



## 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢热变形行为及组织演变

焦卫超, 侯美伶, 黄 军, 吴小林, 白 云  
(江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江阴 214400)

**摘 要:** 利用 Gleeble-3800 对含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢进行了变形温度 900~1 200 °C、应变速率 0.01~10 s<sup>-1</sup> 下的热压缩试验, 分析了流变曲线, 建立了本构方程和预测模型, 讨论了微观组织演变, 绘制了热加工图。结果表明, 流变曲线均呈现出动态再结晶特征, 流变应力随着应变速率减小或变形温度升高逐渐减小。峰值应力 Arrhenius 本构方程具有良好的预测性, 热变形激活能为 375 kJ/mol。BP 神经网络预测模型 (2.54%) 的平均相对误差显著小于 Arrhenius 预测模型 (11.2%), 可更好地预测高温流变行为。随着变形温度升高, 动态再结晶分数逐渐增加; 随着应变速率增加, 动态再结晶分数先减小后增加。高应变速率下 (10 s<sup>-1</sup>) 高的动态再结晶程度可归因于高位错储存能、绝热温升的综合作用。热加工图中失稳区的面积分数随着应变量增加逐渐减小, 最佳热加工窗口为: 变形温度 963~1 200 °C、应变速率 0.04~3.48 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** 轻质钢; 热变形; 预测模型; 组织演变; 热加工图

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00269 **中图分类号:** TG113. 26; TG142. 25

## Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of Fe-Mn-Al-C Lightweight Steel Containing Ni

Jiao Weichao, Hou Meiling, Huang Jun, Wu Xiaolin, Bai Yun  
(Research Institute, Jiangyin Xing Cheng Special Steel Co Ltd, Jiangyin 214400, China)

**Abstract:** The hot compression tests of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni were conducted on Gleeble-3800 in the deformation temperature range from 900 °C to 1 200 °C with the strain rate range from 0.01 s<sup>-1</sup> to 10 s<sup>-1</sup>. The flow curves and microstructure evolution were analyzed. The constitutive equation and prediction model were established, and the hot processing maps were constructed. The results revealed that all flow curves exhibited dynamic recrystallization feature, the flow stress gradually decreased with decreasing strain rate or increasing deformation temperature. The Arrhenius constitutive equation at the peak stress had good predictability, and the value of activation energy for hot deformation was 375 kJ/mol. The average absolute relative error of BP neural network prediction model (2.54%) was significantly lower than that of Arrhenius prediction model (11.2%), therefore, the former could better predict high-temperature flow behavior. The area fraction of dynamic recrystallization increased with increasing deformation temperature, while it first decreased and then increased with increasing strain rate. The high degree of dynamic recrystallization at high strain rate (10 s<sup>-1</sup>) could be attributed to the comprehensive effect of adiabatic temperature rise and high stored energy. The area fraction of instability region in the hot processing map decreased with increasing strain. The optimal hot working range was: 963 °C-1 200 °C, 0.04 s<sup>-1</sup>-3.48 s<sup>-1</sup>.

**Key Words:** Lightweight Steel; Hot Deformation; Prediction Model; Microstructure Evolution; Hot Processing Map

在可持续发展战略的要求下,轻量化已然成为汽车行业不可或缺的重要趋势。汽车的轻量化可降低油耗,减少有害物质排放<sup>[1]</sup>。除了汽车之外,装甲车辆、船舶、航空航天器等特种装备对轻量化也有迫切的需求。装备的轻量化可提高其机动性、生存能力和作战效能,对提升我国国防实力意义重大。Fe-Mn-Al-C 轻质钢采用高 Mn、高 Al 的成分设计,其密度可比传统钢种降低 10% 以上,同时具备优良的强韧性、焊接性能等,因而被认为是汽车、特种装备

等减重的优选材料,具有广阔的应用前景<sup>[2-4]</sup>。

高温轧制是 Fe-Mn-Al-C 轻质钢板生产过程中不可缺少的环节。由于 Fe-Mn-Al-C 轻质钢中 Mn、Al、C 等元素的含量较高<sup>[5]</sup>,导致其轧制过程变形抗力大、加工难度大,且易出现裂纹、开裂等失稳现象。根据以前的研究,在热变形过程中多种变形机制可以同时发生(加工硬化、动态回复、动态再结晶等),因而造成复杂的微观组织演变,进而影响材料的热加工性能<sup>[5-6]</sup>。其中,动态再结晶发生能够有效

减小加工载荷,有利于提高材料的成形性<sup>[7-8]</sup>。因此,开展Fe-Mn-Al-C轻质钢的热变形行为研究很有必要。目前,对于Fe-Mn-Al-C轻质钢的研究主要集中在热处理工艺对组织和性能的影响方面,关于其热变形行为的研究相对较少,特别是对于含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢。

本研究利用Gleeble-3800对含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢进行了变形温度900~1 200℃、应变速率0.01~10 s<sup>-1</sup>下的热压缩试验,分析了流变曲线特征,建立了本构方程和预测模型,揭示了变形参数对微观组织的影响以及对动态再结晶行为的影响机制,同时,绘制了不同应变量下的热加工图,得到了最佳热加工工艺参数区间。研究结果可以为含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢的热轧工艺规程制定提供技术支撑和理论指导。

## 1 实验材料及方法

采用100 kg真空感应炉冶炼含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢,经浇铸、锻造和轧制工序制备出厚度为14 mm的钢板,其化学成分见表1,密度约为6.94 g/cm<sup>3</sup>。利用线切割机从钢板上切取一块长300 mm、宽100 mm的试样,然后在1 200℃均质化60 min,取出后水冷至室温。热压缩样品从钢板厚度方向的中心线位置切取,其轴线平行于钢板的轧制方向。热压缩样品的直径和长度分别为6、10 mm。

表1 含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni

							%
C	Si	Mn	Al	Ni	S	P	Fe
0.6~0.8	<0.2	22.0~26.0	5.0~7.0	1.0~3.0	<0.002	<0.010	余量

采用Gleeble-3800在真空条件下进行热压缩试验。图1为热压缩过程示意图,首先,以10℃/s的加热速率将热压缩样品升温至1 200℃并保温180 s,随后以5℃/s的冷却速率将热压缩样品降温至所要变形的温度并保温60 s,然后将热压缩样品压缩变形至真应变0.9;为了保留高温变形微观组织<sup>[9]</sup>,变形结束后热压缩样品快速冷却至室温。本研究采用的变形温度范围为900~1 200℃,温度间隔为50℃,应变速率为0.01、0.1、1、10 s<sup>-1</sup>。将变形后的热压缩样品按图1中的示意图切开,样品表面经研磨、机械抛光后用5%硝酸酒精蚀刻,之后用Olympus BX53M金相显微镜观察变形微观组织,观察区域为

