



先进超超临界锅炉用 Ni-Cr-Fe 耐热合金的本构模型及热加工图

高 佩^{1,2,3}, 黄贵军¹

(1 江苏常宝普莱森钢管有限公司特材事业部, 常州 213000; 2 江苏常宝钢管股份有限公司研发中心, 常州 213000; 3 江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013)

摘 要: 利用 Gleeble-3500 热模拟试验机对先进超超临界锅炉用 Ni-Cr-Fe 耐热合金进行变形温度 950 ~ 1 250 °C、应变速率 0.01 ~ 10 s⁻¹、应变量为 0.7 的热压缩变形试验。基于 Arrhenius 双曲正弦模型, 创新性地将应变变量因素引入, 构建了适用于耐热合金的改进型本构模型, 并采用相关系数 R 及绝对误差 δ 两个指标, 对模型预测流变应力的准确性进行评估; 同时, 通过构建该耐热合金的热加工图及微观组织分析, 系统评估并确定该合金的热加工工艺参数最优区间。结果表明, 耦合应变变量的改进型本构模型的材料常数与应变量的最佳拟合阶数为 6 阶, 相关系数 R 为 0.988 89, 绝对误差 δ 为 5.905 %, 该模型对耐热合金的流变应力具有较好的预测能力; 热变形所需的激活能 Q 值为 389 kJ/mol, 结合微观组织确定 Ni-Cr-Fe 耐热合金最佳热加工工艺为 1 150 ~ 1 200 °C、0.1 ~ 1 s⁻¹。

关键词: 先进超超临界; Ni-Cr-Fe 耐热合金; 本构模型; 热加工图

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2025-00111 **中图分类号:** TG146

Constitutive Model and Hot Processing Map of Ni-Cr-Fe Heat-resistant Alloy for Advanced Ultra-Supercritical Boilers

Gao Pei^{1,2,3}, Huang Guijun¹

(1 Special Material Department, Jiangsu Changbao Precision Steel Tube Co., Ltd., Changzhou 213000, China;
2 R&D Center, Jiangsu Changbao Steel Tube Co., Ltd., Changzhou 213000, China;
3 School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: Thermal compression deformation experiments on Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy for advanced ultra-supercritical boilers were conducted using a Gleeble-3500 thermal simulator testing machine over a temperature range of 950 °C–1 250 °C, strain rates of 0.01 s⁻¹–10 s⁻¹, and a strain of 0.7. Based on the Arrhenius hyperbolic sine model, strain factor is innovatively introduced to construct an improved constitutive model suitable for heat-resistant alloys, and two indexes, correlation coefficient R and absolute error δ , are used to evaluate the accuracy of the model's prediction of rheological stress; At the same time, by constructing the hot processing map of the heat-resistant alloy and the microstructure analysis, the optimal range of hot working process parameters of the alloy is systematically evaluated and determined. The results showed that the optimal fitting order of the material constants and strain of the improved constitutive model with coupled strain was 6, the correlation coefficient R was 0.988 89, and the absolute error δ was 5.905%. The model had good predictive ability for the rheological stress of heat-resistant alloy; The activation energy Q for hot deformation was calculated as 389 kJ/mol. Based on microstructural analysis, the optimal hot working process for the Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy was identified as 1 150 °C–1 200 °C and 0.1 s⁻¹–1 s⁻¹.

Key Words: Advanced Ultra-Supercritical; Ni-Cr-Fe Heat-resistant Alloy; Constitutive Model; Hot Processing Map

在当今能源需求持续攀升的背景下, 推进高参数超超临界火电机组的建设成为燃煤发电领域的重要发展趋势。700 °C 超超临界锅炉以其显著的高效节能优势, 在发电设备中崭露头角, 这对所用材料在高温条件下的性能发出了更为严苛的挑战。Ni-Cr-Fe 耐热合金凭借卓越的高温力学性能、抗氧化、抗蠕变以及耐腐蚀能力脱颖而出, 成为 700 °C 先

进超超临界锅炉的关键候选材料之一, 有望满足未来能源发展的需求^[1-4]。然而, Ni-Cr-Fe 耐热合金在高温加工过程中表现出复杂的热变形行为, 传统的本构模型在预测其流变应力时往往忽略了应变量的影响, 导致预测精度有限。因此, 研究 Ni-Cr-Fe 耐热合金在高温条件下的变形机制, 并构建一个能够精准反映其流变特性的本构模型, 对于提升材料性

基金项目: 江苏省自然科学基金(项目号 BK20220548)

作者简介: 高 佩(1982—), 男, 博士, 正高级工程师; **E-mail:** gaopei003@163.com; **收稿日期:** 2025-04-17

