

低活化马氏体钢热变形行为 及机理型本构建模研究

李萍¹, 朱慧玲¹, 严思梁¹, 田文春¹, 薛传妹¹, 薛克敏^{1,*}, 魏连峰²

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009;

2. 中国核动力研究设计院 核燃料及材料重点实验室, 四川 成都 610041)

摘要:利用 Gleeble-3500 热模拟试验机研究了低活化马氏体钢在变形温度为 850~950 °C、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下的热变形行为。建立了流变应力本构方程, 并评估了该方程的预测能力。绘制了低活化马氏体钢在不同应变下的热加工图。结果表明: 在较高的应变速率条件下, 该材料主要发生动态回复, 在较高变形温度和较低应变速率下具有明显的动态再结晶特征; 本构方程的预测结果与实验结果符合良好; 变形温度 870~930 °C、应变速率 0.001~0.01 s⁻¹ 和变形温度 920~950 °C、应变速率 0.3~1 s⁻¹ 分别是真应变为 0.4 和 0.6 下最优的热加工区域。

关键词:低活化马氏体钢; 热变形行为; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG376

文献标志码: A

文章编号: 1000-6931(2020)10-1904-08

doi: 10.7538/yzk.2019.youxian.0702

Hot Deformation Behavior and Physically Based Constitutive Modeling of Low Activation Martensitic Steel

LI Ping¹, ZHU Huiling¹, YAN Siliang¹, TIAN Wenchun¹,
XUE Chuanmei¹, XUE Kemin^{1,*}, WEI Lianfeng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology,
Hefei 230009, China; 2. Key Laboratory for Nuclear Fuel and Materials,
Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610041, China)

Abstract: The hot deformation behaviors of low activation martensitic steel were investigated in temperature range of 850-950 °C and strain rate range of 0.001-1 s⁻¹ by Gleeble-3500 thermal simulation machine. The constitutive equation was established and its predictive ability of flow behaviors was evaluated. Hot processing maps of low activation martensitic steel at different strains were established. The results show that the material exhibits the characteristics of dynamic recrystallization at higher deformation temperature and lower strain rate. The prediction results of constitutive equation are in

收稿日期: 2019-09-15; 修回日期: 2019-12-23

基金项目: 国家自然科学基金面上项目资助(51875158)

作者简介: 李萍(1973—), 女, 黑龙江双城人, 教授, 博士后, 材料加工专业

* 通信作者: 薛克敏, E-mail: xuekm0721@sina.com

网络出版时间: 2020-03-30; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.2044.TL.20200327.1259.002.html>

good agreement with the experimental results. The optimal parameter combinations for hot processing at true strain of 0.4 and 0.6 are determined as the interval of temperature of 870-930 °C and strain rate of 0.001-0.01 s⁻¹, and the interval of temperature of 920-950 °C and strain rate of 0.3-0.1 s⁻¹, respectively.

Key words: low activation martensitic steel; hot deformation behavior; constitutive equation; hot processing map

低活化铁素体/马氏体(RAFM)钢的辐照肿胀率和热膨胀系数较低、热导率和力学性能优异,被认为是未来聚变示范堆的首选结构材料^[1]。但低活化马氏体钢的室温组织为板条马氏体,具有强度高、冷塑性变形抗力大的特点,在实际生产过程中难以通过冷或低温加工实现大规模生产。因此研究低活化马氏体钢的热变形行为对该材料的应用前景具有重要意义。近年来,已有学者开展了低活化材料的高温流变特性以及本构模型的研究^[2-8],为 RAFM 钢的热加工工艺制定和优化提供了丰富的理论基础。然而大部分本构关系是基于 Arrhenius 型方程建立的,该方程一般用于表达稳态应力与变形参数的关系,而稳态之前的应力值无法确定^[9]。解决这一问题广泛运用的方法是将参数回归成应变的函数,从而可确定某一应变下的应力值,此方法虽能定量描述高温流变应力变化规律,但难以揭示热塑性成形过程的机理。材料内部在热变形过程中一般会发生加工硬化和动态软化两种变化过程,该过程在内与位错密度变化密切相关,在外受变形温度、变形速率和变形程度等工艺参数的影响。而内部微观结构不仅对流变应力有重要影响,也是决定材料性能的重要因素。因此,为提高模型的预测精度以及准确控制材料内部组织、实现合理的综合性能匹配,需要同时考虑变形参数对材料的宏观塑性响应和与位错密度相关的硬化和软化过程对流变应力的影响规律,从而建立考虑材料塑性变形宏微观物理机制的本构方程。

