

# 齿轮钢 SAE8620H 高温变形行为及热加工图

朱小星, 王宝雨<sup>✉</sup>

北京科技大学机械工程学院, 北京 100083

<sup>✉</sup>通信作者, E-mail: bywang@ustb.edu.cn

**摘要** 通过高温压缩试验研究齿轮钢 SAE8620H 在 950 ~ 1100 °C、应变速率 0.01 ~ 10 s<sup>-1</sup> 条件下的高温变形行为。该合金钢的流动应力符合稳态流变特征, 流变应力随变形温度升高以及应变速率降低而减小, 其本构方程可以采用双曲正弦方程来描述。基于峰值应力、应变速率和温度相关数据推导出 SAE8620H 高温变形激活能  $Q = 280359.9 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。根据变形量 40% 和 60% 下应力构建该齿轮钢的热加工图, 通过热加工图中耗散值及流变失稳区确定其热变形工艺参数范围。SAE8620H 钢在在变形程度较小时宜选取低的应变速率进行成形, 而在变形程度大时则要选取低温低应变速率或者高温高应变速率。

**关键词** 齿轮钢; 高温; 变形; 流变应力; 本构方程; 热加工图

**分类号** TG142.1

High temperature deformation behavior and processing maps of SAE8620H gear steel

ZHU Xiao-xing, WANG Bao-yu<sup>✉</sup>

School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

<sup>✉</sup>Corresponding author, E-mail: bywang@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** The high temperature deformation behavior of SAE8620H gear steel in a temperature range of 950 to 1100 °C and a strain rate range of 0.01 to 10 s<sup>-1</sup> was studied by high temperature compression tests. The flow stress of the steel has steady state characteristics. The flow stress decreases with the increase of deformation temperature and the decrease of strain rate. The constitutive equation of the steel can be described by a hyperbolic sine equation. Based on the related data of peak stress, strain rate and temperature, the hot deformation activation energy of the steel was deduced to be about 280359.9 J·mol<sup>-1</sup>. The processing maps were drawn according to 40% and 60% deformation. The forming parameters can be determined by the processing maps. Low strain rate should be used for small deformation, while high strain rate and high forming temperature or low strain rate and low forming temperature should be used for large deformation.

**KEY WORDS** gear steel; high temperature; deformation; flow stress; constitutive equations; processing maps

齿轮钢 SAE8620H 是一种低碳合金钢, 常被用于制造工业齿轮。相较常用的 20CrMnTi 系列, 该钢的热处理变形小。材料成分中加入镍元素和钼元素, 能够承受一定的高温, 且淬透性及韧性都得到提高。在重载高速齿轮领域使用比例越来越大。目前国内对 SAE8620H 齿轮钢的研究有限, 主要集中在钢种开发及热处理工艺方面<sup>[1-3]</sup>, 而对其塑性成形研究较少。在齿轮制造过程中, 塑性成形是一个基础工序, 工艺参数

选择不当可能引起变形开裂及组织缺陷。目前, 热加工图技术是一种评价材料加工性能优劣的重要手段, 同时可以通过热加工图对材料热加工工艺参数进行优化。此技术已经在电热合金钢 Cr<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub><sup>[4]</sup>、合金钢 42CrMo<sup>[5]</sup>、铝合金<sup>[6]</sup>、高温合金钢 In718<sup>[7]</sup>等的热成形工艺中得到成熟应用。本文通过高温压缩试验, 系统研究不同工艺参数下齿轮钢 SAE8620H 高温变形规律, 并建立其流变应力本构方程, 基于耗散结构理论建

立 SAE8620H 热加工图, 确立热变形的最优区间, 为实际的生产提供科学指导.

## 1 实验方法

本文实验材料 SAE8620H 钢采用东北特钢生产的规格为  $\phi 170$  mm 热轧圆棒材, 其成分如表 1 所示.