能及优化加工工艺等方面具有重要意义。

目前,涉及Ni-Cr-Fe耐热合金在国内外的研究主要为组织及性能、热拉伸行为、腐蚀行为、抗氧化性能及焊接工艺等^[3-8],而有关Ni-Cr-Fe耐热合金的高温压缩本构模型及热加工图方面未见相关报道。

在合金的高温压缩变形行为方面,近年来很多学者做了很多热压缩方面的研究,如程晓农等^[9]研究了Inconel 617B合金的热加工性能及组织,确定了最佳热加工窗口。Gao Pei等^[10]研究了GH1059高温合金的热加工性能,构建了高温本构模型及基于动态材料模型(Dynamic Material Model, DMM)的加工图。罗锐等^[11-12]研究了GH4169高温合金在不同温度及应变速率下的热加工性能及组织,确定了最佳热加工窗口,还研究了IN617B高温合金的热变形行为,并建立了热加工图。

利用Gleeble-3500热模拟试验机对Ni-Cr-Fe耐热合金进行了热压缩测试,探讨其变形温度(950~1 250 °C)及应变速率(0.01~10 s⁻¹)对合金流变应力的影响。基于Arrhenius双曲正弦模型,引入应变率因素,构建了改进型本构模型,并使用相关系数和绝对误差评估模型的准确性。此外,借助热加工工艺流程的建立与微观组织分析手段的整合,确定了Ni-Cr-Fe耐热合金的最佳热加工工艺。研究结果不仅为Ni-Cr-Fe耐热合金的工业化生产提供了理论依据,也为其他高温合金的本构模型构建和工艺优化提供了参考。

1 试验材料与方法

试验用Ni-Cr-Fe耐热合金采用双联工艺(VIM+VAR)冶炼,钢锭规格为 $\phi 508$ mm,经高温均质化处理及锻造后成规格为 $\phi 220$ mm的圆棒,然后剥皮成 $\phi 210$ mm的圆棒,成分见表1。

本研究选取的锻坯材料在轴向方向截取尺寸为8 mm×12 mm的圆柱形试样,采用线切割方式并沿相同半径轴线方向切割,对试样圆柱面进行精细抛光,同时确保端面与轴线垂直,并对端面进行高目数细磨处理,有效降低端面粗糙度,从而减少摩擦对实验结果的潜在影响。借助Gleeble-3500热模拟试验机开展热压缩试验,设定应变量为0.7,试验

曲线如图1所示。针对950~1 200 °C的试样,选用K型热电偶对试样进行温度测量,以10 °C/s的升温速率将试样加热到1 210 °C,至少维持3 min的恒温时间,以确保试样达到完全奥氏体化状态,随后以1 °C/s的速率降温至目标变形温度,保温1 min以消除温度梯度,然后按设定的应变速率(0.01、0.1、1、10 s⁻¹)进行压缩变形。对于1 250 °C,改用R型热电偶,同样以10 °C/s速率加热到1 210 °C保温3 min,随后以1 °C/s的升温速率将试样加热至目标变形温度,在该温度下保持1 min后进行压缩试验。为避免试样与压头粘连并降低摩擦系数,在压头与试样端面之间放置钽片。试验完成后对试样进行水淬处理,使用10%草酸溶液对热变形后的试样进行电解腐蚀,最后通过金相显微镜对其显微组织进行系统观察与分析。

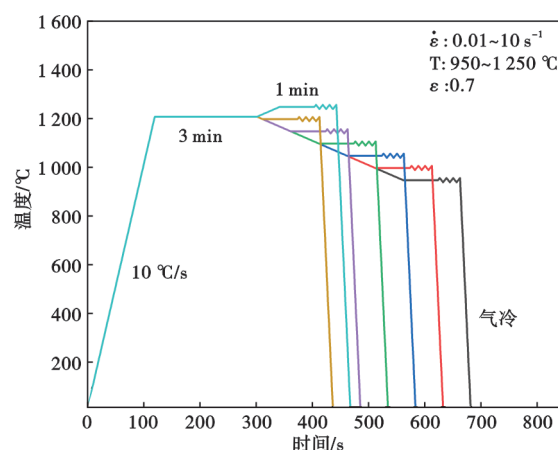


图1 热压缩变形试验工艺参数图

Fig. 1 Process parameters diagram for hot compression deformation test

2 试验结果及分析

2.1 真应力-真应变曲线

真应力-真应变曲线直观地展示了不同应变率下材料塑性变形抗力的变化趋势,以及变形条件与流变应力之间的关系。Ni-Cr-Fe耐热合金不同应变率和变形温度下的真应力-真应变曲线如图2所示。

