钢铁成形

316LN 钢的高温本构模型与热加工图

任杰,刘承志,张利,杜晓建,成生伟,刘艳莲 (中北大学 机械工程学院,太原 030051)

摘要:目的 研究 316LN 钢的高温变形行为,确定最佳加工区间并优化工艺参数。方法 利用 Gleeble 热模拟 实验机在变形温度为1000~1150 ℃、应变速率为0.001~10 s⁻¹条件下对 316LN 钢进行热压缩实验。根据实 验数据分别绘制不同变形温度和不同应变速率下的流变应力曲线。在传统 Arrhenius 双曲正弦关系的基础上, 考虑应变量的影响,通过五次多项式拟合建立 316LN 钢的改进型本构模型,基于动态材料模型及 Prasad 塑 性失稳判据计算得到材料的能量耗散图和流变失稳图,将二者叠加得到 316LN 钢的热加工图。结果 流变应 力曲线呈现典型的动态再结晶特征,且随着应变速率的增大和变形温度的升高,316LN 钢的压缩应力逐渐 减小,耦合应变量的本构模型预测值与实验值的相关系数达 0.988 8,吻合度较高。通过建立热加工图并对 比金相组织发现,316LN 钢在"安全区"能量耗散效率较大的区域更容易发生动态再结晶行为。结论 高变形 温度、低应变速率条件更有利于软化机制的发生,改进型本构模型精度较高,可对 316LN 钢热变形过程中 的流变应力进行准确预测。通过构建热加工图确定了 316LN 钢的最佳工艺区间:温度为1035~1065 ℃、应 变速率为 0.001~0.03 s⁻¹以及温度为 1 100~1 150 ℃、应变速率为 0.035~0.1 s⁻¹。

关键词: 316LN 钢; 热压缩; 流变行为; 本构模型; 热加工图

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2023.05.007

中图分类号: TG142.71 文献标识码: A 文章编号: 1674-6457(2023)05-0054-09

High Temperature Constitutive Model and Hot Processing Map of 316LN Stainless Steel

REN Jie, LIU Cheng-zhi, ZHANG Li, DU Xiao-jian, CHENG Sheng-wei, LIU Yan-lian

(School of Mechanical Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

ABSTRACT: The work aims to study the deformation behavior of 316LN steel at high temperature, determine the best working interval and optimize the process parameters. The hot compression experiment of 316LN steel was carried out on the Gleeble thermal simulation machine at the deformation temperature of 1 000-1 150 $^{\circ}$ C and the strain rate of 0.001-10 s⁻¹. According to the experimental data, the flow stress curves at different deformation temperature and strain rate were drawn respectively. Based on the traditional Arrhenius hyperbolic sinusoidal relationship, the improved constitutive model of 316LN steel was established

Received: 2022-12-30

基金项目:山西省基础研究计划 (20210302124310);山西省高等学校科技创新项目 (2020L0311, 2020L0320)

通讯作者:刘承志(1970—),男,教授级高级工程师,主要研究方向为钢铁冶金。

REN Jie, LIU Cheng-zhi, ZHANG Li, et al. High Temperature Constitutive Model and Hot Processing Map of 316LN Stainless Steel[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(5): 54-62.

收稿日期: 2022-12-30

Fund: Fundamental Research Program of Shanxi Province(20210302124310); Scientific and Technologial Innovation Programs of Higher Education Institutions in Shanxi(2020L0311, 2020L0320)

作者简介:任杰(1998—),男,硕士生,主要研究方向为钢铁冶金。

Biography: REN Jie (1998-), Male, Postgraduate, Research focus: iron and steel metallurgy.

Corresponding author: LIU Cheng-zhi(1970-), Male, Professor of engineering, Research focus : iron and steel metallurgy.

