

## 50Cr5NiMoV 支承辊钢热变形行为

鲁一波<sup>1</sup>, 李玉贵<sup>1</sup>, 赵广辉<sup>1</sup>, 王佳姚<sup>1</sup>, 邹志杰<sup>1</sup>, 宋耀辉<sup>2</sup>, 郭 强<sup>1</sup>

(1. 太原科技大学 机械工程学院, 山西 太原 030024; 2. 太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

**摘要:** 通过单道次压缩实验, 系统研究了 50Cr5NiMoV 支承辊钢在变形温度为 950~1150 ℃、应变速率为 0.01~1 s<sup>-1</sup>、变形量为 50% 条件下的热变形行为。实验结果表明, 流变应力随着变形温度的升高而降低, 随着应变速率的升高而升高。基于真应力-真应变曲线, 构建了应变补偿的 Arrhenius 模型, 并通过拟合获得了材料常数与应变的多项式关系。此外, 针对不同应变水平, 构建了耗散效率图和热加工图, 结果显示最佳加工区为 1075~1150 ℃、0.01~0.22 s<sup>-1</sup>。在此基础上, 分别在热加工图的安全区和失稳区进行了自由锻造仿真。仿真结果表明, 失稳区锻造的工件主要表现为三轴拉应力状态, 而安全区锻造的工件则主要表现为三轴压应力状态。研究结果为 50Cr5NiMoV 支承辊钢的热加工工艺优化提供了理论依据和实验支持, 具有重要的工程应用价值。

**关键词:** 50Cr5NiMoV 支承辊钢; 热变形行为; 热加工图; 应力三轴度; Arrhenius 模型

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.06.027

**中图分类号:** TG142.5

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3940 (2025) 06-0214-07

## Hot deformation behavior for 50Cr5NiMoV backup roller steel

Lu Yibo<sup>1</sup>, Li Yugui<sup>1</sup>, Zhao Guanghui<sup>1</sup>, Wang Jiayao<sup>1</sup>, Zou Zhijie<sup>1</sup>, Song Yaohui<sup>2</sup>, Guo Qiang<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China;

2. Engineering Research Center of Heavy Machinery, Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior of 50Cr5NiMoV backup roller steel was systematically investigated by single-pass compression tests at the deformation temperature of 950–1150 ℃, the strain rate of 0.01–1 s<sup>-1</sup>, and the deformation amount of 50%. The test results show that the rheological stress decreases with the increasing of deformation temperature and increases with the increasing of strain rate. Based on the true stress-strain curves, a strain-compensated Arrhenius model was constructed, and the polynomial relationship between material constants and strain was obtained by fitting. In addition, the dissipation efficiency map and hot processing map were constructed for different strain levels. The results show that the optimal processing zone is 1075–1150 ℃ and 0.01–0.22 s<sup>-1</sup>. On this basis, the free forging simulations were carried out in the safe zone and the unstable zone of the hot processing map, respectively. The simulation results show that the forged workpiece in the unstable zone mainly exhibits a triaxial tensile stress state, while the forged workpiece in the stable region is mainly subjected to a triaxial compressive stress states. Thus, the research results provide a theoretical basis and test support for the optimization of the hot processing process of 50Cr5NiMoV backup roller steel, which has significant engineering application value.

**Key words:** 50Cr5NiMoV backup roller steel; hot deformation behavior; hot processing map; stress triaxiality; Arrhenius model

轧机支承辊作为轧制设备中的关键部件, 在工作过程中需承受巨大的轧制载荷, 因此, 对其材料性能的要求极为严格<sup>[1]</sup>。50Cr5NiMoV 钢因优良的耐

磨性和抗疲劳性, 逐渐成为轧机设备中广泛应用的材料<sup>[2]</sup>。然而, 该材料在热加工过程中表现出复杂的变形行为, 尤其是在热压缩和热处理过程中, 容易出现粗晶、组织不均匀等问题, 同时在生产制造过程中也易产生裂纹和孔隙, 这些缺陷可能导致产品性能不稳定<sup>[3]</sup>。为解决这些问题, 研究 50Cr5NiMoV 钢在热变形过程中的流变行为及热加工窗口, 对于优化工艺参数、提高支承辊的使用寿命和性能, 具有重要的实际意义。当前, 金属材料热变形行为的理论研究方法主要包括热加工图的构建和本构方程的建立, 同时, 有限元模拟也可用于验证热加工窗口, 为优化工艺提供更加准确的指导<sup>[4]</sup>。

**收稿日期:** 2024-12-05; **修订日期:** 2025-03-06

**基金项目:** 山西省基础研究计划 (202303011211004, TZLH20230818001); 国家自然科学基金资助项目 (52375364); 太原科技大学科研启动基金 (20242041, 20242094); 山西省高等教育科技创新计划 (2024L211)