根据图2的曲线分析,合金的变形抗力随变形温度的升高呈降低趋势,而随着应变速率的提升则

表1 Ni-Cr-Fe耐热合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ti | Al | Mo | Nb | Fe | Ni |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|-------|----|
| 0.047 | 0.024 | 0.017 | 0.005 | 0.001 | 21.27 | 1.26 | 0.89 | 2.28 | 1.14 | 19.59 | 余 |

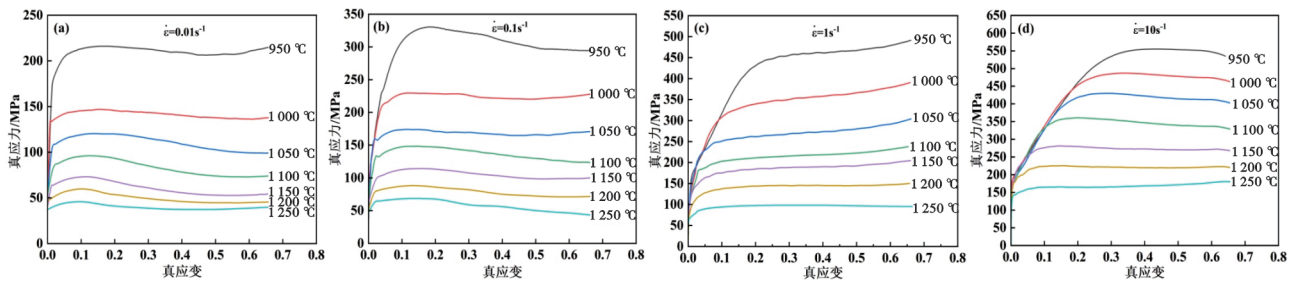


图 2 在不同变形参数下的 Ni-Cr-Fe 耐热合金真应力-真应变曲线: (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$
 Fig. 2 The true stress-true strain curves of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy were analyzed under various deformation conditions : (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

表现出增强特性。当合金发生形变开始时,其流变应力会随应变量的增加而显著提升,此时加工硬化效应远大于动态软化,在应力峰值阶段,曲线形态逐渐趋于稳定,此时动态回复与动态再结晶等软化机制与加工硬化作用相互抵消,最终形成稳态流动。当应变速率为 0.01、0.1 s^{-1} 时,如图 2(a)、(b) 所示, Ni-Cr-Fe 耐热合金具有峰值应力,在合金受力过程中,流变应力在应变变量增加阶段呈现急剧上升趋势,当达到最大值后则开始逐渐减小。其流变行为逐渐趋于稳定,合金的流变曲线在动态再结晶效应下展现出显著特征。而随着应变速率的增加,如图 2(c)、(d) 所示, Ni-Cr-Fe 耐热合金的流变应力逐渐呈现动态回复特征,合金的流动应力在变形初期急速上升,当合金的应变值达到临界点时,其应力曲线将趋于稳定,不再随着应变的增加而显著波动。

2.2 合金稳态应力本构模型

在热处理过程中,金属材料的塑性变形通常由温度升高引发,并且其发生机制主要依赖于温度变化作为驱动因素。在热变形过程中某一应变变量下热变形参数之间的关系可用 Arrhenius 型本构方程进行表述,引入 Zener-Hollomon 参数^[13-15]。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left[-Q/(RT)\right] (\alpha\sigma < 0.8) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left[-Q/(RT)\right] (\alpha\sigma > 1.2) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left[-Q/(RT)\right] (\text{所有条件}) \quad (3)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left[Q/(RT)\right] = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为真应力, MPa; T 为变形温度, K; R 为气体常数, 数值为 8.314 J/mol; Q 、 A 、 α 和 n 均为材料常数; Z 参数物理意义是温度补偿的变形速率因子。

对式(1)~(4)分别取自然对数可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/(RT) \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - Q/(RT) \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - Q/(RT) \quad (7)$$

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

图 3(a) 是应变为 0.5 条件下的 Ni-Cr-Fe 耐热合金 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 的关系曲线,其斜率倒数的平均值 $n_1=4.90705$ 。图 3(b) 为 σ - $\ln\dot{\epsilon}$ 之间的关系曲线,其斜率倒数的平均值 $\beta=0.029609$, 求得 $\alpha=\beta/n_1=0.006034$; 图 3(c)、(d) 分别给出了 $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1000/T$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的关系曲线,得到表观应力指数 $n=3.33318$ 和热变形激活能 $Q=389.22 \text{ kJ/mol}$; 图 3(e) 给出了 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线,得到 $\ln A=32.04481$ 。从而 Ni-Cr-Fe 耐热合金稳态应力下的高温本构模型为:

$$\dot{\epsilon} = 8.25818 \times 10^{13} [\sinh(0.006034\sigma)]^{3.33318} \exp\left[-389.22/(8.314T)\right] \quad (9)$$

