

引用格式: 付波, 谢孝昌, 龚远舟, 等. 9310 齿轮钢热变形行为及工艺参数优化[J]. 航空材料学报, 2026, 46(3): 56-67.

FU Bo, XIE Xiaochang, GONG Yuanzhou, et al. Hot deformation behavior and process parameter optimization of 9310 gear steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(3): 56-67.

## 9310 齿轮钢热变形行为及工艺参数优化

付波<sup>1\*</sup>, 谢孝昌<sup>1</sup>, 龚远舟<sup>2</sup>, 杨平<sup>1</sup>, 鲁世强<sup>2</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院 钢与稀贵金属研究所, 北京 100095; 2. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063)

**摘要:** 通过 9310 齿轮钢在变形温度为 800~1100 °C、应变速率为 0.001~10 s<sup>-1</sup> 条件下的热压缩实验, 分析其热变形行为, 构建峰值应力下本构关系模型和不同应变下的加工图, 并对变形工艺参数进行优化。结果表明, 该钢的流动应力随变形温度降低和应变速率升高而明显增加; 变形温度较高(900~1100 °C)且应变速率较低(0.001~0.1 s<sup>-1</sup>)时, 流动应力曲线主要表现为流动软化特征。构建的本构关系模型具有较高预测精度, 相关系数为 0.998, 平均绝对相对误差为 4.724%。根据加工图, 获得较佳变形工艺参数范围为变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.05~1.41 s<sup>-1</sup>; 其中最佳变形工艺参数为变形温度 1070 °C、应变速率 0.05~1 s<sup>-1</sup>, 主要变形机制为动态再结晶。失稳变形工艺参数范围大致为变形温度 800~925 °C、应变速率 0.04~10 s<sup>-1</sup>, 主要变形机制为局部流动。通过微观组织验证模拟结果, 其与加工图的预测结果吻合良好。

**关键词:** 9310 齿轮钢; 热变形行为; 加工图; 工艺参数优化

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000042

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000042

中图分类号: TG317; V252.1

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)03-0056-12

## Hot deformation behavior and process parameter optimization of 9310 gear steel

FU Bo<sup>1\*</sup>, XIE Xiaochang<sup>1</sup>, GONG Yuanzhou<sup>2</sup>, YANG Ping<sup>1</sup>, LU Shiqiang<sup>2</sup>

(1. Steels and Rare Metals Research Institute, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior of 9310 gear steel is investigated by hot compression test within temperature range from 800 °C to 1100 °C and strain rate range from 0.001 s<sup>-1</sup> to 10 s<sup>-1</sup>. The peak stress constitutive relation model and processing maps under different strains are constructed and the process parameters are optimized. The results show that the flow stress of 9310 gear steel increases obviously with the decrease of deformation temperature and the increase of strain rate. Under the condition of high temperature (900-1100 °C) and low strain rate (0.001-0.1 s<sup>-1</sup>), the flow stress curve primarily exhibits strain softening characteristics. The constitutive relation model demonstrates high predictive accuracy, with a correlation coefficient of approximately 0.998 and an average absolute relative error of about 4.724%. The obtained better deformation process parameters range from 1010 °C to 1100 °C and from 0.05 s<sup>-1</sup> to 1.41 s<sup>-1</sup>, among which the optimal process parameters are in the range of deformation temperature 1070 °C and strain rate 0.05-1 s<sup>-1</sup>, corresponding to the main plastic deformation mechanism of dynamic recrystallization. The range of unstable deformation process parameters is approximately 800-925 °C and 0.04-10 s<sup>-1</sup>, where flow localization is the primary plastic deformation mechanism. The microstructure verification results are in good agreement with the prediction and optimization results of the processing map.

**Key words:** 9310 gear steel; hot deformation behavior; processing map; process parameter optimization

齿轮是飞机、直升机及其他机械装备最重要的结构部件之一。由于实际工况恶劣, 承载复杂且需

保持较高的安全性和可靠性, 航空齿轮通常对强度、硬度、耐磨性及疲劳寿命有很高要求, 因而对

齿轮材料的性能要求也越来越高<sup>[1]</sup>。9310 钢具有高强度和良好的韧塑性,主要用于制造航空齿轮等传动构件<sup>[2]</sup>。

国内外研究人员对 9310 齿轮钢的研究报道较少,目前主要集中于力学性能、热处理工艺、组织演变行为等方面。Yang 等<sup>[3]</sup>研究飞秒激光表面处理对 9310 齿轮钢耐磨性能的影响,结果表明,飞秒激光表面处理可显著提高显微硬度,导致表面残余压应力增加。Yan 等<sup>[4]</sup>研究 9310 齿轮钢的接触疲劳失效机制,讨论微观结构、残余应力和接触疲劳性能的相关性。李嘉玮等<sup>[5]</sup>探究不同服役工况参数及喷丸强化对 9310 齿轮钢接触疲劳性能的影响,得到不同接触应力、滑差率和表面强化处理对滚动接触疲劳性能的影响规律。Peng 等<sup>[6]</sup>研究激光冲击强化对 9310 齿轮钢直齿轮弯曲疲劳性能的影响,采用有限元模拟分析激光冲击强化诱导的残余应力分布,并通过 X 射线衍射验证模拟结果的准确性。He 等<sup>[7]</sup>研究 9310 齿轮钢热压缩过程中组织变化规律,分析动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)和动态回复(dynamic recovery, DRV)机制,表明随变形温度降低和应变速率提高,其峰值应力、稳态应力、位错密度和亚结构数量增加;相反,大角度晶界增加,材料更易发生 DRX 行为。Kozmel 等<sup>[8]</sup>通过控制变形工艺参数,探索 9310 齿轮钢中亚微米晶粒尺寸细化的动力学机理,考虑铁素体/碳化物相互作用的影响,建立基于 Zener-Holloman 参数的微观组织模型,得到以亚微米晶粒为主的微观组织。刘安武等<sup>[9]</sup>采用热/力模拟实验机,分析 9310 齿轮钢在变形温度为 850~1150 ℃、应变速率为 0.1~10 s<sup>-1</sup> 条件下热变形行为,观察变形微观组织,结果表明,在真应变为 0.8 条件下,随着应变速率提高,发生完全 DRX 的温度逐渐升高。总体而言,目前关于 9310 齿轮钢热变形行为的系统研究有待进一步深化。

9310 齿轮钢虽然具有良好的综合性能,但在变形和热处理过程中,易因微观组织不均匀引起性能下降,因而对其塑性成形工艺提出更高要求,成为亟须解决的难点之一<sup>[10]</sup>。热塑性成形过程中,工艺参数选择不当,可能造成局部流动、绝热剪切带、楔形裂纹等缺陷,这决定构件最终微观组织和

力学性能<sup>[11]</sup>。动态材料模型(dynamic material model, DMM)及基于 DMM 理论的加工图技术可以准确描述成形过程中组织变化特征,对变形工艺参数进行优化设计,并分析不同工艺参数条件下变形机制<sup>[12]</sup>。目前,一些研究人员已根据 DMM 和加工图技术研究材料的加工性能,并得到优化的工艺参数范围。Dong 等<sup>[13]</sup>构建 Hastelloy X 合金的加工图,得到最佳热变形工艺参数为变形温度 1100 ℃、应变速率 0.01 s<sup>-1</sup>,其主要变形机制为不连续 DRX。Alaneme 等<sup>[14]</sup>采用加工图技术研究 Cu-Zn-Al-Ni 基形状记忆合金的热变形行为,结果表明,失稳区域在变形温度 250~350 ℃、应变速率 0.1~5 s<sup>-1</sup> 范围内,对应的主要变形机制为绝热剪切、微裂纹等;最佳变形工艺参数为变形温度 550 ℃、应变速率 0.1~2.5 s<sup>-1</sup>,对应的主要变形机制为 DRX。Fan 等<sup>[15]</sup>建立 30MnB5V 钢在不同应变下功率耗散图和加工图,结果表明,该钢在变形温度 1075~1125 ℃、应变速率 0.03~0.22 s<sup>-1</sup> 范围内表现出良好的加工性能。柳木桐等<sup>[16]</sup>通过分析加工图并观察微观组织,获得 S280 钢的失稳变形工艺参数范围为变形温度 800~1040 ℃、应变速率 0.06~10 s<sup>-1</sup>,对应的主要变形机制为局部流动;最佳变形工艺参数为变形温度 1125 ℃、应变速率 0.001 s<sup>-1</sup>,对应的主要变形机制为 DRX。但是,目前报道 9310 齿轮钢加工图和变形工艺参数优化的文献很少。