**作者简介:** 鲁一波 (1999-), 男, 硕士研究生

**E-mail:** yibo\_lu@163.com

**通信作者:** 李玉贵 (1967-), 男, 博士, 教授

**E-mail:** lygtykd@163.com

1 实验材料与方案

本研究所用的实验材料为铸态 50Cr5NiMoV 钢，其化学成分如表 1 所示。从铸态坯料中切取直径为  $\Phi 10$  mm、高度为 15 mm 的圆柱体样品，用于热压缩实验。为了尽量减少摩擦对实验结果的影响，在样品的两端放置钼片以减小摩擦力。实验在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行，实验温度设置为 950~1150  $^{\circ}\text{C}$ ，应变速率设置为 0.01~1  $\text{s}^{-1}$ ，最大真应变为 0.7。实验过程中，样品以 10  $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  的升温速率加热至目标温度，并保持 2 min 以达到热平衡，热平衡后，以 5  $^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  的冷却速率将试样降至预定的变形温度，并在该温度下保温 30 s 以确保温度均匀，然后开始热压缩变形。变形完成后，样品立即进行水淬，以保持高温变形后的组织特征。具体实验过程如图 1 所示。

表 1 铸态 50Cr5NiMoV 钢的化学成分（%，质量分数）

Table 1 Chemical compositions of as-cast 50Cr5NiMoV steel（%，mass fraction）

C	Cr	Ni	Mo	V	Si	Mn	Fe
0.53	5.06	0.47	0.51	0.14	0.50	0.52	余量

2 实验结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

图 2 为不同变形条件下 50Cr5NiMoV 钢的真应力-真应变曲线，其中  $\dot{\epsilon}$  为应变速率。由图 2 可知，变形温度和应变速率显著影响 50Cr5NiMoV 钢的变形行为。变形温度从 950  $^{\circ}\text{C}$  升至 1150  $^{\circ}\text{C}$  时，峰值应力下降，表明高温增强塑性、降低流动阻力，这是因为：温度升高，

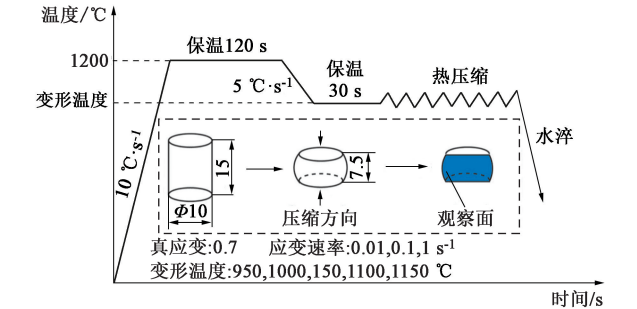


图 1 铸态 50Cr5NiMoV 钢热模拟实验过程

Fig. 1 Thermal simulation experiment process of as-cast 50Cr5NiMoV steel

原子扩散加速，位错易滑移。应变速率由 0.01  $\text{s}^{-1}$  增至 1  $\text{s}^{-1}$ ，峰值应力上升，说明高应变速率加速位错累积，加强加工硬化，抑制动态恢复与再结晶。在低温高应变速率（950  $^{\circ}\text{C}$ 、1  $\text{s}^{-1}$ ）条件下，加工硬化主导，流变应力升高；高温低应变速率（1150  $^{\circ}\text{C}$ 、0.01  $\text{s}^{-1}$ ）条件下，动态再结晶主导，流变应力下降并趋于平稳。综合分析，中高温（1050~1150  $^{\circ}\text{C}$ ）和中低应变速率（0.01~0.1  $\text{s}^{-1}$ ）条件下，动态恢复与再结晶活跃，流变应力低，热加工塑性佳<sup>[5]</sup>。

2.2 应变补偿的 Arrhenius 本构模型

一般而言，金属材料的高温塑性变形是一种热激活过程，其中应变对模型的预测精度具有显著影响。本研究选择应变补偿的 Arrhenius 模型来描述 50Cr5NiMoV 钢的热变形行为，其具体形式如下<sup>[6]</sup>：

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n [\ln \sinh(\alpha \sigma)] - Q/(RT), \text{ 所有应力} \quad (1)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/(RT), \quad \alpha \sigma < 0.8 \quad (2)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - Q/(RT), \quad \alpha \sigma > 1.2 \quad (3)$$

式中： $\sigma$  为应力，MPa； $Q$  为激活能，( $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ )； $R$  为气体常数，取值为 8.31  $\text{J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$ ； $T$  为