2.3 改进型本构模型

上述传统的 Arrhenius 型本构方程没有考虑应变变量对流变应力的影响,使得实际的预测精度有限。因此,本文对应变变量 0.1~0.64、间隔 0.02 的条件下的本构模型材料常数 (α , n , Q 及 $\ln A$) 进行计算,然后将计算出的材料参数与应变进行多项式拟合以确定最佳拟合阶数,建立模型参数与应变的关系曲线。则新的耦合应变变量 Arrhenius 方程可表达如下^[16]:

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha(\epsilon) = \alpha_0 + \alpha_1 \epsilon + \alpha_2 \epsilon^2 + \alpha_3 \epsilon^3 + \dots \\ n(\epsilon) = n_0 + n_1 \epsilon + n_2 \epsilon^2 + n_3 \epsilon^3 + \dots \\ Q(\epsilon) = Q_0 + Q_1 \epsilon + Q_2 \epsilon^2 + Q_3 \epsilon^3 + \dots \\ \ln A(\epsilon) = A_0 + A_1 \epsilon + A_2 \epsilon^2 + A_3 \epsilon^3 + \dots \\ Z(\epsilon) = \dot{\epsilon} \exp\left[Q(\epsilon)/(RT)\right] \\ \sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{2}{n}} + 1\right]^{\frac{1}{2}} \right\} \end{array} \right. \quad (10)$$

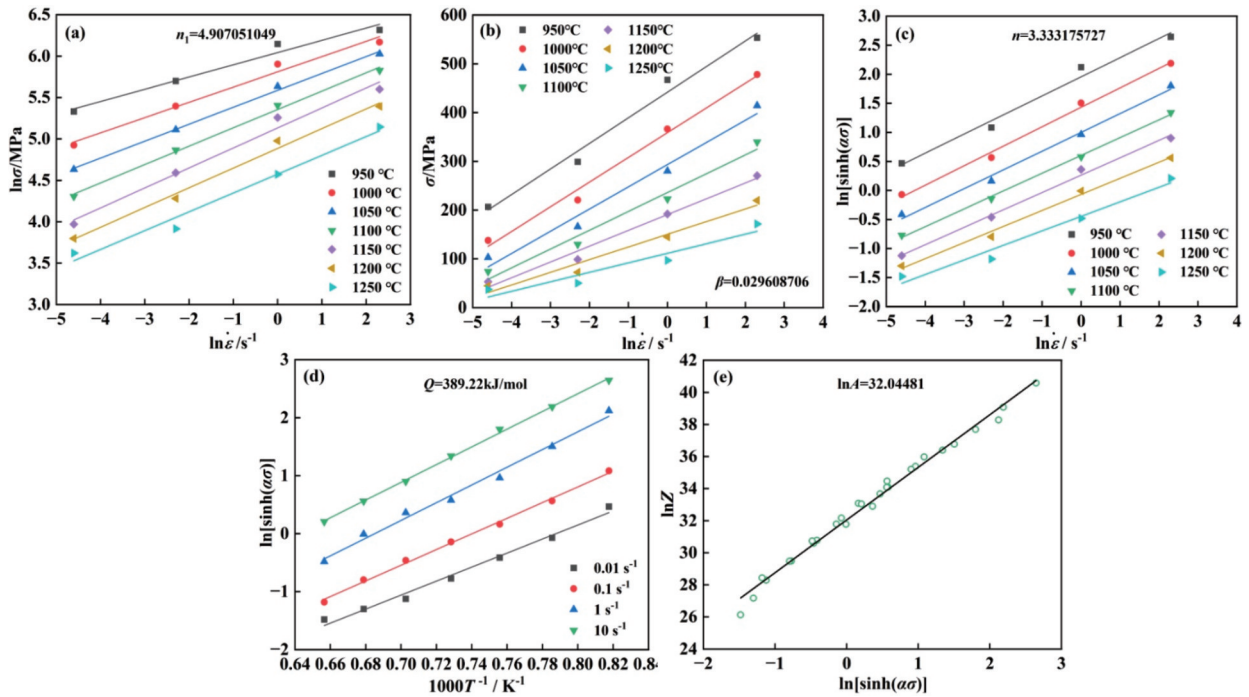


图 3 Ni-Cr-Fe 耐热合金的本构关系曲线: (a) $\ln\sigma-\ln\dot{\epsilon}$, (b) $\sigma-\ln\dot{\epsilon}$, (c) $\ln\dot{\epsilon}-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, (d) $1000/T-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, (e) $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