表 1 SAE8620H 化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of SAE8620H steel %

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	S	P	Al
0.20	0.57	0.46	0.20	0.85	0.25	0.09	0.003	0.011	0.02

为了保证实验用材的组织均匀性及晶粒统一性, 将实验坯料在箱式炉中加热到 980 °C 保温 30 min, 然后空冷, 相当于进行正火处理, 空冷后组织如图 1 所示, 主要由珠光体和铁素体组成.

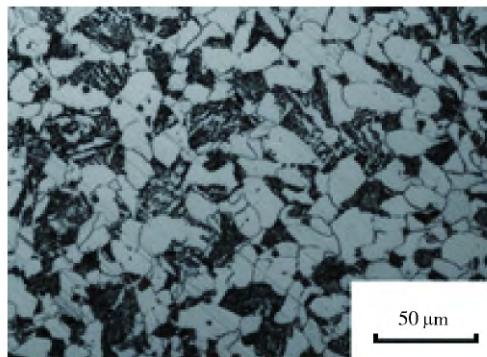


图 1 SAE8620H 钢空冷组织

Fig. 1 Air cooling structure of SAE8620H steel

将处理后的实验材料加工成规格为  $\phi 8$  mm  $\times$  15 mm 的压缩试件, 在 Gleeble 1500D 热模拟试验机上进行奥氏体单相区高温压缩试验. 高温压缩工艺如图 2 所示: 将试样以  $20$  °C  $\cdot$  s $^{-1}$  加热到 980 °C (AB 段), 再以  $5$  °C  $\cdot$  s $^{-1}$  加热到 1050 °C (BC 段) 防止过热, 保温 3 min 使其充分奥氏体化 (CD 段), 再以  $5$  °C  $\cdot$  s $^{-1}$  升温或降温到变形温度 (DE 段) 并保温 1 min, 进行单向压缩变形 (EF 段), 变形完成后喷水冷却保留高温晶粒形貌 (FG 段). 压缩温度分别为 950、1000、1050 和 1100 °C, 变形速率分别为 0.01、0.1、0.5、1 和 10 s $^{-1}$ , 压缩量分别为 0%、20%、40% 和 60% (工程应变). 试验结束后采用 Origin 绘图软件分析测试数据, 纵向剖开压缩件进行打磨腐蚀, 观察压缩件组织形貌. 本文采用的腐蚀溶液为 40 mL 水 + 2 g 苦味酸 + 2 滴盐酸 + 10 mL 金鱼洗涤剂, 水浴加热到 80 °C 左右, 试样面朝上放入, 腐蚀约 30 s, 然后清洗吹干, 显微镜下观察拍照.

## 2 结果与分析

### 2.1 真应力-应变曲线

不同压缩条件下对应材料真应力-应变曲线如图

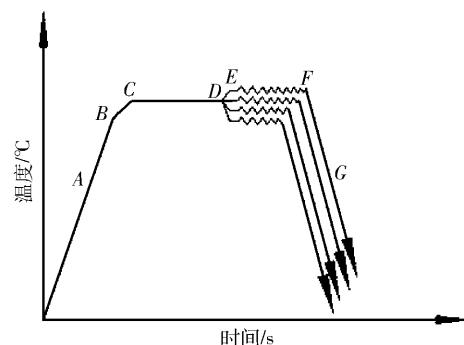


图 2 高温压缩工艺图

Fig. 2 High temperature compression process

3 所示. 可以看出: 材料流动应力随着变形温度的升高和变形速率的降低而减小, 在高温低应变速率 0.01、0.1 和 0.5 s $^{-1}$  时, 流动应力出现明显峰值后下降, 呈现比较典型的动态再结晶软化特征, 流动应力随应变增大下降到一定水平后达到稳态; 在高应变速率 1 s $^{-1}$  和 10 s $^{-1}$  下变形时, 流动应力出现不太明显的峰值. SAE8620H 钢在压缩变形过程初期, 存在动态回复及加工硬化效应, 金属内部产生位错的增殖和缠结, 晶粒不规则程度增大, 晶粒转动困难, 同时由于未达到再结晶激活能, 未发生动态再结晶软化, 流动应力随着变形量增大不断增大, 当达到动态再结晶发生条件之后, 新晶粒在晶界处不断形核长大, 发生再结晶行为, 再结晶软化作用明显, 峰值应力下降明显. 从图中可以看出温度越高, 流变应力下降越早, 值越小. 这与高温下再结晶晶粒迅速长大密切相关, 再结晶晶粒长大降低位错密度, 导致变形阻力下降.