本工作以 9310 齿轮钢为研究对象,采用热压缩实验对其热变形行为进行分析,构建不同应变下的功率耗散图、失稳图和加工图,通过微观组织验证,获得失稳变形区和较佳变形区的工艺参数范围,这些研究结果为 9310 齿轮钢变形工艺的优化提供指导。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

实验材料为  $\phi 180$  mm 的 9310 齿轮钢棒材,其化学成分如表 1 所示。在原始棒料半径 80 mm 处取样,并观察轴向中心区域组织,如图 1 所示,微观组织较为均匀。

表 1 9310 齿轮钢化学成分(质量分数/%)  
Table 1 Chemical composition of 9310 gear steel (mass fraction/%)

C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Fe
0.07-0.13	0.40-0.70	3.00-3.50	1.00-1.40	0.08-0.15	0.15-0.35	Bal.

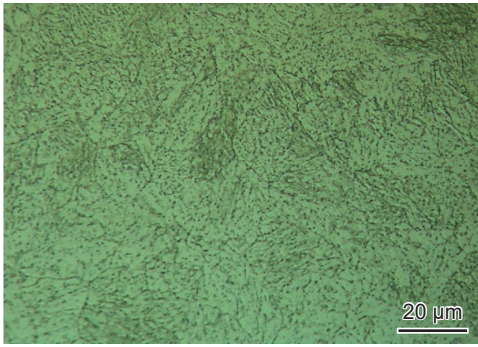


图1 9310 齿轮钢原始微观组织

Fig. 1 Initial microstructure of 9310 gear steel

## 1.2 实验方法

采用 Gleeble 3500 热/力模拟试验机进行热压缩实验, 试样尺寸为  $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 。为减小摩擦, 试样两端面垫云母片。变形温度为  $800 \sim 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , 应变速率为  $0.001 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ , 高度压下率为 60% (相当于真应变约为 0.9), 升温速率为  $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , 保温时间为 300 s, 压缩后立即水冷至室温。采用 XJP-9A 型金相显微镜和配备电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 的 Tescan Mira 4 型场发射扫描电子显微镜对微观组织进行观察和分析, EBSD 试样在 90% (体积分数, 下同)  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} + 10\% \text{HClO}_4$  混合溶液中电解腐蚀 (电压为 20 V、电流为 1.9 A) 13 s 后, 采用 AZTec Crystal 软件处理 EBSD 测得数据。热压缩实验及微观组织观察位置如图 2 所示。

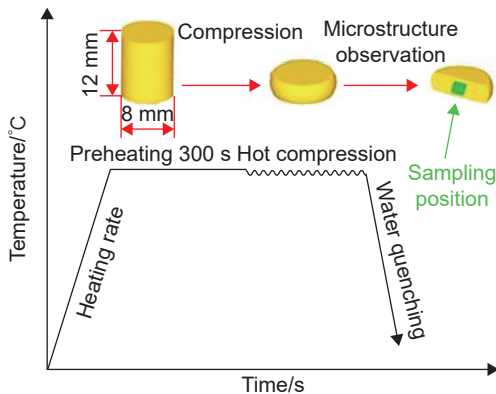


图2 9310 齿轮钢热压缩实验示意图和微观组织试样取样位置

Fig. 2 Schematic diagram of hot compression test of 9310 gear steel and sampling position of microstructure specimen

## 2 结果与分析

### 2.1 流动应力行为

图 3 为 9310 齿轮钢不同变形工艺参数下的流

动应力曲线。从图 3 可以看出, 变形初始阶段, 不同工艺参数下的流动应力均迅速增加到峰值, 后有不同程度下降, 主要原因为变形初始阶段, 位错增殖快, 位错密度迅速提高, 这些位错在晶界附近积累, 阻碍位错运动、空位扩散、螺位错的交滑移、刃位错的攀移等, 加工硬化占据主导地位<sup>[17]</sup>。随着真应变增大, DRV 和 DRX 使其软化, 流动应力有所下降<sup>[18]</sup>。

从图 3 还可以看出, 应变速率增加, 流动应力增大, 这是由于应变速率增加意味着要驱使更多数量位错同时运动, 且位错运动速率加大, 流动应力增大; 同时, 由于塑性变形机理比较复杂, 需要一段时间才能完成, 应变速率增加, 变形时间缩短, 没有足够时间发生软化过程, 也会促使流动应力增大<sup>[19]</sup>。对比图 3(a)~(g) 可知, 9310 齿轮钢的流动应力随变形温度升高而降低, 这是因为变形温度升高, 热激活作用增强, 位错运动的驱动力增大; 同时晶界迁移速率增加, 由于晶界迁移会导致位错消失和重新排列, 降低位错运动的阻碍, DRV 和 DRX 更易进行, 位错密度下降, 使流动应力减小<sup>[20]</sup>。同时, 不同变形工艺参数条件下, 变形初期的流动应力随应变的增加迅速增大, 表现出明显的加工硬化特征。在高变形温度 ( $900 \sim 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ )、低应变速率 ( $0.001 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ ) 范围内, 流动应力达到峰值后, 随应变继续增大, 流动应力有所下降, 主要表现动态软化特征。其他变形条件下, 主要表现稳态流动特征。

峰值应力反映变形过程中的最大流动应力, 掌握变形工艺参数对峰值应力的影响规律, 可以为设备选型和工艺参数制定提供理论依据。9310 齿轮钢不同热变形工艺条件下的峰值应力如图 4 所示。由图 4 可知, 峰值应力随变形温度升高而降低, 当应变速率  $\dot{\epsilon}$  为  $1 \text{ s}^{-1}$  时, 变形温度从  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  升高至  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , 峰值应力从  $275.03 \text{ MPa}$  下降至  $121.57 \text{ MPa}$ , 降低  $153.46 \text{ MPa}$ ; 峰值应力随应变速率增加而增大, 当变形温度为  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 应变速率从  $0.001 \text{ s}^{-1}$  增大至  $10 \text{ s}^{-1}$ , 峰值应力从  $74.86 \text{ MPa}$  增大至  $255.01 \text{ MPa}$ , 增大  $180.15 \text{ MPa}$ 。

### 2.2 9310 齿轮钢本构关系建立

本构关系描述材料成形过程的基本规律, 表征流动应力对变形工艺参数的动态响应, 是确定金属塑性变形工艺的基础。目前, 应用较多的本构关系模型为 Sellars 等<sup>[21]</sup> 提出的 Arrhenius 方程; 常用的 Arrhenius 方程一般有 3 种形式, 具体见式 (1)~(3)<sup>[22]</sup>:

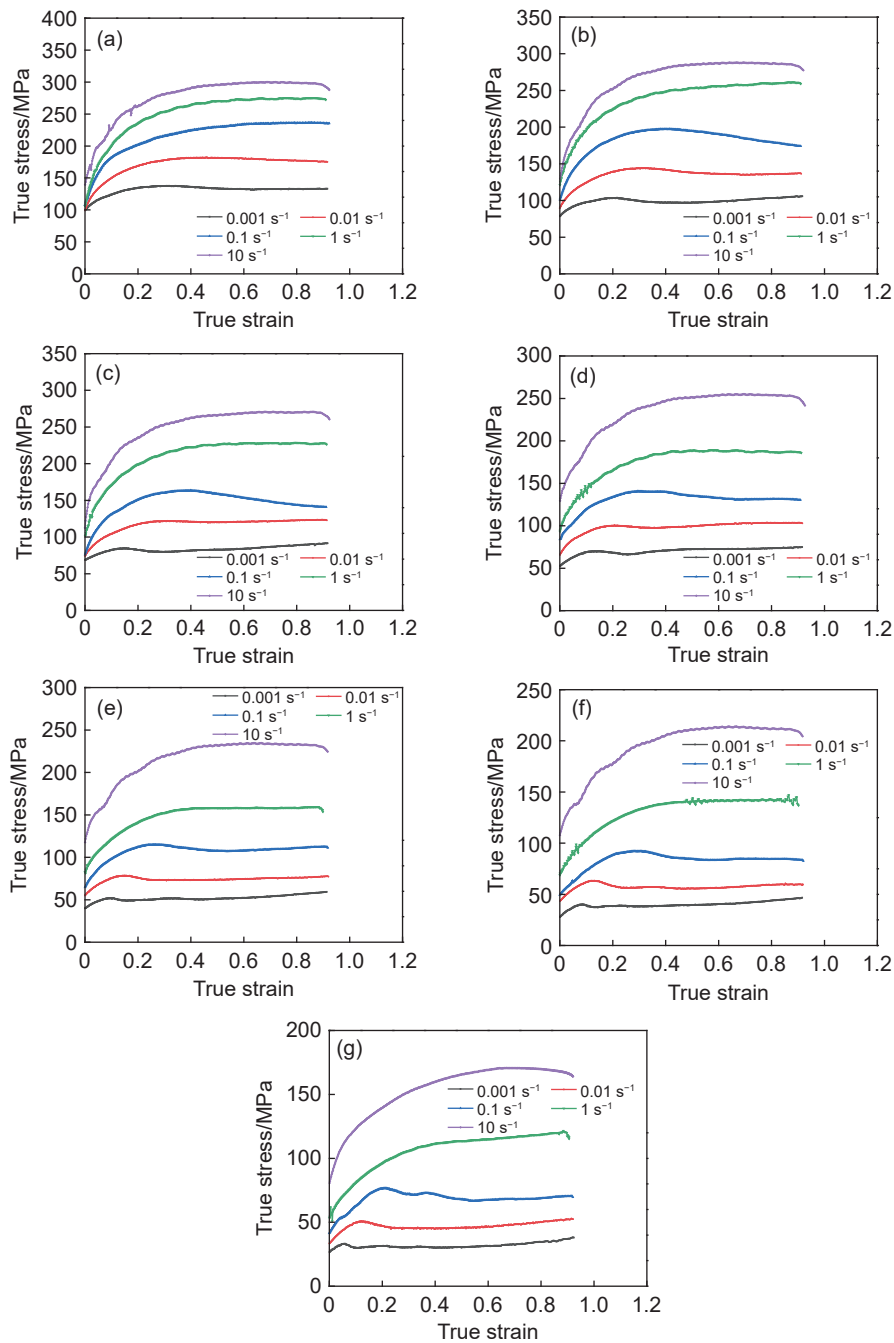


图 3 不同变形工艺参数下 9310 齿轮钢不同应变速率的流动应力曲线 (a)800 °C; (b)850 °C; (c)900 °C; (d)950 °C; (e)1000 °C; (f)1050 °C; (g)1100 °C

Fig. 3 Flow stress curves of 9310 gear steel at different strain rates under various deformation process parameters (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 950 °C; (e) 1000 °C; (f) 1050 °C; (g) 1100 °C

$$\dot{\epsilon} = A_1 \exp(\beta\sigma) \exp[-Q/(RT)] \text{ (高应力水平下, } \alpha\sigma > 1.2) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \sigma^{n_1} \exp[-Q/(RT)] \text{ (低应力水平下, } \alpha\sigma > 0.8) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_3 \sinh(\alpha\sigma)^n \exp[-Q/(RT)] \text{ (所有应力水平)} \quad (3)$$

式中:  $\sigma$  为流动应力, MPa;  $Q$  为变形激活能, J/mol;  $T$  为变形温度, K;  $R$  为气体常数, 其值为 8.314 J/(mol·K);  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n_1$ 、 $n$ 、 $A_1$ 、 $A_2$  和  $A_3$  均为常数。对式(1)~(3)两边取自然对数, 得到:

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{\beta RT} - \frac{\ln A_1}{\beta} \quad (4)$$

$$\ln \sigma = \frac{1}{n_1} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{n_1 RT} - \frac{\ln A_2}{n_1} \quad (5)$$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{n RT} - \frac{\ln A_3}{n} \quad (6)$$

由式(4)~(6)可知, 待定常数  $\alpha$  值为:

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} \quad (7)$$

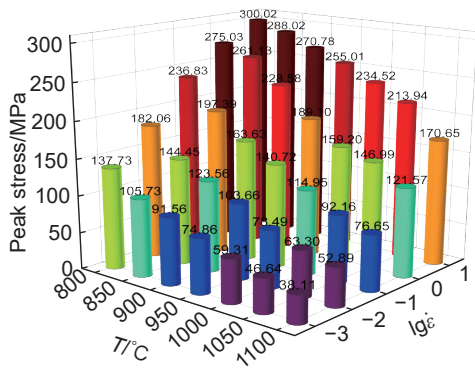


图 4 不同变形工艺参数下峰值流动应力

Fig. 4 Peak stress at different deformation process parameters

根据式(4)与式(5)可知:

$$\beta = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \quad (8)$$

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \quad (9)$$

根据 9310 齿轮钢热压缩实验数据, 分别绘制峰值应力下  $\ln \dot{\epsilon}-\sigma$  和  $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sigma$  关系曲线 (图 5(a)、(b))。根据式(8)和式(9), 求出图 5(a)、(b)中各直线斜率, 得到  $\beta$  和  $n_1$  的值, 进而求得  $\alpha$  值, 得到  $\alpha$  平均值约为 0.0074。将式(6)写成式(10)的形式:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 - \frac{Q}{RT} + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (10)$$

由式(10)可知, 当变形温度  $T$  不变时, 得到:

$$n = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \quad (11)$$

当应变速率  $\dot{\epsilon}$  不变时, 由式(10)得到:

$$Q = Rn \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (12)$$

式中的  $\left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} = s$ , 因此, 变形激活能可根据式(13)计算:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} = Rns \quad (13)$$

根据式(11)~(13)可以计算出 9310 齿轮钢的变形激活能。由 9310 齿轮钢热压缩峰值应力数据分别做出  $\ln \dot{\epsilon}-\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  和  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]-1000/T$  关系曲线 (图 5(c)、(d))。根据式(11)和式(12)可知, 图 5(c)、(d)中各直线斜率分别为  $n$  值和  $s$  值, 得到平均值分别约为 5.513 和 6.630。根据式(13), 由求得的  $n$  值和  $s$  值, 计算得到 9310 齿轮钢峰值

