



基于 BP 神经网络和 3D 加工图的 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金热变形行为研究

周璇¹, 王克鲁¹, 鲁世强¹, 李鑫¹, 陈虚怀¹, 周毅^{2,3}, 曹京霞^{2,3}, 黄旭^{2,3}

(1. 南昌航空大学航空制造工程学院, 南昌 330063;

2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;

3. 中国航发先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

摘要:采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金进行等温恒应变速率压缩实验, 研究其在变形温度 900~1150℃, 应变速率 0.001~10s⁻¹ 范围内的热变形行为。通过对不同工艺参数下的流动曲线分析发现, 流动应力随变形温度的升高而降低, 随应变速率的增大而增大; 利用 BP 神经网络建立的合金本构关系模型, 具有较高的精度, 其相关性系数达到 0.9932, 平均相对误差在 7.64%, 预测值偏差在 15% 以内的数据点达 92.22%; 根据 DMM 模型得到了加工图, 通过加工图的分析 and 微观组织验证得知: 失稳区域为 900~985℃/0.003~0.56s⁻¹、1060~1120℃/0.001~0.01s⁻¹ 和 990~1030℃/1~10s⁻¹, 变形机制是局部流动、绝热剪切和裂纹。稳定区域为 900~1000℃/0.001~0.03s⁻¹, 变形机制是超塑性。结果表明: Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金的最佳变形工艺参数范围为温度为 900~1000℃, 应变速率为 0.001~0.03s⁻¹。

关键词:Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金; 热变形行为; BP 神经网络; 3D 加工图; 工艺参数优化

文章编号: 中图法分类号: TG146.23 文献标识码: A

Ti₂AlNb 是以有序正交结构 O 相作为主要构成相的金属间化合物合金 (简称 Ti₂AlNb 基合金)^[1], 该合金不仅有较高的高温强度、延展性、比刚度及耐蚀性等优异的性能, 而且密度较低, 在航空航天领域得到了广泛应用^[2,3]。近年来, 为了改善合金性能通过添加 β 相稳定元素 Ta、Y、Si 等, 开发出新的 Ti₂AlNb 基合金产品, 使其成为最具有潜力的航空航天轻质高温结构材料^[4]。目前, 国内外对 Ti₂AlNb 基合金热变形行为进行了一定的研究。韩国强等^[5]研究了 Ti₂AlNb 合金高应变速率下的流动应力特征, 改进 Johnson-Cook 本构模型, 通过实验对比得出, 改进后的模型能够较好地描述 Ti₂AlNb 合金在高应变速率下的流动应力; Sun 等^[6]研究了 Ti-22Al-25Nb 合金的热变形行为, 得出了不同区域的变形机理, 优化了合金的热加工工艺参数。Ma 等^[7]人根据 Murty 原则建立了 Ti-22Al-25Nb 的加工图并分析了该合金的变形行为, 认为合金在两相区温度低应变速率下的变形机理主要为 α 相球化。

传统建立的本构关系模型, 多采用 Arrhenius 型方程应用数理统计或回归模型获得经验公式^[8], 但由于流动应力的影响因素很多, 因此所建立的数学模型与真实变形情况相差较大, 导致建模过程较为复杂, 工作量较大,

所建立的模型精度也很难达到要求。而近年来迅速发展起来的 BP 神经网络技术, 则可以很好地解决这一难题, 采用神经网络建模时无须对研究对象做任何假设, 模型能够以其良好的映射逼近能力逼近真实的变形过程。利用 BP 神经网络技术探索出实验数据之间的内在规律, 能够避免传统本构模型的不足, 且有效地建立出高精度本构模型。为此, 国内学者利用 BP 神经网络建立了一些材料的本构关系模型, 均取得了较为理想的预期效果^[9,10]。

加工图可以预测材料在热变形条件下的“稳定区”和“失稳区”, 也可以分析材料在不同工艺条件下的变形机制, 如动态回复、动态再结晶、超塑性、局部流动、绝热剪切和裂纹等, 从而优化热变形工艺参数^[11,12]。加工图方法已得到了广泛的应用^[13]。其中 3D 加工图能直观的反映出各参数之间的变化规律, 也逐渐应用于金属材料的热变形行为研究, 如镁合金^[14], 铝合金^[15], 钛合金^[16]等。

本文通过对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金进行等温恒应变速率压缩实验, 得到了流动应力曲线, 分析了不同工艺参数对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金流动应力的影响。利用 BP 神经网络建立了合金本构关系模型, 并通过预测

数据与实验数据的对比分析,验证模型的适用性。基于动态材料模型(Dynamic material model, DMM)的方法,构建了功率耗散图和失稳图,并分析了不同应变下工艺参数对功率耗散系数和失稳参数的影响规律。通过加工图的预测和微观组织验证,得到了合金的最佳工艺参数的范围,研究结果可为该合金的热加工工艺参数优化提供了理论依据。

1 实验方法

实验材料为铸态 Ti₂AlNb 基合金,其名义成分为 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y。在 Gleeble-3500 热模拟机上进行等温恒应变速率压缩实验。样品的尺寸为 $\Phi 8\text{mm} \times 12\text{mm}$ 。用砂纸打磨试样两端,并涂上石墨润滑剂,以减少摩擦的影响。变形温度范围为 900~1150℃,压缩前,所有试样均以 5℃/s 的升温速率加热至变形温度,保温 300s,使温度均匀化。然后,在 0.001~10s⁻¹ 的应变速率下对试样进行热压缩变形。高度压下率为 70% (对应的真应变约为 1.2),压缩后立即用水将样品冷却至室温。在实验过程中,该装置自动采集真实应力、真应变和温度等数据。将变形后的试样沿轴向切割,然后对与压缩方向平行的表面进行研磨和抛光,采用体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:7 的腐蚀液进行腐蚀,通过 XJP-6A 光学显微镜观察金相组织,原始组织如图 1 所示。