### 2.2 流动应力本构方程建立

从真应力-应变曲线可以看出, 热变形过程中流变应力  $\sigma$  主要受变形温度  $T$  和应变速率的影响. 不同变形条件下材料的流变应力  $\sigma$  和变形温度、应变速率之间的关系即为材料的本构方程. 一般情况下, 低流变应力使用幂函数方程式来表示, 高流变应力使用指数方程式来表示:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1}, & \alpha \sigma < 0.8; \\ A_2 \exp(\beta \sigma), & \alpha \sigma > 1.2. \end{cases} \quad (1)$$

双曲正弦方程式则可以表示任意流变应力状态<sup>[8]</sup>. 本文采用双曲正弦 Arrhenius 方程来描述 SAE8620H 钢的流变应力本构方程:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[ \sinh(\alpha \sigma) \right]^n. \quad (2)$$

式中:  $Z$  为 Zener-Hollomon 参数, 也叫做温度补偿应变速率因子, 它体现着热变形过程中应变速率和变形温度两个变量的影响;  $Q$  为热变形激活能;  $R$  为摩尔气体常数  $8.31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ;  $T$  为热力学变形温度;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率;  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $n_1$ 、 $\beta$ 、 $A$ 、 $n$  和  $\alpha$  为相关的试验常数, 且