本文基于热压缩试验研究低活化马氏体钢的高温流变行为,基于变形条件与热塑性变形过程中的加工硬化和动态软化建立本构方程,并建立热加工图,以期低活化马氏体钢热加工工艺提供理论基础,改善金属材料的微观组织、力学和物理性能,同时为有限元数值模拟提供可靠的材料模型。

1 材料及方法

试验用低活化马氏体钢采用真空感应电炉进行冶炼,并将其电渣重熔为 500 kg 的钢锭,然后在 1 200 °C 进行锻打后轧制成厚度为 21 mm 的板材,其化学成分列于表 1。为改善材料的塑性,使其具有良好的综合机械性能,对板材进行正火+回火热处理(980 °C/30 min/水冷+760 °C/90 min/空冷)。

表 1 低活化马氏体钢的主要成分

Table 1 Main chemical composition of low activation martensitic steel

元素	质量分数/%	元素	质量分数/%
C	0.091	Ta	0.10
Cr	8.93	Mn	0.48
W	1.43	P	0.06
V	0.19	Fe	余量

将热处理后的低活化马氏体钢切割成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体试样,两端用砂纸磨光后在 Gleeble-3500 热模拟机上进行等温恒应变速率压缩试验。试验前在试样和模拟机压头之间放入钼箔进行润滑。热压缩试验设定总变形量为 60%,变形温度为 850、900、950 °C,应变速率为 0.001、0.01、0.1、1 s⁻¹。试验时,首先通过试验机的电阻加热系统将试样以 10 °C/s 的升温速度加热至变形温度,保温 5 min 后,以设定的变形速率进行压缩变形。试验过程中的变形温度由点焊在试样侧面的热电偶控制。

2 结果及分析

2.1 材料塑性流变行为分析

流变应力是材料在变形过程中对变形参数的动态响应,也是加工硬化与动态软化同时进行、相互竞争的结果^[10]。低活化马氏体

钢在不同变形条件下的真应力-真应变曲线示于图1。整体上,流变应力开始随应变的增加而迅速上升,当达到一定应变量后应力上升速率减缓直至达到峰值。不同的是,在应变速率为 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 条件下,应力达到峰值后会不同程度地降低,且温度越高应力下降越明显,而在应变速率为 1 s^{-1} 的条件下,应力达到峰值后趋于稳定。这说明在低应变速率下动态再结晶为主要软化机制^[11],此时峰值应力明显,而在高应变速率下主要发生动态回复,表现为峰值应力几乎与稳态应力相等。应力达到稳态后又缓慢上升,这可能是由于试样两个端面润滑程度不足,在摩擦力的作用下产生了畸变并出现了鼓肚现象,从而使

应力不再是单向应力状态^[6]。

峰值应力是材料热变形过程中的重要特征参量,因此选择峰值应力作为各流变曲线的代表应力来分析流变应力与变形温度及应变速率之间的关系。图2为低活化马氏体钢峰值应力 σ 的对数与变形温度 T 的倒数和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的对数之间的关系。可看出,应变速率一定时,峰值应力随温度的增加而减小,这是因为温度越高,原子活性越强,位错容易迁移,新的滑移系也更容易开动^[12],从而引起流变应力的下降。变形温度一定时,峰值应力随应变速率的增加而增大,这是由于变形速率的增加使单位时间内的位错与缺陷增多,而位错湮灭引起的动态软化发生时间缩短^[13]。

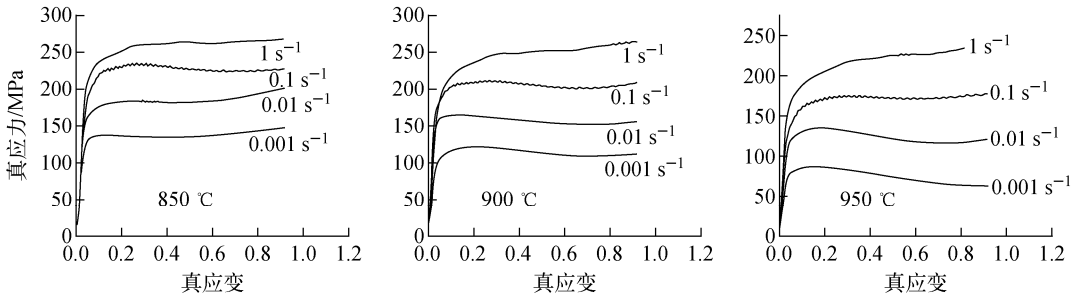


图1 不同条件下的真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves at different conditions