截面的中心区域。

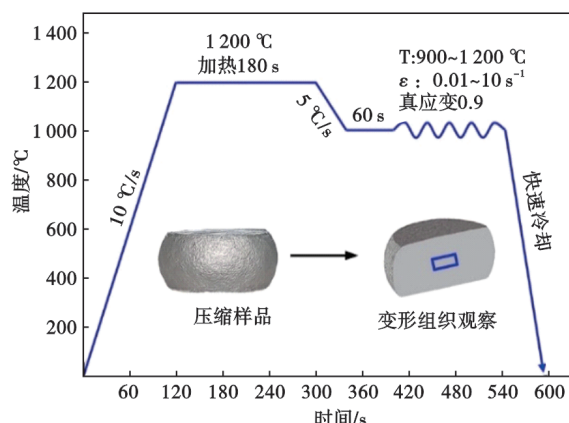


图1 热压缩过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of hot compression process

## 2 结果与讨论

### 2.1 初始微观组织

图2为本研究中含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢板在1 200℃保温60 min后的微观组织。可以看出,初始微观组织由等轴的奥氏体晶粒和一定数量的退火孪晶(蓝色箭头)组成,无明显析出相存在。通过定量统计,平均晶粒尺寸约为148 μm。

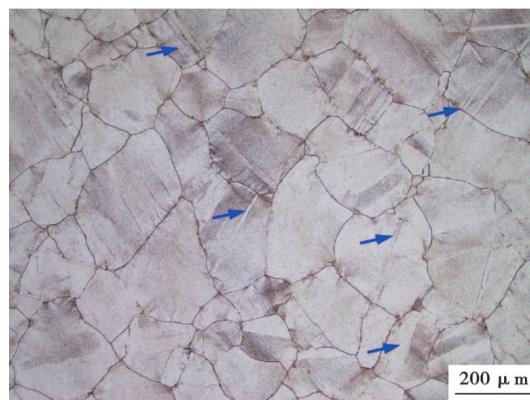
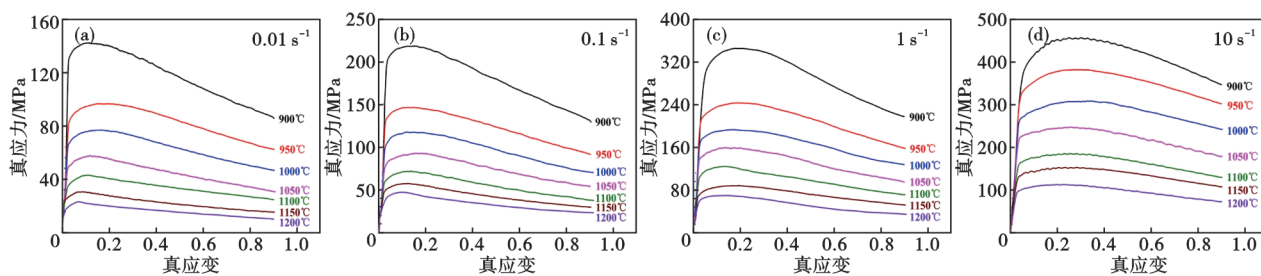


图2 含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢在1 200℃保温60 min后的微观组织

Fig. 2 Microstructure of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni after heating at 1 200℃ for 60 min

### 2.2 流变行为分析

图3为含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢在变形温度900~1 200℃、应变速率0.01~10 s<sup>-1</sup>下的流变曲线。可以看出,随着变形温度升高或应变速率减小,流变应力逐渐减小。这是一种普遍现象,与其他奥氏体钢的变化规律一致<sup>[7,10]</sup>。值得注意的是,流变曲线都

图 3 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的流变曲线: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 0.1 s<sup>-1</sup>; (c) 1 s<sup>-1</sup>; (d) 10 s<sup>-1</sup>Fig. 3 Flow curves of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 0.1 s<sup>-1</sup>; (c) 1 s<sup>-1</sup>; (d) 10 s<sup>-1</sup>

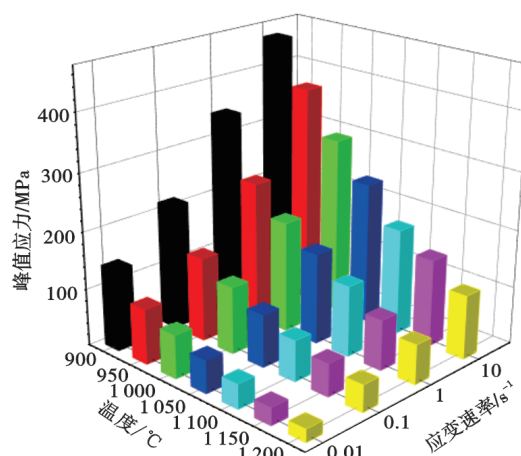
呈现出动态再结晶特征。具体表现为,在变形开始阶段,随着真应变增加,流变应力快速上升,这是因为位错增殖导致的加工硬化在这一阶段占主导地位<sup>[11]</sup>;当流变应力达到峰值后,流变应力随着真应变的增加逐渐减小,这是因为动态回复(DRV)和动态再结晶(DRX)导致的动态软化在这一阶段占主导地位<sup>[12]</sup>;随着真应变进一步增加,流变应力逐渐趋于稳定状态,这是因为加工硬化和软化逐渐达到平衡<sup>[13]</sup>。在本研究实验钢的成分体系下,其基体组织为奥氏体,且具有较低的层错能<sup>[14]</sup>。研究表明,在低或中等层错能合金的热变形过程中位错发生交滑移和攀移困难,动态再结晶比动态回复更容易发生<sup>[15]</sup>。因此,实验钢流变曲线呈现出动态再结晶特征与其较低的层错能有关。此外,实验钢在 950 °C 下的流变应力显著低于 900 °C。研究发现,900 °C 附近为实验钢的析出敏感温度。因此,在变形温度 900 °C 下,组织中可能会形成聚集的溶质团簇或非常细小的析出相,进而导致流变应力显著增加。

目前,流变应力、变形温度和应变速率三者之间的关系通常采用 Arrhenius 型本构方程进行描述,特别是在高温变形情况下<sup>[10,16]</sup>。另外,变形温度和应变率对流变行为的综合影响可以用 Zener - Holloman 参数(Z)进行表述<sup>[17]</sup>,如式(1)。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1} & \alpha\sigma < 0.8 \\ A_2 \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ A[\sinh(\alpha\sigma)]^n & \text{for all } \sigma \end{cases} \quad (1)$$

式中, $A_1$ 、 $n_1$ 、 $A_2$ 、 $\beta$ 、 $A$ 、 $\alpha$ ( $\approx \beta/n_1$ )和  $n$  为材料常数<sup>[18]</sup>, $R$ (8.314 J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>)为气体常数, $T$ (K)为变形温度, $\sigma$ (MPa)为流变应力, $\dot{\epsilon}$ (s<sup>-1</sup>)为应变速率, $Q$ (kJ·mol<sup>-1</sup>)为热变形激活能。峰值应力( $\sigma_p$ )因其在工业生产过程中的重要性而被广泛用于计算材料参数<sup>[19]</sup>。因此,本研究选用峰值应力来计算材料常数和  $Q$  值,并采用双曲正弦 Arrhenius 本构模型来描述含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的热变形行为。图 4