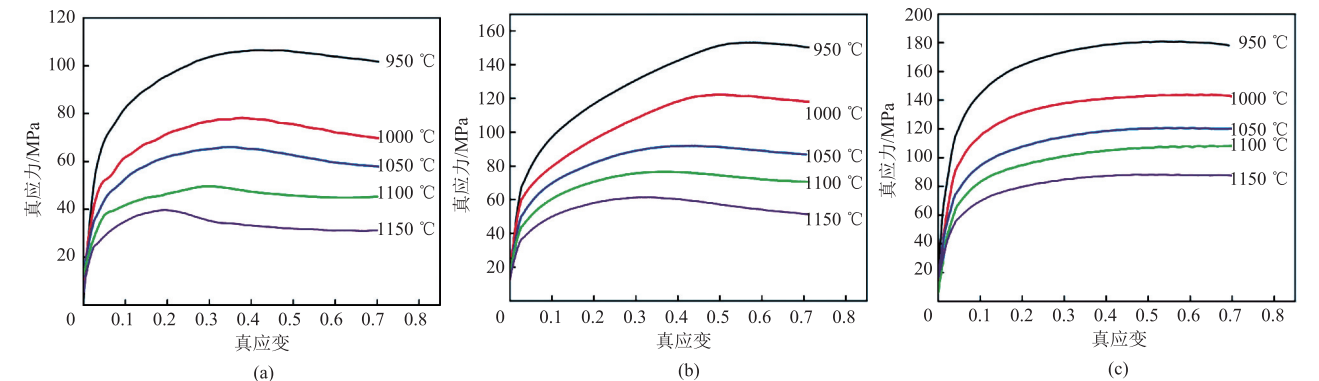


图 2 不同变形条件下 50Cr5NiMoV 钢的真应力-真应变曲线

(a)  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  (b)  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  (c)  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-true strain curves of 50Cr5NiMoV steel under different deformation conditions

绝对温度, K;  $A$ 、 $A_1$ 、 $A_2$ 、 $n$ 、 $n_1$ 、 $\alpha$  和  $\beta$  为材料常数, 且  $\beta = \alpha n_1$ 。

该本构模型可以引入 Zener-Hollomon ( $Z$  参数)<sup>[7]</sup>,  $Z$  参数表达式为:

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

应力的预测公式 (式 (5)) 可由式 (4) 变形得到<sup>[8]</sup>:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (5)$$

从图 2 中读取实验数据进行本构模型的构建, 应变范围为 0.1~0.7, 每隔 0.05 取一次数据, 共读取 14 组数据。本研究以应变为 0.4 的计算步骤为例。

各参数间的拟合曲线如图 3 所示。

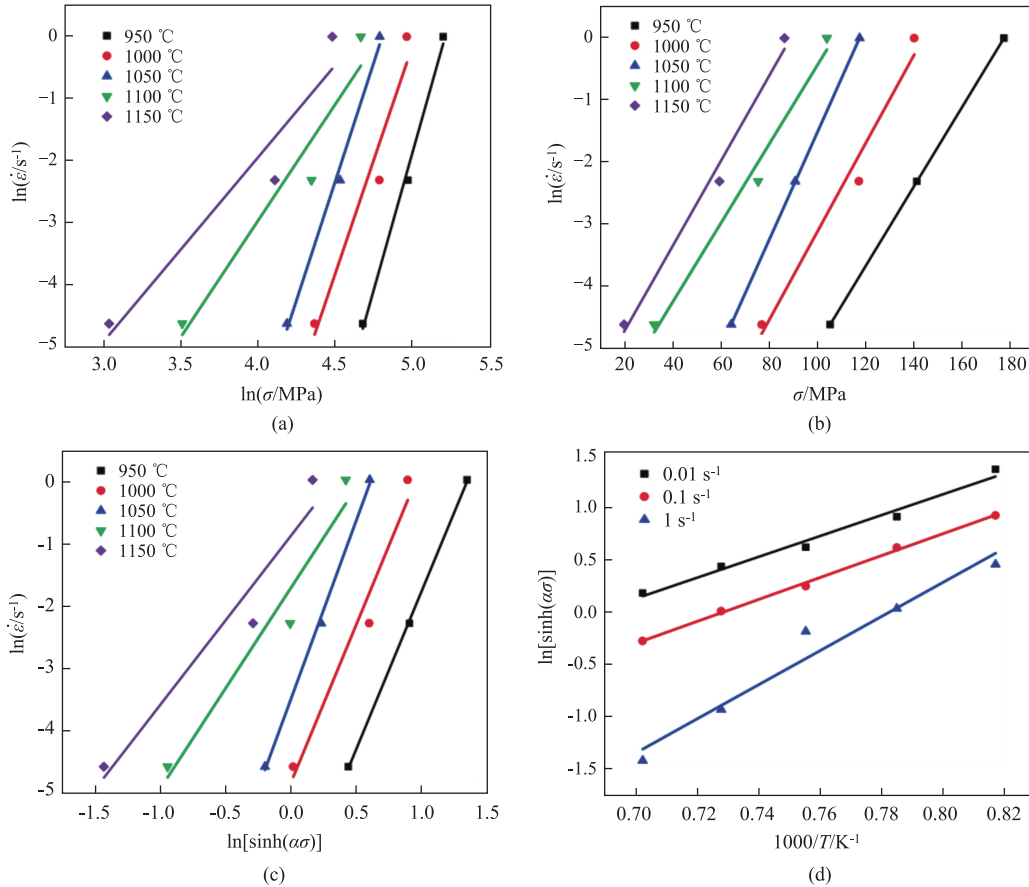


图 3 线性拟合曲线

(a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  (c)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$  (d)  $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$

