression deformation of IN706 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(8): 2182-2192.

[10] 谢一夔，王启丞，陈子坤，吴晓东，王忠英. 18CrNiMo7-6 齿轮钢的热变形行为及组织演变规律[J]. 金属热处理，2023, 48(2): 103-109.
XIE Y K, WANG Q C, CHEN Z K, WU X D, WANG Z Y. Hot deformation behavior and microstructure evolution of 18CrNiMo7-6 gear steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(2): 103-109.

[11] 崔军辉，杨合，孙志超. TB6 钛合金热变形行为及本构模型研究[J]. 稀有金属材料与工程，2012, 41(7): 1166-1170.
CUI J H, YANG H, SUN Z C. Research on hot deformation behavior and constitutive model of titanium alloy TB6[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(7): 1166-1170.

[12] 王哲君，强洪夫，王学仁. 新型亚稳 β 钛合金 Ti2448 的温变形行为及本构模型[J]. 中国有色金属学报，2013, 23(5): 1295-1300.
WANG Z J, QIANG H F, WANG X R. Warm deformation behavior of new kind of metastable β titanium alloy Ti2448 and its constitute model[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(5): 1295-1300.

[13] JIANG Y Q, LIN Y C, WANG G Q, PANG G D, CHEN M S, HUANG Z C. Microstructure evolution and a unified constitutive model for a Ti-55511 alloy deformed in β region[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 870: 159534.

[14] WANJARA P, JAHAZI M, MNOAJATI 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.

[15] LEI J, ZHU W G, CHEN L, SUN Q Y, XIAO L, SUN J. Deformation behaviour and microstructural evolution during the hot compression of Ti-5Al4Zr8Mo7V alloy[J]. Materials Today Communications, 2020, 23: 100873.

[16] WANG K L, LU S Q, FU M W, LI X, DONG X J. Optimization of β/near-β forging process parameters of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si by using processing maps[J]. Materials Characterization, 2009, 60(6): 492-498.

[17] BALASUNDAR I, RAGHU T, KASHYAP B P. Modeling the hot working behavior of near-α titanium alloy IMI 834[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2013, 23(6): 598-607.

[18] WANJARA P, JAHAZI M, MONAJATI H, YUE S. Influence of thermomechanical processing on microstructural evolution in near-α alloy IMI834[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 416(1-2): 300-311.

[19] VO P, JAHAZI M, YUE S. Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39: 2965-2980.

[20] WANG X, JAHAZI M, YUE S. Substructure of high temperature compressed titanium alloy IMI 834[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 434(1-2): 188-193.

[21] XIONG S C, AN Q, WANG S, ZHANG R, CHEN X, CHEN R, HUANG L J, ZHEREBTSOV S, GENG L. Hot compression deformation characteristics of TiB_w/Ti65 composites for high-temperature application [J]. Journal of Materials Science, 2024, 59: 10003-10021.

[22] ZHU Y C, HUANG Z Q, FAN J X, QIN L, NIU Y. Study of high-temperature deformation behavior and thermal processing diagram of cast TA15 titanium alloy[J]. Metallic Materials, 2023, 61(6): 369-383.

[23] 张森峰，杨文彬，夏玉峰，杨伟，郑德宇，腾海灏，杜潇. 涡轮盘用 GH4706 高温合金热变形行为[J]. 锻压技术，2024, 49(9): 202-212.
ZHANG S F, YANG W B, XIA Y F, YANG W, ZHENG D Y, TENG H H, DU X. Hot deformation behavior of superalloy GH4706 for turbine disk [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49(9): 202-212.

[24] NYAMUCHIWA K, PASCO J, MCCARTHY T, KESHAVARZKERMANI, WANG T, ARANAS C Jr. Analysis of dynamic recrystallization through austenite grain reconstruction of additively manufactured martensitic M789 steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 897: 146345.

[25] 朱琳，徐勇，胡生双，陈乐平，辛周媛. 基于摩擦修正的 TC6 钛合金低应变速率大变形本构模型建立[J]. 稀有金属材料与工程，2023, 52(5): 1819-1825.
ZHU L, XU Y, HU S S, CHEN L P, XIN Z Y. Low strain rate and large deformation constitutive model of TC6 titanium alloy based on friction correction [J]. Rare Metal Materials and Engineering,

中国知网 https://www.cnki.net

2023, 52(5): 1819-1825.

[26] 夏祥生，张帷，王长朋，李迪凡，王艳艳，舒大禹，万元元，黄志伟. 稀土镁合金热压缩流变应力修正及热变形行为[J]. 精密成形工程，2013, 5(4): 1-6.
XIA X S, ZHANG W, WANG C P, LI D F, WANG Y Y, SHU D Y, WAN Y Y, HUANG Z W. Correction of hot compression flow stress and hot deformation behavior of rare earth magnesium alloy [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2013, 5(4): 1-6.

[27] 苏海，王晨，罗通，黄海亮，张华，张尚洲，江亮，周鑫. IN783 低膨胀高温合金的热变形行为和组织演变[J]. 稀有金属材料与工程，2024, 53(7): 2006-2017.
SU H, WANG C, LUO T, HUANG H L, ZHANG H, ZHANG S Z, JIANG L, ZHOU X. Hot deformation behavior and microstructure evolution of IN783 low-expansion superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(7): 2006-2017.

[28] 邓庆文，左长兵，张君妮，肖麟，李立新，胡盛德.含铋不锈钢的热变形行为[J]. 锻压技术，2023, 48(12): 233-241.
DENG Q W, ZUO C B, ZHANG J N, XIAO L, LI L X, HU S D. Thermal deformation behavior on stainless steel containing bismuth[J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48(12): 233-241.

[29] 杨光，左俊娴，杨肖肖，韩松松，白文鹏，李誉之. (α_2+γ)双态细晶高铌 TiAl 合金的热变形行为及其机制[J]. 陕西科技大学学报，2023, 41(3): 138-146.
YANG G, ZUO J X, YANG X X, HAN S S, BAI W P, LI Y Z. Hot deformation behaviors and mechanisms of high Nb containing TiAl alloys with refined (α_2+γ) duplex microstructure[J]. Journal of Shaanxi University of Science & Technology, 2023, 41(3): 138-146.

[30] 曹洁成，柳勇志，胡志力. 挤压态 TiAl 合金热变形行为及热加工图研究[J]. 塑性工程学报，2024, 31(8): 140-146.
CAO J C, LIU Y Z, HU Z L. Study on hot deformation behavior and hot processing map of as-extruded TiAl alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2024, 31(8): 140-146.

[31] FU Q, YUAN W H, XIANG W. Constitutive relationship for hot deformation of TB18 titanium alloy[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2020, 2020(1): 5716548.

[32] 王晋忠，王惠梅，王永飞，朱文宇，余申卫，王成辉，汪勇. 变形态TC4 钛合金热压缩本构方程及热加工图研究[J]. 热加工工艺，2023, 52(23): 100-104, 108.
WANG J Z, WANG H M, WANG Y F, ZHU W Y, YU S W, WANG C H, WANG Y. Study on constitutive equation and thermal processing map of deformed TC4 titanium alloy under hot compression[J]. Hot Treatment Technology, 2023, 52(23): 100-104, 108.

(责任编辑：杨浩雪)

中国知网 https://www.cnki.net