

# Ti-6Al-7Nb 合金高温塑性变形行为及热加工图研究

张晓琳<sup>1</sup>, 姜超平<sup>2</sup>, 赵东<sup>2</sup>, 赵秦阳<sup>2</sup>, 陈永楠<sup>2</sup>

(1. 长安大学 工程机械学院, 陕西 西安 710064)

(2. 长安大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

**摘要:** 以 Ti-6Al-7Nb 合金为研究对象, 采用 Gleeble-3500 热模拟压缩试验机进行不同温度和应变速率的压缩实验, 分析了 Ti-6Al-7Nb 合金在变形温度为 1023、1073、1123、1173 K, 应变速率为 0.005、0.05、0.5、5 和 10 s<sup>-1</sup>, 最大变形量为 60% 的高温变形行为及热加工特性。结果表明: 变形温度与应变速率对 Ti-6Al-7Nb 合金的流动应力影响较大, 并对合金热塑性变形过程中的加工硬化和流动软化产生了复杂的影响。其中应变速率是影响加工硬化过程的主要因素。Ti-6Al-7Nb 合金在发生热塑性变形后的物相主要有: 初生  $\alpha$  相、片层状  $\alpha$  相、次生  $\alpha$  相、片层状  $\beta$  相以及发生球化的初生  $\alpha$  相等。Arrhenius 本构方程模型适用于低温低应变速率和高温高应变速率形变条件的 Ti-6Al-7Nb 合金高温变形。利用 MATLAB 构建了 Ti-6Al-7Nb 合金热加工图, 计算确定了合金最佳塑性变形区间为: 应变速率 0.0067~0.1353 s<sup>-1</sup> 和温度 1073~1173 K。

**关键词:** 钛合金; 热变形行为; 热加工图; 微观组织演变

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)01-0174-09

钛合金与传统的钢铁材料相比具有更高的比强度、更好的高低温稳定性与优异的抗蚀性能等, 因此钛合金可以满足航天航空、石油化工、船舶、医学等领域复杂服役环境中的应用要求<sup>[1-4]</sup>。Ti-6Al-7Nb 合金为  $\alpha+\beta$  两相钛合金, 是继 Ti-6Al-4V 合金材料后又一种新型钛合金工程材料, 该钛合金综合力学性能和高温塑性表现优异, 属于中高强钛合金范畴<sup>[5]</sup>。另外, Ti-6Al-7Nb 合金具有极佳的生物相容性, 是目前各国钛合金领域的研究热点之一<sup>[6,7]</sup>。

目前, 针对 Ti-6Al-7Nb 合金的高温变形行为及机理的研究较少。另外由于钛合金高温变形问题的复杂性, 在 Ti-6Al-7Nb 合金高温变形方面的研究仍存在诸多问题<sup>[8,9]</sup>。研究 Ti-6Al-7Nb 合金高温变形时的应力-应变曲线特征、变形温度和应变速率对流变应力的影响, 分析合金变形的稳定性以及分析在形变过程中的宏观及微观失效问题, 对于研究该合金塑性变形中微观组织的变化规律、变形机制和宏观力学性能的变化规律具有关键性作用<sup>[10]</sup>。

此外, 金属材料的热加工图是对材料塑性加工性能优劣的直观描述, 通过热加工图可实现对金属材料塑性变形工艺参数的优选, 优化材料塑性加工性能, 而且对变形时材料内部组织的形态分布及变

化规律可进行分析与控制, 还可以对变形过程中的失稳现象进行分析, 避免材料变形后缺陷的出现<sup>[11,12]</sup>。为了确定 Ti-6Al-7Nb 钛合金的塑性变形热加工工艺以及解决典型零件成形技术的模拟问题, 有必要研究该材料形变的稳定性, 以及分析在形变过程中的宏观变形及微观组织变化。

因此, 本研究针对 Ti-6Al-7Nb 合金, 通过热模拟压缩试验分析钛合金的热变形行为, 建立 Arrhenius 本构方程并对预测精度进行分析与评价。在 Murty 失稳准则下建立加工图并对准确性和适用性进行分析, 实现对合理的成形工艺参数范围的确定。结合材料在高温塑性变形时的微观组织, 揭示材料高温变形机理, 为 Ti-6Al-7Nb 合金选择合理的热加工工艺参数提供理论支撑。

## 1 实验

实验材料采用 Ti-6Al-7Nb 合金, 其主要化学成分如表 1 所示, 采用 Gleeble-3500 热模拟压缩试验机进行等温恒应变速率压缩实验。该设备具有闭环温控系统, 实验过程中的升温及保温精度达到  $\pm 1$  °C。该实验设备自带数据采集处理系统, 可对实验采集的数据进行修正与计算。热模拟压缩实验的试样为  $\Phi 8$  mm  $\times$  12 mm 圆柱

收稿日期: 2021-01-07

基金项目: 陕西省自然科学基金重点项目 (2019JZ-27)

作者简介: 张晓琳, 女, 1981 年生, 博士生, 长安大学工程机械学院, 陕西 西安 710016, E-mail: 122751699@qq.com

体,并且在试样的两端面贴置润滑片以降低变形的不均匀和鼓肚概率,尽可能地实现变形材料的单轴应力高温热压缩。并在压缩实验装置侧面中部焊置热电偶,对热压缩变形过程中的温度实现实时监控。

选择大电流电阻加热,升温速率为  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ,达到设定温度保温时间为  $5\text{ min}$ 。实验变形温度为:  $1023$ 、 $1073$ 、 $1123$ 、 $1173\text{ K}$ ,实验应变速率为:  $0.005$ 、 $0.05$ 、 $0.5$ 、 $5$ 、 $10\text{ s}^{-1}$ ,变形量为  $60\%$ 。为了保留热压缩试样的高温变形组织状态,试样完成热压缩后立刻进行水淬至室温。将经过热压缩后的试样进行轴向切割以进行金相观察。制取金相试样所用的腐蚀溶剂为:  $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=5:5:90$ ,采用 KEYENCE WHX-100 数码显微镜完成 Ti-6Al-7Nb 合金热压缩试样的金相分析。Ti-6Al-7Nb 合金的原始微观组织如图 1 所示,合金表现出典型的双态组织。图中白色区域为大量初生  $\alpha$  相,形态呈现片层状,规则层形分布且晶粒偏粗大,尺寸为长  $35\text{ }\mu\text{m}$ ×宽  $5\text{ }\mu\text{m}$ 。在片层状的白色初生  $\alpha$  相的晶界位置为  $\beta$  相以及少量细小的次生  $\alpha$  相。

表 1 Ti-6Al-7Nb 合金主要化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-7Nb alloy (wt%)

Al	Nb	Fe	C	H	O	Ti
5.923	6.837	0.015	0.031	0.004	0.168	Bal.

