

Super304H 奥氏体耐热钢的热变形特性研究

古美蓉^{1,2}, 曹延峰³, 彭玲玲³, 余红星³, 欧平^{1,4,5*}, 王和斌³,
李乘波^{1,4,5}, 刘小明³, 容昇³, 李玲¹

(1. 广西民族大学材料与环境学院, 广西 南宁 530105; 2. 江西理工大学稀土学院, 江西 赣州 341000; 3. 江西理工大学材料科学与工程学院, 江西 赣州 341000; 4. 广西先进结构材料与碳中和重点实验室, 广西 南宁 530105; 5. 广西高校环境友好材料及碳中和新技术重点实验室, 广西 南宁 530105)

摘 要:利用 MMS-100 型热力模拟试验机在温度为 900 ~ 1 200 °C 和应变速率为 0.1 ~ 10 s⁻¹ 的条件下对 Super304H 奥氏体钢进行热压缩试验, 根据获得的真应力-真应变试验数据, 采用应变补偿法建立了该钢的 Zener-Hollomon 本构模型, 基于动态材料理论绘制了该钢在 0.02 ~ 0.7 真应变下的热加工图。结果表明, 在热变形过程, 高的温度和低的应变速率有利于 Super304H 奥氏体钢发生动态再结晶; 流变应力的本构模型预测值与试验值之间的相关系数及平均相对误差分别为 0.989 和 7.007%, 反映了建立的模型较为准确, 可用于描述 Super304H 奥氏体钢热压缩的流变行为; Super304H 奥氏体钢变形屈服且应变量达到一定程度后, 继续变形将具有良好的热加工稳定性, 由热加工图确定的 Super304H 奥氏体钢最佳热加工参数范围为 1 160 ~ 1 200 °C/0.1 ~ 0.55 s⁻¹。

关键词: Super304H 奥氏体耐热钢; 热变形; 本构模型; 热加工图

中图分类号: TF76, TG115

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)02-0162-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.02.023

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on characteristics of hot deformation in Super304H austenitic heat-resistant steel

Gu Meirong^{1,2}, Cao Yanfeng³, Peng Lingling³, Yu Hongxing³, Ou Ping^{1,4,5*}, Wang Hebin³,
Li Chengbo^{1,4,5}, Liu Xiaoming³, Rong Sheng³, Li Ling¹

(1. School of Materials and Environment, Guangxi Minzu University, Nanning 530105, Guangxi, China; 2. College of Rare Earths, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, Jiangxi, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, Jiangxi, China; 4. Guangxi Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Carbon Neutralization, Nanning 530105, Guangxi, China; 5. Guangxi Colleges and Universities Key Laboratory of Environmental-friendly Materials and New Technology for Carbon Neutralization, Nanning 530105, Guangxi, China)

Abstract: Hot compression test of Super304H austenitic steel was carried out by using a MMS-100 thermal mechanical simulator at 900 ~ 1 200 °C and 0.1 ~ 10 s⁻¹. Based on the true stress-true strain test data, the Zener-Hollomon constitutive model of the studied steel was established by using a strain compensation method, and the hot processing maps under a true strain range of 0.02 ~ 0.7 was drawn according to the dynamic material theory. The results show that high temperature and low strain rate are

收稿日期: 2023-06-26

基金项目: 江西省自然科学基金 (20202BABL204010); 江西省重点研发计划 (20223BBE51017)。

作者简介: 欧平, 1983 年出生, 男, 广西都安人, 博士, 讲师, 通讯作者, 主要从事先进钢铁材料的制备及性能方面的研究,

E-mail: opyp@163.com。

conductive to the occurrence of dynamic recrystallization in Super304H austenitic steel during the hot deformation process. The correlation coefficient and average relative error between the values of flow stress predicted by the constitutive model and experimental values are 0.989 and 7.007%, respectively, reflecting that the established model is relatively accurate and can be used to predict the flow behavior of Super304H austenitic steel under hot compression. Super304H austenitic steel will have a good hot-working stability after deformation reaching a certain degree. The optimal hot working parameter ranges of Super304H austenitic steel determined by the hot processing maps are 1 160 ~ 1 200 °C/0.1 ~ 0.55 s⁻¹.

Key words: Super304H austenitic heat-resistant steel, hot deformation, constitutive model, hot processing map

0 引言

当燃煤火发电机组的蒸汽参数由亚临界提高到超超临界时将能显著提高发电效率、降低供电煤耗,从而获得良好的经济效益以及达到减少污染物排放的目的。因此,发展具有大容量、高蒸汽参数的超超临界机组是当今世界煤电工业发展的主要方向^[1-2]。超超临界机组运转时高的蒸汽参数特点要求使用的相关金属材料要具有良好的高温服役性能。Super304H 奥氏体耐热钢是在 18/8Cr-Ni 不锈钢基础上添加约 3% 的 Cu 以及少量的 Nb 而开发的一种新型奥氏体钢。由于 Super304H 奥氏体钢具有良好的高温强度和抗氧化及腐蚀性能,因而当前被广泛应用于国内外超超临界机组中的过热器和再热器管^[3-4]。目前有关 Super304H 奥氏体耐热钢的研究主要集中在其析出行为^[5-9]、力学性能^[5,10-13]、强化机制^[11-12,14]、焊接性能^[15-18]以及抗氧化及腐蚀性能^[19-23]等方面,而对于该钢的热变形特性,如流变应力、本构模型以及热加工图等方面的研究则还有待深入。金属材料优良的热加工性能是其获得良好服役性能的重要条件,而研究和掌握金属材料的热变形特性则是指导制定其热加工工艺的前提。