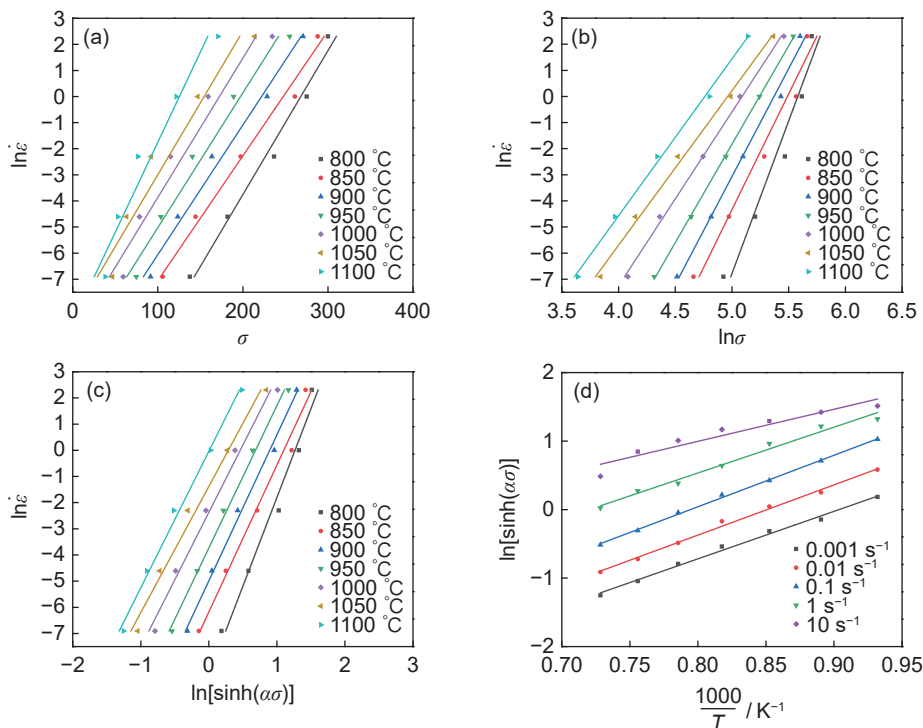


图 5 峰值应力下  $\ln \dot{\epsilon}-\sigma$ (a)、 $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sigma$ (b)、 $\ln \dot{\epsilon}-\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ (c) 和  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]-\frac{1000}{T}$ (d) 的关系

Fig. 5 Relationship of  $\ln \dot{\epsilon}-\sigma$ (a),  $\ln \dot{\epsilon}-\ln \sigma$ (b),  $\ln \dot{\epsilon}-\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ (c), and  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]-\frac{1000}{T}$ (d) at the peak stress

应力下平均变形激活能, 其值约为 303.866 kJ/mol。

为定量描述  $T$  和  $\dot{\epsilon}$  对流动应力的综合影响, Zener 等<sup>[23]</sup> 提出  $Z$  参数模型, 表示为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (14)$$

结合式(3), 可得:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (15)$$

两边取对数, 得到:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (16)$$

将  $Q$ 、 $T$  和  $\dot{\epsilon}$  代入式(14), 得到不同工艺参数下的  $\ln Z$  值, 如表 2 所示。根据表 2, 绘制出峰值应力下的  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  关系曲线, 如图 6 所示。

根据式(16)和图 6, 可得到  $\ln A$  值约为 26.436, 对应  $A$  值约为  $3.028 \times 10^{11}$ 。根据式(6)可推导出:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{2}{n}} + 1\right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (17)$$

按照上述  $\alpha$ 、 $n$  和  $A$  值, 进一步得到 9310 齿轮钢峰值应力本构关系模型为:

$$\sigma = \frac{1}{0.0074} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{3.028 \times 10^{11}}\right)^{\frac{1}{5.513}} + \left[\left(\frac{Z}{3.028 \times 10^{11}}\right)^{\frac{2}{5.513}} + 1\right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (18)$$

将实验工艺参数  $T$ 、 $\dot{\epsilon}$  及  $Q$  值(303.866 kJ/mol)代入式(18), 可计算得到模型预测的流动应力值。图 7 标出实验值与预测值, 从图中可以看出, 模型最大误差约为 12.8%, 误差小于  $\pm 10\%$  的数据点占总数据点的 85.7%。这说明, 建立的峰值应力本构关系模型(式(18))具有较高预测精度。

采用相关系数  $R$  和平均绝对相对误差(average absolute relative error, AARE)进一步评估模型预测精度。 $R$  和 AARE 的计算公式分别见式(19)和式(20)<sup>[24]</sup>:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - E)(P_i - P)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - E)^2 \sum_{i=1}^N (P_i - P)^2}} \quad (19)$$

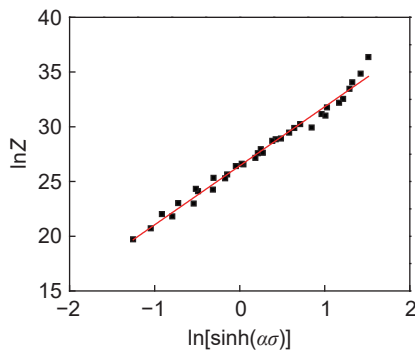
$$\text{AARE} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (20)$$

式中:  $E_i$  和  $E$  分别为流动应力实验值及其平均值;  $P_i$  和  $P$  分别为流动应力预测值及其平均值;  $N$  为数据样本量。根据式(19)和式(20), 计算得到的峰值

表 2 峰值应力下不同变形条件的  $\ln Z$  值

Table 2  $\ln Z$  values under different deformation conditions at peak stress

Strain rate/s <sup>-1</sup>	Deformation temperature/°C	$\ln Z$
0.001	800	27.154
0.001	850	25.638
0.001	900	24.251
0.001	950	22.977
0.001	1000	21.803
0.001	1050	20.718
0.001	1100	19.712
0.01	800	29.457
0.01	850	27.940
0.01	900	26.553
0.01	950	25.279
0.01	1000	24.106
0.01	1050	23.020
0.01	1100	22.014
0.1	800	31.760
0.1	850	30.243
0.1	900	28.856
0.1	950	27.582
0.1	1000	26.408
0.1	1050	25.323
0.1	1100	24.317
1	800	34.062
1	850	32.546
1	900	31.158
1	950	29.884
1	1000	28.711
1	1050	27.626
1	1100	26.620
10	800	36.365
10	850	34.848
10	900	33.461
10	950	32.187
10	1000	31.013
10	1050	29.928
10	1100	28.922

图6 峰值应力下  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  线性回归关系曲线Fig. 6 Relationship curve  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  at the peak stress

应力本构关系模型中  $R=0.998$ ,  $AARE=4.724\%$ , 进一步说明建立的模型具有良好预测精度。

### 2.3 加工图分析及工艺参数优化

#### 2.3.1 加工图基本理论

DMM 被认为是联系大塑性变形连续介质力学和微观组织演变的桥梁<sup>[25]</sup>。根据 DMM 理论, 变形过程中工件吸收的机械功率  $P$  通过两方面耗散<sup>[26]</sup>:

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (21)$$

式中:  $G$  和  $J$  分别为功率耗散量和功率耗散协量, 其中  $G = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon}$  且  $J = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma$ 。  $G$  表示塑性变形引起的功率耗散(大部分转变为黏塑性热),  $J$  表示组织演变相关的功率耗散, 表示为:

$$\left( \frac{\partial J}{\partial G} \right)_{\varepsilon, T} = \left( \frac{\dot{\varepsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon, T} = \left[ \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\varepsilon})} \right]_{\varepsilon, T} = m \quad (22)$$

式中:  $m$  为应变速率敏感性指数。  $m$  为 1 时,  $J$  具有最大值  $J_{\max} = P/2$ 。定义  $J/J_{\max}$  为功率耗散效率, 用  $\eta$  来表示, 如式(23)<sup>[27]</sup> 所示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = 2 \left( \frac{P-G}{P} \right) = 2 \left( 1 - \frac{1}{\sigma \dot{\varepsilon}} \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} \right) \quad (23)$$

其中,  $\eta$  随  $T$  和  $\dot{\varepsilon}$  的变化形成功率耗散图。一般高  $\eta$  值区域对应较佳的成形性能区域<sup>[28]</sup>。Murty 等<sup>[29]</sup> 提出适用于任何应力-应变速率曲线的流动失稳准则:

$$\xi_M(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{P}{J} m - 1 = \frac{2m}{\eta} - 1 < 0 \quad (24)$$