引文格式:任杰,刘承志,张利,等.316LN 钢的高温本构模型与热加工图[J].精密成形工程,2023,15(5):54-62.

by means of quintic polynomial fitting considering the effect of strain variables. Based on the dynamic material model and Prasad plastic instability criterion, the energy dissipation map and flow instability map of the material were calculated, and the hot processing map of 316LN steel was obtained by superposition of the two graphs. The results showed that the flow stress curve presented a typical dynamic recrystallization characteristic, and with the increase of strain rate and deformation temperature, the compressive stress of 316LN steel gradually decreased. The correlation coefficient between the predicted value and the experimental value of the coupled strain variable was 0.988 8, which showed a high coincidence. Through the establishment of the hot processing map and the comparison of metallographic structure, it was found that the dynamic recrystallization of 316LN steel was more likely to occur in the zone with higher energy dissipation rate in the "safe zone". This indicates that the softening mechanism is more favorable under the conditions of high deformation temperature and low strain rate. The improved constitutive model has high accuracy and can accurately predict the flow stress of 316LN steel during the hot deformation process. The optimal process range of 316LN steel is determined by the constructed hot processing map: The temperature is 1 035-1 065 °C, the strain rate is 0.001-0.03 s⁻¹, the temperature is 1 100-1 150 °C and the strain rate is 0.035-0.1 s⁻¹.

KEY WORDS: 316LN steel; hot compression; flow behavior; constitutive model; hot processing map

随着全球经济的飞速发展和人口爆炸性的快速 增长,人类社会面临着严峻的能源短缺问题。聚变 能作为一种高效、清洁、安全、环境兼容的战略性、 可持续性能源,被认为是解决未来能源危机的终极 能源^[1]。为了尽快实现核聚变能的和平利用,一方面 世界各国独自研究聚变堆技术,另一方面欧、美、中、 俄、印、日、韩国等国家于 2006 年共同签署了合作 协议,启动并计划于 2025 年完成"国际热核聚变实 验堆(ITER)计划"^[2]。2018 年 1 月,我国宣布开 展中国聚变工程实验堆(CFETR)关键系统综合研究 设施工作^[3]。

20 世纪 50 年代,苏联科学家研制出一种形如中 空面包圈的环形磁约束聚变容器(环流器)——托卡 马克(Tokamak),该容器在通电时装置内部会产生 巨大的螺旋型磁场,将其中的等离子体加热至上亿 摄氏度高温,使其发生聚变反应,以达到核聚变的 目的^[4]。对于可控热核聚变堆的托卡马克装置,需 要合适的重力支撑系统结构去支撑聚变堆超导磁体 (对于 IETR 项目,TF、CS 和 PF 线圈总质量超过 10⁴ t)^[5-6];同时,在装置运行时,该支撑结构还要 承受不同工况的电磁力、热负载以及可能由地震引起 的负载^[7]。复杂的工作环境决定了在磁体重力支撑结 构的设计中必须选用高强度、低导热率、耐辐照且低 温性能良好的材料。

316LN 为完全奥氏体组织,在强磁场下磁导率低 (≤1.03 H/m),低活化元素(Co、Nb、Ti、B)含量 低,在室温和 4.2 K 温度下具有良好的极低温韧性, 且 N 元素的加入使其强度和塑韧性都保持了较高水 平,因此,被认为是重力支撑系统候选材料。为满足 工作条件和性能需要,用于 ITER 的 316LN 钢在设计 上通常采用整体锻造的成形工艺,制造难度大。这是 因为 316LN 为奥氏体单相钢,在热处理过程中不发 生相变,所以无法利用热处理细化晶粒,只能通过高 温锻造产生塑性变形的方式来破碎粗大晶粒,从而改 善组织的均匀性。大型锻件生产过程复杂,在冶炼、 浇铸、锻造等环节中总是伴随各种微观组织缺陷,而 微观组织对钢种的综合性能起着决定性作用,因此有 必要对材料的热变形行为进行研究,揭示其微观组织 演化和高温变形机制^[8-12]。

1 实验

实验材料为 316LN 超低碳含氮奥氏体不锈钢, 其化学成分如表 1 所示。将其加工成 Ø8 mm×12 mm 的圆柱形试样,在 Gleeble 热模拟实验机上进行压缩。 在试样两端涂有石墨以减小端部与机器之间的摩擦, 实验设定变形温度为 1 000、1 050、1 100、1 150 ℃, 应变速率为 0.001、0.01、0.1、1、10 s⁻¹。将试样以 10 ℃/s 的速率加热到 1 200 ℃并保温 180 s,使试样 整体温度均匀,然后以 5 ℃/s 的速率降低至变形温度, 保温 30 s 以消除温度梯度,在最大真应变 0.9 (对应 变形程度为 60%)的条件下,按预设的变形温度和应 变速率开始压缩,变形完成后立刻水冷淬火,以保留 变形后的组织,工艺流程如图 1 所示。取压缩后的试

Tab.1 Chemical composition of 316LN steelwt.%								
С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	Cu	Ν	Fe
0.02	0.5	0.7	18.0	12.0	3.0	0.65	0.2	Bal.