笔者借助 MMS-100 型热力模拟试验机对 Su-

per304H 奥氏体耐热钢在热压缩条件下的变形特性进行研究,分析了该钢变形的真应力-真应变曲线,并在真应力-真应变数据的基础上构建了该钢的本构模型和热加工图,以期为该钢实际生产过程热加工工艺的制定和优化提供一定的理论依据。

1 试验材料及方法

试验材料为国内某钢厂研制生产的固溶态 Super304H 奥氏体耐热钢管,其化学成分如表 1 所示。从钢管上沿纵向切下直径为 8 mm,高度为 15 mm 的圆柱形压缩试样。使用 MMS-100 型热力模拟试验机对试样进行单道次轴向等温压缩试验,试验前使用 1 500#砂纸处理试样两端,并在试样两端面放置石墨垫片以减小摩擦的影响,防止压缩时发生“鼓肚”现象。具体的热压缩试验过程如下:先以 5 °C/s 的升温速率把试样加热至一定温度(900 ~ 1 200 °C),然后保温 4 min 后在一定应变速率(0.1 ~ 10 s⁻¹)下对试样进行压缩,变形的总真应变约为 0.7,随后迅速对其进行水淬冷却。将压缩后的试样沿中心纵截面剖开,经机械研磨和抛光后用王水进行化学腐蚀,腐蚀时间约为 30 s,采用蔡司 AxioScope.A1 型光学显微镜对试样的中心均匀变形区域进行金相组织分析。

表 1 试验用 Super304H 奥氏体钢的化学成分
Table 1 Chemical composition of Super304H austenitic steel used for the experiment

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Nb	N	Al	B	Fe
0.08	0.787	0.022	0.001	0.29	8.88	17.98	3.066	0.58	0.07	0.012	0.002 6	Bal.

2 试验结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 1 为通过热压缩试验获得的 Super304H 奥氏体钢真应力-真应变曲线,可以看到在各个应变

速率下,压缩变形的流变应力均随着温度的升高而下降,这是因为压缩变形是一个热激活变形的过程,即微观上位错越过障碍发生运动是在外加应力和热激活的共同作用下完成的,温度越高,热激活就越强烈,使得位错克服障碍所需的外加应

力就越小,从而相应的流变应力也就越低^[24]。当应变速率较低为 0.1 s^{-1} 时,在变形初期由于加工硬化的作用,各个温度下压缩变形的流变应力随着真应变的增加先快速增大,随后增大速率放缓直至达到峰值应力;而随着真应变的继续增加,加工硬化作用被发生动态再结晶引起的软化抵消,使流变应力逐渐减小并最终达到稳态;越高的温度提供了越大的动态再结晶驱动力,从而抵消变形过程加工硬化作用的效果就越明显,使得流变曲线的变化就越平缓。当应变速率提高到 1 s^{-1} 时,各个温度下压缩变形的流变曲线呈现波浪状的变化特征,这是变形过程加工硬化和动态再结晶引起的软化交替进行所造成的;此外,温度升高,使

得变形过程发生动态再结晶需要的形变储能减小,从而导致流变曲线的波浪起伏幅度下降。当应变速率进一步提高到 10 s^{-1} 时,在较低的温度 ($900 \sim 1\,000 \text{ }^{\circ}\text{C}$) 下,流变曲线表现为近似稳态流变的特征,在变形初期是加工硬化作用占主导,表现为流变应力不断上升,随着真应变的增加,变形过程的加工硬化和发生动态回复引起的软化接近平衡,流变应力近似保持稳定不变;而随着温度的升高 ($1\,100 \sim 1\,200 \text{ }^{\circ}\text{C}$),增大了发生动态再结晶的驱动力,促使变形过程动态再结晶的发生,表现为在变形初期流变曲线出现了相对较为明显的峰形特征,随着真应变的增加,加工硬化和动态再结晶引起的软化趋于平衡,最终使流变曲线达到稳态。

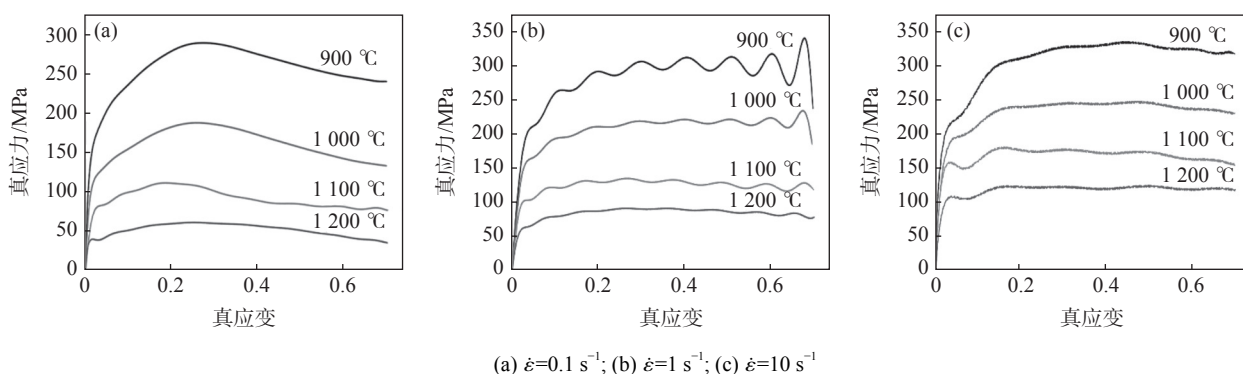


图1 Super304H 奥氏体钢压缩变形的真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of Super304H austenitic steel during compression deformation

2.2 本构模型

一般地,可以通过建立流变应力、温度和应变速率三者之间关系的本构模型来阐明金属材料的热变形行为和预测流变应力,相应的本构模型则可以用 Arrhenius 方程来描述^[25-26]:

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

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

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

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力, MPa; Q 为热变形激活能, kJ/mol; T 为温度, K; R 为气体常数, 其值为 $8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 α 、 β 及 n 为材料常数, 其中 $\alpha = \beta/n_1$ 。通常, 式 (1) 和式 (2) 分别适用于相对较低和较高流变应力水平的情况, 而全部流变应力范围的情况则适用于式 (3)。在本文压缩试验所选变形参数下, 由于流变应力变化范围较大, 因而选择式 (3), 即双曲正弦本构方程来描述 Super304H 奥氏体钢的热变形行为。

下面以真应变为 0.1 时的流变数据为例来确定式 (3) 的双曲正弦本构方程, 为了确定该方程, 需要先求出 n_1 和 β 的值。分别对式 (1) 和式 (2) 两边取对数, 获得的表达式如下:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

在恒定的温度下, 拟合 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线, 分别如图 2(a) 和 2(b) 所示, 相应地由各个温度下曲线斜率的平均值可求得 $n_1 = 15.878$ 和 $\beta = 0.0916$, 进而可以得到 α 的值 ($\beta/n_1 = 0.0058$)。然后对式 (3) 两边取对数, 获得的表达式如下:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

接着继续在恒定的温度下, 拟合 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线, 如图 2(c) 所示, 则由各个温度下曲线斜率的平均值求得 $n = 11.315$ 。求出 n 值后, 可将式 (6) 变换为:

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

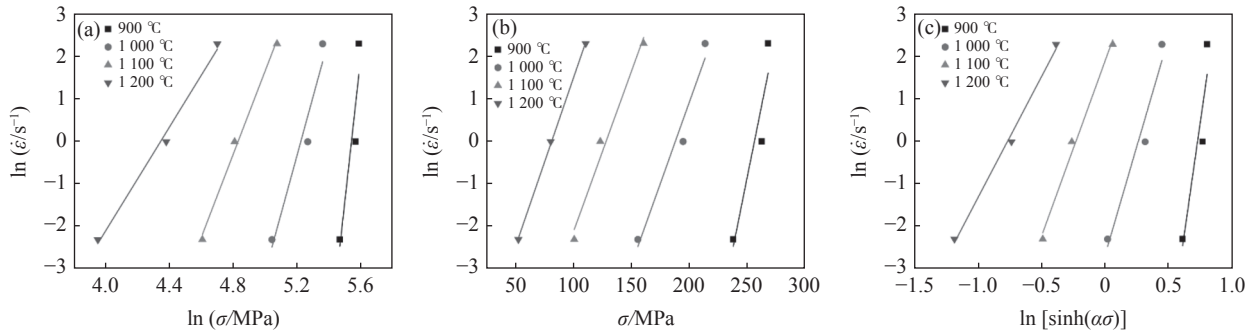


图 2 真应变为 0.1 时 Super304H 奥氏体钢流变应力与应变速率的关系

Fig. 2 Relationship between flow stress and strain rate of Super304H austenitic steel under a true strain of 0.1

然后在恒定应变速率下,拟合 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$ 曲线,如图 3 所示,则各个应变速率下曲线斜率的平均值为 $Q/1000 \text{ nR}$ 、截距的平均值为 $\frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n}$,进而可以求出 $Q=791.414 \text{ kJ/mol}$ 和 $A=e^{72.5}$ 。将 A 、 α 、 n 及 Q 的值代入式 (3),即得到 Super304H 奥氏体钢热变形的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = e^{72.5} [\sinh(0.0058\sigma)]^{11.315} \exp\left(-\frac{791414}{8.314T}\right) \quad (8)$$

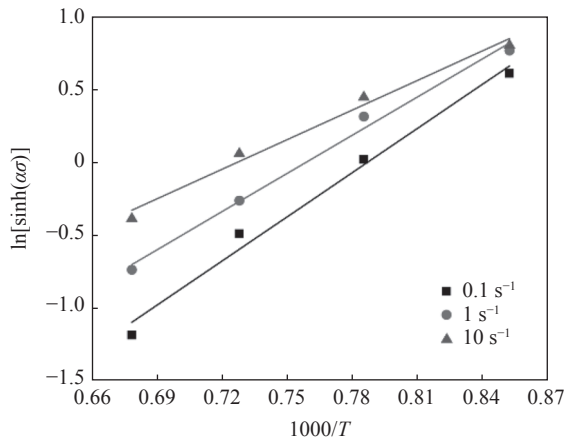


图 3 真应变为 0.1 时 Super304H 奥氏体钢流变应力与温度的关系

Fig. 3 Relationship between flow stress and temperature of Super304H austenitic steel under a true strain of 0.1

要注意的是式 (8) 的本构方程是基于 Super304H 奥氏体钢真应变为 0.1 时的流变数据获得的,然而,由于流变应力受真应变的影响显著,尤其是在变形的初期,因而为了提高本构方程的预测精度,可以采用应变补偿法对方程进行修正^[27]。具体做法为假设式 (3) 中的材料常数 (A 、 α 、 n) 和热变形激活能 Q 均为真应变的多项式函数,进行数值拟合,通常拟合的多项式阶数不低于四阶^[27-29],采用六阶多项式函