式中:  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  为失稳参数。若满足式(24), 则会出现塑性流动失稳现象。  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  随  $\dot{\varepsilon}$  和  $T$  的变化可形成失稳图, 失稳图和功率耗散图叠加为加工图。

#### 2.3.2 功率耗散效率

不同应变下, 9310 齿轮钢  $\eta$  随  $T$  和  $\dot{\varepsilon}$  的变化规律如图 8 所示。图中可以看出,  $\eta$  对  $T$ 、 $\dot{\varepsilon}$  和应变的变化非常敏感。根据图 8 可知,  $\dot{\varepsilon}$  较高时,  $\eta$  随  $T$  的

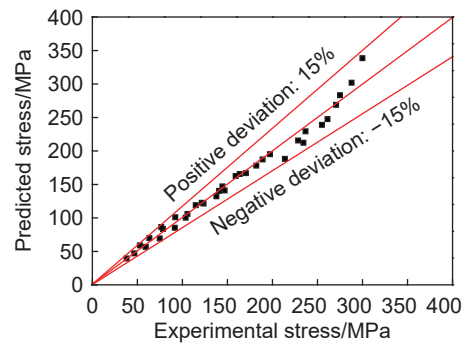


图7 9310 齿轮钢峰值应力本构关系误差散点图

Fig. 7 Error scatter plot in the constitutive relation for peak stress of 9310 gear steel

升高显著增加。其主要原因可能为 DRX 形核受热激活控制,  $T$  较高条件下, 新相和母相之间自由能相差增大, 使 DRX 形核速率和生长速率增加, 因而微观组织演变的能量耗散较多, 造成  $\eta$  较高<sup>[30]</sup>。  $\dot{\varepsilon}$  较低 ( $0.001 \text{ s}^{-1}$ )、真应变较大 (0.7 和 0.9) 时, 变形温度在  $850 \sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$  和  $1030 \sim 1090 \text{ }^\circ\text{C}$  范围内均出现  $\eta$  较低现象, 其值多在 0.10 以下, 发生这种现象的原因可能与  $\dot{\varepsilon}$  较低时, 晶粒长大耗散能量较小有关<sup>[31]</sup>。

#### 2.3.3 失稳参数

不同应变下,  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  值随  $\dot{\varepsilon}$  和  $T$  的变化规律如图 9 所示。可以看出,  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  值同样随变形工艺参数的变化明显改变。从图 9 还可以看出,  $T$  较高且  $\dot{\varepsilon}$  较低时,  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  值多数大于 0; 而  $T$  较低且  $\dot{\varepsilon}$  较高时,  $\xi_M(\dot{\varepsilon}, T)$  值多小于 0, 其主要原因为黏塑性热的能量耗散较高, 抑制 DRV 和 DRX 过程, 此时易出现局部流动等塑性失稳现象<sup>[32]</sup>。

#### 2.3.4 加工图与变形工艺参数优化

图 10 为 9310 齿轮钢在不同应变下的加工图, 图中曲线为  $\eta$  等值线, 数字为对应等值线的  $\eta$  值, 斜线部分为失稳区。根据 9310 齿轮钢在不同变形工艺参数下的  $\eta$  值范围 (0.05~0.36), 定义  $\eta$  值大于 0.3 为高  $\eta$  值区域, 如图 10 中区域 I~V 所示。可以看出, 失稳区出现在图中的左上角, 即低  $T$  且高  $\dot{\varepsilon}$  区域。

根据图 10 可知, 应变对高  $\eta$  值区域有明显影响。当真应变为 0.3 时, 高  $\eta$  值区域有两个 (图 10 (a) 中区域 I、II), 这两个区域对应较佳的热变形工艺条件, 区域 I 的工艺参数范围为: 变形温度  $850 \sim 1010 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率  $0.001 \sim 0.016 \text{ s}^{-1}$ , 其中  $945 \text{ }^\circ\text{C}/0.001 \text{ s}^{-1}$  条件下,  $\eta$  值达到本区域最大值, 其值约为 0.33。区域 II 的工艺参数范围为: 变形温度  $1010 \sim 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率  $0.001 \sim 1.41 \text{ s}^{-1}$ , 其中  $1070 \text{ }^\circ\text{C}/$

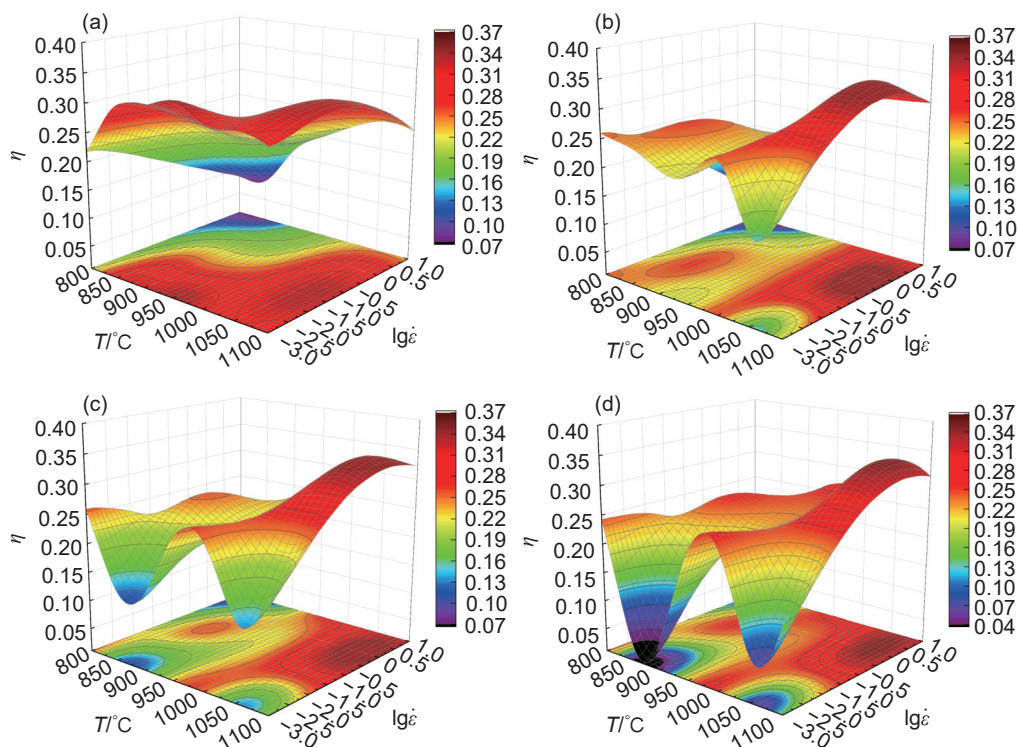


图 8 9310 齿轮钢在应变分别为 0.3(a)、0.5(b)、0.7(c)和 0.9(d)下三维功率耗散图

Fig. 8 Three-dimensional power dissipation diagrams of 9310 gear steel at strains of 0.3 (a) , 0.5 (b) , 0.7 (c) , and 0.9 (d)