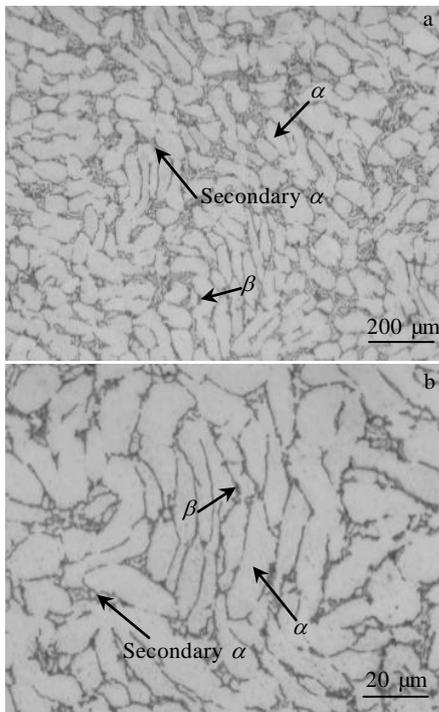


图 1 Ti-6Al-7Nb 合金的原始显微组织

Fig. 1 Microstructures of as received Ti-6Al-7Nb alloy

## 2 结果与讨论

### 2.1 高温变形真应力-真应变曲线分析

图 2 为 Ti-6Al-7Nb 合金在不同温度及不同应变速率下的真应力-真应变曲线。在等温度条件下, Ti-6Al-7Nb 合金变形应力随着应变速率的增加而增大。应变速率的增加使合金流变应力显著提高,从而使 Ti-6Al-7Nb 合金在高应变速率下的加工硬化效应更为显著。在恒定应变速率下, Ti-6Al-7Nb 合金材料的流变应力随着变形温度的升高而显著降低。流变应力随着应变的增加反而逐渐下降并趋于稳定状态,材料展现出稳态流动特征。此外, Ti-6Al-7Nb 合金在稳态流动阶段时变形速率对变形量产生显著影响,即应变速率越低,材料会越早进入稳态流动阶段。当应变速率为  $0.005\text{ s}^{-1}$  时,合金在较小的应变下就可以进入稳态流动状态。而当应变速率高于  $0.005\text{ s}^{-1}$ ,形变温度高于  $1073\text{ K}$  下进入稳态流动阶段的变形量较小,此时变形温度则对 Ti-6Al-7Nb 合金的流动软化阶段的变形量有着显著影响。

在 Ti-6Al-7Nb 合金的流动软化阶段,由于变形程度的进一步提高,材料内部点缺陷的移动或消失以及空位浓度的改变致使溶质原子消失,位错发生攀移、重排、交滑移或者异号位错的抵消,位错密度的降低,从而使得合金发生了动态回复软化现象<sup>[13-15]</sup>。此外,由于塑性变形温度的提升(或应变速率的降低),特别是在变形温度超过  $1073\text{ K}$  时,由于合金出现动态再结晶软化现象,真应力-真应变曲线中出现了应力的快速下降。合金在该阶段的塑性变形出现了加工硬化与动态回复软化、动态再结晶软化之间的相互抵消,此阶段的硬化与软化作用关系朝着低硬化指数方向变化, Ti-6Al-7Nb 合金流动应力曲线进入流动软化阶段。在较高变形温度或低应变速率条件下,材料发生的动态再结晶在软化机制中占主导作用。

### 2.2 本构方程的构建和分析

本构方程的建立和分析是热成型仿真模拟的基础。针对 Ti-6Al-7Nb 合金较为复杂的高温变形过程,采用 Arrhenius 本构方程构建 Ti-6Al-7Nb 合金的任意塑变应力状态的流变应力方程。Arrhenius 型本构方程的应力函数方程  $f(\sigma)$  有 3 种表达,分别对应不同的塑性变形应力状态,  $f(\sigma)$  表达式见式(1):

$$f(\sigma) = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1} & \alpha\sigma < 0.8 \\ A_2 \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ A[\sinh(\alpha\sigma)]^m & \text{for all } \sigma \end{cases} \quad (1)$$

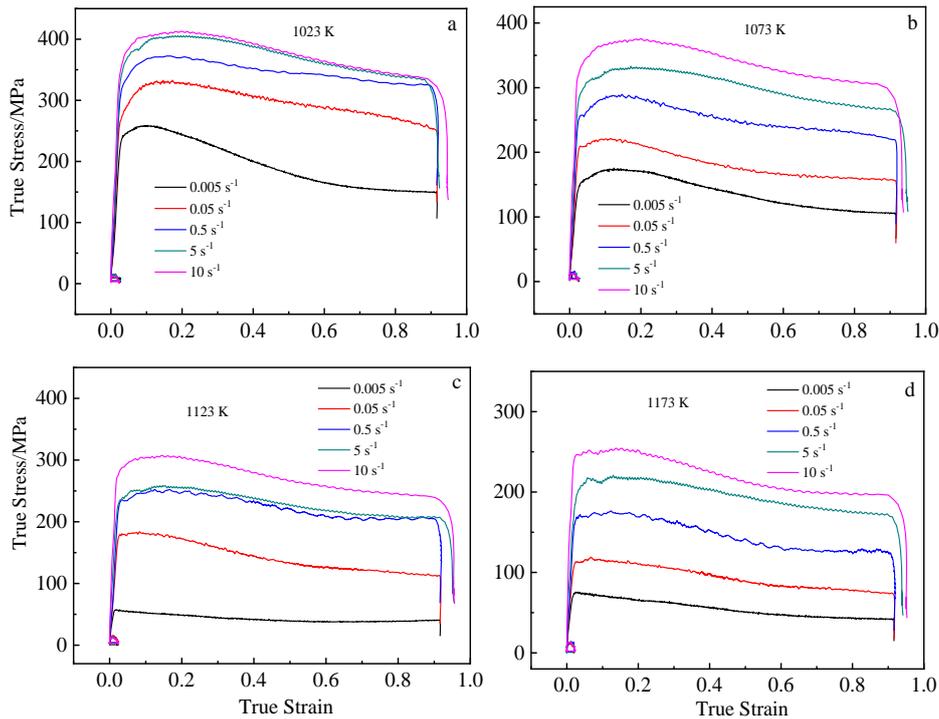


图 2 不同变形温度及不同应变速率下 Ti-6Al-7Nb 合金的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of Ti-6Al-7Nb alloy at different strain rates and deformation temperatures: (a) 1023 K, (b) 1073 K, (c) 1123 K, and (d) 1173 K

