

# 基于修正 J-C 和 BP 神经网络模型的超细晶纯钛动态本构行为

刘晓燕, 李帅康, 杨西荣

(西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

**摘要:** 为研究超细晶纯钛在高温、高应变速率加载下的复杂力学行为, 建立能够准确描述其动态力学行为的模型, 对超细晶纯钛在温度为 300~450 °C, 应变速率为 2000~3000 s<sup>-1</sup> 下进行了动态冲击实验, 获得真应力-真应变曲线。结果表明: 在所研究的条件下, 真应力-真应变曲线均表现为明显的“双应力峰”特征, 晶界处的位错湮灭、重新排列及后续绝热剪切带的形成是两次应力减小的主要因素, 流动应力均表现出正应变速率敏感性和负温度敏感性。综合考虑应变硬化、应变速率硬化和热软化效应, 提出一种修正 J-C 本构模型和 BP 神经网络模型, 并对两种模型进行了准确性分析。结果表明 BP 神经网络模型能够更好地预测超细晶纯钛的动态力学行为, 相关系数可达 0.97065, 平均相对误差(AARE)仅为 4.63%。

**关键词:** 超细晶; J-C 本构模型; BP 神经网络模型; 动态本构行为

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)02-0409-08

随着当今科学技术的飞速发展, 具有优良特性的钛及钛合金被越来越多地应用在航空航天, 海洋工程和医疗化工等领域<sup>[2]</sup>。利用复合变形工艺制备的超细晶纯钛, 其综合力学性能进一步提升, 很大程度上拓宽了其应用的范围和领域<sup>[3]</sup>。众多研究表明, 纯钛是一种对应变速率和温度高度敏感的金属, 特别在高应变速率加载下表现出不同于准静态加载下的力学行为。

在实际工况下, 材料不可避免地受到动态载荷, 其动态力学响应不仅与应变速率和温度密切相关, 还伴随着绝热剪切效应, 是一个涉及力、热耦合的复杂过程。为此, 材料研究者采用了宏观、微观及两者相结合的不同方法对材料的本构关系进行描述。尽管如此, 由于材料本构关系自身的复杂性, 至今仍没有统一的本构模型来描述材料在各种变形条件下的本构关系。因此, 研究超细晶纯钛在高速冲击、碰撞及成形等工程应用下的动态响应, 建立能够准确描述超细晶纯钛在动态载荷下的本构模型, 同时将变形过程中绝热温升耦合作用作为建立模型所考虑的重点, 对超细晶纯钛的工程实际应用具有重要影响。

目前有多种本构模型被广泛用来模拟材料的动态力学特性, J-C 模型是最常用的本构形式之一, 其本

构形式简单, 方程参数较少, 预测精度较高<sup>[4]</sup>。刘筱等<sup>[5]</sup>通过对 J-C 本构模型中应变速率项进行修正, 预测了 LZ91 镁合金的动态力学响应行为, 得到修正 J-C 本构模型拟合的应力曲线变化趋势与实验基本相同, 结果吻合较好; 郭鹏程等<sup>[6]</sup>采用 J-C 模型拟合参数, 得到预测的超细晶镁合金应力-应变曲线与实验结果基本相符, 模型的精确性和稳定性较高。由此表明 J-C 本构模型可以较精确地描述材料的动态力学行为。近年来随着计算机水平的不断发展, 众多学者通过神经网络对材料学中的本构关系进行描述<sup>[7]</sup>。Sun 等<sup>[9]</sup>建立了 Ti600 钛合金的 BP-ANN 模型, 预测值与实验值高度一致, 其相关系数可达 0.998; 刘晓燕等<sup>[10]</sup>采用 BP-ANN 模型建立了超细晶纯钛准静态和动态压缩本构模型, 模型精确度高, 其相关系数高达 0.999。大量文献表明, 神经网络可以准确地描述材料的本构关系, 模型精确度高, 预测准确。

为比较不同模型预测超细晶纯钛动态力学响应行为的准确性, 本工作在超细晶纯钛动态冲击实验的基础上, 分别建立 J-C 本构模型及 BP 神经网络模型, 并对两种模型进行温度修正, 比较模型的准确性。研究不同加载条件对模型精确度的影响规律, 为表征超细晶纯钛的动态力学行为提供借鉴。

收稿日期: 2023-03-16

基金项目: 陕西省自然科学基金面上项目 (2023-JC-YB-312); 陕西省教育厅重点实验室项目 (20JS075)

作者简介: 刘晓燕, 女, 1980 年生, 博士, 副教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: liuxiaoyan@xauat.edu.cn