数建立上述各参数与真应变之间的关系,如式 (9) 所示。

$$\begin{cases} \alpha(\epsilon) = \alpha_0 + \alpha_1 \epsilon + \alpha_2 \epsilon^2 + \alpha_3 \epsilon^3 + \alpha_4 \epsilon^4 + \alpha_5 \epsilon^5 + \alpha_6 \epsilon^6 \\ n(\epsilon) = n_0 + n_1 \epsilon + n_2 \epsilon^2 + n_3 \epsilon^3 + n_4 \epsilon^4 + n_5 \epsilon^5 + n_6 \epsilon^6 \\ A(\epsilon) = A_0 + A_1 \epsilon + A_2 \epsilon^2 + A_3 \epsilon^3 + A_4 \epsilon^4 + A_5 \epsilon^5 + A_6 \epsilon^6 \\ Q(\epsilon) = Q_0 + Q_1 \epsilon + Q_2 \epsilon^2 + Q_3 \epsilon^3 + Q_4 \epsilon^4 + Q_5 \epsilon^5 + Q_6 \epsilon^6 \end{cases} \quad (9)$$

式中, ϵ 为真应变, $\alpha_0 \sim \alpha_6$ 、 $n_0 \sim n_6$ 、 $A_0 \sim A_6$ 、 $Q_0 \sim Q_6$ 为六阶多项式的拟合系数。采用 0.04 ~ 0.7 真应变内的流变数据构建 Super304H 奥氏体钢热变形的本构方程,利用式 (9) 对各参数 (A 、 α 、 n 、 Q) 与真应变进行拟合,如图 4 所示,得到的六阶多项式拟合系数见表 2,将这些系数代回式 (9) 即获得不同真应变下的材料常数和 Q 值。

此外,热变形过程还可使用所谓的 Zener-Hollomon 参数 (Z 参数) 来表达应变速率和温度的协同效应^[30-31],因而式 (3) 可表达为式 (10),而根据式 (10) 又可进一步变换得到式 (11),如下所示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left[\frac{Q}{RT}\right] = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (10)$$

$$\sinh(\alpha\sigma) = (Z/A)^{1/n} \quad (11)$$

在实际的生产中,可将 σ 表示为 Z 参数的函数,以方便地用于热变形过程流变应力的计算和变形参数的选择等,因此根据双曲正弦函数的定义,式 (11) 可表达为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (12)$$

将 $A(\epsilon)$ 、 $\alpha(\epsilon)$ 、 $n(\epsilon)$ 及 $Q(\epsilon)$ 代入式 (12),即得到应变补偿法修正后用于预测 Super304H 奥氏体钢热变形流变应力的本构模型:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \left(\frac{Z_{[Q(\varepsilon)]}}{A(\varepsilon)} \right)^{1/n(\varepsilon)} + \left[\left(\frac{Z_{[Q(\varepsilon)]}}{A(\varepsilon)} \right)^{2/n(\varepsilon)} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (13)$$

式中, $Z_{[Q(\varepsilon)]} = \dot{\varepsilon} \exp[Q(\varepsilon)/(RT)]$ 。式(13)所建立的本构模型精度可以使用相关系数(r)和平均相对误差(δ)来量化^[32], 相应的计算公式为:

$$\left\{ \begin{aligned} r &= \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E}_i)(P_i - \bar{P}_i)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E}_i)^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P}_i)^2}} \\ \delta &= \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{P_i} \right| \times 100\% \end{aligned} \right. \quad (14)$$

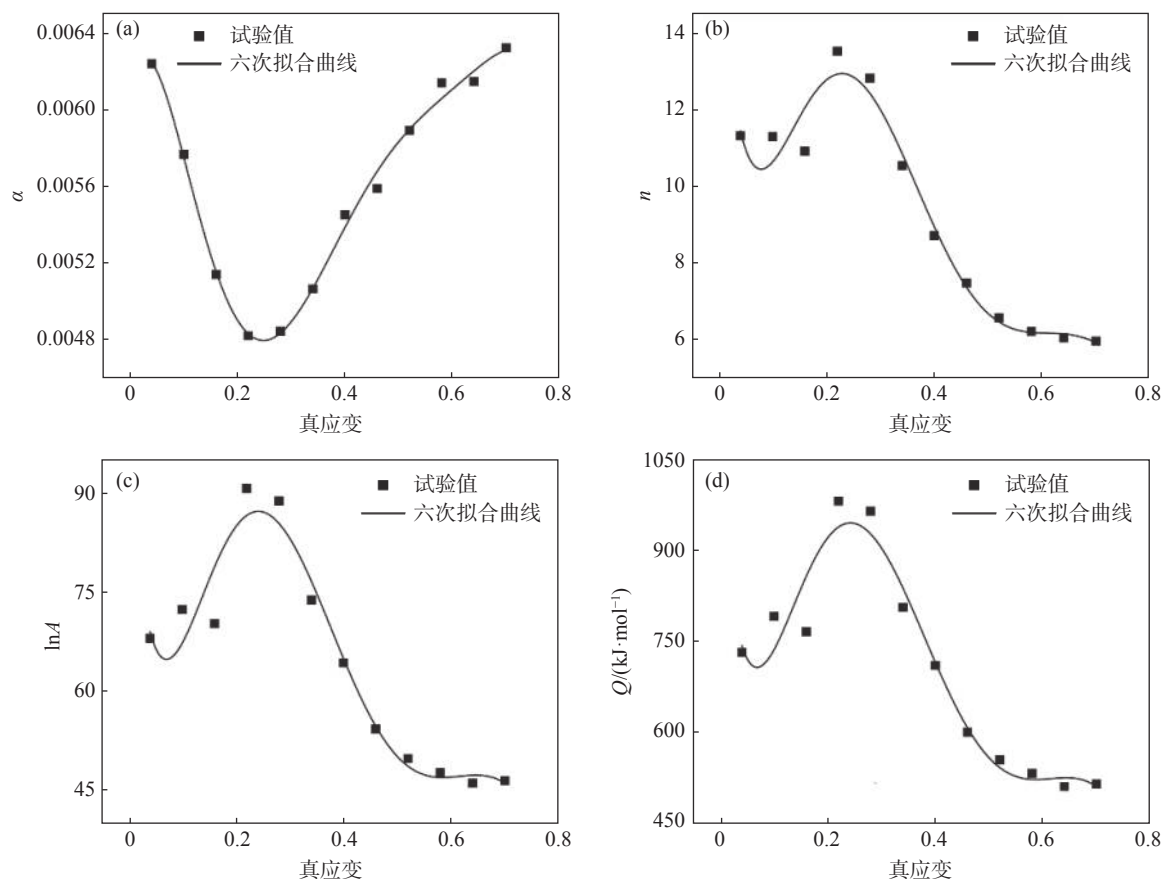


图4 材料常数及热变形激活能与真应变的关系

Fig. 4 Relationship between material constants, thermal deformation activation energy and true strain