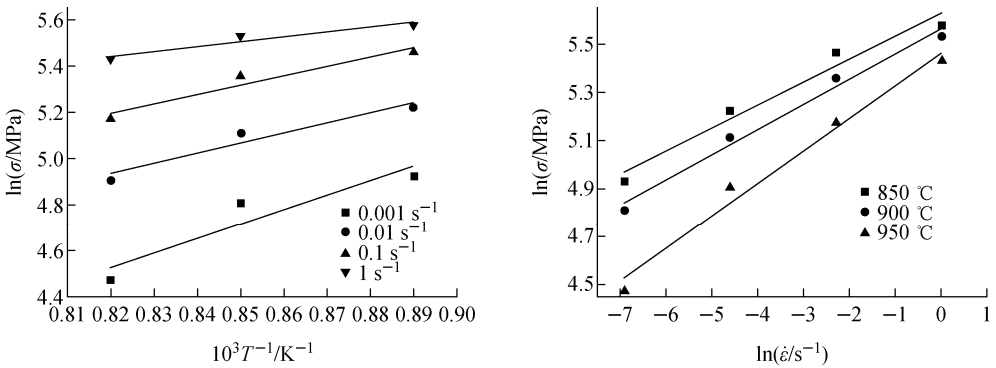


图2 变形温度和应变速率对峰值应力的影响

Fig. 2 Effect of deformation temperature and strain rate on peak stress

2.2 本构模型构建及预测精度评价

1) 机理型本构模型构建

通过对低活化马氏体钢的热变形行为研究发现,在当前试验条件下,主要变形机制是位错增殖与交互作用导致的加工硬化和动态回复、

再结晶过程发生的位错滑移或攀移以及形核等导致的流动软化。因此,需针对以上变形机制予以构建本构模型。

Bergstrom^[14]根据加工硬化和动态回复推导出了变形过程中位错密度 ρ 的变化:

$$d\rho/d\varepsilon = U - \Omega\rho \quad (1)$$

式中: ε 为应变; U 为位错增殖的加工硬化项; $\Omega\rho$ 为位错湮灭和重组引起的软化项,其中 Ω 表示动态回复发生程度。

变形开始,即 $\varepsilon=0$ 时,有 $\rho=\rho_0$,将初始条件代入式(1),求积分可得:

$$\rho = \rho_0 \exp(-\Omega\varepsilon) + (U/\Omega)(1 - \exp(-\Omega\varepsilon)) \quad (2)$$

当变形达到稳态时,有 $d\rho/d\varepsilon=0$,则根据式(2)求得稳态时的位错密度为:

$$\rho_s = U/\Omega \quad (3)$$

Honeycombe^[15]提出的经典公式可很好地描述应力与位错密度的关系:

$$\sigma = \gamma G b \rho^{0.5} \quad (4)$$

式中: γ 为材料参数; b 为滑移方向上的原子间距; G 为剪切模量。

将式(2)、(3)代入式(4),可得到材料发生动态回复时流变应力变化的关系式:

$$\sigma = (\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) \exp(-\Omega\varepsilon))^{0.5} \quad (5)$$

式中: σ_0 为屈服应力; σ_s 为稳态应力。

将式(5)转化为峰值应力 σ_p 的函数:

$$\sigma = \sigma_p \left(\left(\frac{\sigma_s}{\sigma_p} \right)^2 + \frac{\sigma_0^2 - \sigma_s^2}{\sigma_p^2} \exp(-\Omega\varepsilon) \right)^{0.5} \quad (6)$$