为不同变形条件下的峰值应力,其随着变形温度降低或应变速率增加逐渐增大。

图 4 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢不同变形条件下的峰值应力  
Fig. 4 Peak stress of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni under different deformation conditions

对式(1)两侧同时取自然对数,并用  $\sigma_p$  替换  $\sigma$  得到式(2)。

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \begin{cases} \ln A_1 + n_1 \ln \sigma_p & \alpha\sigma_p < 0.8 \\ \ln A_2 + \beta\sigma_p & \alpha\sigma_p > 1.2 \\ \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] & \text{for all } \sigma_p \end{cases} \quad (2)$$

$n_1$ 、 $\beta$ 、 $\alpha$ 、 $n$ 、 $S$ 、 $Q$  和  $A$  的值可以通过  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - (1000/T)$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  和  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  的关系曲线确定,如图 5 所示。对数据进行线性拟合后,图 5(a)~(d)中斜率的平均值即为参数  $n_1$ 、 $\beta$ 、 $S$  和  $n$  的数值,分别为 3.249、0.0412、13.889 和 3.249;图 5(e)中直线的斜率即为  $\ln A$  的数值,为  $8.088 \times 10^{13}$ 。根据关系式  $\alpha = \beta/n_1$  和  $Q = R \cdot n \cdot S$  可以进一步求得  $\alpha$  和  $Q$  的数值,分别为 0.008 56 和 375.455 kJ·mol<sup>-1</sup>。通过将上述参数代入本构方程

中,含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢在峰值应力下的双曲正弦 Arrhenius 本构方程可表示为式(3)。为了验证所建立的本构方程的可预测性,图 5(f)给出了实验峰值应力和预测峰值应力的比较。此外,相关系数( $R$ )和平均绝对相对误差( $AARE$ )被计算来定量评价所建立双曲正弦 Arrhenius 本构方程的预测精度,数值分别为 0.988 和 5.41%。因此,所建立的本构方程可以较好地预测含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢热变形过程中的峰值应力。

$$\left\{ \begin{aligned} Z &= \dot{\epsilon} \exp(375\,455/RT) \\ \sigma_p &= \frac{1}{0.008\,56} \ln \left\{ \left[ \frac{(Z/8.088 \times 10^{13})^{1/13.889} + 1}{(Z/8.088 \times 10^{13})^{1/13.889}} \right]^{1/2} \right\} \end{aligned} \right. \quad (3)$$

表 2 为实验钢与文献中类似钢种的热变形激活能  $Q$  值的比较。可以看出,实验钢的热变形激活能  $Q$  值略低于文献[14, 20-23]中的报道值。通常,热变形激活能取决于化学成分,并随合金元素含量增加而增加。虽然本研究实验钢含有一定量的 Ni,但文献[14, 20-23]的钢种含有更高含量的 Mn。研究表明, Mn 元素可更有效阻碍位错移动,进而更显著增加热变形激活能。因此,文献[14, 20-23]的钢种具有更高的热变形激活能。与文献[15, 24]相比,实验钢具有显著高的热变形激活能  $Q$  值,这种显著差异可能与他们初始微观结构的不同有关。

### 2.3 预测模型构建

根据以前的研究,应变率也会显著影响材料常数和热变形激活能<sup>[25]</sup>,建立应变补偿的 Arrhenius 本

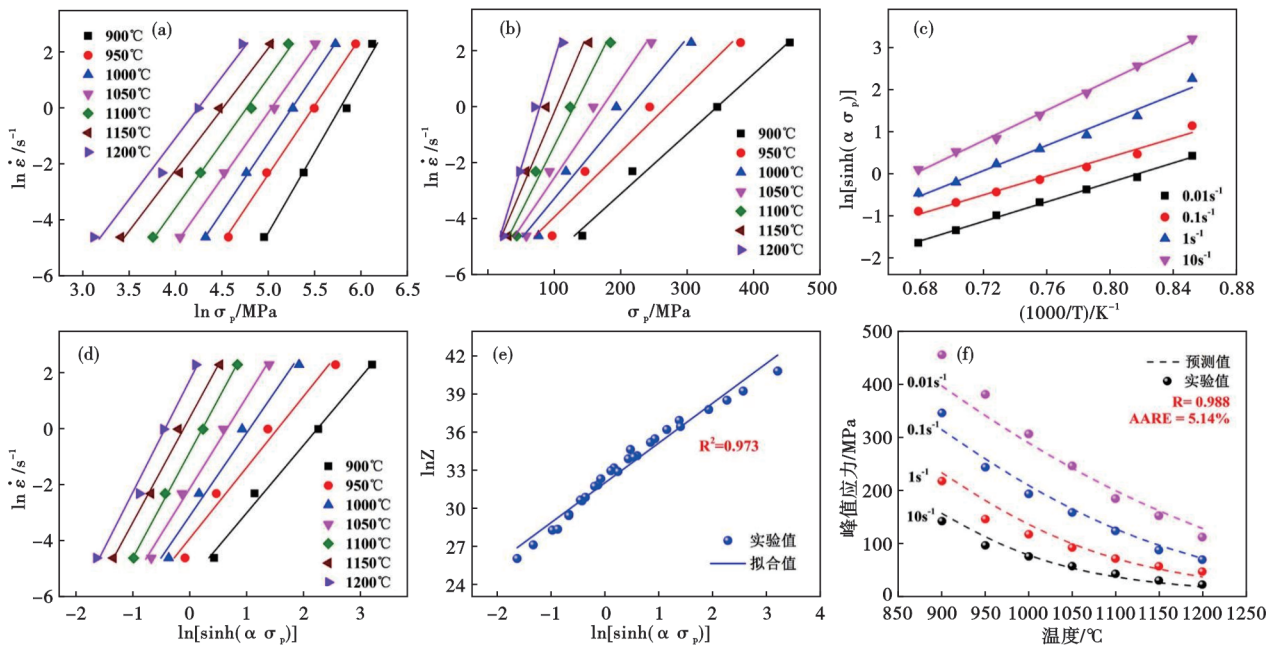


图 5 Arrhenius 本构方程中参数的确定和峰值应力比较: (a)  $\beta$ ; (b)  $n_1$ ; (c)  $S$ ; (d)  $n$ ; (e)  $A$ ; (f) 峰值应力预测值和实验值比较  
Fig. 5 Determination of the parameters of Arrhenius constitutive equation and the comparison of peak stress: (a)  $\beta$ ; (b)  $n_1$ ; (c)  $S$ ; (d)  $n$ ; (e)  $A$ ; (f) the comparison of peak stress between the predicted values and the experimental values

表 2 实验钢与文献中类似钢种的热变形激活能

Table 2 The hot deformation activation energy of the experimental steel and the similar steels in the existing literatures