Fig. 3 Constitutive relationship curves of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy : (a) $\ln\sigma-\ln\dot{\epsilon}$, (b) $\sigma-\ln\dot{\epsilon}$, (c) $\ln\dot{\epsilon}-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, (d) $1000/T-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, (e) $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

对本构模型中的材料常数进行不同阶数多项式拟合测试,对比表明 6 次多项式拟合精度最高,各材料常数的拟合相关性系数 $R \geq 0.99658$ 。拟合结果如图 4 所示,拟合系数见表 2。由图 4 可知,应变量对材料常数具有显著影响,材料的常数特性与变形量之间存在着特定的函数关联。 α 在应变量逐渐增大过程中,其变化呈现先减少、后升高、最后再次下降的动态特征。 n, Q 及 $\ln A$ 均呈反比例函数特征,随着应变量的增加,趋于一个最小值。

2.4 改进型本构模型的验证

为评估改进型耦合应变模型的可靠性,需通过实验数据进行验证。将预测模型与原应力应变曲

线进行比较,如图 5 所示。

为了准确评估改进型本构方程的有效性,本研究引入平均相对误差这一指标进行验证,其计算公式为:

$$\delta = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_e - \sigma_p}{\sigma_e} \right| \quad (11)$$

式中, N 为所分析数据的总量; σ_e 为通过试验测量得到的原始应力值, σ_p 为基于耦合应变量影响的本构模型所推导出的应力值。通过将预测应力值与原始实验应力值进行对比,计算平均相对误差,从而判断模型对合金流变应力的预测准确性。

引入相关性系数 R 来评价模型的预测精度,如

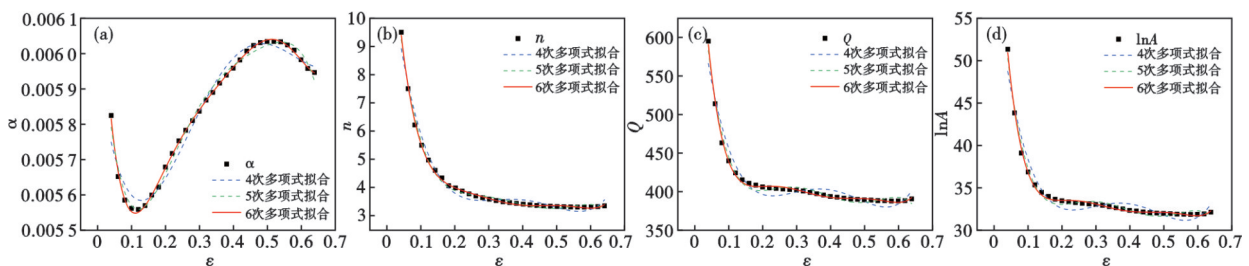


图 4 Ni-Cr-Fe 耐热合金材料常数与应变的关系曲线: (a) α , (b) n , (c) Q , (d) $\ln A$

Fig. 4 The relationship curve between the material constants and strain of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy : (a) α , (b) n , (c) Q , (d) $\ln A$

表 2 材料常数的多项式拟合系数

Table 2 Polynomial fitting coefficients of material constants

| α | 数值 | n | 数值 | Q | 数值 | $\ln A$ | 数值 |
|------------|-----------|-------|---------------|-------|----------------|---------|----------------|
| α_0 | 0.006 41 | n_0 | 15.232 87 | Q_0 | 845.368 12 | A_0 | 74.444 04 |
| α_1 | -0.021 19 | n_1 | -194.259 39 | Q_1 | -8 703.995 24 | A_1 | -798.176 35 |
| α_2 | 0.189 12 | n_2 | 1 405.557 83 | Q_2 | 68 427.227 79 | A_2 | 6 212.305 17 |
| α_3 | -0.777 53 | n_3 | -5 380.287 04 | Q_3 | -271 606.576 8 | A_3 | -24 513.206 93 |
| α_4 | 1.693 35 | n_4 | 11 210.844 51 | Q_4 | 573 630.122 5 | A_4 | 51 595.039 4 |
| α_5 | -1.874 01 | n_5 | -11 991.345 1 | Q_5 | -615 571.125 9 | A_5 | -55 253.432 35 |
| α_6 | 0.823 41 | n_9 | 5 149.624 48 | Q_9 | 264 071.732 3 | A_9 | 23 672.285 7 |