### 1 实验

所选取的材料为工业纯钛 (TA1) 棒材, 其化学成分 (质量分数) 为: 0.03%Fe, 0.007%C, 0.01%N, 0.001%H, 0.1%O, 其余为 Ti。原始纯钛组织为存在少量孪晶的等轴  $\alpha$  单相组织, 平均晶粒尺寸约为 23  $\mu\text{m}$ , 其金相组织如图 1 所示。经等通道转角挤压(equal channel angular pressing, ECAP)+旋锻(rotary swaging, RS)复合变形工艺制备出超细晶纯钛试样, 其内部晶粒尺寸约为 150 nm, TEM 组织如图 2 所示。

动态冲击实验利用分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 装置, 实验选取尺寸为  $\Phi 6 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$  的圆柱形试样, 实验变形温度为 300、350、400、450  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率为 2000、2500、3000  $\text{s}^{-1}$ 。在动态测试前, 使用小型管式炉将圆柱形试样加热到变形温度并保持 10 min, 每个测试条件下至少进行 3 次冲击实验, 以确保实验数据的可靠性。

SHPB<sup>[11]</sup>装置是研究材料动态力学行为的常用装置, 其原理图如图 3 所示。SHPB 设备由气枪、子弹、输入杆、输出杆、吸收杆、阻尼器和数据收集记录系

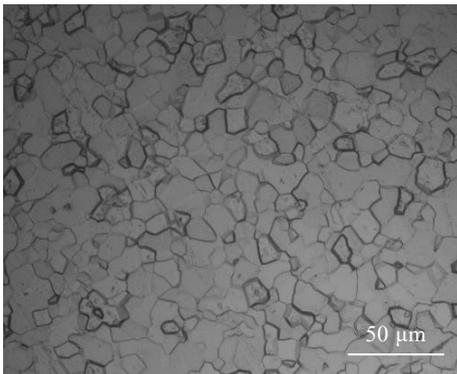


图 1 原始纯钛组织

Fig.1 Microstructure of as-received pure titanium

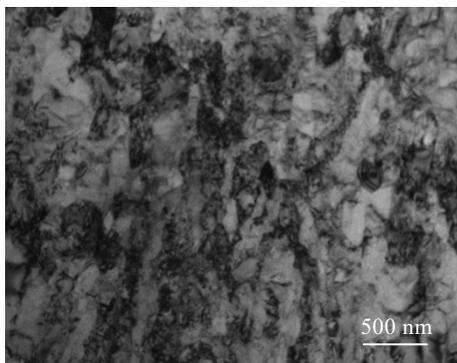


图 2 ECAP+旋锻超细晶纯钛组织

Fig.2 Microstructure of ultra-fine grain (UFG) pure titanium processed by ECAP+RS

统组成, 试样夹在输入杆和输出杆之间, 气枪内的气体在高压下驱动气枪里的子弹, 子弹以一定的速度撞击输入杆, 使得输入杆获得一个应力脉冲, 一部分脉冲在试样表面部分反射, 形成反射波, 另一部分透过试样, 并传播到输出杆, 透射波通过试样时使试样发生塑性变形<sup>[12]</sup>。输入杆和输出杆上都有信号接收系统, 可直接接收到入射波、反射波和透射波波图形, 然后将其转化为动态力学曲线。

### 2 超细晶纯钛真应力-真应变曲线

图 4 为超细晶纯钛在不同应变速率下的真应力-真应变曲线。结果表明, 超细晶纯钛在动态载荷下的流动应力曲线均表现出明显的“双应力峰”特征, 在相同温度下, 随着应变速率的增加, 流动应力也随之增大; 在恒定的应变速率下, 可以明显地看到流动应力随着温度的升高而减小。将流动应力对温度和应变速率的数值进行分析对比, 得到温度对超细晶纯钛流动应力的影响远大于应变速率对流动应力的影响, 在加载温度升高和应变速率增大的共同作用下, 材料的流动软化现象仍明显存在。

对所有力学曲线进行观察, 发现均呈现出相似的变化趋势, 整个过程可以分为 4 个阶段: 弹性变形阶段, 屈服阶段, 加工硬化阶段和局部变形阶段。在变形初期最先进入弹性阶段, 此阶段变形时间极短, 应力在很小的应变内急剧上升, 到达上屈服点后应力出现下降的趋势, 这是由于当塑性变形开始时, 材料内产生大量位错, 位错被晶体中的原子团围绕而引起钉扎, 这就需要很大的外力才能克服钉扎效应; 而且变形时间短, 产生的热量无法及时扩散, 热量聚集出现软化现象, 同时晶界处的位错湮灭和重新排列的动态回复也加剧了应力减小的特征; 随后的加工硬化阶段, 位错密度逐渐增大, 位错运动加剧, 聚集的热量逐渐扩散, 加工硬化在与热软化的竞争中占据主导地位, 流动应力增加; 最终在局部变形阶段, 材料内部出现绝热剪切带和裂纹, 导致断裂失效, 应力迅速下降。动态冲击后超细晶纯钛的绝热剪切带和裂纹如图 5 所示。