钢类	T 稳定/°C	应变速率 /s <sup>-1</sup>	热变形激活能 $Q$ /(kJ·mol <sup>-1</sup> )	文献
试验钢	900 ~ 1 200	0.01 ~ 10	375	-
Fe-28Mn-8.8Al-0.9C	900 ~ 1 150	0.005 ~ 5	394	[20]
Fe-26Mn-8Al-1C	850 ~ 1 150	0.001 ~ 10	394	[21]
Fe-30Mn-10Al-1C	850 ~ 1 100	0.01 ~ 10	431	[22]
Fe-28Mn-7.3Al-1C	800 ~ 1 200	0.01 ~ 10	402	[14]
Fe-30Mn-10Al-1C	850 ~ 1 150	0.01 ~ 10	392	[23]
Fe-21Mn-11Al-1.5C-2Si	900 ~ 1 150	0.01 ~ 1	293	[15]
Fe-27Mn-11.5Al-0.95C	900 ~ 1 150	0.01 ~ 10	294	[24]

构模型可对含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢整个热变形过程的流变行为进行预测。模型中参数 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$ 与真应变 $\varepsilon$ 之间的关系通常采用六次多项式进行描述<sup>[26]</sup>。从真应力-真应变曲线(图3)中提取应变区间0.1~0.9(间隔0.05)的流变应力值,然后根据前述计算步骤计算出不同真应变下 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$ 的数值,之后做出 $\alpha$ - $\varepsilon$ 、 $\beta$ - $\varepsilon$ 、 $Q$ - $\varepsilon$ 、 $n$ - $\varepsilon$ 和 $\ln A$ - $\varepsilon$ 关系曲线并进行六次多项式拟合,即可获得六次多项式的系数。将不同真应变下 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$ 的数值代入式(1)中,便可得到不同真应变的双曲正弦Arrhenius本构方程。

为了验证所建立预测模型的可预测性,对比分析了实验流变应力和预测流变应力,如图6所示。可以看出,在低变形温度下(900、1 000 °C),流变应力预测值和实验值之间的差异较大;在高变形温度下(1 100、1 200 °C),两者吻合较好。此外,相关系数( $R$ )和平均相对误差( $AARE$ )被计算来定量评价预测模型的预测精度,如图7所示。 $R$ 和 $AARE$ 的数值分别为0.993 5和11.2%,其中预测偏差值在10%以内的数据点占45.2%。综合上述结果可知,所建立的Arrhenius预测模型可以很好地预测含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢高变形温度下的流变行为,但在低变形温度时其预测精度一般。

BP神经网络也经常用来预测金属材料的高温流变行为<sup>[27]</sup>。因此,本研究采用BP神经网络建立了预测含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢高温流变行为的预测模型。图8为BP神经网络结构模型,包括一个输入层、一个隐含层和一个输出层,输入层包含温度、应变速率和应变变量三个变量,输出层仅有流变应力一个变量,隐含层的节点数为12。为了与Arrhenius预测模型进行比较,采取相同的数据选取方式,即从真应力-真应变曲线中提取应变区间0.1~0.9(间隔0.05)的流变应力值,共得到28组数据,为了

保证训练数据量,选取24组数据作为模型训练数据,4组作为测试数据。

由于应变速率、温度、流变应力和应变量的数据值差别较大,因而在调整隐含层到输入层的权值时会变得非常复杂,进而会减慢网络模型的收敛速度并降低其计算精度。为了提高模型的预测精度,在BP网络训练之前,本研究采用式(4)对应变速率、温度、流变应力和应变量的数据值进行归一化处理<sup>[28]</sup>,处理后数据值在0.1~0.9。

$$P_n = \frac{0.8(P - P_{\min})}{P_{\max} - P_{\min}} + 0.1 \quad (4)$$

式中, $P_n$ 为归一化数据, $P$ 为初始值, $P_{\min}$ 为初始值中最小值, $P_{\max}$ 为初始值中最大值。模型预测结束后,采用式(5)将得到的预测值进行反归一化,得到流变应力预测值。

$$\sigma_0 = \sigma_{\min} + 1.25(\sigma_n - 0.1)(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (5)$$

式中, $\sigma_n$ 为网络训练得到的流变应力预测值, $\sigma_{\min}$ 和 $\sigma_{\max}$ 分别为流变应力实验值的最小值和最大值, $\sigma_0$ 为反归一化处理得到的流变应力预测值。

图9为BP神经网络预测模型的预测流变应力与实验流变应力的对比。可以看出,流变应力预测值与实验值偏差小、变化趋势一致,吻合程度明显优于Arrhenius预测模型。因此,所建立的BP神经网络预测模型能够更好地预测含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢的高温流变行为。采用相关系数( $R$ )和平均相对误差( $AARE$ )对BP神经网络预测模型的预测精度进行定量分析,结果如图10所示。 $R$ 和 $AARE$ 的数值分别为0.999 6和2.58%,其中预测偏差值在10%以内的数据点占95.6%,表明所建立的BP神经网络预测模型具有高的预测精度,能准确预测含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢的高温流变行为。因此,BP神经网络预测模型可更好地预测含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢在工业生产中不同轧制工艺参数(温度、变形

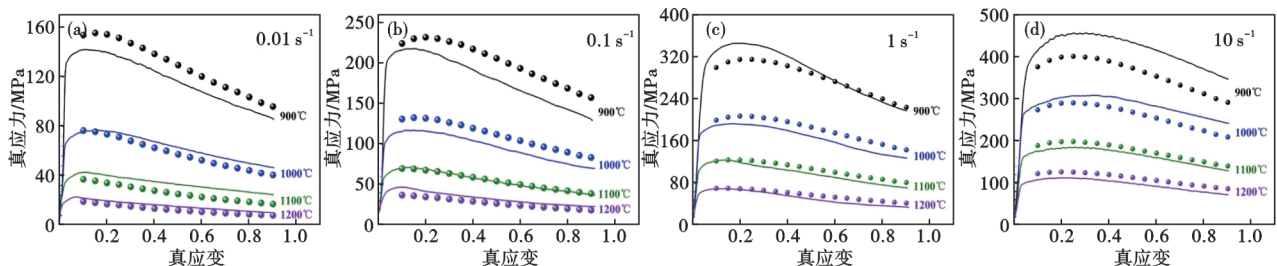


图6 Arrhenius预测模型预测流变应力与实验流变应力对比:(a) 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 0.1 s<sup>-1</sup>; (c) 1 s<sup>-1</sup>; (d) 10 s<sup>-1</sup>

Fig. 6 The comparison of flow stress between the predicted flow stress of Arrhenius prediction model and the experimental flow stress: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 0.1 s<sup>-1</sup>; (c) 1 s<sup>-1</sup>; (d) 10 s<sup>-1</sup>