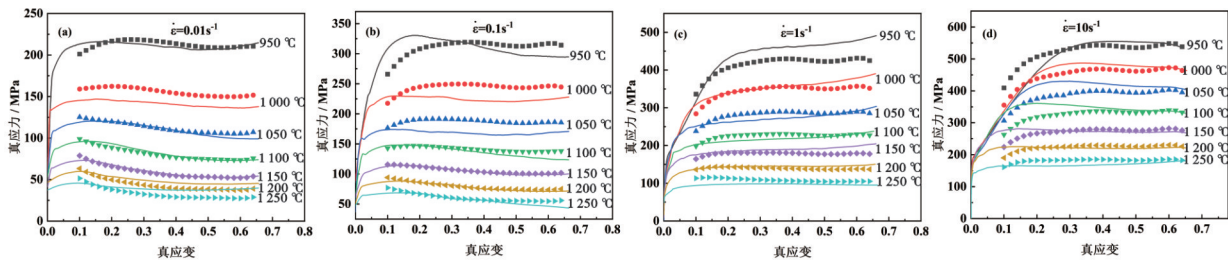


图 5 改进型本构模型预测结果与原流变曲线对比: (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 5 Comparison between the predicted results of the improved constitutive model and the original rheological curve : (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

图 6 所示,改进型本构模型预测值与实验值的相关性 R 值为 0.988 89,其相关性良好。

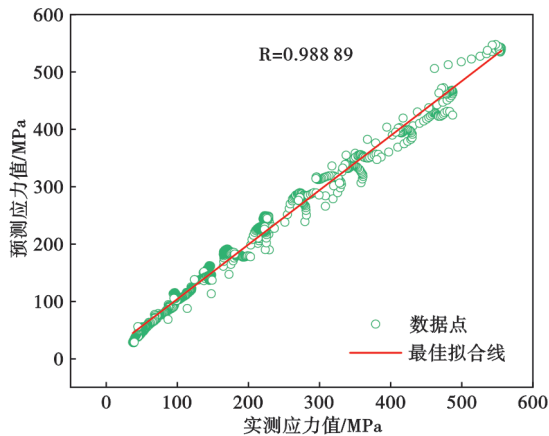


图 6 改进型本构模型预测结果与原应力的相关性

Fig. 6 Correlation between the predicted results of the improved constitutive model and the original stress

表 3 为不同拟合阶数下改进型本构模型预测流动应力的精度对比,可以发现进行 6 次多项式拟合时的平均相对误差 δ 仅为 5.905%,其相对误差小于 10% 和 15% 的占比分别为 84.897 7%、94.763 7%,精确度最高,能够更准确地预测合金流动应力的变化情况。

表 3 不同拟合阶数预测应力的精度对比

Table 3 Comparison of the accuracy of predicted stress under different fitting orders

| 多项式拟合阶数 | $R/\%$ | $\delta/\%$ | 相对误差小于 10% 的占比/ $\%$ | 相对误差小于 15% 的占比/ $\%$ |
|---------|--------|-------------|----------------------|----------------------|
| 4 | 98.392 | 6.333 8 | 81.609 2 | 92.720 3 |
| 5 | 98.447 | 6.092 6 | 82.247 8 | 93.103 4 |
| 6 | 98.889 | 5.905 | 84.897 7 | 94.763 7 |

2.5 Ni-Cr-Fe 耐热合金热加工图

热加工图能够精准分析金属材料在高温条件下发生形变时的力学行为,从而全面评估其流变性能,以直观的图形方式呈现出材料在不同变形条件下的流变行为特点,结合对微观组织的深入分析,可以精准地确定出材料最适合进行热加工的参数范围,为实际生产中的工艺优化提供关键依据。鉴于功率耗散系数 η 与应变量 ϵ 成正比,且实际生产多采用大应变,本研究对 Ni-Cr-Fe 耐热合金的大应变热加工图进行分析。

图 7 为 0.6 应变下基于 DMM 模型构建的 Ni-Cr-Fe 耐热合金热加工图,图中等值线为功率耗散系数 η ,耗散峰值区域为 1 150 ~ 1 250 °C、0.1 ~ 1 s^{-1} 区域与 1 250 °C、0.01 s^{-1} 区域。 η 值越高,用于组织演变的能量占比越多,故一般将 η 峰值区域视为最佳热加工窗口。阴影部分为流变失稳区,覆盖 1 s^{-1} 速

率以上区域,与1 200~1 250 °C、0.01 s⁻¹区域,失稳区组织可能出现局部塑性流动、绝热剪切带等缺陷,应避免失稳区。

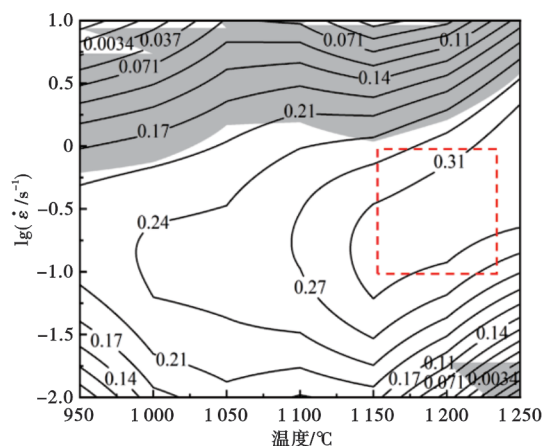


图7 Ni-Cr-Fe耐热合金在0.6应变量下的热加工图

Fig. 7 Hot processing map of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy at a strain of 0.6