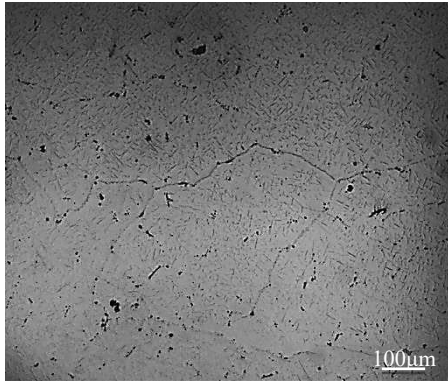


图 1 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金的原始组织

Fig.1 Original microstructure of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy

2 流动应力行为分析

图 2 为变形温度 900~1150℃、应变速率 0.001~10s⁻¹ 条件下的 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金真应力-真应变曲线,反映的是变形温度、应变速率和真应变对流动应力的影响。从图 2 中可以看到,流动应力会随着变形温度的升高而降低,随着应变速率的增大而增大,表明 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金是正应变速率敏感材料,主要原因可能是:随着变形温度的升高,容易发生动态回复和动态再结晶,使材料发生软化,并且降低了材料的加工硬化效应^[17],最后导致流动应力减小。随着应变速率

的增大,在相同变形程度下,材料的变形时间大大缩减,在短时间内,材料来不及通过位错的滑移或攀移运动进行充分的软化行为,从而导致该合金的流动应力增大^[18,19]。当真应变超过 0.6 时,流动应力随应变量的增加而变化不明显^[20,21],其位错增殖引起的应变硬化和位错的相互作用销毁及重排引起的软化之间达到动态平衡。

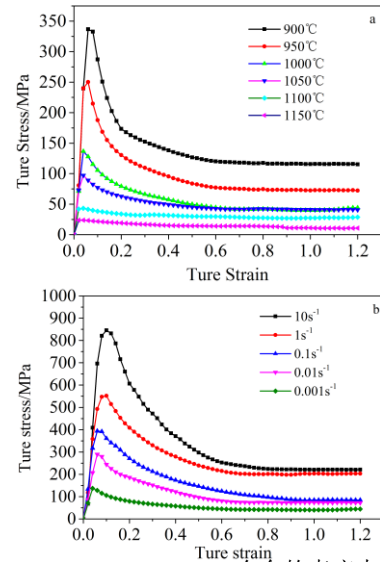


图 2 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy:(a) $\dot{\epsilon} = 0.001\text{s}^{-1}$, (b) $T = 1000^\circ\text{C}$

3 BP 神经网络本构模型

3.1 BP 神经网络

考虑到各因素对流动应力的影响和 BP 神经网络强大的非线性建模能力,建立三层 BP 神经网络结构(即输入层、隐含层、输出层)。我们研究的是变形温度、应变速率和应变对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金流动应力的影响,所以输入层包含三个节点,就是变形温度、应变速率和应变,而输出层只有一个节点,就是流动应力参数;隐含层节点数目的选取较为复杂,隐含层节点数量较少则会导致训练出来的网络不够强壮,不能精准识别未参与训练的样本,而隐含层节点数量较多则会导致学习时间较长,不能保证误差在最佳范围内。最优隐含层节点数的选取参照公式(1):

$$(1) \quad n_1 = \sqrt{n + m} + a$$

式中, n_1 为隐含层的节点数, n 为输入层的神经元, m 为输出层神经元, a 为 1~10 之间的常数。通过反复实验进行比较,最后发现:具有两个隐含层节点数为 8 时最好。

将 Sigmoid 函数作为隐含层神经元的激励函数, Purelin 函数作为输出层神经元的激励函数,由输入层至

隐含层的第 p 个训练样本 j 的输出 O_{pj} 为:

$$O_{pj} = f(\text{Net}_j) = \frac{1}{1 + \exp[-(\sum W_{ij} X_j + \theta_j)]} \quad (2)$$

式中, 隐含层的第 j 个神经元的输入为 Net_j , 输入层中第 j 个神经元向隐含层的输出为 X_j , W_{ij} 为隐含层和输入层之间的连接权值, θ_j 为输入层到隐含层的阈值。

适当地对各个神经元之间的阈值和连接权值进行调整, 可以使复杂的非线性对象的建模更加的精确。如果网络的初始阈值被随意地进行设定, 对于每种输入模式 P , 期望输出和网络实际输出会存在很大程度上的误差 E_p , 网络训练的误差目标函数 E 为:

$$E = \sum_p E_p = \frac{1}{2} \sum_{p=1}^m \sum_{j=1}^n (O'_{pj} - y_{pj})^2 = E(W_{ij}, W_{jk}, \theta_j, \theta_k) \quad (3)$$

式中, m 为训练样本, n 为网络输出节点数, O'_{pj} 为网络实际输出, y_{pj} 为期望输出, W_{jk} 为隐含层和输出层之间的连接权值, θ_k 为隐含层到输出层的阈值。

3.2 数据归一化处理

以应变速率、变形温度和应变量的实验数据作为BP神经网络的输入参数, 流动应力作为BP神经网络的输出参数。如果BP神经网络输入节点的数据相差过于悬殊, 就会给隐含层到输入层之间权值调节上造成不便, 最终导致BP神经网络满足不了精度要求。这里, 对训练样本的输入、输出参数进行归一化处理来克服这一缺陷:

$$N_i = 0.8 \times \left| \frac{N'_i - N_{\min}}{N_{\max} - N_{\min}} \right| + 0.1 \quad (4)$$