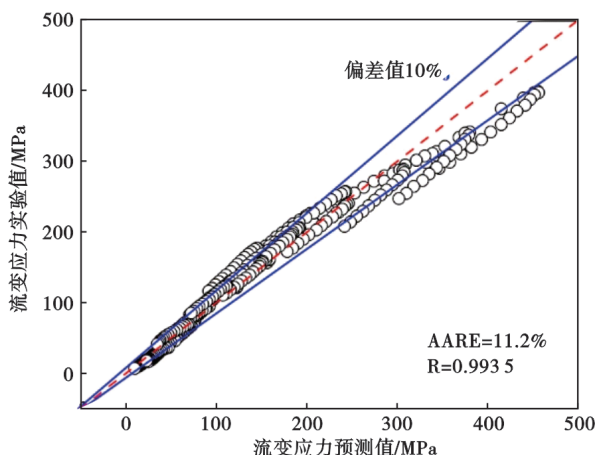


图7 Arrhenius 预测模型预测流变应力与实验流变应力相关性分析

Fig. 7 Correlation analysis between the predicted flow stress of Arrhenius prediction model and the experimental flow stress

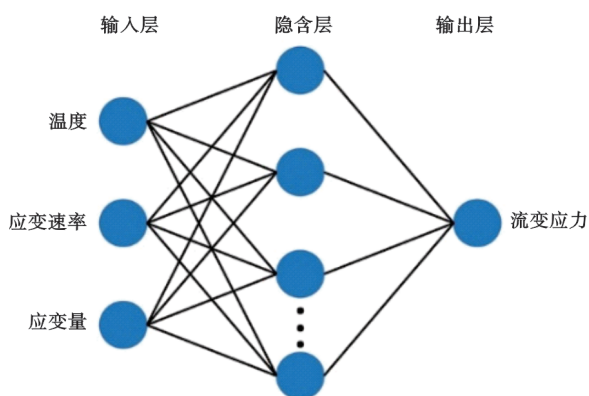


图 8 BP 神经网络结构模型

Fig. 8 BP neural network model

速率和压下量)下的应力值,进而可获得更加准确的轧制力,这对于准确评估轧制设备是否具备对材料的加工能力至关重要。由于 Arrhenius 预测模型可获得热变形激活能数值,可反映了材料热变形的难易程度,因而可更好地评估材料在不同轧制工艺参数下的热加工性能。

## 2.4 微观组织演变

图 11 为含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢在不同变形温度和应变速率下变形至真应变 0.8 的微观组织。可以看出,变形温度和应变速率对微观组织具有显著的影响。在固定应变速率下,动态再结晶程度随着变形温度的升高呈现逐渐增加趋势。当变形温度为 950 °C 时(图 11a、d、g 和 j),原始奥氏体晶粒被拉长为扁平状晶粒,同时在扁平状晶粒附近形成了许多尺寸很小的动态再结晶晶粒,与扁平状晶粒形成典型的“链状结构”,这表明发生了不完全动态再结晶,且动态再结晶晶粒优先在扁平状晶粒的晶界处形核,形核机制为不连续动态再结晶<sup>[10,29-30]</sup>。当变形温度升高至 1 050 °C 时,扁平状晶粒仅在应变速率 1、10 s<sup>-1</sup>(图 11 h 和 k)的微观组织中被观察到,且数量很少;对于应变速率 0.01、0.1 s<sup>-1</sup>(图 11b 和 e),扁平状晶粒消失,表明发生了完全动态再结晶。当变形温度升高至 1 150 °C 时(图 11c、f、i 和 l),在应变速率 0.01~10 s<sup>-1</sup>的变形条件下都发生了完全动态再结晶。此外可以观察到,变形温度的升高会显著增加动态再结晶晶粒尺寸。因此,变形温度的升高促进了动态再结晶过程的发展。这是因为高的变形温度可以降低动态再结晶发生的临界位错密度,并为晶界的迁移提供更高的驱动力,从而有利于动态再结晶晶粒的形核和长大<sup>[31-33]</sup>。由于高的变形温度可加速动态再结晶过程,强的软化作用可更充分释放应变能,因而流变曲线的峰值应力随着变形温度升高逐渐减小。从峰值应力对应的应变来看,在高变形温度下需要更小的应变来平衡工作硬化,这也说明了动态再结晶过程在高温下发展更快。此外,与低变形温度相比,高变形温度的流变应力在增加至峰值应力后下降更缓慢,且更快达到一个相对稳定的状态,这种差异的产生也与高变形温

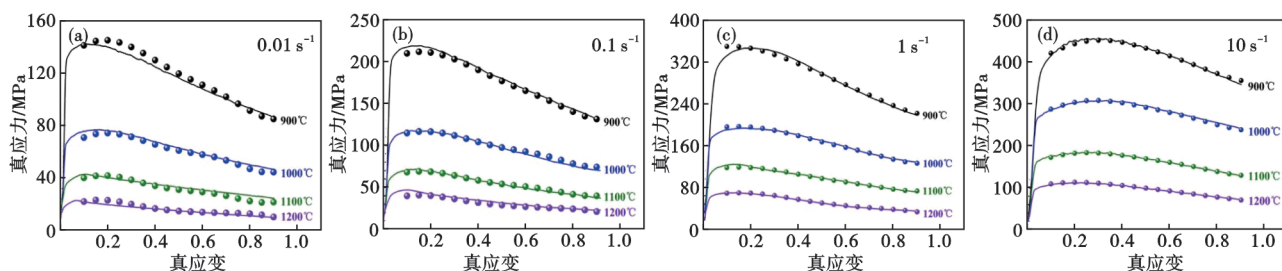


图9 BP神经网络预测模型预测流变应力与实验流变应力对比:(a) 0.01 s<sup>-1</sup>;(b) 0.1 s<sup>-1</sup>;(c) 1 s<sup>-1</sup>;(d) 10 s<sup>-1</sup>

Fig. 9 The comparison between the predicted flow stress by BP neural network prediction model and the experimental flow stress : (a) 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 0.1 s<sup>-1</sup>; (c) 1 s<sup>-1</sup>; (d) 10 s<sup>-1</sup>

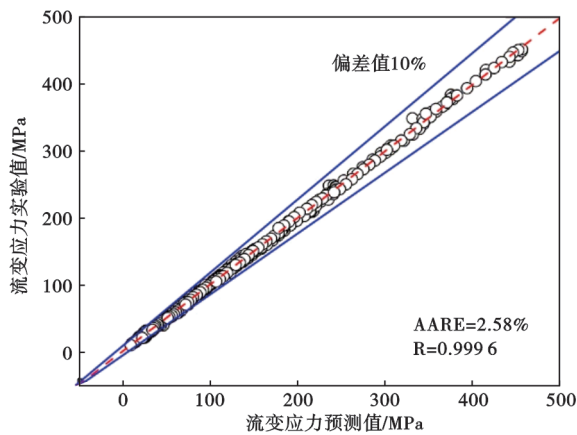


图 10 BP神经网络预测模型预测流变应力与实验流变应力相关性分析

Fig. 10 Correlation analysis between the predicted flow stress by BP neural network prediction model and the experimental flow stress