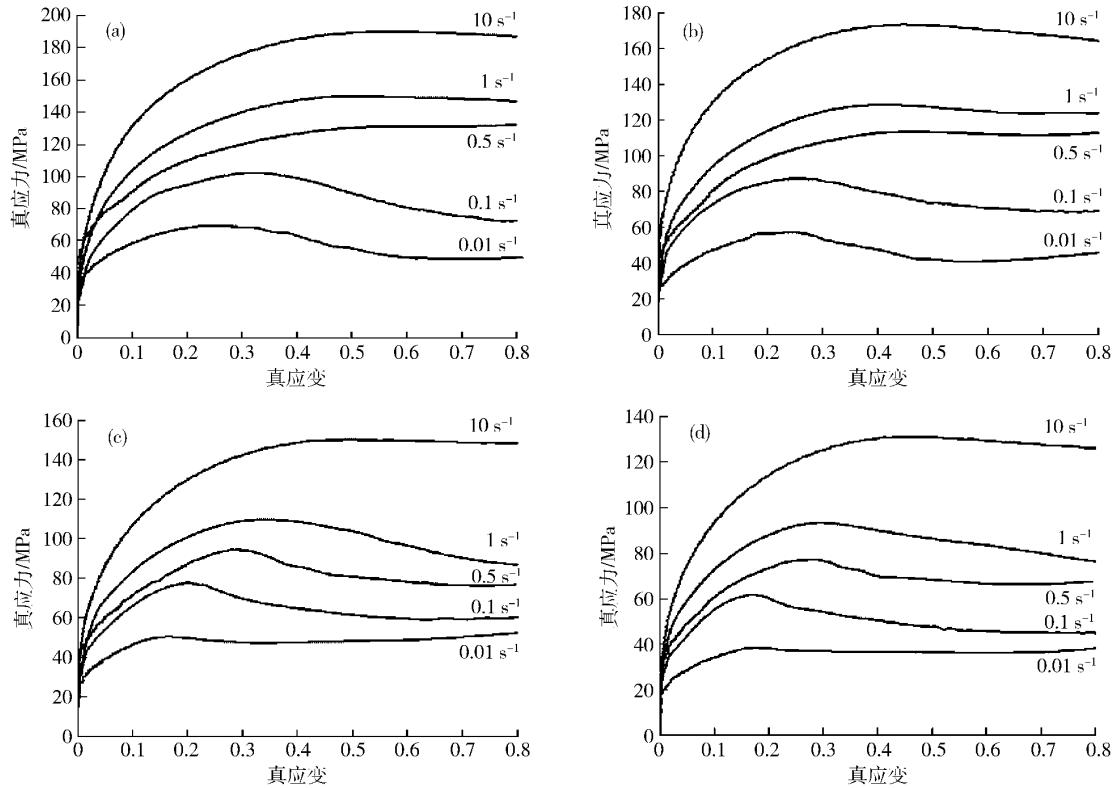


图3 不同变形温度下真实应力-应变曲线: (a) 950 °C; (b) 1000 °C; (c) 1050 °C; (d) 1100 °C

Fig.3 True stress-stain curves of the steel at different deformation temperatures: (a) 950 °C; (b) 1000 °C; (c) 1050 °C; (d) 1100 °C

$\alpha = \beta/n_1$ ;  $\sigma$  为流变应力. 对式(1)和式(2)两边取对数得到:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \begin{cases} \ln A_1 - \frac{Q}{RT} + n_1 \ln \sigma, \\ \ln A_2 - \frac{Q}{RT} + \beta \sigma, \\ \ln A - \frac{Q}{RT} + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)]. \end{cases} \quad (3)$$

提取材料的不同变形条件下的峰值应力  $\sigma_p$  如表2 所示, 将各变形条件下峰值应力  $\sigma_p$  值带入式(3)进行回归.

表2 不同应变速率和变形温度下峰值应力  $\sigma_p$ Table 2 Values of  $\sigma_p$  at different compression temperatures and strain rates

应变速率/ $s^{-1}$	峰值应力 $\sigma_p$ / MPa			
	950 °C	1000 °C	1050 °C	1100 °C
0.01	69.5	56.9	48.7	38.5
0.1	102.3	87.3	77.9	61.9
1.0	130.6	113.5	95.5	79.1
0.5	150.0	128.8	109.8	93.3
10	190.0	173.3	150.3	131.2

回归分析建立  $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma_p$ ,  $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ ,  $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  和  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1000/T$  关系如图4 所示. 通过其斜

率平均值和截距平均值得相关参数:  $n_1 = 6.133$ ,  $\beta = 0.064$ ,  $\alpha = \beta/n_1 = 0.01044$ ;  $n = 4.587$ ,  $Q = 280359.9$   $J \cdot mol^{-1}$ ,  $A = 1.7423 \times 10^{11}$ , 从而得到 SAE8620H 齿轮钢高温流动应力、应变速率和变形温度之间的关系式:

$$\dot{\varepsilon} = 1.7423 \times 10^{11} [\sinh(0.01044\sigma)]^{4.587} \cdot \exp(-280359.9/RT). \quad (4)$$

### 3 SAE8620H 齿轮钢热加工图的建立与分析

#### 3.1 热加工图建立

热加工图是根据某一应变下材料的流动应力建立的功率耗散值和失稳分布. 根据耗散本构理论, 材料在热变形过程中, 单位时间输入系统的能量  $P$ , 可分为耗散量  $G$  和耗散协量  $J$  两部分, 则能量  $P$  和流变应力、应变速率及变形量的关系可以表示为<sup>[9]</sup>

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma. \quad (5)$$

式中: 耗散量  $G$  表示塑性变形耗散的能量, 这部分能量主要转化为热量散发, 只有一小部分以晶体缺陷能的形式存储下来; 耗散协量  $J$  表示变形过程中微观组织演变所消耗的能量.  $G$  和  $J$  的能量比例分配决定于应变速率敏感系数  $m$ :

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial (\ln \sigma)}{\partial (\ln \dot{\varepsilon})}. \quad (6)$$