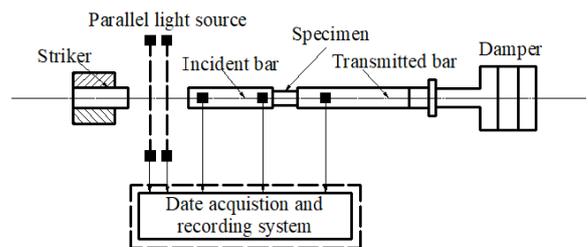


图 3 SHPB 装置示意图

Fig.3 Schematic diagram of SHPB device

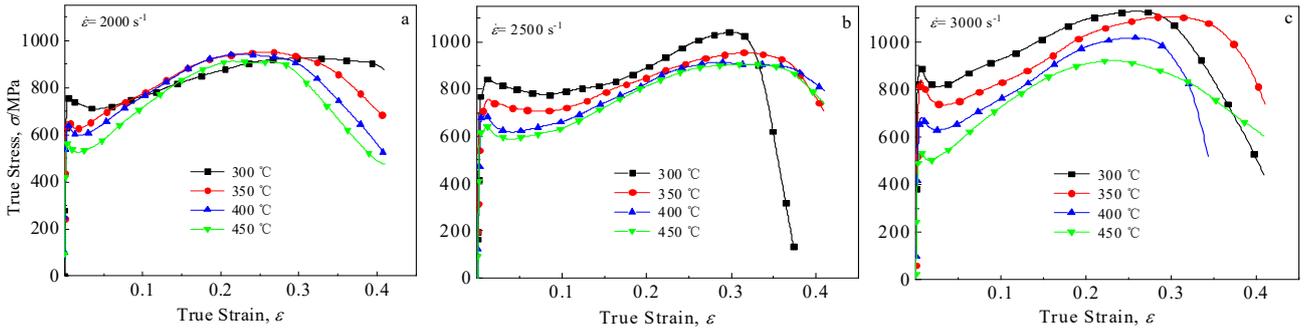


图4 不同应变速率下超细晶纯钛的真应力-应变曲线

Fig.4 True stress-strain curves of UFG pure titanium at different strain rates: (a) 2000 s<sup>-1</sup>, (b) 2500 s<sup>-1</sup>, and (c) 3000 s<sup>-1</sup>

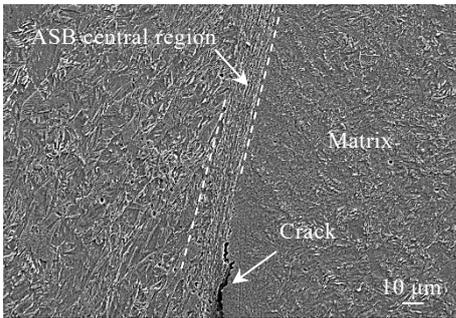


图5 动态冲击后超细晶纯钛的绝热剪切带和裂纹

Fig.5 Adiabatic shear bands (ASB) and crack of UFG pure titanium after dynamic impact

### 3 Johnson-Cook 本构模型

#### 3.1 模型建立

J-C 本构模型是基于材料动态力学行为的实验数据而总结出的经验公式，该模型适用于大应变、高应变速率和高温等应用条件下材料的力学性能描述，现在用来模拟材料动态变形的大型商用软件，大部分本构模型都采用该模型，且众多金属材料的 J-C 本构参数都已被测定，可以被查阅获得，因此 J-C 本构模型受到了广泛的应用<sup>[15]</sup>。

J-C 本构模型将流动应力表示为应变函数、应变速率函数和温度函数的乘积关系，其具体的表达式如下：

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n][1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*][1 - T^{*m}] \quad (1)$$

式中， $A$  为材料在参考应变速率和参考温度下的初始屈服应力； $B$  和  $n$  分别为材料的应变强化系数和硬化指数； $C$  为材料的应变速率强化系数； $m$  为材料的热软化指数； $\varepsilon$  为等效应变； $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0$  为无量纲化平均等效应变速率， $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变速率； $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$  为无量纲化相对温度， $T$  为实验温度， $T_r$  为参考温度

(通常取室温)， $T_m$  为材料熔点。J-C 模型中的 5 个材料参数  $A$ 、 $B$ 、 $n$ 、 $C$  和  $m$  均可由不同条件下超细晶纯钛的力学实验数据拟合获得。取参考应变速率为  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，参考温度为  $25 \text{ }^\circ\text{C}$ ，根据超细晶纯钛室温准静态和动态力学数据来确定各参数，最终拟合的超细晶纯钛 J-C 本构参数如表 1 所示。