度下更充分的动态再结晶有关。

在固定变形温度下,随着应变速率增加,动态再结晶程度呈现先减小后增加趋势,在中间应变速率  $1 \text{ s}^{-1}$  时出现最小值。这与通常的观点不同:随着应变速率增加,由于动态再结晶的时间不充分,动态再结晶程度将逐渐减小。类似的反常现象在其他钢或合金中也被发现<sup>[7,34]</sup>。研究表明,高应变速率可以显著提高位错储存能,因此会降低动态再结晶临界形核半径和温度,同时快速变形造成的不规则晶粒边界也可为动态再结晶形核提供更多的机会,因而促进动态再结晶的形核<sup>[7,35]</sup>。另一方面,高应变速率可以引起重要的绝热温升<sup>[36]</sup>,尤其是在应变速率高于  $1 \text{ s}^{-1}$  时。变形温度的升高可以为动态再结晶形核和晶界迁移提供更多的能量,从而加速动态再结晶过程。因此,在应变速率为  $10 \text{ s}^{-1}$  时高的动态再结晶程度可归因于高位错储存能、绝热温升等的综合作用。此外可以观察到,在高应变速率下动态再结晶晶粒具有更小的尺寸,这主要由于动态再结晶晶粒没有充分的生长时间。

## 2.5 热加工图分析

目前,热加工图被广泛用于金属材料热加工工艺参数的优化,其由功率耗散图和失稳图构成<sup>[17,37-38]</sup>。根据动态材料模型,变形过程中热压缩样品从外部获得的总能量( $P$ )可以分为用于材料塑性变形的能量( $G$ )和用于材料微观组织演变的能量( $J$ )两部分, $P$ 与 $G$ 和 $J$ 之间的关系可表述为式(6)<sup>[17]</sup>。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (6)$$

$G$ 和 $J$ 具有一定的比例关系,两者的占比由应变速率敏感性指数 $m$ 确定<sup>[39]</sup>。当变形温度和应变量一定时, $J$ 可表述为式(7)。

$$J = P - G = \sigma \dot{\epsilon} - \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \sigma \dot{\epsilon} - \int_0^{\dot{\epsilon}} K \dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon} = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (7)$$

在实际热变形过程中,材料处于非线性耗散状态<sup>[40]</sup>,因而 $0 < m < 1$ 。为了描述材料在热变形过程中的耗散能力,无量纲参数能量耗散系数 $\eta$ 被引入, $\eta = J/J_{\max} = 2m/(m+1)$ 。高 $\eta$ 值对应的变形条件通常被认为是优化的变形工艺参数。然而,当材料发生失稳行为时也会消耗大量的能量使 $\eta$ 值较高<sup>[41]</sup>。因此,Prasad等人建立了流变失稳判据,可表述为式(8)<sup>[42-43]</sup>。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (8)$$

式中, $\xi(\dot{\epsilon})$ 为失稳因子,当 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 时,材料发生失稳。在固定应变量下,计算不同变形条件下的 $\eta$ 值和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值便可构建能量耗散图和失稳图,两者叠加便可绘制出热加工图。

图12为含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢在应变量0.2、0.4、0.6、0.8时的热加工图,等高线代表能量耗散系数,灰色区域代表失稳区。高的能量耗散系数意味着能量消耗更多用于组织演变,能量耗散系数大于30%时通常可认为该区域具有较好的热加工性能<sup>[44]</sup>。如图12所示,热加工图中大部分区域的能量耗散系数大于30%,且仅在应变量0.2和0.4的热加工图中存在很小的能量耗散系数小于20%的区域,这表明含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢在实验变形条件下具有良好的热加工性能。此外可观察到,能量耗散系数低于30%的区域占比随着应变量增加呈减少趋势,这与高应变下更充分的动态再结晶有关。此外,从图12可以观察到应变量对失稳区影响显著。随着应变量增加,失稳区的面积呈现逐渐减小趋势。应变量为0.2时,出现两个失稳区,分别为变形条件 $900 \sim 963 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.67 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域和 $1012 \sim 1104 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $3.53 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域;应变量为0.4时,出现一个失稳区,为变形条件 $900 \sim 947 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.93 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域;应变量为0.6时,失稳区显著减小,为变形条件 $900 \sim 914 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $3.96 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 区域;应变量为0.8时,不存在失稳区。可见,含镍Fe-Mn-Al-C轻质钢