式中, N_i 为第 i 个输入、输出参数的归一化值, N'_i 为第 i 个输入、输出参数输出, $N_{\max}$ 和 $N_{\min}$ 分别表示相对应的输入、输出参数的最大值和最小值。

BP神经网络层间传递函数分别选用tansig、tansig、purelin 函数, 训练函数采用 L-M 算法 (Levenberg-Marquardt) 的trainlm函数来对BP算法进行优化。优化后的BP比传统BP具有算法迭代少、精度高和收敛速度快的优点^[22]。设定目标迭代次数为 3000, 目标误差为 10^{-5} , 学习速率为 0.3。

3.3 结果与分析

Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金样本划分如表 1 所示, T 为测试数据, C 为训练数据。选取变形温度为 900℃、1000℃ 和 1100℃ 为训练样本, 950℃、1050℃ 和 1150℃ 为测试样本, 利用BP神经网络模型的精度进行测试。采用相关系数 R 和平均相对误差 E , 定量描述合金BP神经网络模型的精确度, 公式如下:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})(T_i - \bar{T})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (C_i - \bar{C})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^N (T_i - \bar{T})^2}} \quad (5)$$

$$E = \frac{\sum_{i=1}^N \left| \frac{C_i - T_i}{C_i} \right| \times 100\%}{N} \quad (6)$$

表 1 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金样本划分

T/°C $\dot{\epsilon}/s^{-1}$	900	950	1000	1050	1100	1150
0.001	C	T	C	T	C	T
0.01	C	T	C	T	C	T
0.1	C	T	C	T	C	T
1	C	T	C	T	C	T
10	C	T	C	T	C	T

不同条件下的BP模型预测值与实验数据对比如图 3 所示。从图中可以看出, 通过BP神经网络建立的Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金的本构模型, 其实验值和预测值有良好的吻合度。

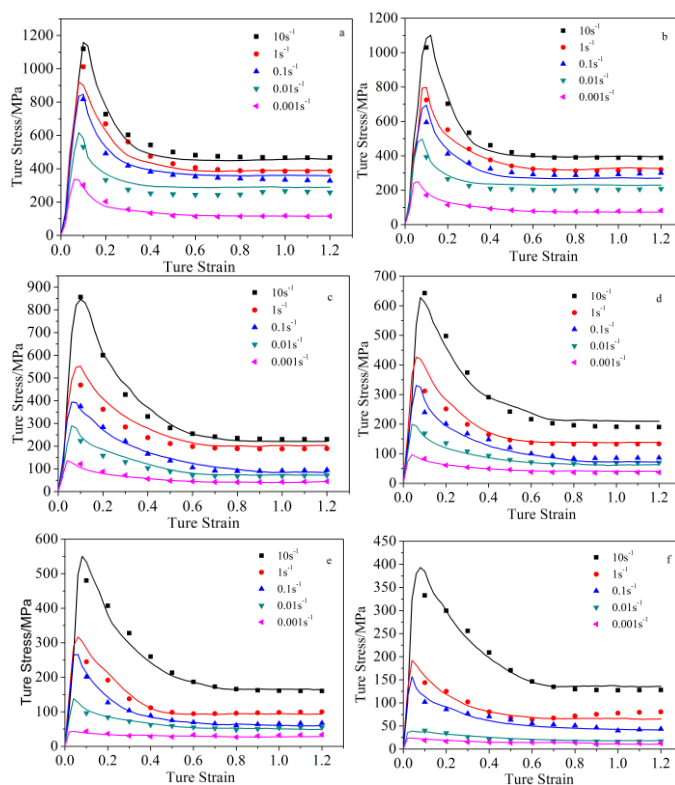


图 3 不同条件下 BP 模型预测值与实验数据对比:(a)900℃; (b)950℃; (c)1000℃; (d)1050℃; (e)1100℃; (f)1150℃

Fig.3 Comparison of predicted values and experimental data of BP model under different conditions: (a)900℃; (b)950℃; (c)1000℃; (d)1050℃; (e)1100℃; (f)1150℃

采用模型相关系数 R 和平均相对误差 E 对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金BP模型的精确度进行定量分析。对BP得到预测值和实验值进行整理后作出对比图, 如图 4 所示。按照公式 5 和 6 计算出 R 与 E 值, 经计算,

基于BP神经网络模型的预测值与实验值的相关系数 R 为0.9932, 平均相对误差 E 为7.64%, 偏差在15%以内的点约占总验证数据点数的92.32%, 预测值与实验值的吻合度良好。

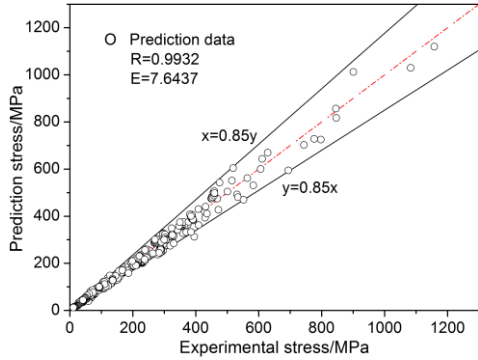


图4Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金流动应力实验值与预测值的比较

Fig.4 Comparison of flow stress experimental values and prediction values of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy

4 加工图

4.1 理论基础

根据动态材料模型理论, 材料在热加工过程中单位体积内吸收的能量 P 可以分为耗散量 G 和协耗散量 J 两个部分, 如式(7)所示^[23]:

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (7)$$

式中: G 为耗散量, 表示材料在塑性变形引起的功率消耗, 其中大部分转化成粘塑性热(见式(8)); J 为协耗散量, 表示材料变形过程中与组织演变有关的功率耗散(见式(9))

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{1+m} \quad (8)$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (9)$$

功率耗散效率 η 为

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (10)$$

式中: m 为应变速率敏感因子, η 为无量纲参数, 它随应变速率和温度的变化便形成了功率耗散图, 功率耗散图上的 η 等值线表示与材料的微观结构演变相关的相对熵产率。一般来说, 高 η 值的区域对应着较好的加工性能区。

同时, Prasad等学者提出了塑性失稳判据^[24]:

$$\xi = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (11)$$

功率耗散图和失稳图叠加即可得到加工图。

4.2 功率耗散图

功率耗散效率 η 值反映了组织的动态变化。如图5所示, 构建了不同应变下的功率耗散效率 η 值与温度之间的关系。从整体上看, 在应变速率为 $0.001s^{-1}$ 、 $0.01s^{-1}$ 和 $1s^{-1}$ 时, 随着应变的增加, η 值随温度的变化波动较小。但在应变速率为 $0.001s^{-1}$ 和 $10s^{-1}$ 的情况下, η 值随温度有较大的波动, 应变为0.6、0.9、1.2时, 功率耗散效率值变化规律相似, 在温度为 $950^{\circ}C$ 和 $1100^{\circ}C$ 时, 功率耗散效率值都较高, 应变为0.3时, 其最高值出现在温度 $1100^{\circ}C$ 时。功率耗散效率值高的区域表明该区材料的热加工性能较好。

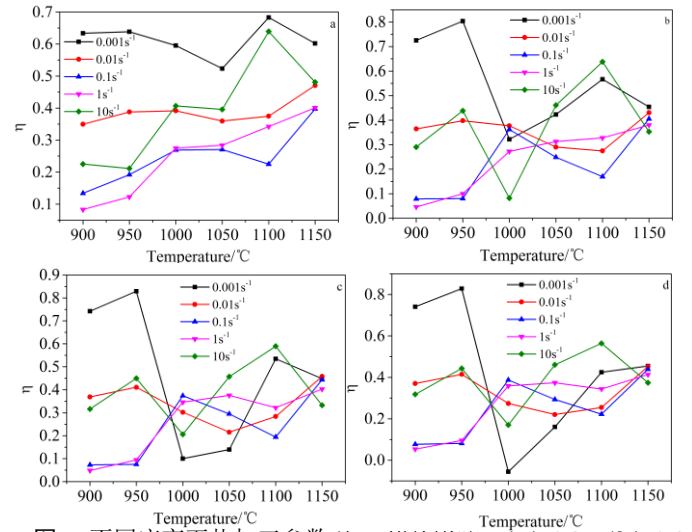


图5 不同应变下热加工参数对 η 值的影响: (a) 0.3; (b) 0.6; (c) 0.9; (d) 1.2。

Fig.5 The influence of hot processing parameters on the value of η at different strains: (a) 0.3; (b) 0.6; (c) 0.9; (d) 1.2.

图6为功率耗散效率值随变形温度、应变速率和应变变化的三维分布图。由图6可以看出, 当温度为 $900 \sim 1150^{\circ}C$, 应变速率为 $0.001 \sim 0.01s^{-1}$ 时, 功率耗散效率值较高, 随着应变的增加, 功率耗散效率值较高的区域逐渐减少。当温度为 $900 \sim 1000^{\circ}C$, 应变速率为 $0.01 \sim 10s^{-1}$ 时, 功率耗散效率值较低, 当应变为0.9时, 功率耗散效率值低的区域最大。

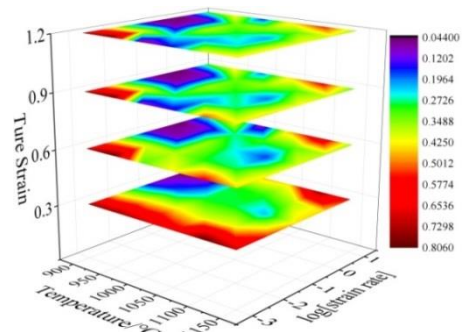


图6Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金三维功率耗散图

Fig. 6 3D power dissipation diagram of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y

alloy

4.3 失稳图

失稳参数 ξ 是预测材料在热加工过程中可能发生组织失稳缺陷（如绝热剪切带、局部流动、楔形裂纹、空洞等）的判断依据，即通过该参数所界定的区域可表征材料在热变形时应注意避免的工艺参数范围。如图7所示，建立了不同应变下失稳参数 ξ 与温度的关系。从整体上看，在不同的应变下，应变速率为 0.001s^{-1} 、 0.01s^{-1} 、 0.1s^{-1} 和 1s^{-1} 时， ξ 值随温度的变化规律波动较小，但在应变速率为 10s^{-1} 的情况下， ξ 值随温度的波动较大。温度为 $900\sim 975^\circ\text{C}$ 应变速率为 0.01s^{-1} 和 0.1s^{-1} ， ξ 值都为负值。随着应变的增加，应变速率为 10s^{-1} 、温度为 1000°C 左右和应变速率为 0.001s^{-1} 、 0.01s^{-1} 、温度为 1100°C 左右时， ξ 值也出现了负值。