#### 3.2 模型优化

分析可知，传统模型中关于应变、应变速率和变形温度之间的相互作用是未被考虑的，无法很好地表达相互之间的耦合作用<sup>[16]</sup>。高应变速率下超细晶纯钛具有应变速率增强效应，并且其强化效果会随着应变速率的变化而改变，而在传统 J-C 本构模型中认为流动应力与应变速率的对数是呈线性关系的，事实上并非所有金属都严格遵从这一关系，因此会出现 J-C 本构模型拟合结果与实验值不相符的现象；此外，超细晶纯钛在高速冲击载荷下，材料内部处于一个绝热的环境和状态，在整个动态加载过程中，实验所历经的时间是极短的，并且伴随着绝热温升效应。这种因高应变速率导致的绝热温升效应使材料产生温升软化，温升软化是指温度升高所引起的材料流变应力下降的现象，而原始 J-C 本构模型没有将这种影响因素综合考虑进来。综上，本研究对 J-C 本构模型的应变速率项参数和温度项参数进行修正。

目前，针对应变速率硬化项的修正均是基于流动应力对应变速率的影响特征来实现的。Lin 等<sup>[17]</sup>提出了一种考虑应变、应变速率和变形温度耦合效应的修正模型；郑春晓等<sup>[18]</sup>将原始模型中的应变速率硬化项修改为  $(\dot{\varepsilon}^*)^c$ ；陈斐洋等<sup>[19]</sup>将应变速率强化参数  $C$  和

表1 超细晶纯钛 J-C 本构模型参数

Table 1 Parameters of J-C constitutive model for UFG Ti				
$A/\text{MPa}$	$B/\text{MPa}$	$n$	$C$	$m$
530.4	425.7	0.3328	0.0397	1.3596

应变硬化参数  $n$  修正为变形温度  $T$  的函数。以上改进方法都对拟合曲线的准确度有一定的改善，但仍未达到理想的效果。

通过对  $C$  值和应变速率之间的关系进行研究可知，两者之间存在近似幂函数的特征关系，对  $C$  值进行修正后其表达式为：

$$C = D + E\dot{\epsilon}^F \quad (2)$$

对  $C$  值的拟合效果如图 6 所示，可以看出拟合的效果较为理想。直线方程为：

$$C = 0.03209 + 1.266e^{-5}\dot{\epsilon}^{0.84} \quad (3)$$

在考虑应变速率硬化效应修正的基础上，对温度软化项进行修正，因高应变速率下超细晶纯钛在极短的时间内发生剪切变形，材料内绝大部分塑性功会转化为热量，由于变形时间极短，热量未能及时扩散，导致材料内部变形区温度急剧升高，需要考虑变形过程中由于温升而引起的温度软化效应带来的影响。因此式 (1) 温度软化项中的变形温度  $T$  并非初始温度，而应将初始温度  $T_0$  和不同应变速率下的绝热温升  $\Delta T$  之和作为其变形温度，高应变速率下材料的塑性变形绝热温升可描述为：

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon \quad (4)$$

式中， $\rho$  为材料密度，此处为  $4.51 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ； $C_p$  为材料比热容，取  $523 \text{ J/kg}\cdot\text{K}$ ； $\beta$  为塑性变形功热转化系数，一般取 0.9。图 7 为超细晶纯钛在不同条件下绝热温升-真应变关系。

如图 7 所示，不同条件下的绝热温升-真应变关系大致呈线性特征，依次对图中的数据点进行线性拟合，得到各应变速率下的  $\partial(\Delta T)/\partial\epsilon$ ，对其关于应变速率进行线性拟合，则绝热温升可表示为：

$$\Delta T = \int [\partial(\Delta T)/\partial\epsilon] d\epsilon = (G\dot{\epsilon} + H)\epsilon + I \quad (5)$$

式中， $G$ 、 $H$ 、 $I$  均为系数，又由图 7 可知  $I$  恒为零，

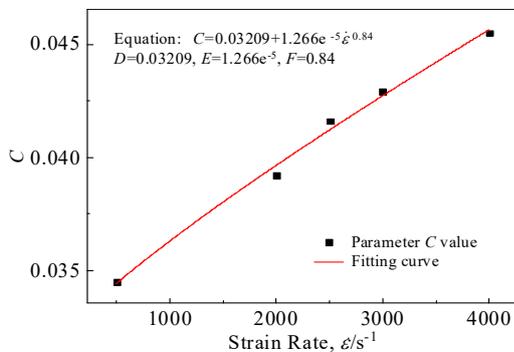


图 6 参数  $C$  值与应变速率关系拟合曲线

Fig.6 Fitting curve of relationship between parameter  $C$  and strain rate  $\dot{\epsilon}$

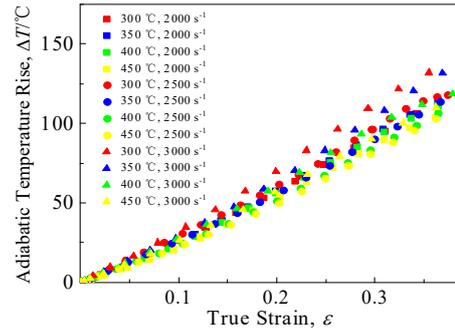


图 7 超细晶纯钛绝热温升-真应变关系

Fig.7 Relationship of adiabatic temperature rise and true strain for UFG pure titanium