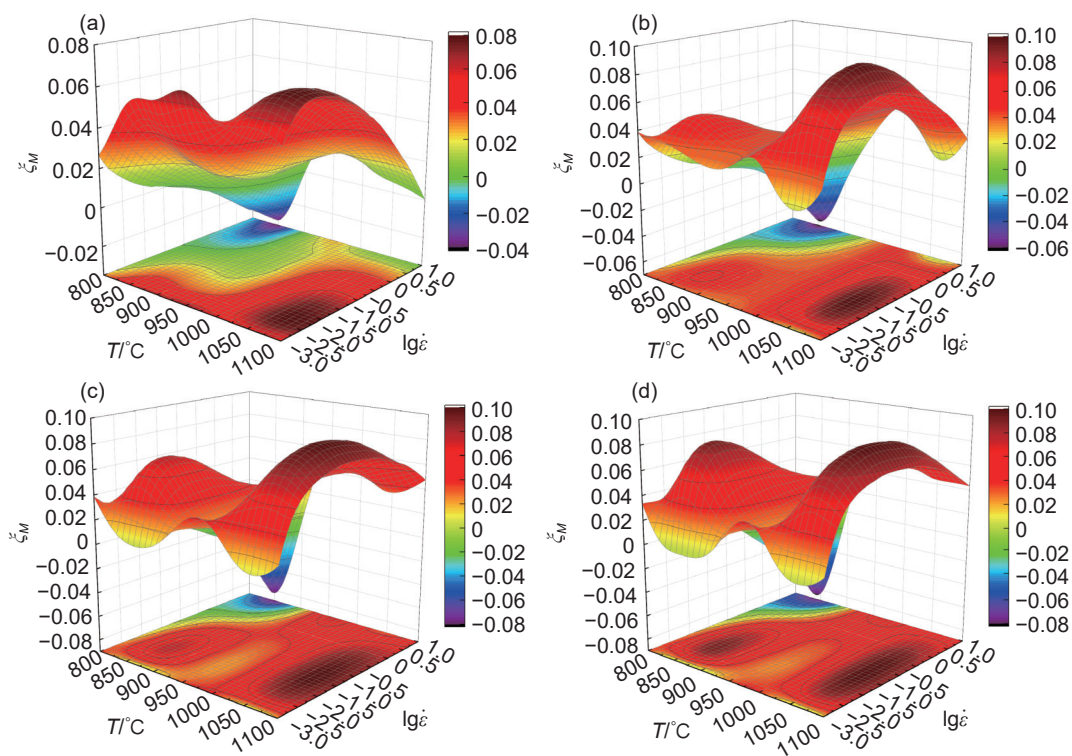


图 9 9310 齿轮钢在应变分别为 0.3(a)、0.5(b)、0.7(c)和 0.9(d)下三维失稳图

Fig. 9 Three-dimensional instability diagrams of 9310 gear steel at strains of 0.3 (a) , 0.5 (b) , 0.7 (c) , and 0.9 (d)

0.05 s<sup>-1</sup> 条件下,  $\eta$  值达到本区域最大值, 其值同样约为 0.33。当真应变为 0.5 时, 高  $\eta$  值区域对应的工艺参数范围见图 10(b)中区域 III, 其工艺参数范

围为: 变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.018~10 s<sup>-1</sup>, 其中 1065 °C/0.50 s<sup>-1</sup> 条件下,  $\eta$  值达到本区域最大值, 其值约为 0.35。当真应变为 0.7 时, 高

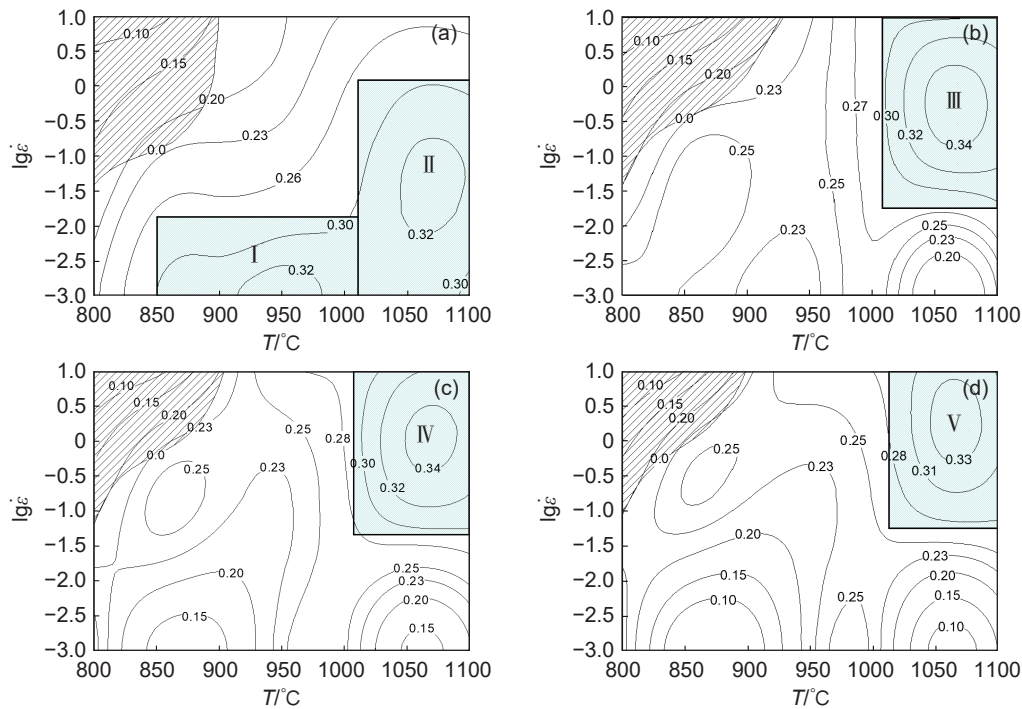


图 10 9310 齿轮钢在应变分别为 0.3(a)、0.5(b)、0.7(c)和 0.9(d)下加工图

Fig. 10 Processing diagrams of 9310 gear steel at strains of 0.3 (a), 0.5 (b), 0.7 (c), and 0.9 (d)

$\eta$  值区域对应的工艺参数范围见图 10(c) 中区域 IV, 其工艺参数范围为: 变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.05~10 s<sup>-1</sup>, 其中 1070 °C/1 s<sup>-1</sup> 条件下,  $\eta$  值达到本区域最大值, 其值约为 0.35。当真应变为 0.9 时, 高  $\eta$  值区域对应的工艺参数范围见图 10(d) 中区域 V, 对比图 10(c) 中区域 IV 可知, 真应变为 0.9 的高  $\eta$  值区域与真应变为 0.7 时基本相同, 其工艺参数范围同样为: 变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.05~10 s<sup>-1</sup>, 其中 1070 °C/1 s<sup>-1</sup> 条件下,  $\eta$  值达到本区域最大值, 其值约为 0.34。

实际成形过程中, 构件不同部位的应变并不相同。由于应变不同时高  $\eta$  值区域并不完全相同, 因而将不同应变下高  $\eta$  值区域的交集, 即不同应变下  $\eta$  值均较高的区域作为较佳工艺参数窗口更为适宜。根据图 10, 确定出较佳变形工艺参数范围为: 变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.05~1.41 s<sup>-1</sup>, 其中最佳变形工艺参数为变形温度 1070 °C、应变速率 0.05~1 s<sup>-1</sup>。

从图 10 可以看出, 应变对 9310 齿轮钢的失稳区也有一定影响, 因而将不同应变下失稳区并集视为失稳变形工艺参数窗口条件更为安全, 如图 11 所示, 获得 9310 齿轮钢的失稳区工艺参数范围大致为变形温度 800~925 °C、应变速率 0.04~10 s<sup>-1</sup>。失稳区的  $\eta$  值总体较小, 说明用于组织演变的功率耗散较小, 而黏塑性热的功率耗散较大。对金

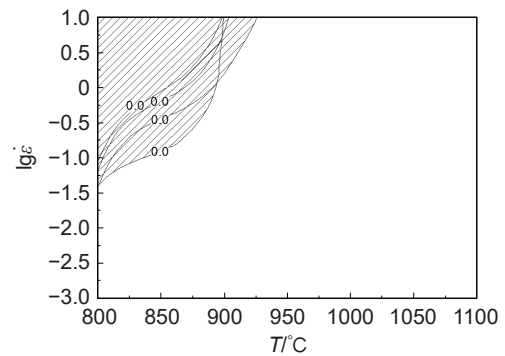


图 11 9310 齿轮钢不同应变下失稳区叠加

Fig. 11 Superposition of instability zones of 9310 gear steel at different strains