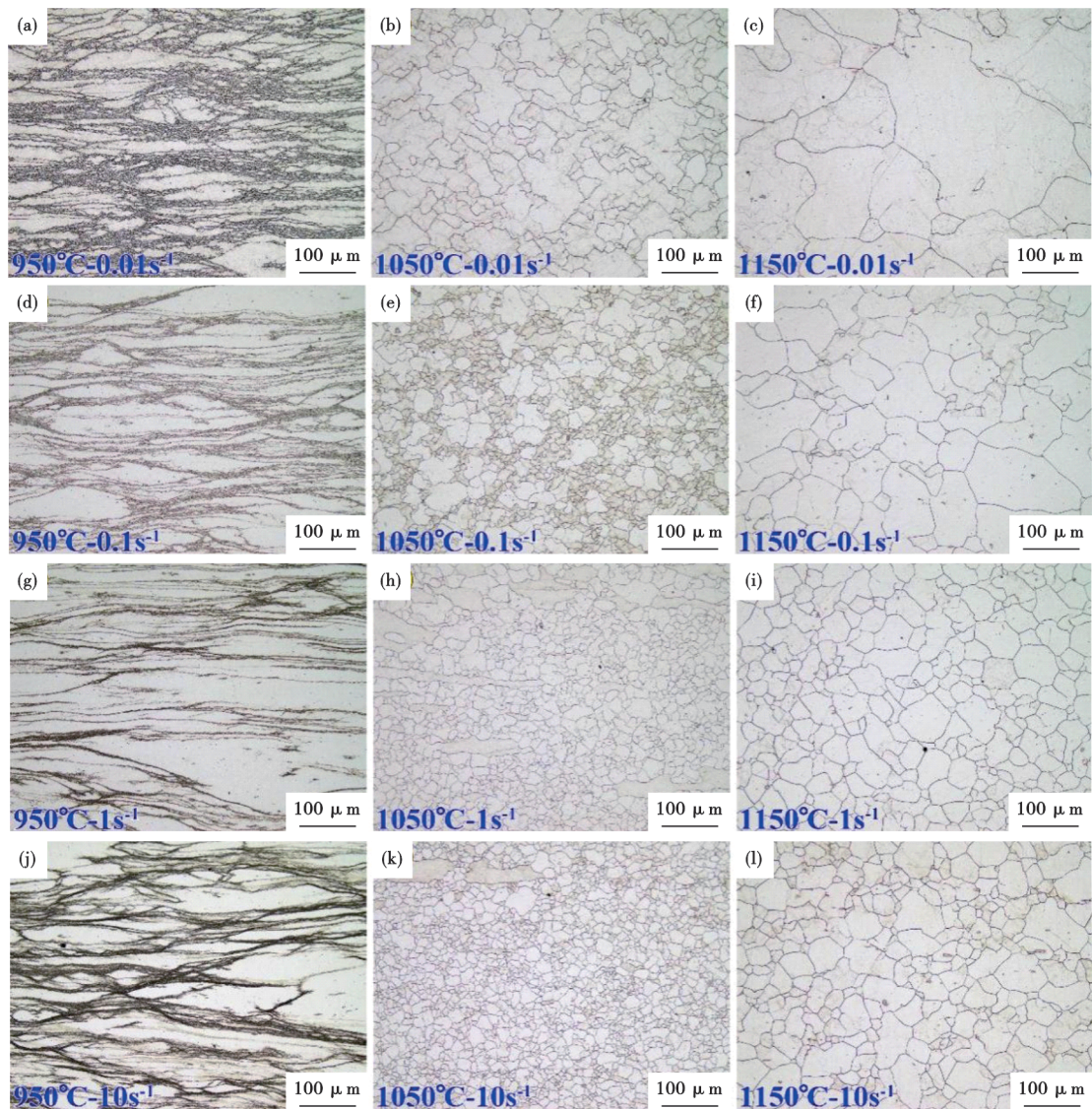


图 11 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢不同变形条件下的微观组织：(a) 950 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 1 050 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (c) 1 150 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (d) 950 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (e) 1 050 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (f) 1 150 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (g) 950 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (h) 1 050 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (i) 1 150 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (j) 950 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (k) 1 050 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (l) 1 150 °C, 10 s<sup>-1</sup>

Fig. 11 Microstructure of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni under different deformation conditions: (a) 950 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 1 050 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (c) 1 150 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (d) 950 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (e) 1 050 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (f) 1 150 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (g) 950 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (h) 1 050 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (i) 1 150 °C, 1 s<sup>-1</sup>; (j) 950 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (k) 1 050 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (l) 1 150 °C, 10 s<sup>-1</sup>

在低变形温度和高应变速率的变形条件下易出现失稳的情况,由图 11 中的微观组织可知局部流变为主要失稳现象。综合考虑能量耗散系数和失稳区,得出含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的最佳热加工窗口为:变形温度 963~1 200 °C、应变速率 0.04~3.48 s<sup>-1</sup>。需要提及的是,热加工参数的制定通常还需考虑微观组织。由图 11 中的组织可知,材料在较高变形温度和应变速率下变形时可获得充分的动态再结晶组织和细小的晶粒,这不仅有利于提高材料的成形性,还有利于材料获得良好的强韧性匹配。因此,

在实际轧制过程中,可以更优地选择这些变形条件。

### 3 结论

1) 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的所有流变曲线均呈现出典型的动态再结晶特征。随着应变速率减小或变形温度升高,流变应力逐渐减小。建立的 Arrhenius 本构方程可以较好地预测热变形过程中的峰值应力,热变形激活能为 375 kJ/mol。

2) 构建了预测含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢高温变形行为的 Arrhenius 预测模型和 BP 神经网络预测模型,平均相对误差分别为 11.2% 和 2.54%。BP 神经

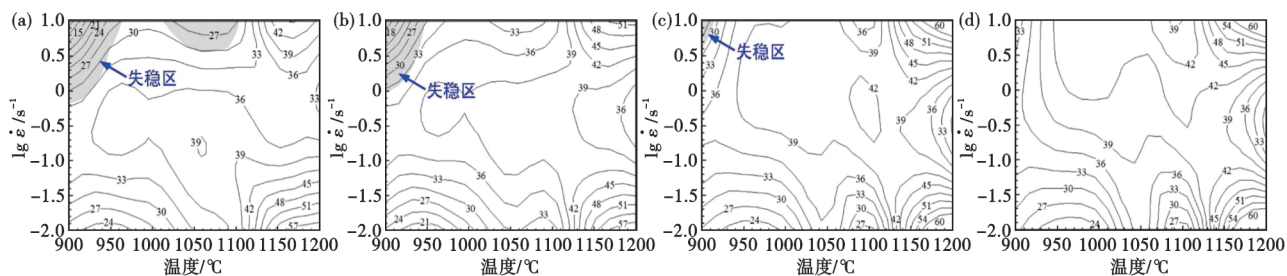


图 12 含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢不同应变量下的热加工图:(a) 0.2;(b) 0.4;(c) 0.6;(d) 0.8

Fig. 12 Hot processing maps of Fe-Mn-Al-C lightweight steel containing Ni under different strains: (a) 0.2; (b) 0.4; (c) 0.6; (d) 0.8

网络预测模型具有更高的预测精度,可更好地预测高温流变行为。

3)随着变形温度的升高,动态再结晶分数和晶粒尺寸逐渐增加;随着应变速率的增加,动态再结晶分数先减小后增加,动态再结晶晶粒尺寸逐渐减小。在高应变速率下,高的动态再结晶程度可归因

于高位错储存能、绝热温升等的综合作用。

4)绘制了含镍 Fe-Mn-Al-C 轻质钢不同应变量下的热加工图。随着应变量的增加,能量耗散系数低于 30% 的区域面积和失稳区面积逐渐减小。最佳热加工窗口为:变形温度 963~1 200 °C、应变速率 0.04~3.48 s<sup>-1</sup>。