316IN 纽的化学成分

主1



图 1 热压缩实验工艺流程 Fig.1 Process flow of hot compression experiment

样,沿其纵截面剖开,经研磨、抛光并用体积分数为 50%的王水(HCl、HNO₃的体积比为3^{:1})腐蚀后, 利用光学显微镜进行组织观察。

2 结果与分析

实验所得 316LN 钢的真应力--真应变曲线如图 2 所示。可以看出,在压缩过程中,流变应力的大小受 变形温度和应变速率的综合影响。对比图 2a 和图 2b 可知,在同一变形温度下,流变应力随着应变速率的 增大而增大,应变速率越大,峰值应力和稳态应力越 大;在应变速率相同时,随着温度的升高,流变应力 达,在应变速率相同时,随着温度的升高,流变应力 逐渐减小。从总体变化趋势来看,随着应变量的增大, 流变应力先迅速上升达到某一峰值,而后逐渐下降, 最后趋于稳定,呈现出典型的动态软化现象。这是由 于材料在热变形过程中同时存在加工硬化和软化机 制,二者共同作用并相互制约,从而引起流变应力的 变化。在变形初期,随着压下量的不断增大,晶粒内 位错密度增加、塞积严重,增大了位错运动的阻力, 引起晶格畸变能增加,应力迅速上升,此时加工硬化 占据主导地位;当应变达到某一临界值时,材料内部 的畸变能积累到一定水平,部分位错通过交滑移和攀 移等方式重新排列,材料开始发生动态软化,即动态 回复和动态再结晶,此时应力增加速度减缓;当流变 应力达到一个峰值后,随着应变的增加软化作用逐渐 强于加工硬化作用,应力开始呈下降趋势,最后在加 工硬化和软化机制的共同作用下达到动态平衡,流变 应力趋于稳定。图 2a 中,1050 ℃、1 s⁻¹条件下的应 力-应变曲线并没有表现出软化特征,其原因是该条 件下应变速率较快,变形过程中位错的增殖速度大于 位错消失速度,软化机制发生不充分,只有部分软化 机制抵消了加工硬化导致的位错密度增加,加工硬化 仍占主导地位,流变应力表现为上升趋势。

3 本构模型的建立与改进

3.1 传统高温变形本构模型

金属的高温变形是一个热激活过程,变形温度和 应变速率均会影响流变应力的大小,目前常用 Sellars 等^[13]提出的 Arrhenius 型方程来描述三者之间的动态 关系^[14-15],如式(1)所示。

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率,s⁻¹;Q为热变形激活能, kJ/mol;R为摩尔气体常数,R=8.314 J/(mol·K); $F(\sigma)$ 为应力的表达式; σ 为流变应力,MPa;A为材料常 数;T为变形温度,K。

根据应力水平的不同 $F(\sigma)$ 有 3 种不同的表达式, 如式(2)所示。

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1} & \alpha \sigma < 0.8\\ \exp(\beta \sigma) & \alpha \sigma > 1.2\\ \left[\sinh(\alpha \sigma)\right]^n & \text{for all } \sigma \end{cases}$$
(2)



图 2 316LN 奥氏体不锈钢的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-strain curve of 316LN austenitic stainless steel: a) different strain rate; b) different deformation temperature

式中: n_1 、n、 α 、 β 均为材料常数,其中 α 、 β 、 n_1 满足 $\alpha = \beta/n_1$ 。

将式(2)带入式(1)可以得到 Arrhenius 关系在低、高和任意应力水平下的3种形式,如式(3)—(5) 所示。

$$\dot{\varepsilon} = A_{\rm I} \sigma^{n_{\rm I}} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{4}$$

$$\dot{\varepsilon} = A \left[\sinh(\alpha \sigma) \right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
(5)

式中:A₁、A₂均为常数。

在建立该关系的过程中,为表征温度和应变速率 对流变应力的影响,Zener等^[16]提出了温度补偿应变 速率因子 *Z* 参数,如式(6)所示。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{6}$$