Fig. 3 Linear fitting curves

式 (5) 未考虑高温变形过程中应变  $\epsilon$  的影响, 且通过线性拟合得到的参数无关联性<sup>[9]</sup>, 因

此, 需要将这些参数拟合为应变函数, 如式 (6) 所示。

$$\begin{cases} \alpha = 0.02242 - 0.15855\epsilon + 1.03619\epsilon^2 - 3.68936\epsilon^3 + 7.21085\epsilon^4 - 7.20457\epsilon^5 + 2.86791\epsilon^6 \\ n = 6.00674 - 20.02627\epsilon + 194.31257\epsilon^2 - 815.08683\epsilon^3 + 1625.15752\epsilon^4 - 1564.22998\epsilon^5 + 590.15081\epsilon^6 \\ Q = 454033.2884 - 1725782.61287\epsilon + 1.48315 \times 10^7 \epsilon^2 - 5.25353 \times 10^7 \epsilon^3 + 9.38326 \times 10^7 \epsilon^4 - 8.46994 \times 10^7 \epsilon^5 + 3.07831 \times 10^7 \epsilon^6 \\ \ln A = 37.73827 - 146.29206\epsilon + 1246.49507\epsilon^2 - 4341.68836\epsilon^3 + 7596.81598\epsilon^4 - 6709.33505\epsilon^5 + 2387.00021\epsilon^6 \end{cases} \quad (6)$$

应变补偿的 Arrhenius 本构模型预测的流变应力与实验结果对比如图 4 所示。

### 2.3 Kumar-Prasad 准则的热加工图

#### 2.3.1 耗散效率图建立

在热变形过程中, 试样作为能量体, 其总能量

$P$  可分为塑性变形消耗的能量  $G$  和显微结构演化消耗的能量  $J$ 。耗散效率  $\eta$  反映了显微结构演化过程中消耗的能量占总能量的比重, 描述了能量在不同变形条件下的利用效率, 其表达式如式 (7) 所示<sup>[10]</sup>。应变为 0.3、0.5 和 0.7 条件下的耗散效率

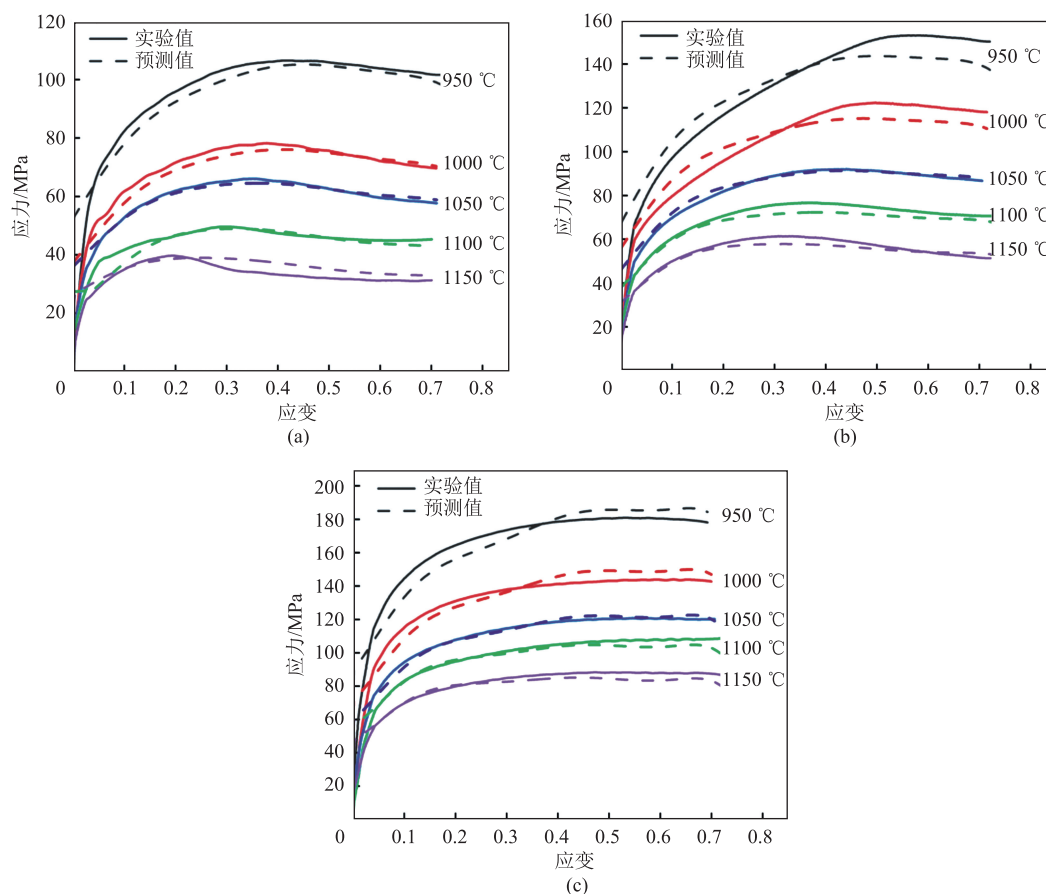


图4 不同变形条件下 50Cr5NiMoV 钢的本构模型预测应力与实验应力对比曲线

(a)  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  (b)  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$  (c)  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 4 Comparison curves between predicted stress by constitutive model and experiment stress for 50Cr5NiMoV steel under different deformation conditions