表2 六阶多项式拟合系数
Table 2 Sixth-order polynomial fitting coefficients

系数	数值	系数	数值	系数	数值	系数	数值
0	0.006 12	n_0	15.916 53	A_0	93.853 74	Q_0	977.598 71
1	0.001 144	n_1	-174.988 1	A_1	-997.354 13	Q_1	-9 572.680 49
2	-0.257 19	n_2	1 896.336 36	A_2	11 320.337 44	Q_2	110 645.603
3	1.313 86	n_3	-8 218.314 78	A_3	-48 515.852 13	Q_3	-473 952.937 5
4	-2.871 61	n_4	16 501.667 06	A_4	94 905.126 13	Q_4	919 406.263 3
5	2.925	n_5	-15 630.935 6	A_5	-86 855.842 45	Q_5	-830 180.286 2
6	-1.143 91	n_6	5 671.668 7	A_6	30 223.265 55	Q_6	283 584.748 2

注: $Q_0 \sim Q_6$ 的单位为 kJ/mol。

式中, E_i 、 P_i 分别为流变应力的试验值和本构模型的预测值; $\bar{E}_i$ 、 $\bar{P}_i$ 分别为 E_i 和 P_i 的平均值, N 为选取的流变应力数据点总数。根据式 (13) 选取 144 组计算得到的流变应力预测值与相应的试验值进行比较, 如图 5 所示, 可以看到两者之间具有良好的相关性。进一步根据式 (14) 来定量分析本构模型的精确度, 计算得到的 r 和 δ 值分别为 0.989 和 7.007%, 表明建立的本构模型较为准确, 可以用于预测 Super304H 奥氏体钢在 900 ~ 1 200 °C 温度下的流变行为。

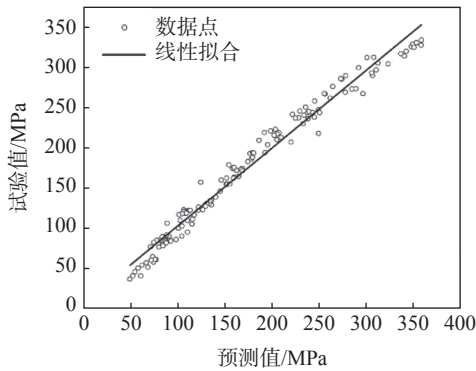


图5 Super304H 奥氏体钢流变应力预测值与试验值的对比

Fig. 5 Comparison between predicted and experimental values of flow stress in Super304H austenitic steel

2.3 热加工图

根据动态材料理论^[33-35], 材料进行热加工时外界输入的总能量 (P) 主要消耗于两个方面: 一部分能量用于材料的塑性变形, 称为耗散量 (G); 而另一部分则用于材料的组织演变, 称为耗散协量 (J)。相应的能量关系表达式如式(15)所示。

$$\begin{cases} P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \\ \frac{J}{G} = m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \end{cases} \quad (15)$$

式中, m 为应变速率敏感因子, 其值在 0 到 1 之间。在给定的温度和应变率下, J 可用式(16)表示。

$$J = \frac{\sigma \dot{\epsilon} m}{m+1} \quad (16)$$

当 $m=1$ 时的能量耗散为最大理想耗散 $J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2$ 。在热加工过程, 将实际用于材料组织演变的能量 J 与 $J_{\max}$ 的比值定义为功率耗散因子 (η), 用以反映材料组织演变所消耗能量的功率大小^[35], 如式(17)。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (17)$$

真应变一定时, 构建 η 与 T 及 $\dot{\epsilon}$ 之间的关系图,

即为该应变下的功率耗散图。一般情况下, η 值越大, 则表明材料的加工性能越好, 然而也有可能可能会出现 η 值较高时发生材料流变失稳的现象, 因此有必要先判断出材料的流变失稳区。在动态材料理论中, 可以用式 (18) 的判据来确定流变失稳区^[36]。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (18)$$

式中, $\xi(\dot{\epsilon})$ 为无量纲参数, 它随 T 和 $\dot{\epsilon}$ 的变化而变化。当 $\xi(\dot{\epsilon})$ 为负值时, 表明对应的材料变形参数范围为流变失稳区, 该区域内不宜进行热加工。基于式 (18) 可以构建流变失稳图, 将此图与上述的功率耗散图在平面上的投影叠加, 即获得材料的热加工图。