图8所示为失稳参数随变形温度、应变速率和应变变化的三维分布图，黑色区域代表稳定区域，红色区域代表失稳区域。从整体上看，失稳区域主要集中在 $900\sim 1000^\circ\text{C}/0.004\sim 0.1\text{s}^{-1}$ 和 $1050\sim 1150^\circ\text{C}/0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$ 之间。当应变为0.6时，温度为 $1000\sim 1030^\circ\text{C}$ 、应变速率为 $1\sim 10\text{s}^{-1}$ 和温度为 $1000\sim 1030^\circ\text{C}$ 、应变速率为 $1\sim 10\text{s}^{-1}$ 时，可以看到出现失稳区域。

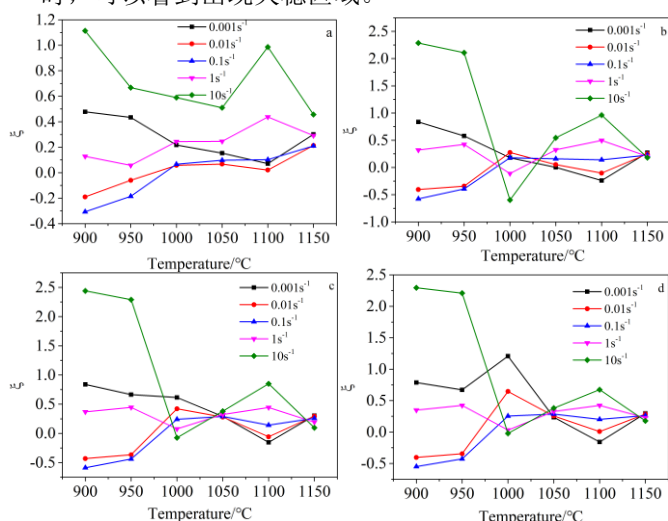


图7 不同应变下热加工参数对 ξ 值的影响：(a) 0.3；(b) 0.6；(c) 0.9；(d) 1.2。

Fig.7 The influence of hot processing parameters on the value of ξ at different strains: (a) 0.3; (b) 0.6; (c) 0.9; (d) 1.2.

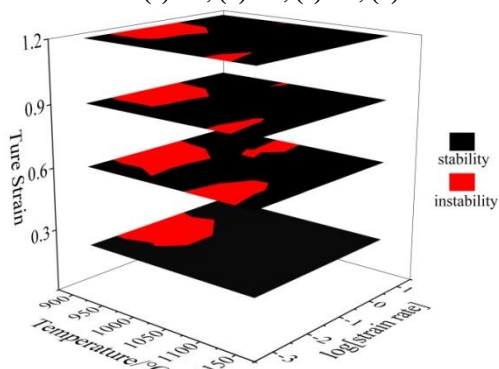


图8 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金三维失稳图

Fig. 8 3D instability diagram of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy

4.4 加工图分析

图9所示为真应变为0.6和1.2时Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金的加工图，图9中的等值线是功率耗散效率 η 值，一般来说，高 η 值的区域对应着较好的加工性能区，而阴影区域为热变形时发生流动失稳的参数范围。从图9(a)可以看出，在真应变为0.6时，有两个峰值区域，第一个区域为：变形工艺参数 $900\sim 1000^\circ\text{C}/0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 范围时，合金热变形时的功率耗散效率值均大于0.65，在变形工艺参数为 $940^\circ\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$ 时，功率耗散效率值达到最大值0.75；第二个区域为：变形工艺参数 $1050\sim 1150^\circ\text{C}/1\sim 10\text{s}^{-1}$ 范围时，合金热变形时的功率耗散效率值均大于0.34，在变形参数为 $1100^\circ\text{C}/10\text{s}^{-1}$ 时，功率耗散效率值达到最大值0.55。对比两个区域，第一个峰值区域更适合合金进行热加工成形的变形工艺参数取值范围。而在变形工艺参数为 $900\sim 985^\circ\text{C}/0.003\sim 0.56\text{s}^{-1}$ 、 $980\sim 1030^\circ\text{C}/0.56\sim 10\text{s}^{-1}$ 和 $1050\sim 1130^\circ\text{C}/0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 时合金出现了流动失稳，所以该区域不适合进行热加工。

Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金在真应变为1.2时的热加工图见图9(b)，有两个峰值区域，第一个区域为：变形工艺参数 $900\sim 1000^\circ\text{C}/0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 范围时，合金热变形时的功率耗散效率值均大于0.68，在变形工艺参数为 $940^\circ\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$ 时，功率耗散效率值达到了最大值0.78；第二个区域为：变形工艺参数 $1050\sim 1150^\circ\text{C}/3\sim 10\text{s}^{-1}$ 范围时，合金热变形时的功率耗散效率值均大于0.45，在变形工艺参数为 $1100^\circ\text{C}/10\text{s}^{-1}$ 时，功率耗散效率值达到了最大值0.49。对比两个区域，第一个峰值区域更适合合金进行热加工成形的变形工艺参数取值范围。而在变形工艺参数为 $900\sim 985^\circ\text{C}/0.003\sim 0.56\text{s}^{-1}$ 、 $990\sim 1030^\circ\text{C}/1\sim 10\text{s}^{-1}$ 和 $1060\sim 1120^\circ\text{C}/0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$ 时合金出现了流动失稳，所以该区域不适合进行热加工。对比图9(a)和图9(b)可以看出，Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y合金在不同应变下适合热加工成形的区域变化不大。