如图 5a~图 5c 所示。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (7)$$

式中:  $J_{\max}$  为  $J$  的最大值;  $m$  为应变速率敏感因子,

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}.$$

### 2.3.2 热加工图建立

不稳定性判据  $\xi(\dot{\epsilon})$  在分析热加工图时是不可缺少的, 其用于评估材料在不同变形条件下的稳定性。通过计算该判据, 可以识别出不适合的加工区域, 优化工艺参数, 避免加工缺陷, 确保加工的稳定性和产品质量。该判据的表达式如式 (8) 所示。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (8)$$

当  $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$  时, 则表明该区域可能发生失稳<sup>[11]</sup>。

在相同的热加工参数下, 通过将耗散效率图与

失稳图叠加得到热加工图。应变为 0.3、0.5 和 0.7 时的热加工图如图 5d~图 5f 所示。

图 5a~图 5c 展示了不同应变下的耗散效率,  $\eta$  值越大表示显微结构演化程度越剧烈。在热压缩过程中, 材料的显微组织演变随着应变、温度和应变速率的变化呈现出显著差异。区域 A'~区域 C' 的变化表明, 随着应变升高, 区域面积逐渐扩大, 表明材料的显微结构演变更加剧烈。这一现象主要归因于变形可以促进位错滑移, 而高应变速率下发生变形, 则可以通过增强热能积累进一步促进显微结构的变化。在低温低应变速率条件下, 区域 D'~区域 F' 的变化揭示了材料软化与硬化过程的复杂性<sup>[12]</sup>。当应变为 0.3 时, 未观察到明显的软化, 表明材料仍主要依赖加工硬化机制, 流变曲线也显示未发生显著的动态再结晶 (Dynamic Recrystallization, DRX)。然而, 随着应变的增加, 低温低应变速率下的耗散效率逐渐提高, 表明动态再结晶逐步发生, 尽管其程度较高温条件下轻