其中,  $n$ 、 $n_1$  为材料加工硬化指数,  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $A_1$ 、 $A_2$  均为材料常数,  $A$  为结构因子常数,  $\sigma$  为流变应力。由于金属材料的塑性变形行为的 Arrhenius 本构方程通常未考虑形变对于温度的影响, 因此引入 Zener-Holloman 参数来获取精度较高的 Arrhenius 本构方程, 将该参数用  $Z$  标识, 用于表达应变速率  $\dot{\epsilon}$  与变形温度  $T$  之间的协同作用关系, 数学表达如式(2):

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

其中,  $Q$  为变形激活能,  $R$  为通用气体常数。通过使用 Ti-6Al-7Nb 合金材料高温热压缩模拟实验数据, 对各材料常数回归求解来确定 Ti-6Al-7Nb 合金材料在高温热压缩情况下的 Arrhenius 本构方程的确切数学表达。在各材料常数回归求解过程中, 将应变对于材料高温变形行为的影响假定为材料常数与应变的高次多项式函数, 进行应变补偿而引入本构方程中。应变范围在 0.00~0.90 之间, 每隔 0.05 点处求解对应的  $Q$ 、 $A$ 、 $\alpha$  和  $n$  数值, 并对各常数进行多项拟合计算。针对  $Q$ 、 $A$ 、 $\alpha$  和  $n$  等材料常数的求解方程均设定为五次多项式方程并进行拟合回归计算, 多项式表达见式(3), 方程中的  $E$ 、 $F$ 、 $G$ 、 $H$  为所求解材料常数的拟合系数。

$$\begin{aligned} \alpha &= E_0 + E_1\epsilon + E_2\epsilon^2 + E_3\epsilon^3 + E_4\epsilon^4 + E_5\epsilon^5 \\ \ln A &= F_0 + F_1\epsilon + F_2\epsilon^2 + F_3\epsilon^3 + F_4\epsilon^4 + F_5\epsilon^5 \\ n &= G_0 + G_1\epsilon + G_2\epsilon^2 + G_3\epsilon^3 + G_4\epsilon^4 + G_5\epsilon^5 \\ Q &= H_0 + H_1\epsilon + H_2\epsilon^2 + H_3\epsilon^3 + H_4\epsilon^4 + H_5\epsilon^5 \end{aligned} \quad (3)$$

通过对各材料常数进行五次多项式拟合的回归求解, 得到拟合后的结果如图 3 所示。各材料常数均随着应变的增加而产生了较大变化。 $\alpha$  随应变的增加先减小后增加, 在应变约为 0.1 时到达曲线最低点。 $n$  值随应变增加先缓慢下降后随之升高, 应变达到 0.8 时曲线达到最低点。 $\ln A$  与  $Q$  均随应变的增加先增大后减小, 当应变达到约为 0.1 时曲线达到最高峰。计算值与拟合曲线整体拟合度非常高, 因此认为, 对于各材料常数执行五次拟合可达到最优效果。通过对拟合后的结果进行分析与讨论, 发现该钛合金的  $Q$  值比 TC4 合金高约 60 kJ/mol, 主要原因可能是相的组成会对  $Q$  值产生影响。Sargent 等人<sup>[16]</sup>报道了  $\alpha$ -Ti 较  $\beta$ -Ti 自扩散激活能要高 48 kJ/mol, 不同  $\alpha$  相占比的钛合金变形激活能会因此产生一定差异。同时, Cai 等人<sup>[17]</sup>也发现了 TC4 钛合金在  $\alpha+\beta$  两相区变形的激活能较单相  $\beta$  区要高。本研究对 Ti-6Al-7Nb 钛合金变形初始组织进行分析, 发现该钛合金变形初始组织中的  $\alpha$  相分布明

显较多, 因此这可能是导致 Ti-6Al-7Nb 激活能比 TC4 钛合金高的原因。

多项式方程(3)中的各材料常数的系数  $E_0 \sim E_5$ 、 $F_0 \sim F_5$ 、 $G_0 \sim G_5$ 、 $H_0 \sim H_5$  的值见表 2。基于拟合的精确回归求解, 将  $Q$ 、 $A$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n$  等材料常数代入方程并进行双曲正弦函数求解, 得到适用于 Ti-6Al-7Nb 合金任意塑变应力状态的流变应力方程(4):

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (4)$$

模型预测结果与实际的实验数据对比见图 4。Arrhenius 本构方程模型预测结果与实验数据在不同应变条件下的吻合程度略有不同; 随着形变温度的提高, 模型预测结果与实际的实验数据吻合度整体上出现提高趋势; 在低温低应变速率和高温高应变速率的形变条件下, 该本构方程展现出较好的预测精度。

### 2.3 热加工图的构建与分析

通过建立热加工图可对金属材料塑性变形工艺参数进行选取, 优化材料塑性加工性能以及对变形时材料内部组织的形态分布及变化规律进行分析与控制。根据 Murty 等人提出的能量耗散理论对 Ti-6Al-7Nb 合金求解能量耗散效率图, 在 MATALB 程序中选取三次样条插值法以便获得较好的精度。图 5 为 Ti-6Al-7Nb 合金在应变 0.3、0.6、0.9 时的 Murty 理论能量耗散效率的等值曲线图和三维云状效果图。