#### 参考文献

- [1] 王凤权, 孙挺, 王毛球, 等. Fe-Mn-Al-C 系奥氏体基低密度钢的研究进展[J]. 钢铁, 2021, 56(6): 89-102.
- [2] 侯美伶, 李晨潇, 孔祥伟, 等. 热处理工艺对 Fe-Mn-Al-C 钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2023, 44(2): 96-100.
- [3] Liu L, Zhou F, Chu X H, et al. Enhancing strength-ductility synergy in low-Mn lightweight steel by large-deformed warm rolling and flash annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 914: 147129.
- [4] 陈兴品, 李文佳, 任平, 等. C 含量对 Fe-Mn-Al-C 低密度钢组织和性能的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(8): 951-957.
- [5] 丁桦, 张宇, 蔡明晖, 等. 奥氏体基 Fe-Mn-Al-C 轻质钢的研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(8): 1027-1041.
- [6] Li K K, Chen M S, Lin Y C, et al. Microstructural evolution of an aged Ni-based superalloy under two-stage hot compression with different strain rates[J]. Materials & Design, 2016, 111: 344-352.
- [7] Jia D, Sun W R, Xu D S, et al. Abnormal dynamic recrystallization behavior of a nickel based superalloy during hot deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 196-205.
- [8] Li C M, Huang L, Zhao M J, et al. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable  $\beta$  titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 814: 141231.
- [9] 卢志江. 含铜奥氏体不锈钢的耐蚀及热加工性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2014.
- [10] Xu L W, Li H B, Jiang Z H, et al. Hot deformation behavior of P550 steels for nonmagnetic drilling collars[J]. Steel Research International, 2020, 91(8): 2000035.
- [11] 付建辉. HGH3126 镍基合金热变形行为及组织演变[J]. 特殊钢, 2020, 41(2): 1-5.
- [12] Zheng S J, Yuan X H, Gong X, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of an Fe-Cr-W-Mo-V-C steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(5): 2342-2355.
- [13] 元亚莎, 石如星, 王文焱, 等. 新型 Cr-Mo-V 型热作模具钢高温流变应力模型[J]. 塑性工程学报, 2023, 31(5): 124-131.
- [14] Zhao T, Rong S W, Hao X H, et al. Effect of Nb-V microalloying on hot deformation characteristics and microstructures of Fe-Mn-Al-C austenitic steel[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111595.
- [15] Zambrano O A, Valdés J, Aguilar Y, et al. Hot deformation of a Fe-Mn-Al-C steel susceptible of  $\kappa$ -carbide precipitation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 689: 269-285.
- [16] Zhang Q, Li Q A, Chen X Y, et al. Effect of Sn addition on the deformation behavior and microstructural evolution of Mg-Gd-Y-Zr alloy during hot compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 826: 142026.
- [17] 杜丽萍, 龚志华, 赵吉庆, 等. 9Cr3 W3Co 叶片钢的热变形行为研究[J]. 特殊钢, 2023, 44(5): 90-96.
- [18] 万志鹏. GH4720 LI 镍基合金高温变形行为及组织性能控制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- [19] Jiao W C, Li H B, Feng H, et al. High-temperature annealing significantly enhances intrinsic hot workability of the As-cast high-nitrogen M42 high-speed steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(7): 2426-2451.
- [20] Mishra B, Singh V, Sarkar R, et al. Dynamic recovery and recrystallization mechanisms in secondary B2 phase and austenite matrix during hot deformation of Fe-Mn-Al-C-(Ni) based austenitic low-density steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 842: 143095.
- [21] Wu Z Q, Tang Y B, Chen W, et al. Exploring the influence of Al

- content on the hot deformation behavior of Fe-Mn-Al-C steels through 3D processing map[J]. *Vacuum*, 2019, 159: 447-455.
- [22] Zhang T H, Li L Z, Zhang K, et al. Comprehensive analysis of austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steel: Hot deformation behavior, dynamic recrystallization mechanisms and numerical simulation[J]. *Vacuum*, 2025, 234: 114012.
- [23] Sun J, Li J H, Wang P, et al. Hot Deformation behavior, dynamic recrystallization and processing map of Fe-30Mn-10Al-1C low-density steel[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, 75: 699-716.
- [24] Li Y P, Song R B, Wen E D, et al. Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of austenite-based low-density Fe-Mn-Al-C steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2016, 29(5): 441-449.
- [25] Liao Q Y, Jiang Y C, Le Q C, et al. Hot deformation behavior and processing map development of AZ110 alloy with and without addition of La-rich Mish Metal[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 61: 1-15.
- [26] Cao Y, Di H S, Misra R D K, et al. On the hot deformation behavior of AISI 420 stainless steel based on constitutive analysis and CSL model [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 593: 111-119.
- [27] 汪雅婷, 黎俊良, 袁楷峰, 等. 基于 GA 改进 BP 神经网络预测热变形流变应力模型的建立[J]. *材料工程*, 2022, 50(6): 170-177.
- [28] 石 尚, 董洪波, 姜智勇, 等. 基于 BP 神经网络的 TB17 钛合金热变形行为研究[J]. *特种铸造及有色合金*, 2019, 39(4): 434-438.
- [29] Xie B C, Zhang B Y, Ning Y Q, et al. Mechanisms of DRX nucleation with grain boundary bulging and subgrain rotation during the hot working of nickel-based superalloys with columnar grains [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 786: 636-647.
- [30] 王 林, 王晓辉, 刘振宝, 等. 00Cr12Ni11Mo1Ti2 高强度不锈钢的热加工图与显微组织分析[J]. *材料热处理学报*, 2023, 44(9): 178-187.
- [31] Zhang H B, Zhang K F, Jiang S S, et al. Dynamic recrystallization behavior of a  $\gamma'$ -hardened nickel-based superalloy during hot deformation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 623: 374-385.
- [32] Jia D, Sun W R, Xu D S, et al. Dynamic recrystallization behavior of GH4169G alloy during hot compressive deformation [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(9): 1851-1859.
- [33] 朱鸿昌, 罗军明, 朱知寿. TB17 钛合金高温压缩变形行为 [J]. *航空材料学报*, 2019, 39(3): 44-52.
- [34] Mandal S, Jayalakshmi M, Bhaduri A K, et al. Effect of strain rate on the dynamic recrystallization behavior in a nitrogen-enhanced 316 L(N)[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(12): 5645-5656.
- [35] Shao Z J, Li Y, Zhou B, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of powder metallurgy Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy[J]. *Materials Characterization*, 2020, 165: 110376.
- [36] Cao Y, Di H S, Zhang J Q, et al. An electron backscattered diffraction study on the dynamic recrystallization behavior of a nickel-chromium alloy (800H) during hot deformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 585: 71-85.
- [37] 王晓军, 骆浩东, 苗承鹏. BFe30-1-1 合金热变形行为及热加工图[J]. *兰州理工大学学报*, 2017, 43(6): 6-11.
- [38] 卓秀秀, 徐桂芳, 袁 圆, 等. 0Cr17Mn17Mo3NiN 奥氏体不锈钢的热变形行为及热加工图[J]. *机械工程学报*, 2017, 53(22): 74-80.
- [39] 袁武华, 龚雪辉, 孙永庆, 等. 0Cr16Ni5Mo 低碳马氏体不锈钢的热变形行为及其热加工图[J]. *材料工程*, 2022, 44(5): 8-14.
- [40] 李荣斌, 李 博, 张志玺, 等. X12CrMoWVNbN 钢的热变形行为及热加工图[J]. *金属热处理*, 2022, 47(5): 31-40.
- [41] Wen D X, Lin Y C, Li H B, et al. Hot deformation behavior and processing map of a typical Ni-based superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 591: 183-192.
- [42] Jiang J F, Huang M J, Wang Y, et al. Unique hot deformation behavior and microstructure evolution of a dual FCC-phase CoCrCu1.2FeNi high entropy alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 876: 160102.
- [43] 杨志豪, 王琳琳, 梁 田, 等. 稀土 Gd 对 Ni-Cr-Mo 合金热变形行为的影响[J]. *特殊钢*, 2024, 45(5): 8-18.
- [44] 邱佳佳, 何西扣, 唐正斌, 等. C630R 新型马氏体耐热转子钢的热变形行为研究[J]. *特殊钢*, 2024, 45(3): 56-61.