属材料而言, 实际热成形时应尽量避免在失稳区进行。

图 12 为真应变 0.9 时, 变形温度分别为 800 °C 和 850 °C、应变速率 10 s<sup>-1</sup> 下 9310 齿轮钢变形微观组织, 该变形条件位于加工图的失稳区域(对应图 10(d))。根据图 12 可知, 此变形工艺参数条件下, 微观组织中可观察到轻微的局部塑性流动现象, 这种现象主要由于变形过程中局部升温造成, 尤其低变形温度、高应变速率条件下, 热效应和温度效应更为明显, 且变形热不能及时向周围传导, 会使局部升温较高, 造成不均匀变形和不同程度的塑性流动失稳<sup>[33]</sup>。局部流动对成形件性能非常重要, 严重影响蠕变、疲劳及其他服役性能。但总体

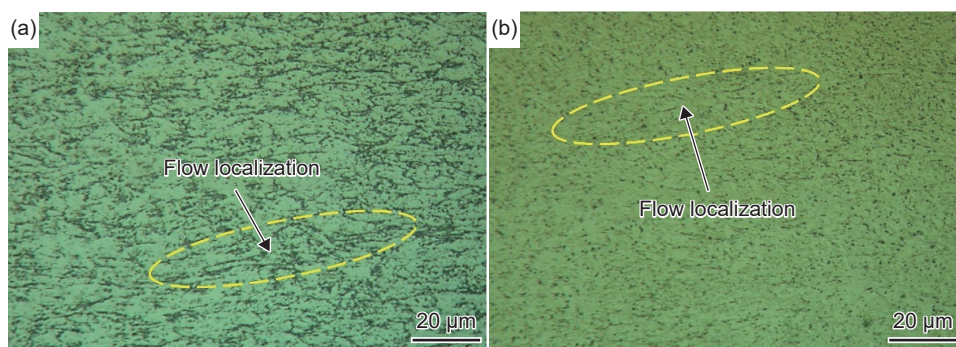


图 12 9310 齿轮钢在变形温度分别为 800 °C(a)和 850 °C(b)、应变速率  $10 \text{ s}^{-1}$  条件下失稳变形区微观组织

Fig. 12 Unstable deformation zone microstructures of 9310 gear steel at deformation temperature of 800 °C (a) and 850 °C (b) with a strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$

而言,在研究工艺参数范围内的局部流动并不严重,如变形温度 850 °C、应变速率  $10 \text{ s}^{-1}$ (图 12(b))下,局部流动非常轻微。一般来说,变形温度越低,应变速率越高,越容易出现局部流动现象。

图 13 为真应变 0.9 时,变形温度 1050 °C、应变速率分别为  $1 \text{ s}^{-1}$  和  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时 9310 齿轮钢的变形微观组织,该变形条件位于加工图的稳定变形区域(对应图 10(d))。变形温度 1050 °C、应变速率  $1 \text{ s}^{-1}$  条件位于加工图中较佳变形工艺参数范围内,接近于最佳变形工艺参数( $1070 \text{ °C}/1 \text{ s}^{-1}$ ),其  $\eta$  值约为 0.33。根据图 13(a)可知,其变形组织较为细

小均匀,形成明显的 DRX 组织。由于 DRX 不仅具有良好的可加工性能,还能重建微观组织,因而它是理想的变形机制<sup>[34]</sup>。变形温度 1050 °C、应变速率  $0.1 \text{ s}^{-1}$  变形条件同样位于加工图中较佳工艺参数范围,但与最佳工艺参数( $1070 \text{ °C}/1 \text{ s}^{-1}$ )相差较大,其  $\eta$  值约为 0.29,比变形温度 1050 °C、应变速率  $1 \text{ s}^{-1}$  条件的  $\eta$  值小。根据图 13(b)可知,其变形组织仍主要为 DRX 组织,但组织较为粗大,主要因为应变速率较低时,变形时间较长,晶粒长大<sup>[35-36]</sup>,这说明加工图对较佳变形工艺参数窗口条件的预测结果较为准确。

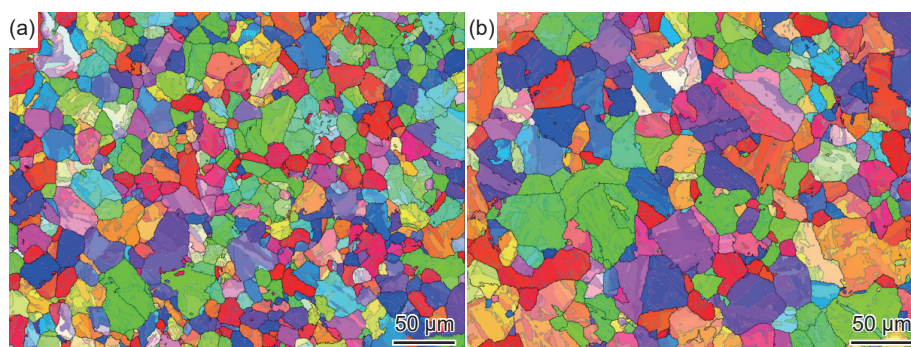


图 13 9310 齿轮钢在变形温度 1050 °C、应变速率分别为  $1 \text{ s}^{-1}$ (a)和  $0.1 \text{ s}^{-1}$ (b)条件下稳定变形区 EBSD 分析

Fig. 13 EBSD analysis of the stable deformation zone of 9310 gear steel at deformation temperature of 1050 °C with strain rates of  $1 \text{ s}^{-1}$  (a) and  $0.1 \text{ s}^{-1}$  (b)

上述微观组织结果表明,加工图对稳定区域和失稳区域的预测是准确的。采用加工图获得优化的热变形工艺参数范围,有利于 9310 齿轮钢的实际生产过程,对获得组织、性能稳定一致的构件具有重要的指导意义。

### 3 结论

(1)9310 齿轮钢的流动应力随变形温度升高和

应变速率降低而减小。高变形温度( $900 \sim 1100 \text{ °C}$ )和低应变速率( $0.001 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ )条件下流动应力曲线主要呈现流动软化特征,其他变形条件下流动应力曲线主要呈现稳态流动特征。

(2)根据热压缩实验数据,采用 Arrhenius 方程型本构关系模型,计算得到 9310 齿轮钢峰值应力下热变形激活能,其值约为  $303.866 \text{ kJ/mol}$ 。该模型具有较高预测精度,其相关系数为 0.998,平均绝对相对误差为 4.724%。

(3)根据 9310 齿轮钢在不同应变下的加工图,获得较佳变形工艺参数为变形温度 1010~1100 °C、应变速率 0.05~1.41 s<sup>-1</sup> 范围,其中最佳工艺参数为变形温度 1070 °C、应变速率 0.05~1 s<sup>-1</sup>,主要变形机制为动态再结晶;失稳工艺参数大致在变形温度 800~925 °C、应变速率 0.04~10 s<sup>-1</sup> 范围,主要变形机制为局部流动。