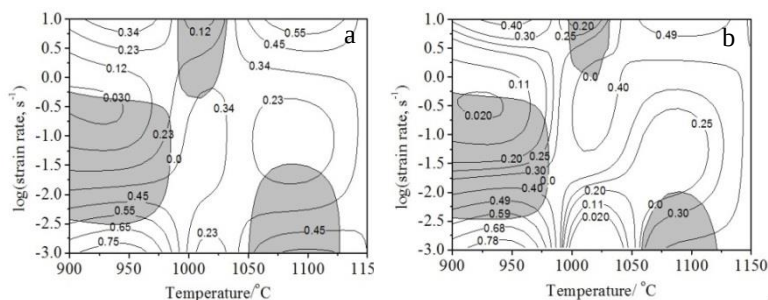


图9 真应变为0.6 (a) 和1.2(b)时 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金加工图
Fig.9 Processing maps of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy at true strain of 0.6(a) and 1.2(b)

4.5 微观组织验证

通过观察微观组织分析，并结合加工图进行验证。

如图 10 和图 11 所示, 当变形工艺参数为 $900^{\circ}\text{C}/0.01\text{s}^{-1}$ 和 $1100^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$ 时, 如图 10(a)(b)所示, 变形组织出现了局部流动现象, 晶粒被压成长条状, 且方向多样性。当温度为 1000°C , 应变速率为 1s^{-1} 时, 如图 10(c), 组织中可以看到绝热剪切现象, 绝热剪切方向与压缩轴线方向约 45° , 这是由于钛合金的导热系数差, 在变形过程中会产生明显的热效应, 容易产生绝热温升, 从而出现绝热剪切现象。局部流动与绝热剪切现象的出现, 意味着材料出现了严重不均匀变形, 在加工时应避开此区域。当温度为 1000°C , 应变速率 10s^{-1} 时, 如图 10(d), 可以看到组织出现不同程度的裂纹, 有些晶粒的晶界出现破碎的现象。裂纹的形成对 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金综合性能影响较大, 在加工时应避开此区域。

在应变速率较低的区域, 其功率耗散效率峰值较高。

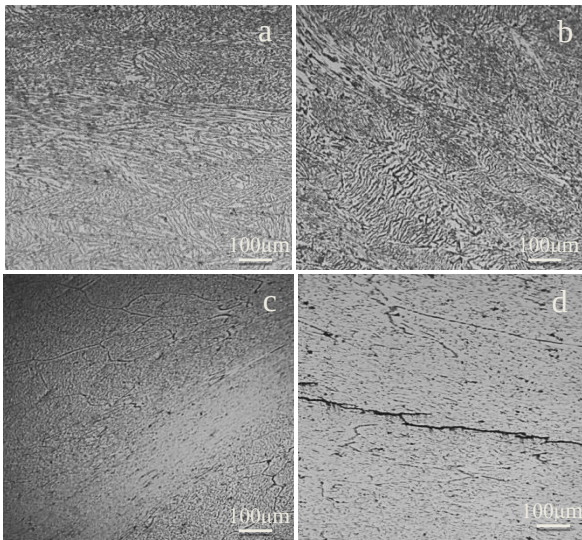


图 10 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金失稳区微观组织: (a) $900^{\circ}\text{C}/0.01\text{s}^{-1}$; (b) $1100^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$; (c) $1000^{\circ}\text{C}/1\text{s}^{-1}$; (d) $1000^{\circ}\text{C}/10\text{s}^{-1}$
Fig.10 Microstructure of instability zone in Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy: (a) $900^{\circ}\text{C}/0.01\text{s}^{-1}$; (b) $1000^{\circ}\text{C}/10\text{s}^{-1}$; (c) $1100^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$; (d) $1000^{\circ}\text{C}/1\text{s}^{-1}$

5 结论

1) Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金高温压缩变形时的流动应力与变形温度和应变速率有关, 流动应力会随着变形温度的升高而降低, 随着应变速率的增大而增大, 表明 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金是正应变速率敏感材料。

2) 基于 BP 神经网络建立的 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金的高温本构关系模型, 具有较高的精度, 其相关性系数达到 0.9932, 平均相对误差为 7.64%, 预测值偏差在 15%以内的数据点达到 92.22%, 表明该 BP 神经网络本构关系模型具有良好的预测能力, 能够准确预测合金的流动应力。

3) 通过分析功率耗散图和失稳图得出: 功率耗散效

应变速率敏感指数是判断超塑性成形的一个重要指标, 一般认为, 若材料的应变速率敏感指数大于 0.3, 易发生超塑性成形^[25]。当真应变为 1.2 时, 温度为 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 时, 其功率耗散效率值达到最大值 0.78, 对应的应变速率敏感因子为 0.64。如图 11 所示, 观察 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金的显微组织, 当变形工艺参数为 $900^{\circ}\text{C}/0.010\text{s}^{-1}$ 、 $950^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$ 和 $1000^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$ 时, 组织细小均匀, 可以认为发生了超塑性成形。

综合加工图和显微组织分析, 温度 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 时, 对应区域内的变形机制为超塑性, 为 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金适宜的热加工工艺参数范围。

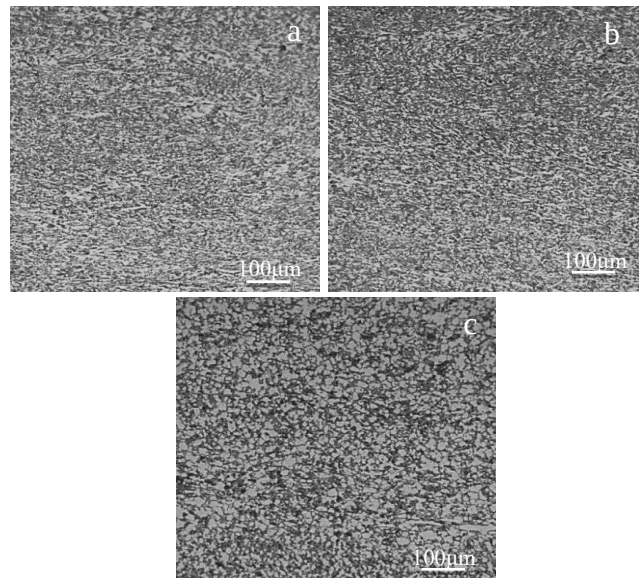


图 11 Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金稳定区微观组织: (a) $900^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$; (b) $950^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$; (c) $1000^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$
Fig.11 Microstructure of stabilized zone of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy: (a) $900^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$; (b) $950^{\circ}\text{C}/0.001\text{s}^{-1}$