整合式(5)—(6)可得 Z 参数与流变应力之间 的关系,如式(7)所示。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\sinh\left(\alpha\sigma\right)\right]^n \tag{7}$$

取应变(ε)为 0.8 的压缩数据进行计算,分别对 式(3)—(5)两边取自然对数,如式(8)—(10) 所示。

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_{\rm l} + n_{\rm l} \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \tag{8}$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT}$$
⁽⁹⁾

$$\ln \dot{\varepsilon} = n \ln \left[\sinh \left(\alpha \sigma \right) \right] + \ln A - \frac{Q}{RT}$$
(10)

根据式(8)—(9)建立 ln $\dot{\varepsilon}$ –ln σ 和 ln $\dot{\varepsilon}$ – σ 关系 曲线,如图 3a 和图 3b 所示,斜率分别为 n_1 和 β 。可 以看出, ln $\dot{\varepsilon}$ –ln σ 和 ln $\dot{\varepsilon}$ – σ 在同一变形温度下基本呈 线性关系,分别对 ln $\dot{\varepsilon}$ –ln σ 和 ln $\dot{\varepsilon}$ – σ 关系曲线进行一 元线性回归,可以得到不同温度下拟合直线的斜率, 对斜率取平均值求得 n_1 =5.700、 β =0.052 02,则 α = β/n_1 =0.009 126;根据式(10)作 ln $\dot{\varepsilon}$ –ln[sinh($\alpha\sigma$)] 的关系曲线如图 3c 所示,曲线斜率为 n,同样对其 进行线性拟合并取平均值得 n=3.986。

对式(10)进行偏微分,可得到热变形激活能 *Q* 的求解公式如式(11)所示。

$$Q = Rn \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln(1/T)}$$
(11)

根据式 (11) 作 $\ln[\sinh(a\sigma)]-1/T$ 曲线, Q/Rn 为 曲线斜率,通过线性拟合求得 $\ln[\sinh(a\sigma)]-1/T$ 曲线的 斜率为 9.540,如图 3d 所示,代入摩尔气体常数 R 以 及 n 值即可求得热变形激活能 Q=316.1 kJ/mol。将所 求 Q 值代入式 (6),可以得到不同变形条件下的 Z值,取自然对数即可计算出 $\ln Z$ 。





对式(7)两边取对数,如式(12)所示。

$$\ln Z = \ln A + \ln |\sinh(\alpha\sigma)| \tag{12}$$

根据式(12)作 ln Z-ln[sinh($\alpha\sigma$)]关系曲线,如图 3e 所示,曲线截距 ln A=32.57,则对应的 A 值为 1.392×10¹⁴,整理得 316LN 钢的高温本构方程如式 (13)所示。

 $\dot{\varepsilon} = 1.392 \times$

$$10^{14} \left[\sinh\left(0.009\,126\sigma\right)\right]^{3.986} \exp\left(-\frac{3.161\times10^5}{RT}\right) \tag{13}$$

3.2 应变量的耦合

由 3.1 节以及 316LN 钢的真应力–真应变曲线可 知,应变量对流变应力的影响不可忽略,而传统的 Arrhenius 本构模型并未考虑到该因素,因此有必要 对该方程进行耦合应变量的改进。根据上述方法可计 算得到不同应变(0.05~0.9)条件下对应的材料参数 (*a、n、Q、*ln *A*)值,建立它们之间的函数关系, 采用多项式对数据进行拟合。经过多次尝试发现,当 采用五次多项式拟合时,各参数拟合偏差较小、相关 性高,故本文将采用五次多项式进行拟合,如式(14) 所示。所得拟合曲线如图 4 所示。

$$\begin{cases} \alpha = 0.013 - 0.03\varepsilon^{1} + 0.087\varepsilon^{2} - 0.09976\varepsilon^{3} - 0.021\varepsilon^{4} + 0.04\varepsilon^{5} \\ n = 6.867 - 21.4\varepsilon^{1} + 101.1\varepsilon^{2} + -253.5\varepsilon^{3} + 290.4\varepsilon^{4} - 120.7\varepsilon^{5} \\ Q = 368.9 - 250.8\varepsilon^{1} + 574.4\varepsilon^{2} - 1056.2\varepsilon^{3} + 1230.9\varepsilon^{4} - 551.7\varepsilon^{5} \\ \ln A = 37.73 - 28.93\varepsilon^{1} + 72.46\varepsilon^{2} - 153.2\varepsilon^{3} + 199.6\varepsilon^{4} - 96.25\varepsilon^{5} \end{cases}$$
(14)