在云状效果图 5a<sub>1</sub>、5b<sub>1</sub>、5c<sub>1</sub> 中均存在 2 处高能量耗散效率( $\eta$ ) 区域, 且不同应变条件下的高能耗散效率  $\eta$  区域位置能够较好地重叠, 分别位于图 5a、5b、5c 中的左下角和右下角区域。在低温低应变速率的高  $\eta$  值区域,  $\eta$  随着应变速率的降低而提高, 且  $\eta$  随着温度的升高而减小。温度和应变速率对于右下角的高  $\eta$  值区域影响最为显著,  $\eta$  数值随着形变温度的提升具有

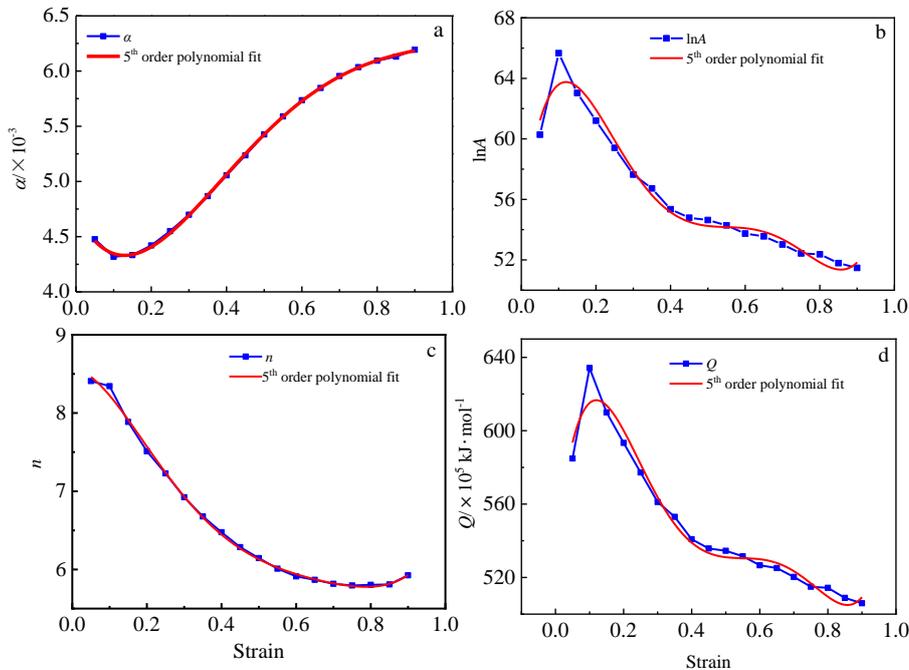


图 3 应变对各材料常数的影响

Fig.3 Effects of strain on  $\alpha$  (a),  $\ln A$  (b),  $n$  (c) and  $Q$  (d)

表 2 Arrhenius 模型中的  $\alpha$ 、 $\ln A$ 、 $n$  和  $Q$  拟合系数

Table 2 Coefficients of the polynomial for  $\alpha$ ,  $\ln A$ ,  $n$  and  $Q$  in Arrhenius model

$\alpha$	$\ln A$	$n$	$Q$
$E_5 = -0.0071092$	$F_5 = 1161.3$	$G_5 = 50.278$	$H_5 = 1.0599 \times 10^7$
$E_4 = 0.031155$	$F_4 = -3012.8$	$G_4 = -127.7$	$H_4 = -2.7489 \times 10^7$
$E_3 = -0.050148$	$F_3 = 2862.5$	$G_3 = 118.86$	$H_3 = 2.6098 \times 10^7$
$E_2 = 0.034234$	$F_2 = -1186.9$	$G_2 = -43.347$	$H_2 = -1.0809 \times 10^7$
$E_1 = -0.0066021$	$F_1 = 180.73$	$G_1 = -0.075998$	$H_1 = 1.6453 \times 10^6$
$E_0 = 0.0047118$	$F_0 = 54.81$	$G_0 = 8.5587$	$H_0 = 5.3518 \times 10^5$

先增后减的规律, 且  $\eta$  随着应变速率的提高而发生显著提升。当应变从 0.3 增至 0.9 时, 该材料的  $\eta$  峰值随着应变的提高而产生平稳化趋势, 但整体的分布规律仍具有高度相似性; Ti-6Al-7Nb 合金的塑性变形高能量耗散效率区全都位于中高温低应变速率区域,  $\eta \geq 0.5$  基本分布于应变速率  $0.0067 \sim 0.1353 \text{ s}^{-1}$  和温度在  $1073 \sim 1173 \text{ K}$  的区域内, 在该区域有可能获取 Ti-6Al-7Nb 合金最佳的塑性变形工艺参数。

基于对动态材料模型 Murty 失稳区判据理论的描

述, 以及 Murty 失稳区判据, 得到任意形变条件下的失稳区判据值, 表达不同形变温度和变形速率条件下的失稳区判据函数, 再通过插值求解方式绘制 Ti-6Al-7Nb 合金的 Murty 非稳定图。将图 5 与 Murty 非稳定图进行叠加便可得到 Ti-6Al-7Nb 合金不同应变下基于 Murty 失稳准则的热加工图(图 6)。

图 6 中红色曲线包围区域即为基于 Murty 失稳准则的失稳区。依据 Murty 失稳区判据, 如式(5)所示:

$$\xi = \frac{2m}{\eta} - 1 < 0 \tag{5}$$

其中,  $\xi$  为变形失稳参数,  $m$  为应变速率敏感因子, 当  $\xi$  值为负时, 可判定材料在对应形变参数下流变失

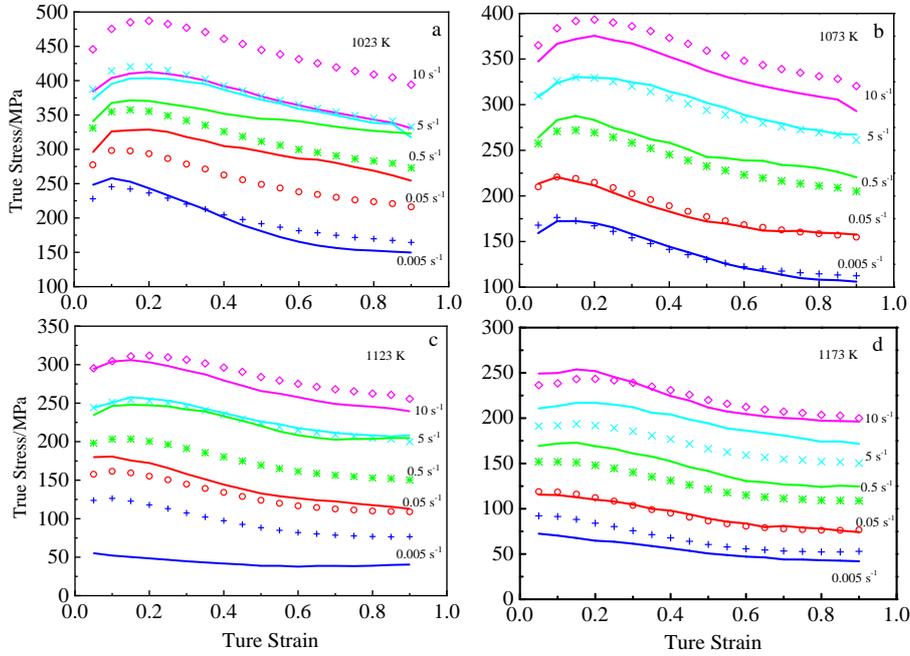


图 4 不同温度下的实验数据与 Arrhenius 模型预测真应力对比(图中拟合曲线为模型预测值, 散点为实验数据)

Fig.4 Comparison between experimental and Arrhenius model predicted true stress at different temperatures: (a) 1023 K, (b) 1073 K, (c) 1123 K, and (d) 1173 K (fitting curves are model predicted values, scatter points are experimental values)

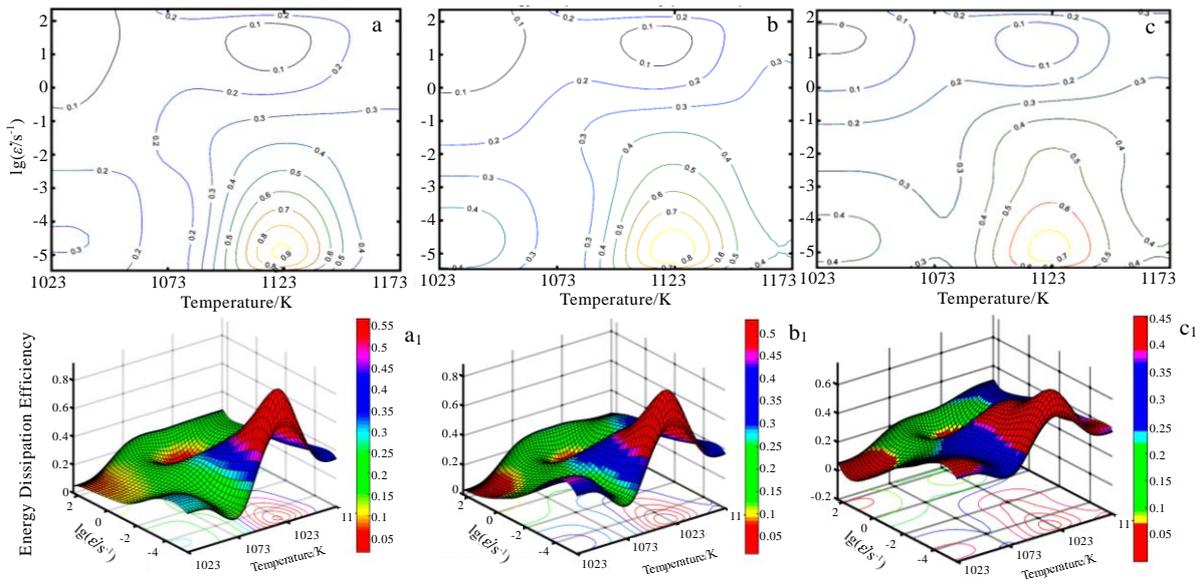


图 5 Ti-6Al-7Nb 合金在不同应变下的 Murty 理论能量耗散效率  $\eta$  的等值曲线图和云状效果图

Fig.5 Murty equivalent graphs (a~c) and 3D cloud-like effect diagrams (a<sub>1</sub>~c<sub>1</sub>) of theoretical energy dissipation efficiency  $\eta$  of Ti-6Al-7Nb alloy at different strains: (a, a<sub>1</sub>)  $\epsilon=0.3$ ; (b, b<sub>1</sub>)  $\epsilon=0.6$ ; (c, c<sub>1</sub>)  $\epsilon=0.9$

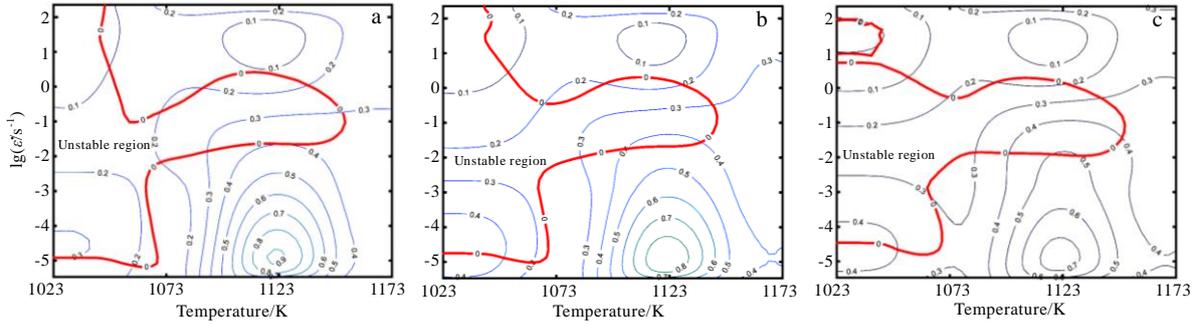


图 6 Ti-6Al-7Nb 合金不同应变下基于 Murty 失稳准则的热加工图

Fig.6 Hot processing maps of Ti-6Al-7Nb alloy based on Murty instability criterion at different strains: (a)  $\varepsilon=0.3$ , (b)  $\varepsilon=0.6$ , and (c)  $\varepsilon=0.9$