进行线性拟合后可得  $G=0.032$ ， $H=237.602$ 。综上所述，对应变速率硬化项和温度软化项共同修正后带入原始 J-C 本构方程中，表达式变为

$$\sigma = [A + B\epsilon_p^n] \left[ 1 + (0.03209 + 1.266e^{-5}\dot{\epsilon}^{0.84}) \ln \dot{\epsilon}^* \right] \left[ 1 - \left( \frac{T_0 + (0.0032\dot{\epsilon} + 237.602)\epsilon - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (6)$$

式中， $T_m$  和  $T_r$  分别为超细晶纯钛的熔点和参考温度，分别为 1660 和 25 °C。利用式 (6) 对超细晶纯钛在不同加载条件下的真应力-真应变曲线进行拟合，得到不同加载条件下的  $m$  值，修正后 J-C 本构模型的参数如表 2 所示。

在不同加载条件下，分别在峰值前后选取不同应变并以 0.01 为应变间隔，绘制超细晶纯钛修正 J-C 本构模型的预测结果，将实验结果与模型预测结果进行对比，结果如图 8 所示。得到修正 J-C 模型的预测结果均呈单调递增的趋势，在第 1 个应力峰附近预测结果误差较大，没有表现出明显的“山峰”状应力趋势，这是由于该模型的形式简单，只是将应变硬化项、应变速率硬化项和温度软化项联立相乘，并未严格考虑三者之间的耦合关系；此外，不同参数项的多次数据拟合使得计算过程中的误差进一步扩大，很难准确地描述超细晶纯钛的双应力峰动态力学行为。

### 3.3 准确性分析

为进一步定量分析模型的精确性，本研究所构建模型均采用统计学中误差分析的相关参数：相关系数 (correlation coefficient,  $R$ )、平均相对绝对误差 (average

表 2 超细晶纯钛修正 J-C 本构模型参数

Table 2 Modified parameters of J-C constitutive model for UFG Ti

$A/\text{MPa}$	$B/\text{MPa}$	$n$	$D$	$C$	$F$	$m$
530.4	425.7	0.3328	0.03209	0.0397	0.84	0.9928

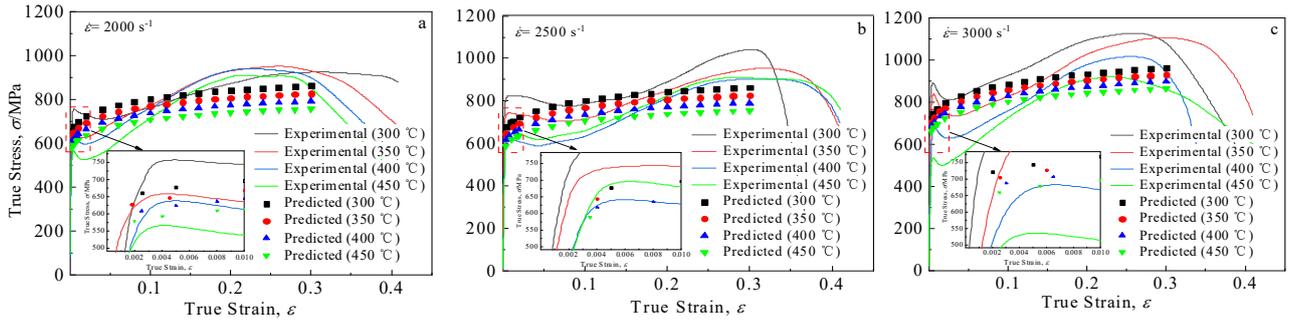


图8 超细晶纯钛实验结果与修正 J-C 本构模型结果对比

Fig.8 Comparisons between the experimental results and predicted results by modified J-C constitutive model for UFG pure titanium: (a) 2000 s<sup>-1</sup>, (b) 2500 s<sup>-1</sup>, and (c) 3000 s<sup>-1</sup>

absolute relative error, AARE)和均方根误差(root mean squared error, RMSE)来评价模型的性能<sup>[20]</sup>, 具体的计算公式如式 (7) ~ (9):

$$R = \frac{\sum_{i=1}^l (y_i - \bar{y})(p_i - \bar{p})}{\sqrt{\sum_{i=1}^l (y_i - \bar{y})^2 \sum_{i=1}^l (p_i - \bar{p})^2}} \quad (7)$$

$$AARE = \frac{1}{l} \sum_{i=1}^l \left| \frac{y_i - p_i}{y_i} \right| \times 100\% \quad (8)$$

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{l} \sum_{i=1}^l (y_i - p_i)^2} \quad (9)$$