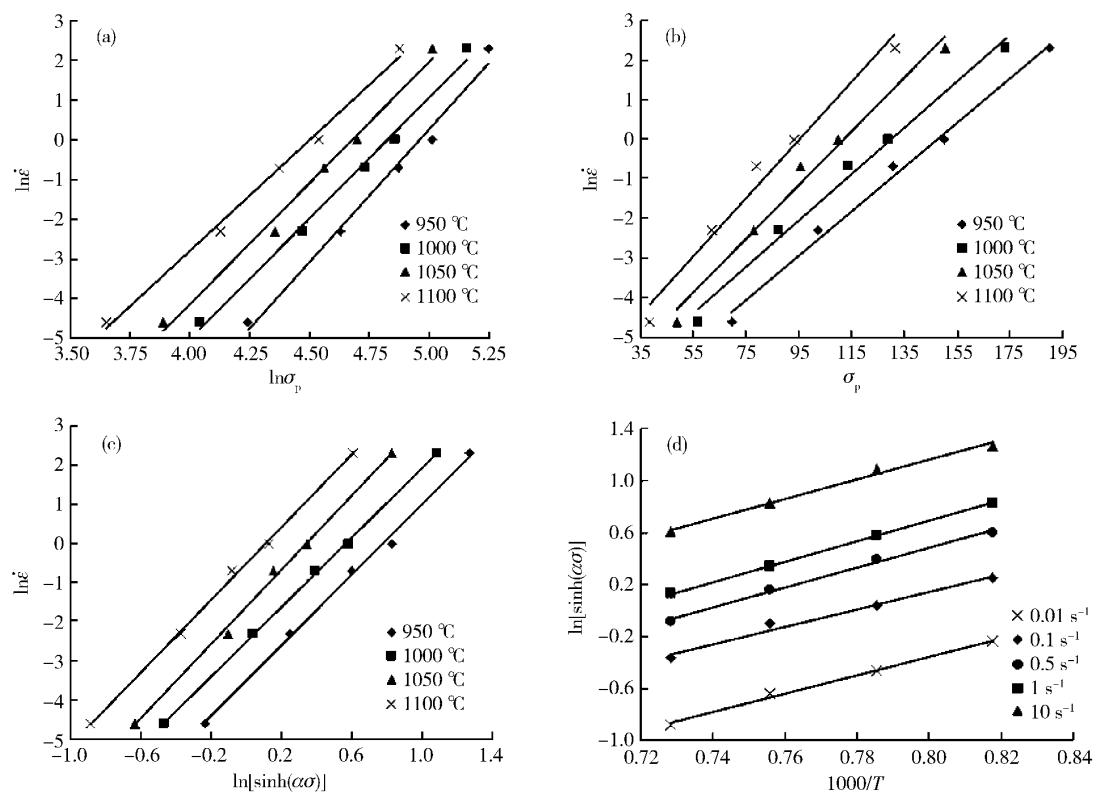


图4 SAE8620H 齿轮钢不同变形条件下峰值应力拟合. (a)  $\ln\sigma_p - \ln\dot{\epsilon}$ ; (b)  $\ln\dot{\epsilon} - \sigma_p$ ; (c)  $\ln\dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ; (d)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$

$m=1$  时表示是理想的线性耗散模型. 一般情况下, 对于非线性耗散系统, 定义能量耗散效率因子  $\eta$ , 用它来描述材料成形过程中显微组织演变所耗散的能量同线性耗散能量的比例关系:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2J}{P} = 2 \left( 1 - \frac{G}{P} \right) = 2 \left( 1 - \frac{\int \sigma d\dot{\epsilon}}{\sigma \dot{\epsilon}} \right). \quad (7)$$

$\eta$  是一个量纲一的参数, 根据它随应变速率和温度的变化可以绘制出具有不同区域的功率耗散图, 这些区域与特定的微观组织相联系. 针对本文研究的 SAE8620H 齿轮钢, 其本构方程满足双曲正弦函数, 代入上式中求解积分比较困难. Murty 认为, 在应变速率很低时材料流动应力方程满足幂次关系. 对上式积分进行变形, 采用插值微面积求和的思想解决积分难题. 上式中积分部分可以转变为<sup>[10]</sup>