图 6 为 Super304H 奥氏体钢在不同真应变下的热加工图, 图中等值线上的数字为该钢在对应状态下的 η 值, 灰色部分表示流变失稳区, 而白色部分表示非失稳区。图 6(a) 是真应变为 0.02 时的热加工图, 可以看到 Super304H 奥氏体钢在变形屈服时其失稳区面积较大, 主要集中在 900 ~ 1 000 °C / 0.1 ~ 10 s⁻¹, 而在非失稳区, 该应变下对应的最大 η 值为 0.33。随着变形的真应变增加到 0.1 (图 6(b)), 热加工图的形状与 0.02 真应变下的情况相比有了很大的不同, 此时其失稳区面积大为缩小, 主要集中在低温、低应变速率的条件, 即 900 ~ 1 045 °C / 0.1 ~ 0.35 s⁻¹。当变形的真应变继续增加直至 0.7 时, 如图 6(c)~(e) 所示, 这些真应变下热加工图的形状均与 0.1 真应变下的形状类似; 具体来看, 真应变为 0.3 和 0.5 时的失稳区同样主要集中在低温、低应变速率的条件, 失稳区面积与 0.1 真应变下的面积相比更小一些, 而真应变进一步增加到 0.7 时则失稳区完全消失, 这说明 Super304H 奥氏体钢变形屈服且应变率达到一定程度后, 继续变形将具有良好的热加工稳定性。此外, 还可以看到在 0.1 ~ 0.7 的真应变下, 非失稳区内相应的最大 η 值为 0.31 ~ 0.44, 均出现在高温、低应变速率的范围。通常根据热加工图制定材料热加工工艺的原则是远离热加工失稳区, 在非失稳区中尽量取 η 值为最大的加工条件, 并且在该加工条件下试样不产生开裂以及能发生完全动态再结晶^[37]。根据图 6 的热加工图分析, 可以初步考虑确定 Super304H 奥氏体钢最佳的热加工参数范围为 1 160 ~ 1 200 °C / 0.1 ~ 0.55 s⁻¹, 在该范围内对该钢进行加工时的 η 值最大, 并且远离失稳区。

考虑到热加工时,材料发生的开裂现象往往也对应着较高的 η 值^[38-39],因而还需要结合 Super304H 奥氏体钢的热压缩变形组织来进一步判断上述所考虑选取的最佳热加工参数范围的合理性。取该范围内温度为 1 200 ℃,应变速率为 0.1 s⁻¹ 的 Super304H 奥氏体钢压缩试样进行分析,试样在该条件下压缩

后,表面并未出现开裂的现象,在图 7 的金相组织中也未观察到有微裂纹产生,而且金相组织还表明试样在压缩过程发生了完全的动态再结晶,相应的组织分布均匀,将具有较好的综合力学性能。因此,上述观察结果验证了所考虑选取的最佳热加工参数范围的合理性。

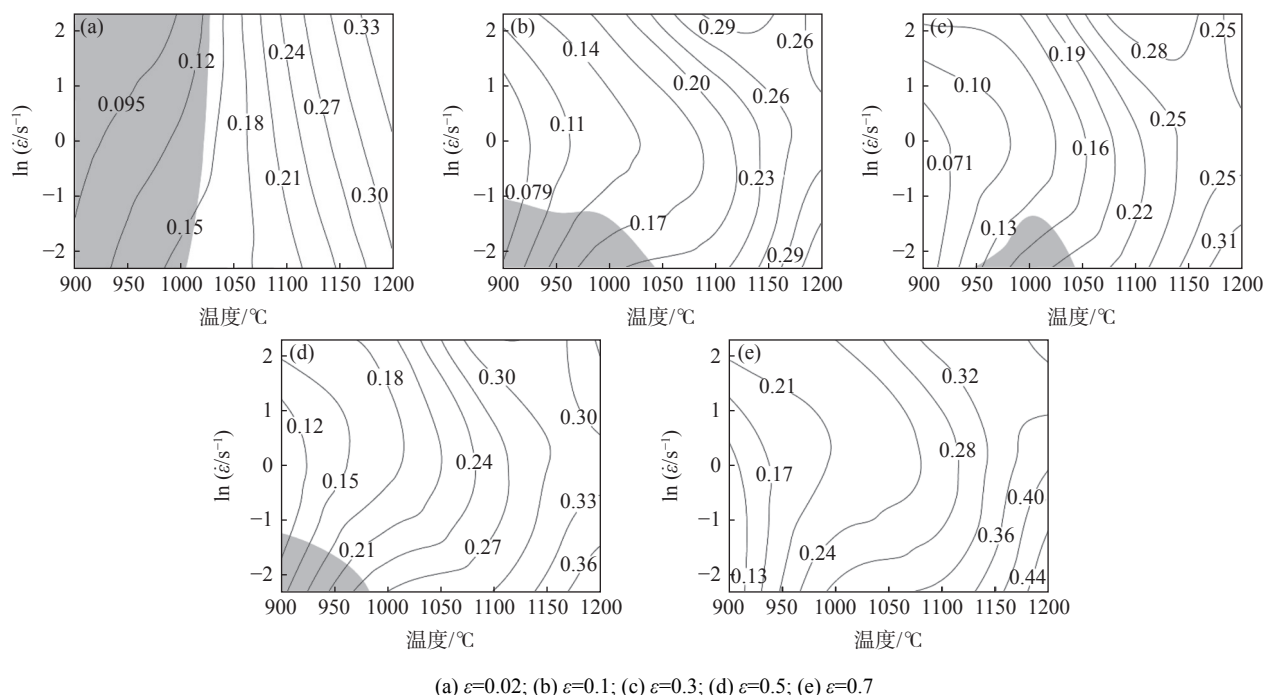


图 6 不同真应变下 Super304 奥氏体钢的热加工图

Fig. 6 Hot processing maps of Super304H austenitic steel at different true strains