率值较高的区域主要集中在 $900\sim 1150^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$, 失稳区域主要集中在 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}/0.004\sim 0.1\text{s}^{-1}$ 和 $1050\sim 1150^{\circ}\text{C}/0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$ 之间。

4) 通过组织观察发现, Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y 合金主要以局部流动 ($900\sim 985^{\circ}\text{C}/0.003\sim 0.56\text{s}^{-1}$ 和 $1060\sim 1120^{\circ}\text{C}/0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$)、绝热剪切 ($990\sim 1030^{\circ}\text{C}/1\sim 10\text{s}^{-1}$) 和裂纹 ($990\sim 1030^{\circ}\text{C}/1\sim 10\text{s}^{-1}$) 形式失稳。最佳的加工参数范围为: 温度为 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.001\sim 0.03\text{s}^{-1}$ 时, 变形机制为超塑性。

REFERENCES

- [1] BANERJEE D, GOGIA A K, NANDI T K, JOSHI VA . A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3AlNb alloy[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4):871-882.
- [2] LI Shi-qiong, MAO Yong, ZHANG Jian-wei, LI Jun-tao, CHENG

- Yun-jun, ZHONG Zeng-yong. Effect of microstructure on tensile properties and fracture behavior of intermetallic Ti_2AlNb alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(4):582-586.
- [3] SHAGIEV M R, GALEYEV R M, VALIAKHMETOV O R, SAFIULLIN R V. Improved Mechanical Properties of Ti_2AlNb -Based Intermetallic Alloys and Composites[J]. Advanced Materials Research, 2009, 59:105-108.
- [4] GERMANN L, BANERJEE D, GUEDOU J Y, STRUELJL. Effect of composition on the mechanical properties of newly developed Ti_2AlNb -based titanium aluminide [J]. Intermetallics, 2005, 13(9):920-924.
- [5] 韩国强, 谢兰生, 陈明和, 司松社, 吴荣华. Ti_2AlNb 合金高应变率下流动应力特征与本构关系[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 47(3):847-852.
- WU Guo-qiang, XIE Lan-sheng, CHEN Ming-he, SI Song-she, WU Rong-hua. Flow Stress Characteristics and Constitutive Relation of Ti_2AlNb Alloy Under High Strain Rate [J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2019, 47(3):847-852.
- [6] SUN Yu, ZHANG Heng, WAN Zhi-peng, REN Li-li, HU Lian-xi. Establishment of a novel constitutive model considering dynamic recrystallization behavior of Ti-22Al-25Nb alloy during hot deformation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(3):546-557.
- [7] MA X, ZENG W D, XU B, SUN Y, XUE C, HAN Y F. Characterization of the hot deformation behavior of a Ti-22Al-25Nb alloy using processing maps based on the Murty criterion [J]. Intermetallics, 2012, 20(1):1-7.
- [8] SAJJADI S A, CHAICHI A, EZATPOUR H R, MAGHSOUDLOU A, KALAIE M A. Hot Deformation Processing Map and Microstructural Evaluation of the Ni-Based Superalloy IN-738LC [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(4):1269-1275.
- [9] YAN Jie, PAN Qing-lin, LI An-de, SONG Wen-bo. Flow behavior of Al-6.2Zn-0.70Mg-0.30Mn-0.17Zr alloy during hot compressive deformation based on Arrhenius and ANN models [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(3):638-647.
- [10] 孙宇, 曾卫东, 赵永庆, 戚运莲, 韩远飞, 邵一涛, 马雄. 基于 BP 神经网络 Ti600 合金本构关系模型的建立[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(2):220-224.
- SUN Yu, ZENG Wei-dong, Zhao Yong-qing, QI Yun-lian, HAN Yuan-fei, SHAO Yi-tao, MA Xiong. Modeling of Constitutive Relationship of Ti600 Alloy Using BP Artificial Neural Network[J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2011, 40(2):220-224.
- [11] 王克鲁, 鲁世强, 李鑫, 董显娟, 杨化娟. Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金本构关系的 BP 神经网络模型[J]. 特种铸造及有色合金, 2008, 28(8):575-578.
- WANG Ke-lu, LU Shi-qiang, LI Xin, DONG Xian-juan, YANG Hua-juan. A Constitutive Relation Model for the Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si Alloy Based on BP Neural Network[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2008, 28(8):575-578.
- [12] 肖宏超, 刘楚明, 徐璐, 王霄, 万迎春. Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 镁合金热变形行为与加工图[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(2): 303-310.
- XIAO Hong-chao, LIU Chu-ming, XU Lu, WANG Xiao, WAN Ying-chun. Deformation behavior and processing map of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(2): 303-310.
- [13] FAN Cai-he, PENG Ying-biao, YANG Hai-tang, ZHOU Wei, YAN Hong-ge. Hot deformation behavior of Al-9.0Mg-0.5Mn-0.1Ti alloy based on processing maps [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(2):289-297.
- [14] LI J Q, LIU J, CUI Z S. Characterization of hot deformation behavior of extruded ZK60 magnesium alloy using 3D processing maps [J]. Materials & Design, 2014, 56:889-897.
- [15] WU R H, LIU Y, GENG C, LIN Q Q, XIAO Y F, XU J R, KANG W. Study on hot deformation behavior and intrinsic workability of 6063 aluminum alloys using 3D processing map[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 713:212-221.
- [16] SUN Y, FENG X Y, HU L X, ZHANG H, ZHANG H Z. Characterization on hot deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy using a combination of 3D processing maps and finite element simulation method[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 753:256-271.
- [17] 欧阳德来, 鲁世强, 崔霞, 董显娟, 吴超, 邱伟. 应用加工硬化率研究 TA15 钛合金 β 区变形的动态再结晶临界条件[J]. 航空材料学报, 2010, 30(2):17-23.
- OUYANG De-lai, LU Shi-qiang, CUI Xia, DONG Xian-juan, WU Chao, QIU Wei. Study on Critical Strains of Dynamic Recrystallization during β Process in TA15 Titanium Alloy using Working Hardening Rate [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2010, 30(2):17-23.
- [18] 杨建辉, 张鹏, 赵升吨. TC4-DT 钛合金热变形本构方程[J]. 塑性工程学报, 2016, 23 (2):120-125.
- YANG Jian-hui, ZHANG Peng, ZHAO Sheng-dun. Hot deformation constitutive equation of TC4-DT titanium alloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2016, 23 (2):120-125.
- [19] 王克鲁, 鲁世强, 李鑫, 欧阳德来, 董显娟. Ti60 合金热变形行为及微观组织 [J]. 特种铸造及有色合金, 2016,