图8为Ni-Cr-Fe耐热合金在1 150、1 200 °C下0.01 ~ 10 s⁻¹的微观组织,可以发现在1 150 °C, 1 s⁻¹,如图8(a)条件下,由于温度较低,且变形速率较快,合金材料的再结晶过程并不充分,导致其内部仍残

留大量未完全重塑的原始变形晶粒。随着应变速率的降低,在1 150 °C, 0.1 s⁻¹,如图8(b)变形条件下,原始组织基本消失,组织基本为再结晶组织,然而,仍有相当数量的微小再结晶晶粒尚未完全长大。因此,在特定的变形条件下,Ni-Cr-Fe耐热合金的动态再结晶程度会随着应变速率的减小及变形温度的升高而增强。在1 200 °C, 10 s⁻¹的变形条件下,如图8(c)所示,较高的变形速率使合金没有足够的时间完成再结晶,组织内残存较多的扁平状原始变形晶粒,其周边围绕有细小的再结晶晶粒,组织再结晶程度较低;在1 200 °C, 1 s⁻¹的变形条件下,如图8(d)所示,纵向方向上晶粒数量显著减少,同时再结晶晶粒的尺寸逐渐扩大;当速率降低至0.1 s⁻¹时,如图8(e)所示可以发现组织中无原始晶粒,再结晶晶粒尺寸增大至27 ~ 35 μm,其组织较为均匀;当速率为0.01 s⁻¹时,如图8(f)所示,较低的应变速率与较高的温度使Ni-Cr-Fe耐热合金晶粒得以充分生长,晶粒粗化严重,平均晶粒尺寸大于260 μm,温度的升高不仅使动态再结晶行为趋于完善也导致再结晶晶粒长大。综上所述,Ni-Cr-Fe耐热合金的最佳热加工范围为1 150 ~ 1 200 °C、0.1 ~ 1 s⁻¹。