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}_m} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_{\dot{\epsilon}_m}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \left[ \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{m+1} \right]_{\dot{\epsilon}=\dot{\epsilon}_m} + \int_{\dot{\epsilon}_m}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}. \quad (8)$$

一般认为, 高  $\eta$  值区域易于发生动态回复或动态再结晶等有益的变形机制. 但是, 高的能量消耗功率值并不一定对应着良好的材料可加工性能, 因为在加工失稳区域中也会出现很高的能量耗散功率, 因此对

材料加工失稳区的判定也很有必要. 本文采用 Murty 在 Prasad 失稳区判据基础上提出的适用于任何应力—应变速率曲线的失稳区判据, 其流变失稳模型通过简化变形可以表示为

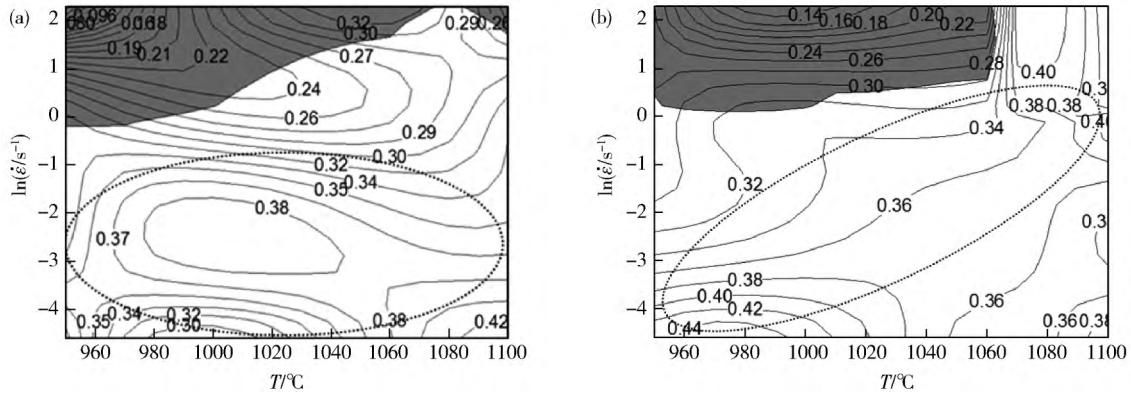
$$\xi = \frac{\partial m}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} + m^2 < 0. \quad (9)$$

$\xi$  为定义的量纲一的量, 在变形量一定时, 可以做出在变形温度和变形速率构成的二维平面内失稳函数  $\xi$  的等高线图, 即材料的流变失稳图, 负值区域就是流变失稳区域. 其物理意义为: 如果系统产生熵的速率不能与外加熵的速率相匹配, 那么系统就会产生局部流变或者形变流变失稳, 微观现象表示为形成绝热剪切带, 发生局部变形、动态应变时效、机械孪晶和扭折.

本文分别针对热压缩试验的两种应变量分别建立 SAE8620H 齿轮钢在变形量 40% (真应变 0.511) 和 60% (真应变 0.916) 下热加工图. 借助 MATLAB 软件编程<sup>[11]</sup>, 实现耗散函数和失稳函数的求解, 把数据导入 Origin 软件中绘制叠加等高线图, 结果如图 5 所示.

### 3.2 热加工图实验分析

图 5 中不同等高线上标示出在不同温度和不同应变速率下的功率耗散因子, 阴影部分表示热加工失稳区. 耗散值随着温度的降低而减小, 随应变速率的增大而减小, 当耗散值达到峰值后随温度升高又降低.