- 36(5):473-476.
- WANG Ke-lu, LU Shi-qiang, LIXin, OUYANG De-lai, DONG Xian-juan. Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of Ti60 Alloy [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2016, 36 (5):473-476.
- [20] ZANG Q H, YU H S, LEE Y S, KIM M S, KIM H W. Effects of initial microstructure on hot deformation behavior of Al-7.9Zn-2.7Mg-2.0Cu (wt%) alloy[J]. *Materials Characterization*, 2019, 151:404-413.
- [21] SU Z X, WAN L, SUN C Y, CAI Y, YANG D J. Hot deformation behavior of AZ80 magnesium alloy towards optimization of its hot workability[J]. *Materials Characterization*, 2016, 122:90-97.
- [22] 任彦军, 王家伟, 张晓兵, 赵浩文. 基于 LM 算法 BP 神经网络的高炉-转炉界面铁水温度预报模型[J]. *钢铁*, 2012, 47(9):40-42.
- REN Yan-jun, WANG Jia-wei, ZHANG Xiao-bing, ZHAO Hao-wen. Prediction Model of Hot Metal Temperature for BF-BOF Interface Based on LM BP Neural Network[J]. *Iron & Steel*, 2012, 47(9):40-42.
- [23] 李红英, 刘洋, 胡继东, 曾翠婷, 魏冬冬. ZA27 合金的热变形及加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(2):365-370.
- LI Hong-ying, LIU Yang, HU Ji-dong, ZENG Cui-ting, WEI Dong-dong. Hot deformation and processing map of ZA27 alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(2):365-370.
- [24] PRASAD Y V R K, 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] 马超, 王高潮. TB6 钛合金定 m 值法高温超塑性拉伸试验研究[J]. *锻压技术*, 2016, 41(10):88-91.
- MA Chao, WANG Gao-chao. Superplastic tensile experiment by the fixed m value method at high-temperature for titanium alloy TB6 [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2016, 41(10):88-91.
- [23] 李红英, 刘洋, 胡继东, 曾翠婷, 魏冬冬. ZA27 合金的热变形及

Study on the hot deformation behavior of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy based on BP neural network and 3D processing map

ZHOU Xuan¹, WANG Ke-lu¹, LU Shi-qiang¹, LI Xin¹, CHEN Xu-huai¹, ZHOU Yi^{2,3}, CAO Jing-xia^{2,3}, HUANG Xu^{2,3}

(1. School of Aerospace Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China

2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

3. AECC Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, Beijing 100095, China)

Abstract: The isothermal constant strain rate compression test of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy was carried out by Gleeble-3500 thermomechanical simulator. The hot deformation behavior at temperature of 900~1150°C and strain rate of 0.001~10 s⁻¹ was studied. Through the analysis of flow curves under different process parameters, the results show that the flow stress will decrease with the increase of deformation temperature, and increase with the increase of strain rate. The constitutive model of alloy established by BP neural network has high accuracy, which correlation coefficient reached 0.9932, the average relative error is 7.64%, the predictive value of deviation within 15% data points up to 92.22%. The processing map on the basis of DMM model was established. Through processing map prediction and microstructure observation, the instability zones are 900~985°C/0.003~0.56 s⁻¹, 1060~1120°C/0.001~0.01 s⁻¹ and 990~1030°C/1~10 s⁻¹. The deformation mechanism of the instability zones are mainly flow localization, adiabatic shear and crack. The stable zone is 900~1000°C/0.001~0.03 s⁻¹. The deformation mechanism of the stable zone is mainly superplasticity. It is found that the suitable deformation parameter of Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy is as follows: deformation temperature 900~1000°C, strain rate 0.001~0.03 s⁻¹.

Keywords: Ti-22Al-26Nb-2Ta-0.5Y alloy; hot deformation behavior; BP neural network; 3D processing map; process parameter optimization

Foundation item: Project (51464035) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (6141B090329) supported by the Aeronautics Power Foundation.

Received date:

Accepted date:

Corresponding author: WANG Ke-lu; Tel: +86-13133804266; E-mail: wangkelu@126.com