考虑到低活化马氏体钢发生动态回复时,稳态应力与峰值应力近似相等,而屈服应力远小于峰值应力,故将式(5)通过式(6)简化为:

$$\sigma = \sigma_p (1 - \exp(-\Omega\varepsilon))^{0.5} \quad (7)$$

当材料进入塑性变形后,由于同一滑移面上的异号位错对消平衡了一部分加工硬化效应,因此应变 ε 小于峰值应变 ε_p 时加工硬化率逐渐降低,这一过程对流变应力的影响可用式(7)表示。

当应变增加至临界应变时,材料除去动态回复前期过程消耗的大量形变储能后仍剩余足够大的能量时会引发动态再结晶^[16]。为减小计算误差,模型将峰值应变作为动态再结晶发生的临界点^[17]。当应变大于 ε_p 小于稳态阶段的最大应变 ε_s 时,低活化马氏体钢内部同时进行着加工硬化、动态回复和动态再结晶过程,只是不同变形条件下动态软化过程的主导性不同。在高应变速率下,主要发生动态回复,此时应力软化程度几乎为0。而在较低应变速率条

件下,动态再结晶占主导,其依靠动态回复过程提供的组织基础实现无畸变新晶粒的形核与长大,使位错密度降低,从而导致流变应力呈下降趋势。动态再结晶引起的应力软化程度与其体积分数的关系^[18]为:

$$X_D = \frac{\sigma_p - \sigma}{\sigma_p - \sigma_s} \quad (8)$$

式中, X_D 为动态再结晶体积分数。基于动力学理论, X_D 可表示为应变的函数^[19]:

$$X_D = 1 - \exp(-\Omega_2(\varepsilon - \varepsilon_p)^{1.6}) \quad (9)$$

式中, Ω_2 为动态再结晶软化程度。

联立式(8)、(9)可用于评估动态再结晶及动态回复稳态阶段对流变应力的影响。

$$\sigma = \sigma_p - (1 - \exp(-\Omega_2(\varepsilon - \varepsilon_p)^{1.6}))(\sigma_p - \sigma_s) \quad (10)$$

$$\varepsilon_p \leq \varepsilon < \varepsilon_s$$

当变形进入稳态后,由于摩擦等因素导致的不均匀变形使流变应力又呈上升趋势,这一过程可采用指数方程^[19]进行修正:

$$\sigma = \sigma_s \exp(-\Omega_3(\varepsilon - \varepsilon_s)^{1.6}) \quad (11)$$

$$\varepsilon \geq \varepsilon_s$$

式中, Ω_3 为不均匀变形修正量。

2) 本构方程参数求解及结果分析

由前述分析可知,金属在热变形过程中,应变速率和变形温度对流变应力有重要影响,它们之间的关系可用 Arrhenius 型方程^[20]表示:

$$\dot{\varepsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^n \exp(-Q/RT) \quad (12)$$

在不同应力水平下,式(12)可简化为:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (13)$$

$$\alpha\sigma < 0.8$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (14)$$

$$\alpha\sigma > 1.2$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; σ 为峰值应力; A 、 α 、 n 、 n_1 和 β 为与温度无关的常数,且 $\alpha=\beta/n_1$; Q 为变形激活能; T 为绝对温度; R 为气体常数, $R=8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ 。

对式(13)、(14)两边分别取对数,代入应变速率和峰值应力得到不同温度下的 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 关系曲线,如图3所示。图3a、b中线性回归得到的直线斜率的平均值分别为 n_1 和 β 值,则 $\alpha=\beta/n_1=0.0058$ 。

变形温度和应变速率分别为常数时,对式(12)两边取对数得到 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 、 $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) - T^{-1}$ 关系曲线,如图4所示。由图

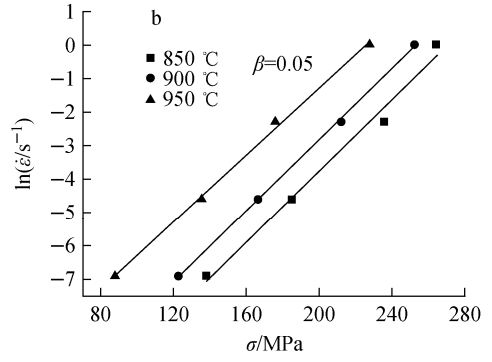
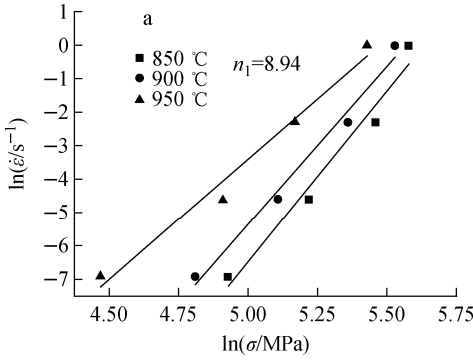