图 5 SAE8620H 齿轮钢不同应变量下的热加工图. (a)  $\varepsilon = 0.511$ ; (b)  $\varepsilon = 0.916$ Fig. 5 Processing maps of SAE8620H steel at different strains: (a)  $\varepsilon = 0.511$ ; (b)  $\varepsilon = 0.916$ 

从 SAE8620H 齿轮钢热加工图中可以看出: 当真应变为 0.511 时, SAE8620H 钢的耗散值在 950 ~ 1100 °C, 应变速率小于 0.37 s⁻¹ (对应图 5(a) 中纵坐标 -1) 范围内均达到 0.3, 最大值发生在 1100 °C, 0.01 s⁻¹ (对应图 5(a) 中纵坐标 -4.6) 时, 其微观组织演变消耗能量的比例高达 0.42, 表明在此变形程度下, 材料微观组织演变比较剧烈, 再结晶及回复明显. 同时可以看到在高应变速率范围内出现失稳区. 分析认为过高的应变速率使得组织演变不够彻底, 容易产生局部成形缺陷. 当真应变为 0.916 时, SAE8620H 钢的耗散值在

960 ~ 990 °C, 应变速率 0.01 s⁻¹ (对应图 5(b) 中纵坐标 -4.6) 时达到最大值 0.44, 在图中虚线框所示对角线区域内, 耗散功率因子普遍大于 0.3, 表明在此参数范围内, 材料微观组织内部变化消耗的能量比重较大. 同时可以看到在 950 ~ 1050 °C, 1.1 ~ 10 s⁻¹ (对应图 5(b) 中纵坐标 -0.1 ~ 2.3) 范围内出现失稳区.

SAE8620H 钢不同失稳区和平稳区变形后微观组织形貌如图 6 所示. 真应变 0.511 时, 在失稳变形区的 1000 °C, 10 s⁻¹ 工况下, 由于变形量较小, 变形极不均匀, 局部晶粒细化, 其他部位晶粒尺寸较大, 这种局

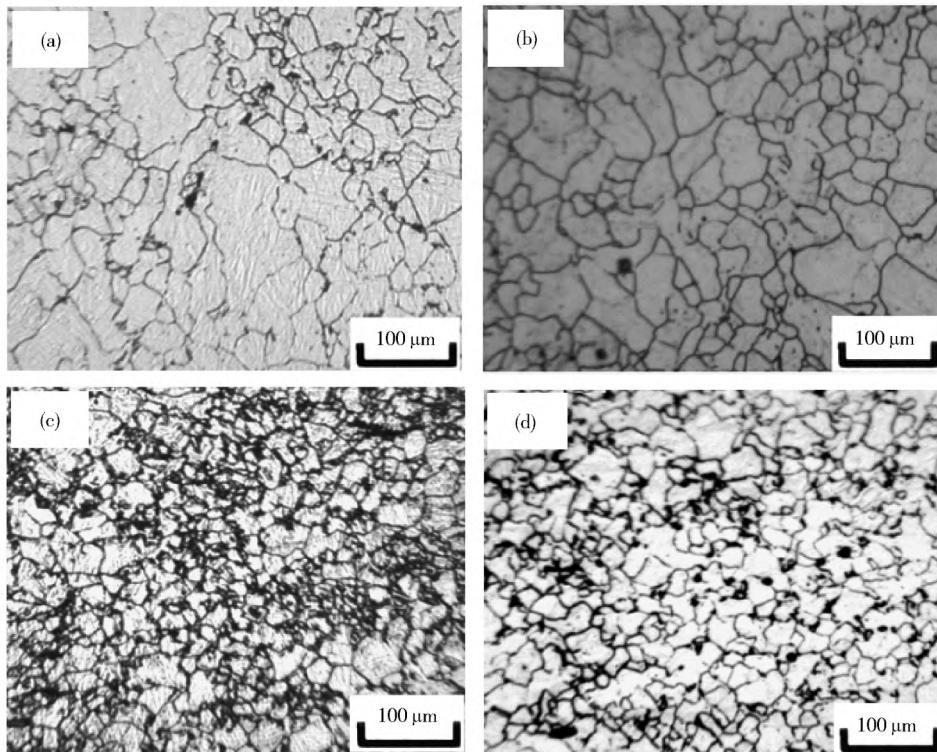


图 6 SAE8620H 齿轮钢不同失稳区和平稳区的微观组织形貌. (a) 1000 °C, 10 s⁻¹, 0.511; (b) 1050 °C, 0.1 s⁻¹, 0.511; (c) 950 °C, 10 s⁻¹, 0.916; (d) 1050 °C, 10 s⁻¹, 0.916