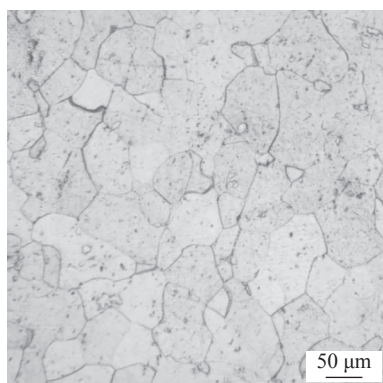


图 7 Super304H 奥氏体钢在 1 200 ℃ 和 0.1 s⁻¹ 条件下压缩试样的金相组织

Fig. 7 Metallographic structure of Super304H austenitic steel compressed at temperature of 1 200 ℃ and strain rate of 0.1 s⁻¹

参考文献

- [1] Dong Guoshen. Development of ultra supercritical coal-fired power generation technology[J]. *Internal Combustion Engine*

3 结论

1) 在热变形过程,高的温度和低的应变速率有利于 Super304H 奥氏体钢发生动态再结晶。

2) 采用应变补偿法建立的 Zener-Hollomon 本构模型预测的流变应力值与试验值之间的相关系数及平均相对误差分别为 0.989 和 7.007%,反映了建立的模型较为准确,可用于描述 Super304H 奥氏体钢热压缩的流变行为。

3) Super304H 奥氏体钢在 0.02 ~ 0.7 真应变下的热加工图表明该钢变形屈服且应变量达到一定程度后,继续变形将具有良好的热加工稳定性,由热加工图确定的最佳热加工参数范围为 1 160 ~ 1 200 ℃/0.1 ~ 0.55 s⁻¹。

- and Parts, 2017, (18): 140–142.
(董国荣. 超超临界燃煤发电技术的发展[J]. *内燃机与配件*, 2017, (18): 140–142.)
- [2] Wang Qian, Wang Weiliang, Liu Min, *et al.* Development and prospect of (ultra) supercritical coal-fired power generation technology[J]. *Thermal Power Generation*, 2021, 50(2): 1–9.
(王倩, 王卫良, 刘敏, 等. 超(超)临界燃煤发电技术发展展望[J]. *热力发电*, 2021, 50(2): 1–9.)
- [3] Sawaragi Y, Hirano S. Mechanical behaviour of materials[M]. Jono M, Inoue T (Eds.). New York: Pergamon Press, 1992: 589–594.
- [4] Viswanathan R, Henry J F, Tanzosh J, *et al.* U. S. program on materials technology for ultra-supercritical coal power plants[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(3): 281–292.
- [5] Wu Yue. Microstructure and mechanical properties of Super304H superheater steel tube in service[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2022, 47(11): 205–210.
(吴跃. 服役态Super304H过热器钢管显微组织及力学性能[J]. *金属热处理*, 2022, 47(11): 205–210.)
- [6] Ou Ping, Sun Jian, Cui Zhengqiang, *et al.* Microstructure of Super304H austenitic heat-resistant steel after long-term aging[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 35(5): 85–91.
(欧平, 孙坚, 崔正强, 等. Super304H奥氏体耐热钢时效后的组织结构[J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(5): 85–91.)
- [7] Ou P, Xing H, Sun J. Precipitation of nanosized MX at coherent Cu-rich phases in Super304H austenitic steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(1): 1–5.
- [8] Liu Tianzuo, Wei Yuzhong, Ma Qinzhen, *et al.* Quantitative analysis on evolution of precipitates in Super304H steel during aging at 650 °C[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44(12): 232–237.
(刘天佐, 魏玉忠, 马芹征, 等. Super304H钢650 °C时效过程中析出相演化的定量分析[J]. *金属热处理*, 2019, 44(12): 232–237.)
- [9] Chi C Y, Yu H Y, Dong J X, *et al.* The precipitation strengthening behavior of Cu-rich phase in Nb contained advanced Fe-Cr-Ni type austenitic heat resistant steel for USC power plant application[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2012, 22(3): 175–185.
- [10] Liu Junjian, Liu Run, Wang Wanli, *et al.* Effect of abnormal grain growth on mechanical properties of serviced Super304H steel tube[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(4): 125–131.
(刘俊建, 刘润, 王万里, 等. 晶粒异常长大对服役Super304H管力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2021, 42(4): 125–131.)
- [11] Ou P, Xing H, Wang X L, *et al.* Tensile yield behavior and precipitation strengthening mechanism in Super304H steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 600: 171–175.
- [12] Ou P, Li L, Xie X F, *et al.* Steady-state creep behavior of Super304H austenitic steel at elevated temperatures[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2015, 28(11): 1336–1343.
- [13] Zhang Y T, Yuan T B, Shao Y W, *et al.* Investigation of creep degradation in a Super304H austenitic steel and its nonlinear ultrasonic assessment method[J]. *Materials at High Temperatures*, 2022, 39(2): 167–180.
- [14] Bai Jiawei, Zhan Qian, Chi Chengyu, *et al.* Strengthening effect of precipitate phase in Super304H austenitic heat-resistant steel after long-term aging[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(12): 3042–3050.
(白嘉伟, 詹倩, 迟成宇, 等. 长时效后Super304H奥氏体热强钢中析出相的强化效应[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(12): 3042–3050.)
- [15] Sun Xian. Effect of weld metals on weldability of Super304H austenitic heat resistant steel[J]. *Electric Welding Machine*, 2021, 51(3): 37–46.
(孙咸. 焊缝金属对Super304H奥氏体耐热钢焊接性的影响[J]. *电焊机*, 2021, 51(3): 37–46.)
- [16] Wang Lin, Li Changshan. Cracking causes and treatment measures of T92/Super304H dissimilar steel welded joint[J]. *Corrosion and Protection*, 2022, 43(3): 68–73.
(王林, 李常山. T92/Super304H异种钢焊接接头开裂的原因及处理措施[J]. *腐蚀与防护*, 2022, 43(3): 68–73.)
- [17] Zhang Zhongwen, Li Xinmei, Du Baoshuai, *et al.* Aging microstructure and creep rupture properties of Super304H steel welded joint[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2018, 42(11): 62–66.
(张忠文, 李新梅, 杜宝帅, 等. Super304H钢焊接接头的时效组织及其持久性能[J]. *机械工程材料*, 2018, 42(11): 62–66.)
- [18] Kumar R, Varma A, Kumar Y R, *et al.* Enhancement of mechanical properties through modified post-weld heat treatment processes of T91 and Super304H dissimilar welded joint[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 78: 59–70.
- [19] Li Lingxiao, Zhao Yanjun, Zhang Jingrui, *et al.* High temperature oxidation resistance of Super304H austenitic stainless steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(1): 80–86.