式中,  $y_i$  为实验所得应力值,  $p_i$  为模型预测应力值,  $\bar{y}$  和  $\bar{p}$  分别为实验应力值和模型预测应力值的平均值,  $l$  为数据数目。

本研究相关系数用来描述模型预测结果与实验结果的相关程度, 图9所示为 J-C 本构模型误差分析, 修正前后 J-C 本构模型结果的相关系数  $R$  分别为 0.85301 和 0.90914, 平均相对误差  $AARE$  和均方根误差  $RMSE$  分别为 21.82%和 169.22 以及 9.42%和 91.20, 原始 J-C 模型误差较大, 精确度不高, 修正 J-C 模型相比原始模型准确性有了一定的提升, 相关系数进一步提高, 用来衡量实验值与预测值之间偏差的均方根误差仍处于较大水平, 则 J-C 本构模型很难准确地描述高应变速率加载下超细晶纯钛的动态力学行为。

### 4 BP 神经网络模型

BP(back propagation)神经网络具有复杂的模式分类能力和优良的函数映射能力。其算法就是以网络误差平方为目标函数、采用下降梯度法来计算目标函数的最小值。其模型结构包括: 输入层、隐藏层、输出层<sup>[21]</sup>。目前, BP-ANN 模型已经被广泛地应用于描述钛及钛合金的力学性能等领域<sup>[23]</sup>。

#### 4.1 模型建立

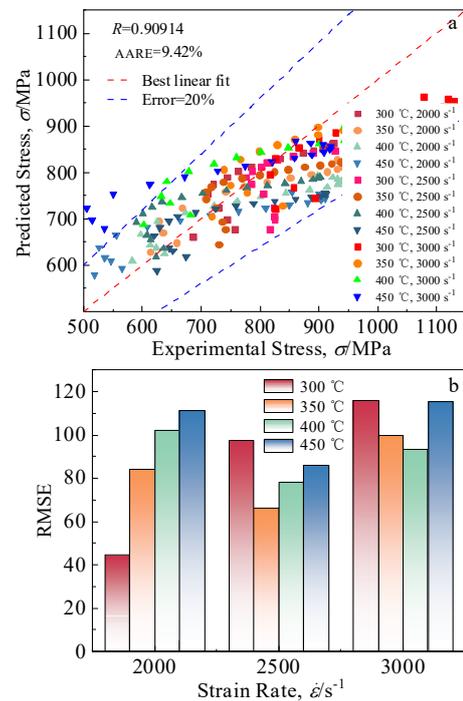


图9 修正 J-C 本构模型误差分析

Fig.9 Error analysis of modified J-C constitutive model: (a) correlation between experimental results and predicted results, and (b) RMSE of different strain rates

BP-ANN 模型选取的输入变量分别为真应变、应变速率和温度, 输出变量为真应力, 其输入层节点数为 3, 输出层节点数为 1, 根据式(10)来确定隐藏层的节点数, 经过反复的试验从而确定隐藏层的节点数为 11。选取不同条件下 12 组超细晶纯钛动态冲击实验数据, 对其中 11 组动态冲击实验数据进行训练测试, 随机选取其中 90%的数据作为训练集, 5%作为测试集, 5%作为验证集; 最终依次对最后一组实验数据进行预测, 得到特定条件下真应力的结果。训练参数设置中, 训练次数为 1000 次, 即网络计算最大迭代次数为 1000

次；网络的学习速率  $\eta$  设置为 0.01；输出结果与期望值之间的误差为平均绝对相对误差，设置其误差小于 0.0001 时达到期望值，此时停止训练。

$$\begin{aligned}
 l &< n - 1 \\
 l &< \sqrt{(m - n) + a} \\
 l &= \log_2 n
 \end{aligned}
 \tag{10}$$

式中， $l$  为隐藏层节点数； $n$  为输入层节点数； $m$  为输出层节点数； $a$  取 0~10 之间的常数。

BP-ANN 模型的输入变量为真应变、应变速率和温度，其中温度数据对真应力的结果影响较大，并由前文分析得知，超细晶纯钛在动态冲击过程中会出现明显的绝热温升现象，故对 BP-ANN 模型输入变量中的温度进行修正，通过式 (4) 计算出在不同应变速率条件下超细晶纯钛随应变变化的绝热温升情况，把计算所得的温升和初始温度之和作为下

一步的初始温度，将修正后的温度作为新的温度项输入变量，以增加模型的精确度。选取之前采用的网络训练参数，重新训练网络，预测结果如图 10 所示，BP-ANN 模型准确地预测了不同应变速率下超细晶纯钛的动态力学行为，在第一个应力峰的局部放大图中可以看出，预测结果表现出了明显的下降趋势，这与原始曲线特征相吻合，随着温度的升高，应力峰附近的应力均呈下降趋势，BP-ANN 模型可准确描述力学曲线的局部特征，这得益于 BP 算法所包括信号的前向传播和误差的反向传播的两个过程，对预测结果有一定的优化。