3.3 改进模型的验证

结合式(5)—(6)推导出变形过程中流变应力的表达式,如式(15)所示。

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$
(15)

根据多项式拟合关系得到不同应变量下的材料 参数后,再利用式(15)计算出材料热变形过程中的 流变应力值,将通过该本构模型计算所得的预测值与 压缩实验所得的实验值进行对比,发现吻合度良好, 如图 5 所示。



图 4 不同应变下的 316LN 钢材料常数拟合曲线 Fig.4 Fitting curves of material constants of 316LN steel under different strain





为评价该模型的精确度,引入相关系数和平均 相对误差来描述预测值与实验值的匹配程度。经计 算,二者相关系数高达 0.988 8,平均相对误差仅为 4.4%,如图 6 所示。说明文中所建立的改进型本构 模型精度较高,可对热变形过程中的流变应力进行 良好预测。



图 6 流变应力预测值与实验值的相关性 Fig.6 Correlation between predicted value and experimental value of flow stress

4 热加工图

4.1 热加工图的建立

热加工图主要用于评价材料加工的优劣性,通过 热加工图可以获得加工过程中的非稳定区域,从而避 开缺陷,为优化生产工艺提供指导^[17]。热加工图主要 分为2类:一类是基于原子模型的 Raj 热加工图^[18]; 另一类是由 Prasad 提出的基于动态材料模型 (Dynamic Material Model,DMM)的热加工图^[19]。 基于原子模型的热加工图是通过原子与基本参数相 结合的方法来建立的,但由于原子模型少且需要大量 待定参数,因此在实际应用过程中具有一定的局限 性;而基于动态材料模型的热加工图不仅所需待定参数少,还可以描述加工区域的微观组织演化和流变失 稳状况,实现工艺参数的优化,因此实用性更强。目前,实际应用的热加工图大部分都是基于动态材料模 型的^[20-22]。

基于 DMM 模型的热加工图由能量耗散图和流 变失稳图叠加而成,根据动态材料理论,材料的热变 形过程被看作是一个能量耗散系统,单位体积内所吸 收的能量 *P* 包括两部分:耗散量 *G* 和耗散协量 *J*^[23], 如式(16)所示。

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma \mathrm{d}\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} \mathrm{d}\sigma$$
(16)

式中:G表示材料发生塑性变形消耗的能量,其 中小部分以畸变能的形式存储在材料内,大部分以热 量的形式耗散;J表示变形过程中微观组织演变所消 耗的能量。

当给定应变量和变形温度时,流变应力的计算如 式(17)所示。

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \tag{17}$$

式中: K 为常数; m 为应变速率敏感指数, 可认为是材料变形中总能量 P 在耗散量 G 与耗散协量 J 之间的分配关系, 如式(18)所示。

т

$$=\frac{\partial J}{\partial G}=\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$$
(18)

利用最小二乘法对 ln σ和 ln έ 之间的关系进行三 次多项式拟合,如式(19)所示:

$$\ln \sigma = a + b \ln \dot{\varepsilon} + c \left(\ln \dot{\varepsilon}\right)^2 + d \left(\ln \dot{\varepsilon}\right)^3 \tag{19}$$

式中:*a、b、c、d*为多项式系数。分别在式(19) 两边对 ln*ċ*求导,结合式(18)可得 *m* 值,如式(20) 所示。

$$n = b + 2c\ln\dot{\varepsilon} + 3d\left(\ln\dot{\varepsilon}\right)^2 \tag{20}$$

一般来说, *m* 值随变形温度和应变速率的变化在 0~1 内变化,并呈非线性。*m*=0 代表不发生能量耗散; 当 *m*=1 时,材料处于理想线性耗散状态,此时耗散 协量 J 达到最大值 J_{max},在热变形过程中可用二者的 比值表示功率耗散的大小,如式(21)所示。

$$\eta = \frac{J}{J_{\text{max}}} = \frac{2m}{m+1} \tag{21}$$

式中: η 为能量耗散效率。

η 是关于应变、应变速率和温度的函数,将不同 应变条件下由 η、T 和 ἐ构成的三维图投影到二维平 面上即可得到能量耗散图。η 从本质上描述了材料在 给定变形温度和应变速率范围内的微观变形机制。