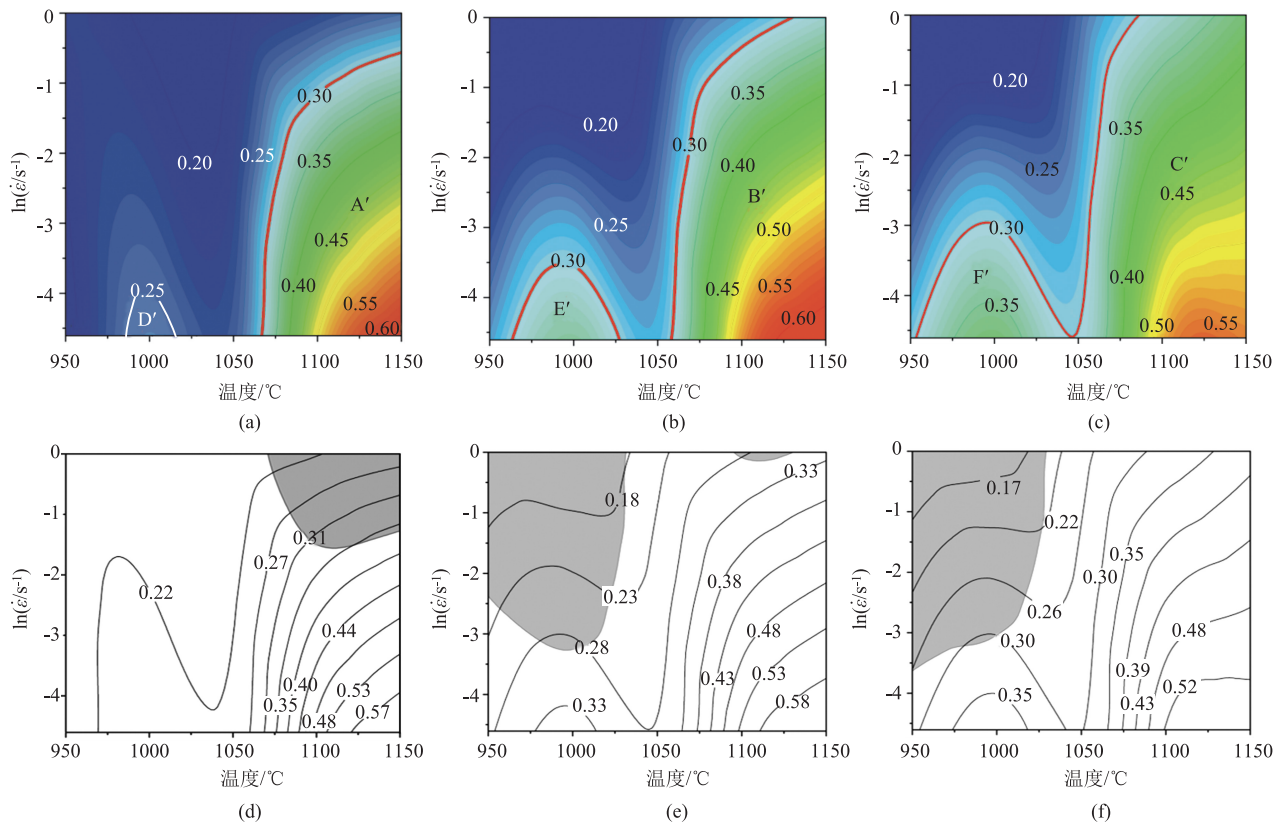


图 5 应变为 0.3、0.5 和 0.7 时的耗散效率图和热加工图

(a) 应变为 0.3 时的耗散效率图 (b) 应变为 0.5 时的耗散效率图 (c) 应变为 0.7 时的耗散效率图  
(d) 应变为 0.3 时的热加工图 (e) 应变为 0.5 时的热加工图 (f) 应变为 0.7 时的热加工图

Fig. 5 Dissipation efficiency maps and hot processing maps at strains of 0.3, 0.5 and 0.7

(a) Dissipation efficiency map at stain of 0.3 (b) Dissipation efficiency map at stain of 0.5 (c) Dissipation efficiency map at stain of 0.7  
(d) Processing map at stain of 0.3 (e) Processing map at stain of 0.5 (f) Processing map at stain of 0.7

微。总体而言,随着应变的增加,耗散效率显著上升,表明材料显微结构演变加剧。特别是在低温低应变速率条件下,尽管初期未见 DRX,但随着应变的增大,仍可诱发 DRX 行为<sup>[13]</sup>。这表明温度、应变速率和应变的相互作用对材料显微组织及软化机制起着关键作用<sup>[14]</sup>。

图 5d~图 5f 展示了不同应变下热加工图,深色区域为失稳区域。应变由 0.3 增加至 0.5 时,失稳区域剧烈扩大,主要是由于应变增加导致热积累效应和局部过热。材料在这个过程中发生了动态再结晶和软化,导致流变应力急剧下降,失稳现象加剧。应变继续增加至 0.7,失稳区域逐渐减小,这是因为动态再结晶等软化机制逐渐饱和,材料的显微组织趋于稳定,硬化效应逐渐占主导,流变应力趋于平稳,从而减少了失稳现象的发生<sup>[15-16]</sup>。观察失稳区域的变化,可以得出 50Cr5NiMoV 钢的最佳加工区域为 1075~1150 °C、0.01~0.22 s<sup>-1</sup>。

采用光学显微镜 (Optical Microscope, OM) 观

察应变为 0.7 时 50Cr5NiMoV 钢的加工失稳区和安全区的金相组织,结果如图 6 所示。可以发现,在 950 °C-1 s<sup>-1</sup> 条件下,出现三角晶界,这是因为温度较低,不足以促进充分再结晶,导致晶粒尺寸不均匀和应力集中,易诱发裂纹和失效。相比之下,1100 °C-1 s<sup>-1</sup> 条件下,材料变形均匀,软化机制以 DRX 为主导,无剪切带或局部过热现象,处于热加工图的安全区,表明该温度下变形过程稳定、可靠。

## 2.4 有限元分析

为进一步验证理论热加工图的合理性,采用 Simufact. forming 模拟自由锻造过程。在相同的锻造工艺条件下 (仅变形温度和应变速率不同),分别在加工失稳区和安全区进行仿真,评估这两个区域材料的流动缺陷及应力三轴度,旨在为热加工图的实际应用提供更加可靠的依据。有限元模拟所采用的边界条件见表 2,自由锻造工艺参数见表 3。

图 7a 和图 7b 为失稳区 (950 °C-1 s<sup>-1</sup>) 的自由锻模拟情况,图 7c 和图 7d 则为加工安全区 (1150 °C-

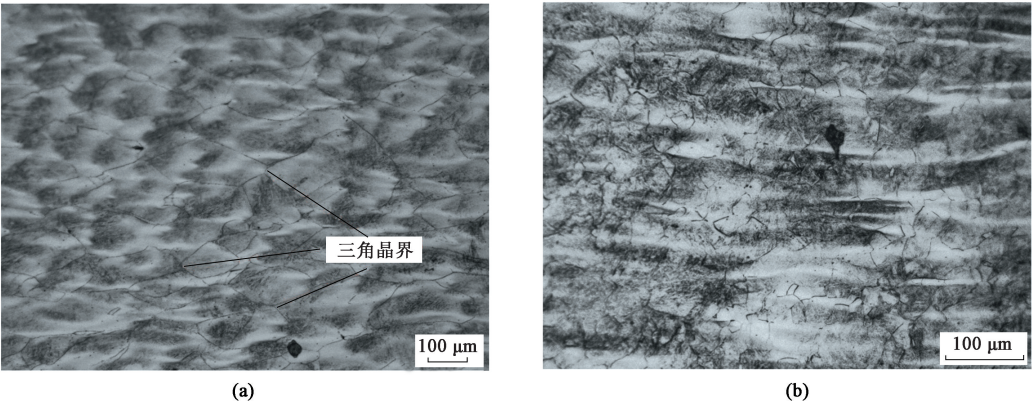


图 6 应变为 0.7 时 50Cr5NiMoV 钢的微观组织 OM 图  
(a) 950 °C -1 s<sup>-1</sup> (b) 1100 °C -1 s<sup>-1</sup>