#### 4.2 准确性分析

图 11 为 BP-ANN 模型误差分析图，由图 11 直观可以看出，经过对 BP-ANN 模型输入变量中的温度数据进行修正，结合相关系数和误差分析可得，相关系

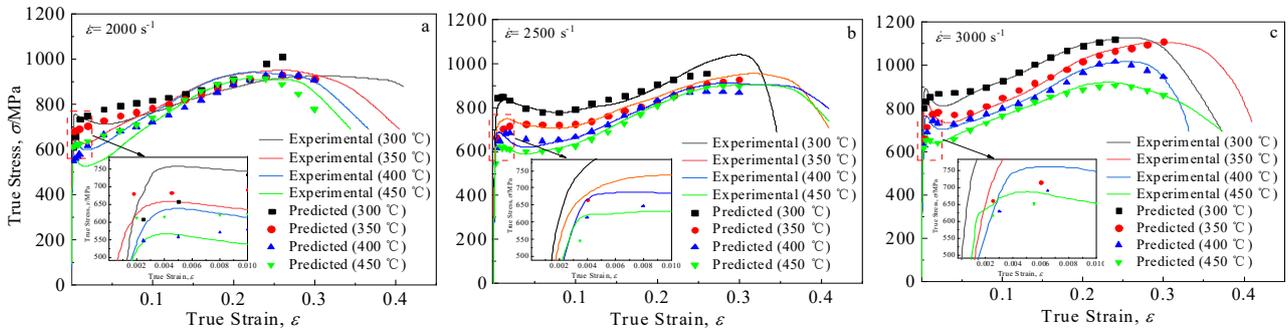


图 10 BP 神经网络模型预测值与实验值结果对比

Fig.10 Comparisons between experimental results and predicted results by BP-ANN model for UFG pure titanium: (a) 2000 s<sup>-1</sup>, (b) 2500 s<sup>-1</sup>, and (c) 3000 s<sup>-1</sup>

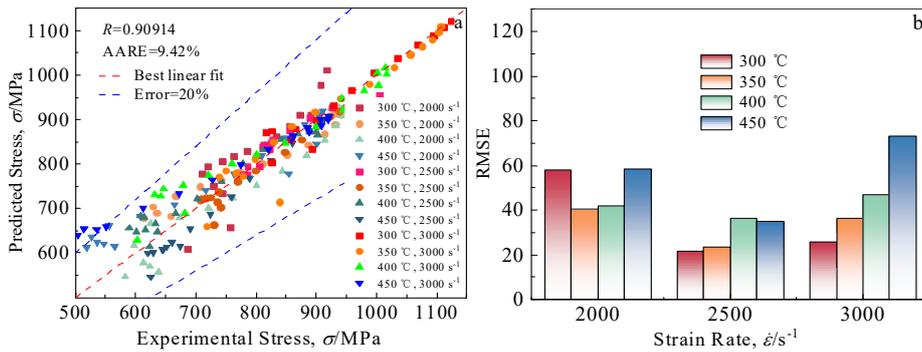


图 11 BP 神经网络模型误差分析

Fig.11 Error analysis of BP-ANN model: (a) correlation between experimental results and predicted results and (b) RMSE of different strain rates

数  $R$  达到了 0.97065，平均相对误差 AARE 和均方根误差 RMSE 为 4.63%和 41.42，误差进一步缩小，模型精确度更高。因此，通过对温度项输入变量修正后的 BP-ANN 模型可更加准确地描述超细晶纯钛在高应变速率下的动态力学行为。

## 5 结论

1) 在温度为 300~450 °C、应变速率为 2000~3000 s<sup>-1</sup> 变形条件下，超细晶纯钛的真应力-真应变曲线呈现出明显的“双应力峰”特征，位错湮灭、重新排列及热

量聚集出现的软化现象和后续绝热剪切带的形成是两次应力减小的主要原因; 加载温度对流动应力的影响远大于应变速率, 且流动应力随应变速率的升高和温度的降低而增大。

2) 基于动态冲击实验数据建立了超细晶纯钛的J-C本构方程, 并对方程进行了应变速率和温度修正, 由于该模型的形式特征, 以及参数拟合过程中的计算误差导致在高应变速率下的误差较大, 相关系数 $R$ 为0.90914。

3) 采用BP-ANN构建的超细晶纯钛本构模型能够准确描述高应变速率下的动态力学行为, 预测结果与实验结果的相关系数( $R$ )高达0.97065, 平均相对误差(AARE)仅为4.63%, 均方根误差(RMSE)为41.42。