(4)微观组织结果表明,采用加工图方法预测及优化的变形工艺参数范围是可靠的,研究结果对 9310 齿轮钢塑性成形具有指导意义。

#### 参考文献:

- [1] YANG Z Y, WANG M, ZHANG M M, et al. Analysis of the causes and control of high hardenability of gear steel 18CrNiMo7-6HL[J]. *JOM*, 2025, 77(1): 271-281.
- [2] XU D, ZHOU K, KIM J, et al. Gleeble-based Johnson-Cook parametric identification of AISI 9310 steel empowered by computational intelligence[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, 135(5): 2437-2456.
- [3] YANG F, ZHAO T X, HE P, et al. Effect of pulsed femtosecond laser shock peening surface modification on anti-wear failure properties of AISI 9310 gear steel[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2024, 159: 108146.
- [4] YAN H, WEI P T, SU L H, et al. Rolling-sliding contact fatigue failure and associated evolutions of microstructure, crystallographic orientation and residual stress of AISI 9310 gear steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 170: 107511.
- [5] 李嘉玮, 赵新浩, 李炎军, 等. 服役工况及喷丸强化对航空齿轮钢接触疲劳性能的影响[J]. *表面技术*, 2023, 52(2): 14-24.  
LI J W, ZHAO X H, LI Y J, et al. Effect of service condition and shot peening on rolling contact fatigue performance of aviation gear steel[J]. *Surface Technology*, 2023, 52(2): 14-24.
- [6] PENG C, XIAO Y Z, WANG Y Z, et al. Effect of laser shock peening on bending fatigue performance of AISI 9310 steel spur gear[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 94: 15-24.
- [7] HE Y H, LU S, TANG J Y, et al. Analysis of flow stress and microstructure evolution of 9310 steel during the hot compression[J]. *Materials Research Express*, 2021, 8(6): 066512.
- [8] KOZMEL T, CHEN E Y, CHEN C C, et al. Kinetics of sub-micron grain size refinement in 9310 steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(5): 2590-2600.
- [9] 刘安武, 厉勇, 王春旭, 等. SAE9310 钢热变形行为的研究[J]. *钢铁*, 2009, 44(10): 82-86.  
LIU A W, LI Y, WANG C X, et al. Investigation on hot deformation behavior of SAE9310 steel[J]. *Iron and Steel*, 2009, 44(10): 82-86.
- [10] JIANG T T, ZHOU W H, TANG J Y, et al. Constitutive modelling of AISI 9310 alloy steel and numerical calculation of residual stress after shot peening[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2022, 166: 104235.
- [11] YE L Y, ZHAI Y W, ZHOU L Y, et al. The hot deformation behavior and 3D processing maps of 25Cr2Ni4MoV steel for a super-large nuclear-power rotor[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 59: 535-544.
- [12] 鲁世强, 李鑫, 王克鲁, 等. 用于控制材料热加工组织与性能的动态材料模型理论及其应用[J]. *机械工程学报*, 2007, 43(8): 77-85.  
LU S Q, LI X, WANG K L, et al. Dynamic material model theory and its application for controlling microstructures and properties of hot worked materials[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2007, 43(8): 77-85.
- [13] DONG X H, CAO Y, CHEN D H, et al. Revisiting the hot deformation behavior of Hastelloy X alloy through activation energy distribution map and modified hot processing map[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1016: 178979.
- [14] ALANEME K K, KAREEM S A, ANAELE J U, et al. Hot deformation behaviour, constitutive equations and processing map of Cu-Zn-Al-Ni shape memory alloy[J]. *Results in Materials*, 2025, 25: 100663.
- [15] FAN M R, LUO Z A, LIU Y H, et al. Hot deformation behavior of 30MnB5V steel: phenomenological constitutive model, ensemble learning algorithm, hot processing map and microstructure evolution[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 32: 2675-2690.
- [16] 柳木桐, 钟平, 刘大博, 等. 超高强度不锈钢热变形行为及加工图[J]. *航空材料学报*, 2022, 42(4): 49-56.  
LIU M T, ZHONG P, LIU D B, et al. Hot deformation behavior and processing map of ultra-high strength stainless steel[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2022, 42(4): 49-56.
- [17] LU C Y, SHI J, WANG J. Physically based constitutive modeling for Ti17 alloy with original basketweave microstructure in  $\beta$  forging: a comparison of three approaches[J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111455.
- [18] 陈迎庆, 段兴旺, 贾悦, 等. 锻态 42CrMoA 钢热变形软化行为及微观组织演变研究[J]. *塑性工程学报*, 2025, 32(1): 185-192.  
CHEN Y Q, DUAN X W, JIA Y, et al. Study on hot deformation softening behavior and microstructure evolu-

- tion of forged 42CrMoA steel[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2025, 32(1): 185-192.
- [19] JIN N, NIE S, LIU H X, et al. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization mechanisms of a novel biomedical Ti54Nb14Zr15Mo17 alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1010: 178166.
- [20] LU C Y, WANG J, ZHANG P Z. Flow behavior analysis and flow stress modeling of Ti17 alloy in  $\beta$  forging process[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(10): 7668-7681.
- [21] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [22] 王宇, 滕杰, 陈爽, 等. 15%SiC<sub>p</sub>/8009 铝基复合材料热压缩流变应力行为[J]. *航空材料学报*, 2017, 37(2): 7-12.
- WANG Y, TENG J, CHEN S, et al. Flow stress behavior of 15%SiC<sub>p</sub>/8009 aluminum matrix composite during hot compression deformation[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2017, 37(2): 7-12.
- [23] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22-32.
- [24] KAREEM S A, ANAELE J U, AIKULOLA E O, et al. Hot deformation behavior of magnesium alloys: a comprehensive review of plastic flow, deformation mechanisms, constitutive modeling and processing maps analysis[J]. *Progress in Engineering Science*, 2025, 2(1): 100045.
- [25] 全泽鑫, 王朝辉, 杜文博, 等. B30 铜镍合金的高温热变形行为及加工图[J]. *材料工程*, 2023, 51(7): 215-226.
- QUAN Z X, WANG Z H, DU W B, et al. Hot deformation behavior and processing map of B30 copper-nickel alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2023, 51(7): 215-226.
- [26] CHENG J. Research on hot deformation characterization of a new weathering steel through processing map and microstructural observation[J]. *Scientific Reports*, 2025, 15: 2484.
- [27] LI S S, ZHOU J, DENG G Y, et al. Simulation of a wrought Al-Cu-Mg-Ag alloy during hot deformation based on constitutive modelling and process maps[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 106185.
- [28] ATHIMULAM M R, PAUL J, GANGOLU S. Investigation of hot deformation characteristics and processing maps of Al-12Ce and Al-12Ce-0.2Sc alloys[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2024, 77(9): 2751-2760.
- [29] MURTY S V S N, RAO B N. On the flow localization concepts in the processing maps of titanium alloy Ti-24Al-20Nb[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 104(1/2): 103-109.
- [30] LIU G W, HAN Y, SHI Z Q, et al. Hot deformation and optimization of process parameters of an as-cast 6Mo superaustenitic stainless steel: a study with processing map[J]. *Materials & Design*, 2014, 53: 662-672.
- [31] 刘昭昭, 王森, 刘延辉. 镍基高温合金 GH4133B 本构模型及热加工图的热模拟研究[J]. *航空材料学报*, 2021, 41(6): 44-50.
- LIU Z Z, WANG M, LIU Y H. Analysis of deformation behavior and microstructure evolution for GH4133B superalloy based on isothermal compression test[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2021, 41(6): 44-50.
- [32] GONG B, DUAN X W, LIU J S, et al. A physically based constitutive model of as-forged 34CrNiMo6 steel and processing maps for hot working[J]. *Vacuum*, 2018, 155: 345-357.
- [33] LI N, ZHAO C Z, JIANG Z H, et al. Flow behavior and processing maps of high-strength low-alloy steel during hot compression[J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 224-233.
- [34] LI C M, HUANG L, ZHAO M J, et al. Influence of hot deformation on dynamic recrystallization behavior of 300M steel: rules and modeling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 797: 139925.
- [35] HUANG X N, GUO S R, CHEN W J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of ultra-large nuclear rotor steel 25Cr2Ni4MoV[J]. *Materialia*, 2025, 39: 102362.
- [36] 王攀智, 卢熠, 龚忠兴, 等. 基于响应面法的 GH738 高温合金热变形工艺参数优化[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(4): 85-96.
- WANG P Z, LU Y, GONG Z X, et al. Optimization of hot deformation processing parameters of GH738 superalloy based on response surface methodology[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(4): 85-96.

收稿日期: 2025-03-17; 录用日期: 2025-05-14

通讯作者: 付波(1986—), 男, 博士, 高级工程师, 研究方向为齿轮轴承钢的研制及应用, 联系地址: 北京 81 号信箱 72 分箱(100095), E-mail: fuboustb@163.com

(本文责编: 陈 卉)