图3 峰值应力与应变速率的关系

Fig. 3 Relationship between peak stress and strain rate

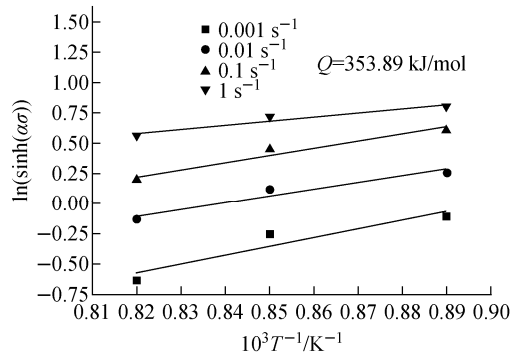
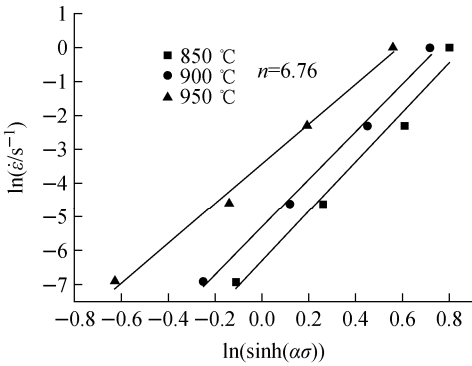


图4 ln(sinh(ασ))与ln ε̇和温度的关系

Fig. 4 ln(sinh(ασ)) vs. ln ε̇ and temperature

中曲线斜率的平均值可求得变形激活能 $Q = 353.89 \text{ kJ/mol}$ 。

Zener 和 Hollomon^[21] 提出温度与应变速率对材料变形行为的综合影响可用 Z 参数表示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (15)$$

联立式(15)与(12)可得:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A(\sinh(\alpha\sigma))^n \quad (16)$$

对式(16)两边取对数,并代入求得的 Z 和峰值应力得到 $\ln Z - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 关系曲线,如图5所示。求出直线截距为 31.33,从而 $A = 4.04 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ 。

将求解得到的 n, α, A 代入式(16)可得到峰值应力与 Z 的关系式:

$$\sigma_p = 171.82 \ln \left(\left(\frac{Z}{4.04 \times 10^{13}} \right)^{0.15} + \left(\left(\frac{Z}{4.04 \times 10^{13}} \right)^{0.30} + 1 \right)^{1/2} \right) \quad (17)$$

同样地,可求得稳态应力与 Z 的关系式:

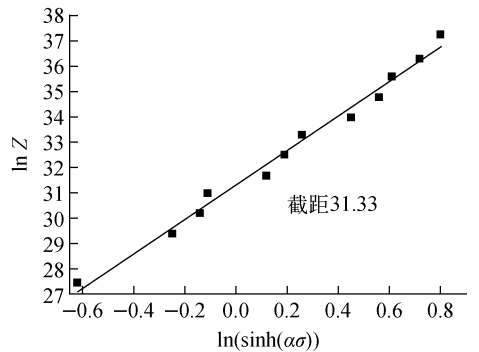


图5 峰值应力与 Z 的关系

Fig. 5 Relationship between peak stress and Z

$$\sigma_s = 166.67 \ln \left(\left(\frac{Z}{5.00 \times 10^{11}} \right)^{0.17} + \left(\left(\frac{Z}{5.00 \times 10^{11}} \right)^{0.34} + 1 \right)^{1/2} \right) \quad (18)$$