Fig. 6 Microstructure OM diagrams of 50Cr5NiMoV steel at strain of 0.7

表 2 数值建模边界条件

参数	数值
坯料划分网格数	26819
摩擦因数	0.8
模具温度/°C	200
坯料与模具间传热系数/(W·(m <sup>2</sup> ·°C) <sup>-1</sup> )	3000
坯料与环境间传热系数/(W·(m <sup>2</sup> ·°C) <sup>-1</sup> )	10

表 3 自由锻造工艺参数

参数	数值
坯料尺寸/(mm×mm)	Φ100×150
变形温度/°C	950、1150
应变速率/s <sup>-1</sup>	1、0.01
自由锻工艺 (Wide Die Heavy Blow Forging, WHF 法)	道次数为 4，每道次完成后翻转 90° 进行下一道次，高度为 80 mm，进给距离为 80 mm

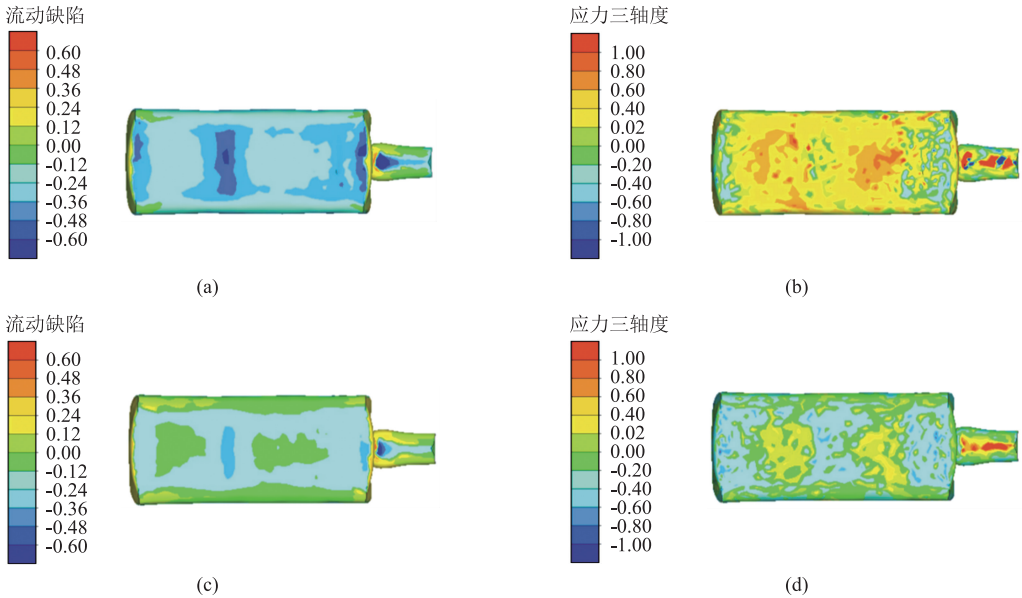


图 7 不同加工区域的有限元仿真结果

(a) 950 °C -1 s<sup>-1</sup>, 流动缺陷 (b) 950 °C -1 s<sup>-1</sup>, 应力三轴度 (c) 1150 °C -0.01 s<sup>-1</sup>, 流动缺陷 (d) 1150 °C -0.01 s<sup>-1</sup>, 应力三轴度

Fig. 7 Finite element simulation results at different processing zones

(a) 950 °C -1 s<sup>-1</sup>, flow defect (b) 950 °C -1 s<sup>-1</sup>, stress triaxiality (c) 1150 °C -0.01 s<sup>-1</sup>, flow defect (d) 1150 °C -0.01 s<sup>-1</sup>, stress triaxiality

0.01 s<sup>-1</sup>) 的自由锻模拟情况。结果表明：失稳区的正流动缺陷情况和安全区类似，但负流动缺陷远大于安全区；失稳区锻造的工件主要呈现三轴拉应力，

而安全区锻造的工件则以三轴压应力为主。三轴压应力能够有效抑制裂纹扩展、减少缺陷形成、改善材料流动性、提升工件强度与疲劳寿命，并促进晶

粒细化,从而显著提高工件的结构完整性和力学性能。因此,加工安全区的锻造工艺不仅降低了流动缺陷,提升了工件质量,还验证了热加工图的可靠性。

### 3 结论

(1) 通过分析真应力-真应变曲线可知,变形温度和应变速率显著影响 50Cr5NiMoV 钢的变形行为。随着变形温度从 950 ℃ 升高至 1150 ℃,材料的塑性增强且流变阻力减小;同时,应变速率从  $0.01\text{ s}^{-1}$  增加至  $1\text{ s}^{-1}$  时,流变应力上升,加工硬化效应增强。