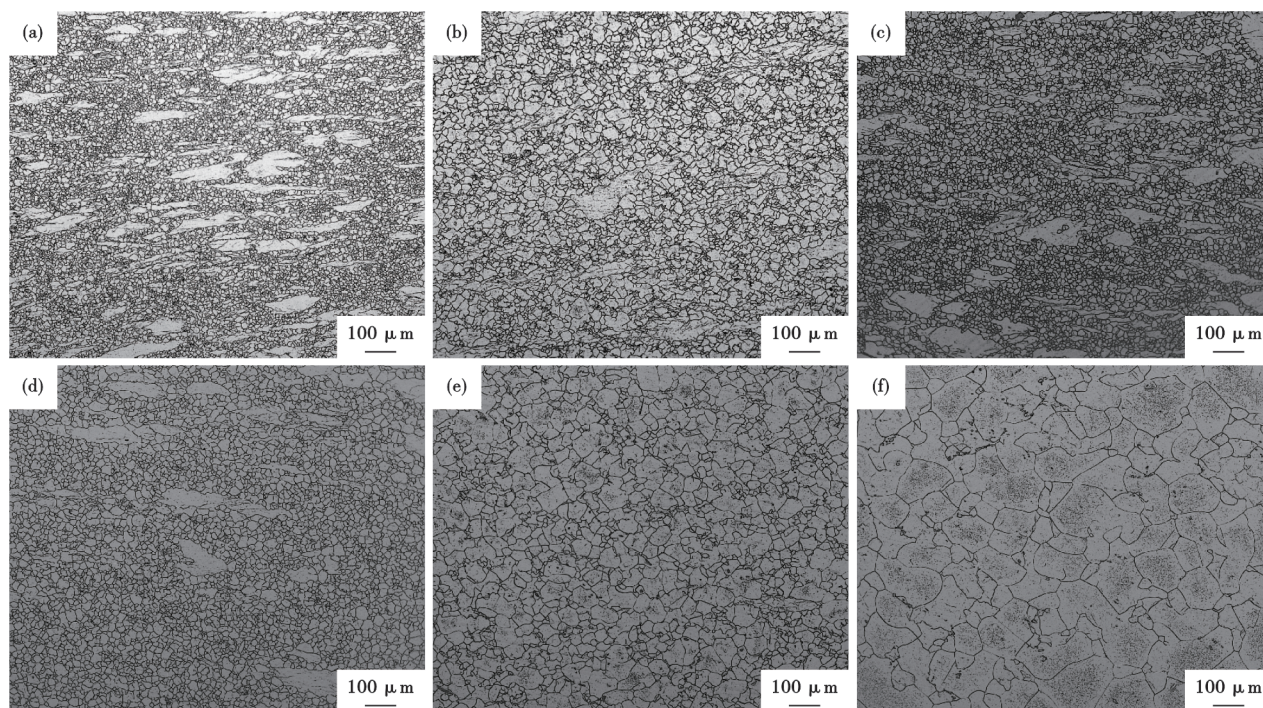


图8 Ni-Cr-Fe耐热合金在不同应变速率1 150、1 200 °C下的OM图像:(a)=1 150 °C, $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (b)=1 150 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (c)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$; (d)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (e)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (f)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$

Fig. 8 The OM image of Ni-Cr-Fe heat-resistant alloy at different strain rates at 1 150 °C and 1 200 °C: (a)=1 150 °C, $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (b)=1 150 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (c)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$; (d)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (e)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (f)=1 200 °C, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$

3 结论

1) Ni-Cr-Fe 耐热合金在应变为 0.5 条件下的热变形激活能 $Q=389.22$ kJ/mol, 构建了稳态应力下的本构模型:

$$\dot{\varepsilon} = 8.25818 \times 10^{13} \left[\sinh(0.006034\sigma)^{3.33318} \right] \exp \left[-389.22 / (8.314T) \right]$$

参考文献

- [1] 谭梅林, 王常帅, 郭永安, 等. Ti/Al 比对 GH984G 合金长期时效过程中 γ' 沉淀相粗化行为及拉伸性能的影响[J]. 金属学报, 2014, 50(10): 1260-1268.
- [2] Wang T T, Wang C S, Guo J T, et al. Stability of microstructure and mechanical properties of GH984G alloy during long-term thermal exposure [J]. Materials Science Forum, 2013, 747-748: 647-653.
- [3] 高佩, 程晓农. 固溶处理对 GH984G 合金冷轧无缝管组织及硬度的影响[J]. 机械工程材料, 2020, 44(9): 47-51.
- [4] 高佩. 700 °C 先进超超临界锅炉候选合金 GH984G 的热拉伸行为研究[J]. 压力容器, 2021, 38(9): 11-17.
- [5] 杨华春, 梁勤, 杨小川, 等. 镍-铬-铁基高温合金 GH984G 在不同 SO_2 浓度烟气中的腐蚀行为[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(1): 83-88.
- [6] Liu G M, Yang H C, Liang Q, et al. Corrosion behavior of the Ni-Cr-Fe base superalloy GH984G in a synthetic coal ash and flue gas environment [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(9): 863-868.
- [7] 杨珍, 鲁金涛, 张夏妮, 等. 水蒸气温度对 700 °C 先进超超临界锅炉候选合金 GH2984 氧化行为的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(1): 74-82.
- [8] 刘国平. 700 °C 超超临界锅炉高温过热器再热器用 GH984G 新材料焊接工艺研究[J]. 锅炉技术, 2017, 48(4): 56-59.
- [9] 程晓农, 陈乐利, 张肖佩佩, 等. 第四代核能系统换热管用 Inconel 617B 的热加工性能与组织特性[J]. 压力容器, 2020, 37(12): 1-7.
- [10] Gao P, Chen L L, Luo R, et al. Investigation of hot working performance and microstructure evolution of GH1059 superalloy based on processing map [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74(11): 2729-2737.
- [11] 罗锐, 谭莉, 陈乐利, 等. 核电厂反应堆压力容器 O 型密封管用 GH4169 合金的热加工性能及组织演变[J]. 压力容器, 2022, 39(6): 7-14.
- [12] Luo R, Zhou Y M, Gao P, et al. Characterization of hot workability of IN617B alloy using activation energy, Zener-Hollomon parameter and hot processing maps [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 5141-5150.
- [13] Xu Y, Hu L X, Sun Y. Deformation behaviour and dynamic recrystallization of AZ61 magnesium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 580: 262-269.
- [14] 李萍, 史建峰, 郭亚山, 等. Zr-Sn-Nb-Fe 合金两相区流变行为与本构模型研究[J]. 原子能科学技术, 2023, 57(3): 609-618.
- [15] Brooks J W, Dean T A, Hu Z M, et al. Three-dimensional finite element modelling of a titanium aluminide aerofoil forging [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 80: 149-155.
- [16] 程晓农, 桂香, 罗锐, 等. 核电装备用奥氏体不锈钢的高温本构模型及动态再结晶[J]. 材料导报, 2019, 33(11): 1775-1781.