在 DMM 模型中, Prasad^[24]以最大熵产生率原理 为基础,提出了材料的热变形失稳判据,如式(22) 所示。

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0$$
⁽²²⁾

式中: < č 为非稳定因子,是温度和应变速率的函数。在温度和应变速率构成的二维平面上绘制出等高线图,该图称为流变失稳图。当 < č 为负值时,表示系统的熵产生率过低,此时材料处于流变失稳状态。

热加工图的构建首先需要确定应变速率敏感指数 *m*,利用式(20)可以求得不同应变条件下的 *m* 值,再计算出对应的 η 和 ζ,从而绘制出能量耗散图 和流变失稳图,将二者叠加即可得到材料的热加工 图。文中建立了 316LN 钢在应变为 0.4 和 0.8 时的热 加工图,如图 7 所示。

4.2 加工性能分析

在基于动态材料模型建立的热加工图中,η值越 大,代表系统的能量越小,加工性能越好。图7中阴 影部分表示加工过程中的非稳定区,在这个区域材料 容易发生流变失稳,选择热加工工艺参数时应选择合 适的变形温度和应变速率,尽量避开此区域;空白部 分代表处于稳定状态的"安全区",在该区域材料不 发生流变失稳,适宜加工。因此,最佳热变形区间应 位于"安全区"中能量耗散效率最大处。

从图 7 可以看出, η 随着温度的升高和应变速率 的降低而逐渐增大。对比图 7a 和图 7b 可知,当应变 增加到 0.8 时,在热加工图的"安全区"内出现了 2 个 能量耗散效率峰值区:(1)温度为1035~1065 ℃、应 变速率为 0.001~0.03 s⁻¹之间的区域;(2)温度为 1100~1150 ℃,应变速率为 0.035~0.1 s⁻¹之间的区域。

在第1个能量耗散效率峰值区域内,最大能量耗 散效率达到44%,说明此区域热变形程度高,材料容 易发生动态再结晶^[25]。图8a为316LN钢的原始组织, 图8b为316LN钢位于第1个能量耗散效率峰值区域 内的金相组织(温度为1050℃,应变速率为 0.01 s⁻¹),对比发现,图8b中316LN钢已经开始发 生动态再结晶,在原始晶界、孪晶界等位置出现了细



图 7 316LN 钢在应变为 0.4 和 0.8 时的热加工图 Fig.7 Hot processing map of 316LN steel at strains 0.4 and 0.8

小的动态再结晶晶粒,但再结晶过程不充分,仍残留 着少量的变形晶粒。在第 2 个能量耗散效率峰值区域 内, η 值最高达 52%,从图 8c 可以看出,处于该区 域内的材料晶粒尺寸细小且均匀,晶界较平直,呈现 出典型的完全动态再结晶组织特征,说明该变形条件 下材料的塑性较好,性能优异。一般来说,对于低层 错能材料,能量耗散效率大于 35%时便可发生动态再 结晶。从图 7 可以看出,当温度为 1 020~1 080 °C、 应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹以及温度为 1 080~1 150 °C、 应变速率为 0.001~0.36 s⁻¹时,材料的能量耗散效率均 在 35%以上并处于"安全区"内,因此 316LN 钢可以 选择在这 2 个区间进行热加工,其中 2 个能量耗散效 率峰值区域(1 035~1 065 °C 0.001~0.03 s⁻¹和1 100~1 150 °C,0.035~0.1 s⁻¹)为最优加工区间。

从图 7a 和图 7b 可以看出,随着应变量的增加, 失稳区域的位置发生了明显变化,但都处于较高应变 速率下,说明应变速率过高会缩短材料的变形时间, 产生的热量难以耗散,导致内部组织不均匀,引起流 变失稳。图 8d 是 316LN 钢在变形温度为 1 150 ℃、 应变速率为 10 s⁻¹时的金相组织,由图 7 可知其处于



c 1 150 ℃, 应变速率0.1 s⁻¹

d 1 150 ℃, 应变速率10 s⁻¹



Fig.8 Microstructure of 316LN steel under typical thermal deformation conditions: a) initial organization; b) 1 050 °C, strain rate of 0.01 s⁻¹; c) 1 150 °C, strain rate of 0.1 s⁻¹; d) 1 150 °C, strain rate of 10 s⁻¹