进一步地,由以上分析可知,材料在热变形过程中伴随着基于位错密度变化的动态回复、动态再结晶以及不均匀变形,其进行程度分别

用 Ω 、 Ω_2 、 Ω_3 表示。为简化模型,降低计算难度,将 Ω 、 Ω_2 、 Ω_3 化为变形温度和应变速率的函数。则由式(7)、(10)、(11)求出不同变形条件下的 Ω 、 Ω_2 、 Ω_3 后,采用最小二乘法拟合出它们与 Z 的关系式:

$$\Omega = 270e^{-0.3} Z^{-0.08} \quad (19)$$

$$\Omega_2 = 1.82 \times 10^5 e^{-0.48} Z^{-0.23} \quad (20)$$

$$\Omega_3 = e^{4.3} Z^{-0.15} \quad (21)$$

同样采用最小二乘法求出 ϵ_p 、 ϵ_s 与 Z 的关系式:

$$\epsilon_p = 0.0044e^{0.43} Z^{0.132} \quad (22)$$

$$\epsilon_s = 0.0061e^{0.43} Z^{0.132} \quad (22)$$

综上,根据材料流动行为主导机制的不同,基于位错密度变化、动态再结晶动力学方程得到动态回复、动态再结晶对流变应力的影响规律,从而建立能量化其作用效应的本构方程,统一式为:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_p &= 171.82 \ln \left(\left(\frac{Z}{4.04 \times 10^{13}} \right)^{0.15} + \left(\left(\frac{Z}{4.04 \times 10^{13}} \right)^{0.30} + 1 \right)^{1/2} \right) \\ \sigma_s &= 166.67 \ln \left(\left(\frac{Z}{5.00 \times 10^{11}} \right)^{0.17} + \left(\left(\frac{Z}{5.00 \times 10^{11}} \right)^{0.34} + 1 \right)^{1/2} \right) \\ \sigma &= \sigma_p (1 - \exp(-270e^{-0.3} Z^{-0.08} \epsilon))^{0.5} \\ \epsilon &< \epsilon_p \\ \sigma &= \sigma_p - (1 - \exp(-1.82 \times 10^5 e^{-0.48} Z^{-0.23} \cdot (\epsilon - \epsilon_p)^{1.6}) - 1) (\sigma_p - \sigma_s) \quad \epsilon_p \leq \epsilon < \epsilon_s \\ \sigma &= \sigma_s \exp(-e^{4.3} Z^{-0.15} (\epsilon - \epsilon_s)^{1.6}) \quad \epsilon \geq \epsilon_s \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \end{aligned} \right. \quad (23)$$

由本构方程预测的结果如图6所示,可看出该方程可很好地描述低活化马氏体钢流变应力随应变的变化趋势,但稳态阶段的预测值存在一定误差。且模型在高温高应变速率下的应用效果欠佳,其原因可能是温度越高,虽然动态再结晶过程更易发生,但由于应变速率较高,变形晶粒来不及形核与长大,从而抑制动态再结晶的进行,因而导致实验流变应力相对预测值有一定偏差。但整体上,模型精度达到预期,因此是可行的。

不同变形条件下流变应力实验值与预测值的关系示于图7。线性相关系数 R 与平均相对误差绝对值(AARE)通常用来验证本构方程的可预测性^[22]。由图7可知,实验值与预测值的 R 可达 0.986 64, AARE 只有 4.23%, 表明本构方程具有良好的预测精度。

2.3 热加工图构建

由热加工图可获得材料的可加工区和加工失稳区,从而确定最佳工艺参数,避免其在热变形过程中产生缺陷。根据动态材料模型^[23]以及 Prasad 失稳准则^[24]可计算能量耗散效率因子 η 和流变失稳区:

$$\left\{ \begin{aligned} \eta &= 2m/(m+1) \\ \xi(\dot{\epsilon}) &= \partial \ln(2m/(m+1)) / \partial \ln \dot{\epsilon} + m < 0 \end{aligned} \right. \quad (24)$$

式中, m 为应变速率敏感指数。

由功率耗散图与流变失稳图叠加得到的热加工图示于图8。图中等值线上的数字为 η 值,阴影部分为流变失稳区。整体上, η 值随应变的增加而增大,而失稳区面积却逐渐缩小,在真应变为 0.4 和 0.6 条件下各存在 2 个失稳区。材料最佳热加工区通常为稳定区内 η 值高的区域,因此应变为 0.4 时,变形温度 870~930 °C、