(2) 通过分析不同应变下的耗散效率图和热加工图,并结合 OM 图可知,变形可以促进位错滑移,而高应变速率下变形可以导致热能积累。在低温高应变速率下,加工硬化为主导机制,易导致晶粒尺寸不均匀;高温低应变速率下,动态再结晶显著,显微组织稳定。最佳加工区域为 1075 ~ 1150 ℃、 $0.01\sim0.22\text{ s}^{-1}$ ,确保变形过程稳定和工件质量。

(3) 分别在失稳区和安全区进行自由锻模拟,结果表明,失稳区的正流动缺陷情况和安全区类似,但负流动缺陷远大于安全区;失稳区锻造的工件主要表现为三轴拉应力,而在安全区锻造工件主要表现为三轴压应力。

#### 参考文献:

- [1] 周会军. 支承辊材料 Cr5 钢的热变形行为及微观组织仿真技术研究 [D]. 洛阳: 河南科技大学, 2015.  
Zhou H J. Study on Hot Deformation Behavior of Cr5 Steel and Microstructure Simulation Technology for Heavy Backup Roll Hot Forging Process [D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2015.
- [2] 元亚莎. Cr5 钢支承辊最终热处理组织和性能的研究 [D]. 洛阳: 河南科技大学, 2015.  
Yuan Y S. Analysis of Ultimate Heat Treatment on Microstructure and Properties of Cr5 Steel Back-up Roll [D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2015.
- [3] 陈学文, 郭未昀, 周旭东. 轧辊用 Cr5 钢静态再结晶行为及元胞自动机模拟 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39 (6): 124-132.  
Chen X W, Guo W Y, Zhou X D. Static recrystallization behavior and cellular automaton simulation of Cr5 steel for roller [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2018, 39 (6): 124-132.
- [4] 李颖, 杜帅, 李敏, 等. Cr5 钢的热加工性能分析 [J]. 塑性工程学报, 2022, 29 (12): 151-161.  
Li Y, Du S, Li M, et al. Analysis of hot working performance of Cr5 steel [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29 (12): 151-161.
- [5] 郭未昀, 周旭东, 陈学文. 大型冷轧辊 Cr5 钢的静态再结晶行为及其动力学模型 [J]. 金属热处理, 2018, 43 (7): 33-39.  
Guo W Y, Zhou X D, Chen X W. Static recrystallization behavior and dynamic model of Cr5 steel for large cold roll [J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43 (7): 33-39.
- [6] Di Y N, Fu B, Ma D S, et al. Hot deformation characteristics and dynamic recrystallization behavior of Cr5 die casting mold steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3547-3557.
- [7] Cao R Z, Wang W, Ma S B, et al. Arrhenius constitutive model and dynamic recrystallization behavior of 18CrNiMo7-6 steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 6334-6347.
- [8] 陈由红, 兰博, 李金栋, 等. 挤压态 GH710 合金本构模型研究及应用验证 [J]. 稀有金属, 2023, 47 (7): 986-994.  
Chen Y H, Lan B, Li J D, et al. Material characterization and validation for constitutive model of as-extruded GH710 alloy [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2023, 47 (7): 986-994.
- [9] Han L Y, Zhu X J, Wei D J, et al. Construction of an Arrhenius constitutive model for Mg-Y-Nd-Zr-Gd rare earth magnesium alloy based on the Zener-Hollomon parameter and objective evaluation of its accuracy in the twinning-rich intervals [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12 (7): 2890-2908.
- [10] Zhang H B, Zhang Y K, Huang Y L, et al. The thermal deformation behavior and processing map of TC9 titanium alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 6576-6590.
- [11] Chen Y J, Li Q A, Chen X Y, et al. Construction of hot processing map, dynamic recrystallization critical conditions and kinetic model of AZ61 alloy [J]. Materials Today Communications, 2024, 40: 109540.
- [12] An D, Qian B Y, Wu R Z, et al. Influence of power dissipation value and deformation activation energy on recrystallization in compression deformation behavior of Mg-Li-Zn-Y alloy [J]. Journal of Rare Earths, 2024, 42 (12): 2341-2349.
- [13] Xin J J, Zhang L Q, Ge G W, et al. Characterization of microstructure evolution in  $\beta$ - $\gamma$  TiAl alloy containing high content of Niobium using constitutive equation and power dissipation map [J]. Materials & Design, 2016, 107: 406-415.
- [14] 丰园海, 郑双昱, 罗翔, 等. Fe-28Mn-10Al-0.8C 的热压缩行为及微观组织结构转变 [J]. 铜业工程, 2023 (2): 50-60.  
Feng Y H, Zheng S Y, Luo X, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of Fe-28Mn-10Al-0.8C low density steel [J]. Copper Engineering, 2023 (2): 50-60.
- [15] Li C M, Huang L, Zhao M J, et al. Study on microstructure evolution and deformation mechanism of Ti-6554 based on power dissipation efficiency at supertransus temperatures [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 924: 166481.
- [16] Chen L, Zhang B, Yang Y, et al. Evolution of hot processing map and microstructure of as-forged nickel-based superalloy during hot deformation [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 7638-7653.