变形失稳区,该区域晶粒尺寸和形状相差较大,等轴 性差,部分晶粒边缘呈现剪切状态,实际加工时应避 开此区域。

5 结论

1)316LN 钢在热压缩过程中,随着变形程度的 增加,流变应力值先增大后减小,最后趋于稳定,表 现出典型的动态再结晶特征。

2)流变应力的大小受变形温度和应变速率的共同影响,在给定条件下,增大变形温度和减小应变速率都会降低 316LN 钢热变形过程中的流变应力值, 并增强软化作用。

3)将基于传统 Arrhenius 模型构建的本构方程进 行耦合应变量的改进,得到的相关系数高达 0.988 8, 平均相对误差仅为 4.4%,改进后的模型精度较高, 可以很好地预测 316LN 钢热压缩过程中的变形行为。

4) 基于动态材料模型建立了 316LN 钢的热加工 图,通过金相组织验证,确定了 316LN 钢最适宜进 行热加工的工艺区间:温度为 1 035~1 065 ℃、应变 速率为 0.001~0.03 s⁻¹以及温度为 1 100~1 150 ℃、应 变速率为 0.035~0.1 s⁻¹,在这 2 个区间内进行热加工 时,该钢种发生完全动态再结晶,组织均匀,变形抗 力低,综合性能优异。

参考文献:

- ICHIMURA E, AMANO O, SANNDA T, et al. Perspectives of Sustainable Nuclear Energy and Mitigation of Global Warming in the 21st Century[J]. Thermal & Nuclear Power, 2003, 54: 1510-1521.
- [2] BIGOT B. Progress toward ITER's First Plasma[J]. Nuclear Fusion, 2019, 59(11): 112001.1-112001.11.
- [3] HU L Q, LIU Y. Progress of Engineering Design of CFETR Diagnostics[J]. Fusion Engineering and Design, 2020, 155: 111731.1-111731.4.
- [4] 李建刚. 托卡马克研究的现状及发展[J]. 物理, 2016, 45(2): 88-97.

LI Jian-gang. The Status and Progress of Tokamak Research[J]. Physics, 2016, 45(2): 88-97.

- [5] 康道安,李鹏远,唐海平,等.国际热核聚变实验堆 重力支撑制造概述[J].核科学与工程,2020,40(4): 571-575.
 KANG Dao-an, LI Peng-yuan, TANG Hai-ping, et al. Overview of the Manufacturing of ITER Gravity Support[J]. Nuclear Science and Engineering, 2020, 40(4): 571-575.
- [6] 张腾,张博,王宇,等.ITER 重力支撑的制造设计、认 证测试及关键技术研究[J]. 核动力工程,2021,42(4): 265-269.
 ZHANG Teng, ZHANG Bo, WANG Yu, et al. Fabrication Design, Qualification and Key Technologies of

ITER Gravity Supports[J]. Nuclear Power Engineering, 2021, 42(4): 265-269.

[7] 梁尚明, 闫喜江, 莫春华, 等. 静载荷与地震载荷作
 用下 ITER 重力支撑系统有限元静力分析[J]. 核科学
 与工程, 2010, 30(2): 150-154.

LIANG Shang-ming, YAN Xi-jiang, MO Chun-hua, et al. FEM Atatic Analysis for the ITER Gravity Support System under the Combined Action of the Dead Weight and Seismic Loads[J]. Nuclear Science and Engineering, 2010, 30(2): 150-154.

- [8] SUN Y H, WANG R C, REN J, et al. Hot Deformation Behavior of Mg-8Li-3Al-2Zn-0.2Zr Alloy Based on Constitutive Analysis, Dynamic Recrystallization Kinetics, and Processing Map[J]. Mechanics of Materials, 2019, 131: 158-168.
- [9] 张一帆,朱晓飞,周舸,等. A100 钢的热变形行为及加工图[J].精密成形工程,2022,14(2):88-94.
 ZHANG Yi-fan, ZHU Xiao-fei, ZHOU Ge, et al. Hot Deformation Behavior and Processing Map of A100 Steel[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(2):88-94.
- [10] 朱晓宁,潘晴,李毅波,等. 316LN 奥氏体不锈钢的高
 温流变行为与本构模型[J]. 金属热处理, 2021, 46(11):
 9-16.