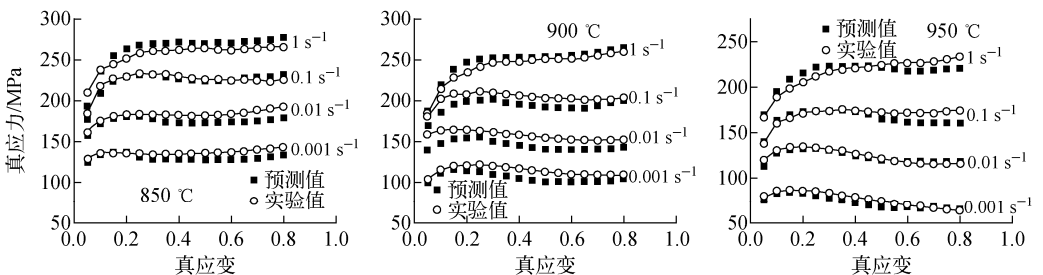


图6 不同变形条件下流变应力实验值与预测值的比较

Fig. 6 Experimental values vs. predicted values of flow stress at various conditions

应变速率 $0.001 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 为最佳变形区, 此时功率耗散率可达 40%; 应变为 0.6 时, 最佳变形区为变形温度 $920 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $0.3 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 组成的区域。

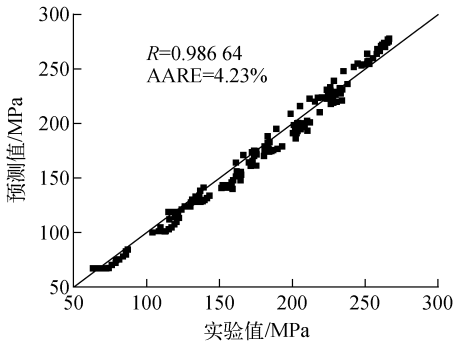


图 7 流变应力实验值与预测值的关系
Fig. 7 Experimental value
vs. predicted value of flow stress

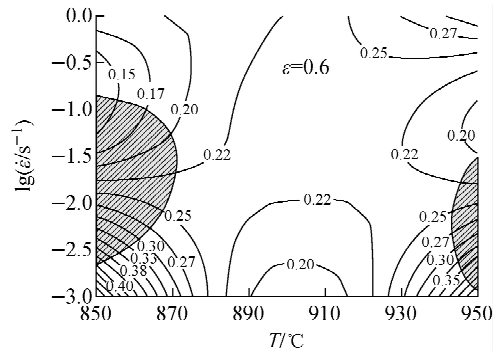
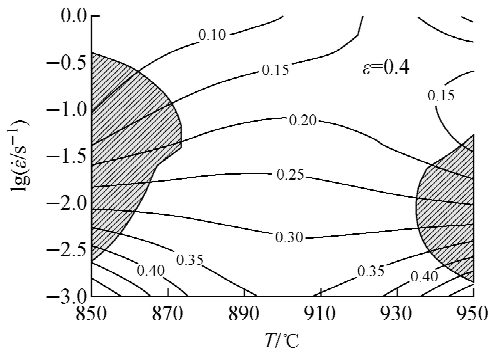


图 8 不同真应变下的热加工图

Fig. 8 Hot processing maps at different strains

参考文献:

- [1] HUANG Q Y. Development status of CLAM steel for fusion application[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 455(1-3): 649-654.
- [2] WANG W T, GUO X Z, HUANG B, et al. The flow behaviors of CLAM steel at high temperature[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 599: 134-140.
- [3] 马荣, 杨亚峰, 燕青芝, 等. 9Cr 低活化马氏体钢高温变形行为[J]. 北京科技大学学报, 2011, 33(2): 172-177.
MA Rong, YANG Yafeng, YAN Qingzhi, et al. Hot deformation behavior of 9Cr reduced activation martensitic steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2011, 33(2):

3 结论

1) 低活化马氏体钢在较高应变速率条件下, 主要发生动态回复控制的流动软化, 而在较高变形温度和较低应变速率下, 其流变应力曲线具有明显的动态再结晶特征。

2) 充分考虑热塑性变形过程中的加工硬化、动态软化, 并将其作用效应表述为应变速率和变形温度的函数, 从而建立微观机制与宏观变形条件相互关联的本构方程。对比实验值与预测值可得, 模型平均相对误差为 4.23%, 表明该模型预测精度较高。

3) 通过构建热加工图发现, 低活化马氏体钢在真应变为 0.4 和 0.6 的最佳热加工工艺参数分别为变形温度 $870 \sim 930 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $0.001 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$, 变形温度 $920 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $0.3 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 。

172-177(in Chinese).