- (李凌霄, 赵艳君, 张敬瑞, 等. Super304H奥氏体不锈钢的高温抗氧化性能[J]. 金属热处理, 2023, 48(1): 80–86.)
- [20] Gao Y, Zhang C L, Xiong X H, *et al.* Intergranular corrosion susceptibility of a novel Super304H stainless steel[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2012, 24: 26–32.
- [21] Luo C, Liu H D, Wan Q, *et al.* Effect of fast multiple rotation rolling on the oxidation resistance of Super304H stainless steel in high-temperature water vapor[J]. *Oxidation of Metals*, 2015, 84(3-4): 259–268.
- [22] Wang Xiaolong, Wang Yongdong, Liu Junjie, *et al.* High temperature corrosion experiment on T91 and Super304H steel materials[J]. *Clean Coal Technology*, 2022, 28(5): 182–188.
(王小龙, 王永东, 刘俊杰, 等. T91和Super304H钢材料高温腐蚀试验[J]. 洁净煤技术, 2022, 28(5): 182–188.)
- [23] Xu Hong, Liang Zhiyuan, Ding Jianliang, *et al.* Study on high temperature corrosion resistance of domestic Super304H heat resistant steel in real furnace[J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46(24): 63–66.
(徐洪, 梁志远, 丁建良, 等. 国产Super304H耐热钢实炉高温腐蚀性能研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(24): 63–66.)
- [24] Schoeck G. The activation energy of dislocation movement[J]. *Physica Status Solidi*, 1965, 8(2): 499–507.
- [25] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136–1138.
- [26] Mandal S, Rakesh V, Sivaprasad P V, *et al.* Constitutive equations to predict high temperature flow stress in a Ti-modified austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 500(1-2): 114–121.
- [27] Wu Yiming, Wang Yan, Zhang Minghe, *et al.* Constitutive model and hot processing maps of Fe-10Mn-2Al-0.1C medium Mn steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2022, 46(9): 82–88.
(吴翼铭, 王焱, 张明赫, 等. Fe-10Mn-2Al-0.1C中锰钢的本构模型与热加工图[J]. 机械工程材料, 2022, 46(9): 82–88.)
- [28] Sun Chaoyang, Luan Jingdong, Liu Geng, *et al.* Predicted constitutive modeling of hot deformation for AZ31 magnesium alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48(7): 853–860.
(孙朝阳, 栾京东, 刘赓, 等. AZ31镁合金热变形流动应力预测模型[J]. 金属学报, 2012, 48(7): 853–860.)
- [29] Dong Xiaofeng, Wang Guanjuan, Zhang Mingyu, *et al.* Study on high-temperature tensile deformation behavior of TA9 titanium alloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2023, 44(2): 77–83.
(董晓锋, 王冠军, 张明玉, 等. TA9钛合金高温拉伸变形行为的研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(2): 77–83.)
- [30] Medina S F, Hernandez C A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(1): 137–148.
- [31] Zhu Shaozhen, Wang Jie. Constitutive relationship analysis and microstructural evolution of biomedical Ni-Ti alloy during warm deformation[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(6): 51–57.
(朱绍珍, 王杰. 医用镍钛合金温变形过程中的本构关系和组织演变[J]. 钢铁钒钛, 2022, 43(6): 51–57.)
- [32] Wang K, Wen D X, Li J J, *et al.* Hot deformation behaviors of low-alloyed ultrahigh strength steel 30CrMnSiNi2A: Microstructure evolution and constitutive modeling[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 26: 102009.
- [33] Prasad Y V R K, Geggel L, Doraivelu S M, *et al.* Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1883–1892.
- [34] Prasad Y V R K, Seshacharvulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control[J]. *Metallurgical Reviews*, 1998, 43(6): 243–258.
- [35] Prasad Y V R K, Rao K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300–950 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 391(1-2): 141–150.
- [36] Medeiros S C, Frazier W G, Prasad Y V R K. Hot deformation mechanisms in a powder metallurgy nickel-base superalloy IN 625[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(9): 2317–2325.
- [37] Kang Fuwei, Sun Jianfei, Zhang Guoqing, *et al.* Characteristics of hot compression deformation and microstructure evolution of spray formed nickel base superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(10): 1053–1058.
(康福伟, 孙剑飞, 张国庆, 等. 喷射成形镍基高温合金热变形特性及微观组织变化[J]. 金属学报, 2007, 43(10): 1053–1058.)
- [38] Guo Haiting, Deng Lei, Wang Xinyun. Research on the deformation behavior of 6061 aluminum alloy based on processing map[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2011, 3(6): 6–8.
(郭海廷, 邓磊, 王新云. 基于热加工图的铝合金6061变形行为研究[J]. 精密成形工程, 2011, 3(6): 6–8.)
- [39] Cepeda-Jiménez C M, Ruano O A, Carsí M, *et al.* Study of hot deformation of an Al–Cu–Mg alloy using processing maps and microstructural characterization[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 530–539.