ZHU Xiao-ning, PAN Qing, LI Yi-bo, et al. High Temperature Rheological Behavior and Constitutive Model of 316LN Austenitic Stainless Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(11): 9-16.

 [11] 王健,李全安,陈晓亚,等. AZ81-1Y 镁合金热加工行 为和本构方程构建[J]. 材料热处理学报,2022,43(2): 143-151.

WANG Jian, LI Quan-an, CHEN Xiao-ya, et al. Hot Working Behavior and Constitutive Equation Construction of AZ81-1Y Magnesium Alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(2): 143-151.

[12] 曾泽瑶,杨银辉,曹建春,等.18Cr-3Mn-1Ni-0.22N节
 镍型双相不锈钢热压缩再结晶行为研究[J].材料导报,2021,35(18):18163-18169.

ZENG Ze-yao, YANG Yin-hui, CAO Jian-chun, et al. Study on the Hot Compression Recrystallization Behavior of 18Cr-3Mn-1Ni-0.22N Low Nickel Type Duplex Stainless Steel[J]. Materials Reports, 2021, 35(18): 18163-18169.

- [13] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the Mechanism of Hot Deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [14] 孙朝阳, 李亚民, 祥雨, 等. 316LN 高温热变形行为与
 热加工图研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(3):
 688-695.

SUN Chao-yang, LI Ya-min, XIANG Yu, et al. Hot Deformation Behavior and Hot Processing Maps of 316LN Stainless Steel[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(3): 688-695.

- [15] 邱国兴,白冲,蔡明冲,等. RAFM 钢应变补偿本构关 系及热加工图[J].钢铁, 2022, 57(11): 157-166.
 QIU Guo-xing, BAI Chong, CAI Ming-chong, et al. Strain Compensation Constitutive Equation and Hot Processing Map of RAFM Steel[J]. Iron & Steel, 2022, 57(11): 157-166.
- [16] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of Strain-Rate Upon the Plastic Flow of Steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [17] 谭伟力,刘伟, 戚运莲,等. Ti-B25 钛合金热变形行为及加工图[J]. 稀有金属与硬质合金, 2019, 47(1): 36-42.
 TAN Wei-li, LIU Wei, QI Yun-lian, et al. Hot Deformation Behavior and Hot Processing Map of Ti-B25 Titanium Alloy[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2019, 47(1): 36-42.
- [18] RAJ R. Development of a Processing Map for Use in Warm-Forming and Hot-Forming Processes[J]. Metallurgical Transaction A, 1981, 12(6): 1089-1097.
- [19] PRASAD Y V R K, GEGEL H 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.
- [20] SEYED-SALEHI M, KIM B H, YANG S Y, et al. Effect of Cr Elimination on Flow Behavior and Processing Map of Newly Developed ECO-7175 Aluminum Alloy during Hot Compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(5): 1442-1459.
- [21] YANG J Y, KIM W J. The Effect of Addition of Sn to Copper on Hot Compressive Deformation Mechanisms, Microstructural Evolution and Processing Maps[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(1): 749-761.
- [22] 储滔, 沈慧, 斯庭智. 30CrNi3MoV 钢的热变形行为及 热加工图[J]. 金属热处理, 2020, 45(10): 24-30.
 CHU Tao, SHEN Hui, SI Ting-zhi. Hot Deformation Behavior and Hot Processing Map of 30CrNi3MoV Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(10): 24-30.
- [23] QUAN G Z, LIU Q, ZHAO J, et al. Determination of Dynamic Recrystallization Parameter Domains of Ni80A Superalloy by Enhanced Processing Maps[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(7): 1449-1464.
- [24] PRASAD Y V R K. Processing Maps: A Status Report[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, 12(6): 638-645
- [25] SRINIVASAN N, PRASAD Y, RAO P R. Hot Deformation Behaviour of Mg-3Al Alloy—A Study Using Processing Map[J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 476(1/2): 146-156.