- [4] XIAO X, LIU G Q, HU B F, et al. A comparative study on Arrhenius-type constitutive equations and artificial neural network model to predict high-temperature deformation behaviour in 12Cr3WV steel[J]. Computational Materials Science, 2012, 62: 227-234.
- [5] 肖翔, 刘国权, 胡本芙, 等. 12Cr3WV 低活性 F/M 钢的高温热变形行为[J]. 材料科学与工艺, 2013, 21(5): 57-63.
XIAO Xiang, LIU Guoquan, HU Benfu, et al. Hot deformation behavior of 12Cr3WV reduced activation ferrite/martensite steel[J]. Material Science and Technology, 2013, 21(5): 57-63(in Chinese).

- [6] FANG Y Y, CHEN X Z, MADIGAN B, et al. Effects of strain rate on the hot deformation behavior and dynamic recrystallization in China low activation martensitic steel[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2016, 103: 21-30.
- [7] CHEN J G, LIU Y C, LIU C X, et al. Study on microstructural evolution and constitutive modeling for hot deformation behavior of a low-carbon RAFM steel[J]. *Materials Research Society*, 2017, 32(7): 1 376-1 385.
- [8] 丁文圆, 宋庆华, 赵飞, 等. CLAM 钢的热变形行为及热加工图[J]. *原子能科学技术*, 2018, 52(6): 1 077-1 084.
- DING Wenyuan, SONG Qinghua, ZHAO Fei, et al. Hot deformation behavior and processing map of CLAM steel[J]. *Atomic Energy Science and Technology*, 2018, 52(6): 1 077-1 084(in Chinese).
- [9] PUS Z J, WUA K H, SHIB J, et al. Development of constitutive relationships for the hot deformation of boron microalloying TiAl-Cr-V alloys[J]. *Materials Science & Engineering A*, 1996, 192/193: 780-787.
- [10] 俞汉清, 陈金德. 金属塑性成形原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999: 27-31.
- [11] 曹金荣, 刘正东, 程世长, 等. 应变速率和变形温度对 T122 耐热钢流变应力和临界动态再结晶行为的影响[J]. *金属学报*, 2007, 43(1): 35-40.
- CAO Jinrong, LIU Zhengdong, CHENG Shichang, et al. Influences of strain rate and deformation temperature on flow stress and critical dynamic recrystallization of heat resistant steel T122[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(1): 35-40(in Chinese).
- [12] 石岩. 7050 铝合金热压缩变形行为与组织演化研究[D]. 长沙: 中南大学机械学院, 2007.
- [13] 王立冬, 周旭东. 深冲压用高强度钢 45K-DDQ 的峰值应力模型探讨[J]. *锻压技术*, 2012, 37(5): 150-154.
- WANG Lidong, ZHOU Xudong. Discussion on peak stress model of high strength steel 45K-DDQ when deep drawing[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2012, 37(5): 150-154(in Chinese).
- [14] BERGSTROM Y. A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations[J]. *Materials Science & Engineering*, 1970, 5(4): 193-200.
- [15] HONEYCOMBE R W K. *Steels microstructure and properties*[M]. London: Edward Arnold, 1981.
- [16] 伍永刚. 20 钢轧制热模拟及组织结构研究[D]. 重庆: 重庆大学材料科学与工程学院, 2015.
- [17] 刘娟, 崔振山, 李从心. 新的具有应变软化特征的本构模型[J]. *塑性工程学报*, 2008, 15(5): 6-11.
- LIU Juan, CUI Zhenshan, LI Congxin. A new constitutive model characterized by strain softening[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2008, 15(5): 6-11(in Chinese).
- [18] LAASRAOUI A, JONAS J J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22(7): 1 545-1 558.
- [19] SERAJZADEH S, TAHERI A K. Prediction of flow stress at hot working condition[J]. *Mechanics Research Communications*, 2003, 30: 87-93.
- [20] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1 136-1 138.
- [21] ZENER C, HOLLOWOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22-32.
- [22] WANG D K, JIN J S, WANG X Y. A unified constitutive model for a low alloy steel during warm deformation considering phase differences[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 245: 80-90.
- [23] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVE-LU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1 883-1 892.
- [24] 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 & Engineering*, 2005, 391(1): 141-150.