稳。Ti-6Al-7Nb 合金在塑性变形时的 Murty 失稳区域分布较广, 能量耗散效率分布于 0.1 至 0.5 之间。应变对于失稳区域的影响较弱, 不同应变条件下的 Murty 失稳区域分布相似, 低温区域的失稳区域面积较广。随着变形温度的提高, 失稳区域逐渐朝着中应变速率的区域扩大。Murty 失稳区域主要集中在低温变形区域和中应变速率的低中温区域内。

如图 6a、6b、6c 所示, 热加工图中的加工失稳温度和应变速率分布范围较宽, Ti-6Al-7Nb 合金在不同应变下的热加工图相似度较高, 应变速率和形变温度对于热加工图的影响最为显著, 其热加工失稳区域为一整块云状区域, 热加工失稳区域基本上均位于低温形变区(应变速率  $0.0067\sim 7.7890\text{ s}^{-1}$ , 形变温度  $1023\sim 1073\text{ K}$ , 功率耗散效率  $\eta < 0.2$ ) 和中高应变速率区(应变速率  $0.1353\sim 0.6065\text{ s}^{-1}$ , 形变温度  $1023\sim 1153\text{ K}$ , 功率耗散效率  $\eta \leq 0.3$ )。

应变为 0.3 时的热加工图(图 6a)中存在面积较大的云状热加工失稳区域, 低温形变失稳区和中高应变速率失稳区的面积均随着应变速率的降低和形变温度的升高发生扩大化。当材料的应变达到 0.6 时, 热加工失稳区面积存在一定程度缩小, 在形变失稳区域处的低温高应变速率和低温低应变速率区域的缩小程度较为明显。当应变升高至 0.9 时, 失稳区域面积进一步缩小, 同时在热加工图的低温高应变速率区域出现面积较小的独立失稳区域(应变速率  $2.7182\sim 7.3890\text{ s}^{-1}$ , 形变温度  $1023\sim 1040\text{ K}$ , 功率耗散效率  $\eta < 0.05$ )。通过对 Ti-6Al-7Nb 合金应力-应变曲线的分析表明, 动态再结晶行为是该材料发生软化的主要机制。随着应变的增大, 变形材料内部快速积累能量, 变形晶粒、亚晶粒及杂质质点等均可成为新晶粒的形核质点, 发生位错的晶粒重新排布, 发生动态再结晶行为晶粒的

体积分数得到提高, 材料形变抗力降低及软化流动能力增强, 此时材料处于低形变应力、高塑性的软化状态, 这样可能降低了变形过程失稳出现的概率, 进而造成该合金变形失稳区域随应变的增大而缩小趋势。

Ti-6Al-7Nb 与 TC4 钛合金在不同应变下的热加工图较为相似, 失稳区域均具有较宽的温度区间和应变速率范围, 特别是在热加工图“左侧”部位的中低温中应变速率区域, 2 种材料均会出现较大的失稳区域, 在 TC4 合金加工图“右上角”部位的高温高应变速率范围会出现失稳区域<sup>[18]</sup>, 而在 Ti-6Al-7Nb 钛合金热加工图中并未出现。

基于对 Ti-6Al-7Nb 合金在不同应变条件下热加工图分析可知: 应变速率和应变温度对于 Ti-6Al-7Nb 合金的热加工图会产生显著影响; 热加工图的失稳温度和应变速率分布范围较宽; 热加工图(图 6)中的右下角区域的能量耗散效率  $\eta$  数值较高, 且该区域距热加工失稳区域较远, 因此 Ti-6Al-7Nb 合金材料的最佳热变形工艺参数应在该区域获取; 热加工图右下角区域的形变参数为应变速率处于  $0.0067\sim 0.1353\text{ s}^{-1}$ , 形变温度处于  $1073\sim 1173\text{ K}$ , 能量耗散效率  $\eta \geq 0.5$ 。

#### 2.4 合金微观组织

基于合金的热加工图的研究, 选定形变温度在  $1173\text{ K}$ , 应变速率为  $0.005$ 、 $0.05$ 、 $0.5$ 、 $5$  和  $10\text{ s}^{-1}$  条件下的 Ti-6Al-7Nb 合金微观组织演变如图 7 所示。

从图 7 中看出, 在不同应变速率条件下微观组织形态呈现显著差异。合金初始微观组织中,  $\alpha$  相呈现为片层状和等轴状组织的混合态。在应变速率为  $0.005\text{ s}^{-1}$  时, 合金中白色等轴状  $\alpha$  相的尺寸和占比增加, 减少的初生片层状  $\alpha$  相经过碎化、生长和球化过程成为等轴状  $\alpha$  相组织, 剩余片层状  $\beta$  相的尺寸增大且分布较原始组织更为集中。当应变速率进一步增大,  $\alpha$  相的晶粒取向一致性增强。组织中  $\beta$