4) 通过对2种本构模型的准确性对比分析发现, J-C本构模型在高应变速率加载下拟合效果不理想, BP-ANN模型在高温和高应变速率下具有显著的优势, 能够准确地描述流动应力对加载温度和应变速率耦合作用下非线性特征, 为复杂变形条件下金属材料本构关系的构建提供了一种有效方法。

#### 参考文献 References

- [1] Luo Guozhen, Liu Runze. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 280(1): 25
- [2] Zhao Yongqing(赵永庆), GePeng(葛鹏), Xin Shewei(辛社伟). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2020(7-8): 527
- [3] Liu Xiaoyan(刘晓燕), Zhang Qi(张琪), Gao Feilong(高飞龙) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(19): 19111
- [4] Sun Yu, Zeng Weidong, Ma Xiong et al. *Intermetallics*[J], 2011, 19(7): 1014
- [5] Liu Xiao(刘筱), Yi Hongxiang(易宏翔), Zhu Biwu(朱必武) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2171
- [6] Guo Pengcheng(郭鹏程), Ye Tuo(叶拓), Cao Shufen(曹淑芬) et al. *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2017, 28(6): 739
- [7] Wu Haijun(吴海军), Wang Kehui(王可慧), Li Ming(李明) et al. *Journal of Vibration and Shock*(振动与冲击)[J], 2022, 41(20): 46
- [8] He An, Wang Xitao, Xie Ganlin et al. *Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2015, 22(8): 721
- [9] Sun Yu, Zeng Weidong, Zhao Yongqing et al. *Computational Materials Science*[J], 2010, 48(3): 686
- [10] Liu Xiaoyan(刘晓燕), Yang Cheng(杨成), Yang Xirong(杨西荣) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(10): 3038
- [11] Chakraborty Purnashis, Singha Maloy K, Tiwari Vikrant. *Structures*[J], 2022, 46: 49
- [12] Chen Rong(陈荣), Lu Fangyun(卢芳云), Lin Yuliang(林玉亮) et al. *Advances in Mechanics*(力学进展)[J], 2009, 39(5): 576
- [13] Li Penghui, Yuan Kangbo, Guo Weiguo et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 637
- [14] Meyer H W, Kleponis D S. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2001, 26(1): 509
- [15] Shen Xuehong, Zhang Dinghua, Yao Changfeng et al. *Materials Today Communications*[J], 2022, 31: 103772
- [16] Zhou Guxin(周古昕), Lang Yujing(郎玉婧), Du Xiuzheng(杜秀征) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(1): 21
- [17] Lin Yongcheng, Chen Xiaomin, Liu Ge. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(26): 6980
- [18] Zhen Chunxiao(郑春晓), Fan Jinglian(范景莲), Gong Xing(龚星) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2043
- [19] Chen Feiyang(陈斐洋), Guo Pengcheng(郭鹏程), Hu Zehao(胡泽豪) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2021, 35(16): 16093
- [20] Li Quan, Jin Zhaoyang. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(11): 3924
- [21] Chen Yong(陈涌), Wang Zhengzhi(王正志). *Journal of National University of Defense Technology*(国防科技大学学报)[J], 1990(2): 80
- [22] Deb S, Muraleedharan A, Immanuel R J et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2022, 119: 103338
- [23] Shi Shuangxi, Liu Xiusheng, Zhang Xiaoyong et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(6): 1665

## Dynamic Constitutive Behavior of Ultrafine-Grained Pure Titanium Based on Modified J-C and BP Artificial Neural Network Model

Liu Xiaoyan, Li Shuaikang, Yang Xirong

(School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China)

**Abstract:** To study the intricate mechanical behavior of ultrafine-grained (UFG) pure titanium under high temperature and high strain rate loading, a model that can accurately describe its dynamic mechanical behavior was established. The dynamic impact test of UFG pure titanium was carried out at loading temperatures of 300-450 °C and strain rates of 2000-3000 s<sup>-1</sup>, the true stress-strain curves were also obtained. The results show that under the studied conditions, the true stress-strain curves show obvious double stress peaks, the annihilation and rearrangement of dislocations at grain boundaries and the subsequent formation of adiabatic shear bands (ASB) are the main factors for the two stress reduction. UFG pure titanium shows positive strain rate sensitivity and negative temperature sensitivity. Considering the strain hardening effect, strain rate hardening effect, and thermal softening effect, a modified Johnson-Cook (J-C) constitutive model and a BP artificial neural network (BP-ANN) model were proposed, and the accuracy of the two models was analyzed. It is found that the BP-ANN model can better predict the dynamic mechanical behavior of UFG pure titanium, the correlation coefficient can reach 0.970 65, and the average relative error (AARE) is only 4.63%.

**Key words:** ultrafine-grain; Johnson-Cook constitutive model; BP artificial neural network model; dynamic constitutive behavior

---

Corresponding author: Liu Xiaoyan, Ph. D., Associate Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: liuxiaoyan@xauat.edu.cn