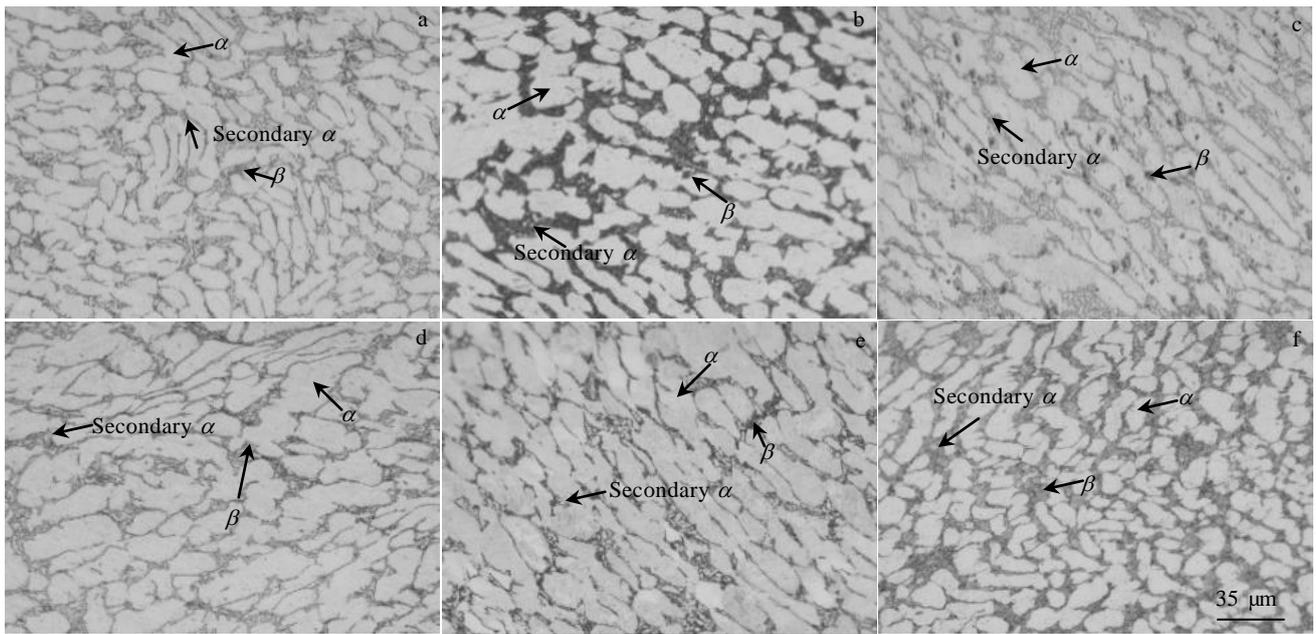


图 7 Ti-6Al-7Nb 合金在 1173 K 下不同应变速率的变形组织

Fig.7 Microstructures of Ti-6Al-7Nb alloy deformed at 1173 K and different strain rates: (a) initial tissues, (b)  $0.005\text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.05\text{ s}^{-1}$ , (d)  $0.5\text{ s}^{-1}$ , (e)  $5\text{ s}^{-1}$ , and (f)  $10\text{ s}^{-1}$

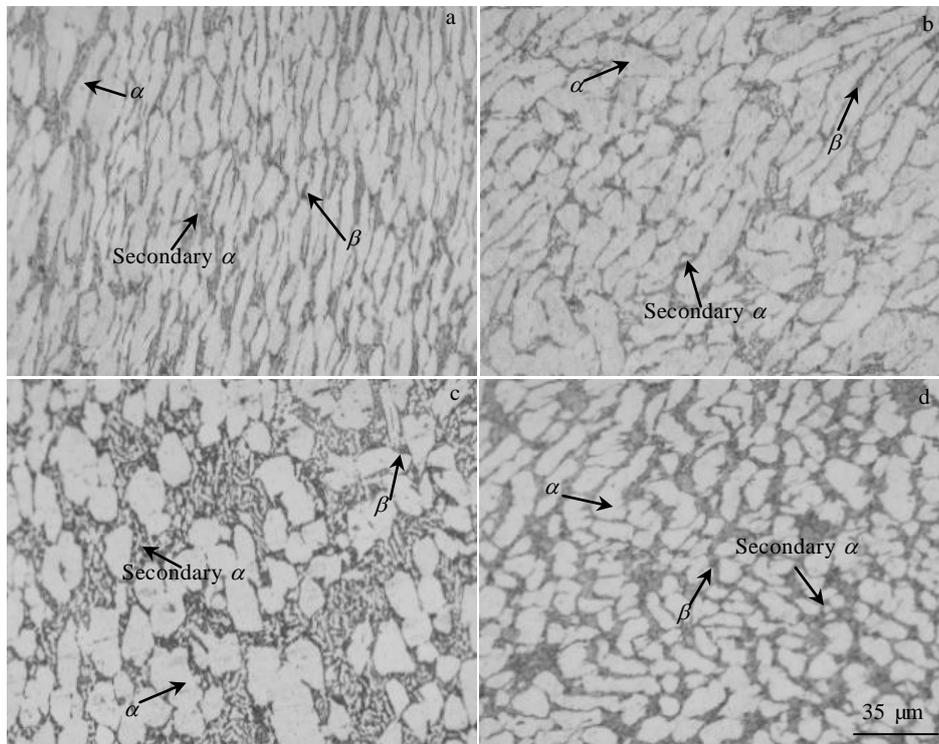


图 8 Ti-6Al-7Nb 合金在应变速率  $10\text{ s}^{-1}$  下不同变形温度的变形组织

Fig.8 Microstructures of Ti-6Al-7Nb alloy at a strain rate of  $10\text{ s}^{-1}$  and different deformation temperatures: (a) 1023 K, (b) 1073 K, (c) 1123 K, and (d) 1173 K

相分布均被初生  $\alpha$  相进行了挤压, 导致初生  $\alpha$  相发生了晶粒碎化。当应变速率达到  $10 \text{ s}^{-1}$  后, 均匀分布的等轴状  $\alpha$  相明显增加,  $\alpha$  相平均尺寸粗化明显, 均分布在  $5\sim 10 \mu\text{m}$ , 由于合金的快速塑性变形及形变硬化效应导致  $\beta$  相组织中分布着数量极少的次生  $\alpha$  相。在温度一定条件下, 不同应变速率对于 Ti-6Al-7Nb 合金微观组织有较大影响, 但对各相的分配比例影响较弱。

在低应变速率条件下, 初生  $\alpha$  相晶粒发生碎化和球化过程, 即初始片层状组织向等轴状发展, 材料产生显著的软化现象, 压缩曲线能够较早地进入稳态流动阶段。在高应变速率条件下, 等轴状初生  $\alpha$  相的分布数量较多, 材料的应力-应变曲线提升较快, 与材料的形变硬化效应存有关联。

图 8a 为 Ti-6Al-7Nb 合金在应变速率为  $10 \text{ s}^{-1}$ , 变形温度为  $1023 \text{ K}$  下的微观组织状态。在初生  $\alpha$  相和晶界  $\beta$  相部位, 产生了明显的晶粒扭曲和破碎化界面, 这是由于随着应变程度的增加, 晶粒被压扁拉长甚至产生少量的破碎化, 金属材料随着塑性流动的方向产生流动, 初生  $\alpha$  相和晶界  $\beta$  相呈现出平行流线型排列规律。随着进一步提高形变温度, 合金中等轴状初生  $\alpha$  相的占比减少, 同时在有些初生  $\alpha$  相中存在较为明显的晶粒扭转和折痕, 说明在该条件下材料内部晶粒产生了挤压破碎化行为, 且次生  $\alpha$  相发生了球化行为(图 8b、8c)。随着变形温度提高至  $1173 \text{ K}$ , 与原始组织相比, 等轴状初生  $\alpha$  相数量较多, 且等轴状晶粒尺寸较小(图 8d)。另外, 在某些片层状初生  $\alpha$  相, 存在较为明显的晶粒破碎界面, 说明初生  $\alpha$  相晶粒进一步地被细化, 甚至明显地球化。在变形温度进一步提高下, 材料应力-应变曲线呈现出较为明显的降低, 此时由于 Ti-6Al-7Nb 合金的流动软化效应, 合金展现出较好的塑性和较低的变形抗力。

### 3 结 论

1) Ti-6Al-7Nb 合金的应力-应变曲线对于形变温度和应变速率的敏感度较高, 在等温条件下合金变形应力随着应变速率的增大而增加。稳态流动阶段的变形量与变形速率相关度较高, 在高温变形时较低的应变速率 ( $0.005 \text{ s}^{-1}$ ), 就会使合金在较小的应变下进入稳态流动阶段, 此时温度对 Ti-6Al-7Nb 合金流动软化阶段的变形量有着显著影响。

2) 基于 Arrhenius 本构方程模型构建 Ti-6Al-7Nb 合金的流变应力方程, 计算结果表明 Arrhenius 本构方程模型适用于低温低应变速率和高温高应变速率形变条件。

3) 利用 MATLAB 建立了基于 Murty 失稳判据的 Ti-6Al-7Nb 合金热加工图, 失稳区域主要集中于: 低

温区域和中高温中应变速率区域。Murty 能量耗散图的高能耗散区域, 主要分布于中高温形变区域, 可推断该材料最佳形变工艺参数范围为: 形变温度  $1073\sim 1173 \text{ K}$ , 应变速率  $0.0067\sim 0.1353 \text{ s}^{-1}$ 。

### 参考文献 References

- [1] Qi Peng, Li Bolong, Wang Tongbo et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 854: 157 119
- [2] Wu Jianxin(吴建新). *Marine Equipment/Materials & Marketing* (船舶物资与市场)[J], 2020(8): 5
- [3] Wu Qiuchi(武秋池), Ji Zhen(纪 箴), Jia Chengchang(贾成厂) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2019, 37(3): 225
- [4] Liao Zan(廖 赞), Miao Weidong(缪卫东), Ma Jiali(马嘉丽). *Advanced Materials Industry*(新材料产业)[J], 2017(3): 19
- [5] Boehlert C J, Sabirov I, Ruiz-Palenzuela B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 852: 156 870
- [6] Wang W, Zhou H X, Wang Q J et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29(3): 1686
- [7] Trincă L C, Mareci D, Solcan C et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 240: 122 229
- [8] Liu Yaohui(刘耀辉), Cui Wenfang(崔文芳), Cheng Jun(程军). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(1): 32
- [9] Yener T, Erdoğan A, Gök M S et al. *Vacuum*[J], 2019, 169: 108 867
- [10] Li T R, Liu G H, Xu M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 764: 138 197
- [11] Sutowo C, Alhamidi A A, Basir M I A et al. *AIP Conference Proceedings*[C]. Jakarta: AIP Publishing LLC, 2018: 20 045
- [12] Khan A S, Zhang H Y, Takacs L. *International Journal of Plasticity*[J], 2000, 16(12): 1459
- [13] Wu Y, Kou H C, Wu Z H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 844
- [14] Liu S Q, Shen J. *Materials Research Express*[J], 2018, 5(9): 96 516
- [15] Zhong M, Wang K, Ouyang D et al. *2020 3rd International Conference on Advanced Electronic Materials, Computers and Software Engineering (AEMCSE)*[C]. Nanchang: IEEE, 2020: 621
- [16] Sargent P M, Ashby M F. *Scripta Metallurgica*[J], 1982, 16(12): 1415
- [17] Cai J, Li F G, Liu T Y et al. *Materials & Design*[J], 2011, 32(3): 1144
- [18] Peng Xiaona, Guo Hongzhen, Shi Zhifeng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 605: 80

## High Temperature Plastic Deformation Behavior and Hot Processing Map of Ti-6Al-7Nb Alloy

Zhang Xiaolin<sup>1</sup>, Jiang Chaoping<sup>2</sup>, Zhao Dong<sup>2</sup>, Zhao Qinyang<sup>2</sup>, Chen Yongnan<sup>2</sup>

(1. School of Construction Machinery, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

**Abstract:** The Gleeble-3500 thermal simulation compression testing machine was used to carry out compression experiments on Ti-6Al-7Nb titanium alloy at different temperatures and strain rates. The high temperature deformation behavior and hot working characteristics of Ti-6Al-7Nb titanium alloy at deformation temperatures of 1023, 1073, 1123, 1173 K, strain rates of 0.005, 0.05, 0.5, 5, 10 s<sup>-1</sup>, and maximum deformation of 60% were analyzed. The results show that deformation temperature and strain rate have a great influence on the flow stress of Ti-6Al-7Nb titanium alloy, and have complex effects on work hardening and flow softening during the hot plastic deformation of the alloy. The strain rate has a significant effect on the deformation hardening effect of the alloy. The main phases of Ti-6Al-7Nb titanium alloy after hot plastic deformation are as follows: primary  $\alpha$  phase, lamellar  $\alpha$  phase, secondary  $\alpha$  phase, lamellar  $\beta$  phase and spheroidized primary  $\alpha$  phase. The Arrhenius constitutive equation model is suitable for high temperature deformation of Ti-6Al-7Nb titanium alloy under low temperature, low strain rate and high temperature, high strain rate deformation conditions. The hot processing map of Ti-6Al-7Nb was constructed using MATLAB. And the optimum plastic deformation range of the alloy is determined by calculation: the strain rate is 0.0067~0.1353 s<sup>-1</sup> and the temperature is 1073~1173 K.

**Key words:** titanium alloy; thermal deformation behavior; hot processing map; microstructure evolution

---

Corresponding author: Jiang Chaoping, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, Tel: 0086-29-82334590, E-mail: jcp100415@126.com