Fig. 6 Microstructures of SAE8620H steel in different instable and stable regions: (a) 1000 °C, 10 s⁻¹, 0.511; (b) 1050 °C, 0.1 s⁻¹, 0.511; (c) 950 °C, 10 s⁻¹, 0.916; (d) 1050 °C, 10 s⁻¹, 0.916

部的急剧细化很容易形成绝热剪切带等缺陷; 在平稳变形区  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.1\text{ s}^{-1}$  下变形动态再结晶比较充分, 再结晶晶粒均匀呈等轴状, 但是晶粒尺寸较大, 证明晶粒已经发生一定程度的长大。真应变  $0.916$  变形时, 失稳区  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $10\text{ s}^{-1}$  下变形, 动态再结晶并不彻底, 晶粒很不均匀, 细小的形核密集, 有的大晶粒还未发生完全再结晶。这种变形不均匀性易产生内部缺陷, 从而导致变形失稳; 而在平稳变形区  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $10\text{ s}^{-1}$  下变形时, 已经基本发生完全动态再结晶, 由于应变速率大, 晶粒来不及长大, 最终晶粒细小均匀。从以上分析可以看出, 温度、变形程度和应变速率都会影响动态再结晶的进行, 当能量足够时高应变速率易于获得均匀细小的晶粒。

热加工图的建立对确定热成形参数具有指导意义。一般认为, 功率耗散因子表示微观组织演变需要的能量比例, 当耗散因子在  $0.3 \sim 0.4$  时有利于发生动态再结晶。从上述分析可知, SAE8620H 齿轮钢在变形程度较小时, 宜选取低的应变速率进行成形, 而在变形程度大时则要选取低温低应变速率或者高温高应变速率。

## 4 结论

(1) SAE8620H 齿轮钢的流变应力随着变形温度的升高和变形速率的降低而减小。在高温、低应变速率下流动应力呈现比较典型的动态再结晶软化特征, 在低温、高应变速率下变形过程中动态回复起主要作用。

(2) SAE8620H 齿轮钢的流变应力符合双曲正弦模型, 推导其热变形激活能  $Q$  为  $280359.9\text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}$ , 建立其本构方程为

$$\dot{\varepsilon} = 1.7423 \times 10^{11} [\sinh(0.01044\sigma)]^{4.587} \cdot \exp(-280359.9/RT).$$

(3) 构建了 SAE8620H 齿轮钢在变形温度  $950 \sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 应变速率  $0.01 \sim 10\text{ s}^{-1}$ , 真应变  $0.511$  和  $0.916$  情况下的热加工图, 为制定该合金钢热加工工艺提供了理论依据: SAE8620H 钢在变形程度较小时, 宜选取低的应变速率进行成形, 而在变形程度大时则要选取低温低应变速率或者高温高应变速率。

## 参 考 文 献

- [1] Xu Y M, Fu C, Qiao S Z. Development of heavy duty automobile gear steel 8620H. *Heilongjiang Metall*, 2001(2): 1  
(徐咏梅, 付才, 乔世章. 重载汽车齿轮钢 8620H 的研制. 黑龙江冶金, 2001(2): 1)
- [2] Wang Y M, Yin J M, Hao L P, et al. Austenite continuous cooling transformation curve of SAE8620H steel. *Ordnance Mater Sci Eng*, 2010, 33(3): 85  
(王伊敏, 尹嘉明, 郝丽萍, 等. SAE8620H 钢奥氏体连续冷却转变曲线. 兵器材料科学与工程, 2010, 33(3): 85)
- [3] Li X D. Research on carburizing process for material SAE8620RH. *Automob Technol*, 2008(10): 59  
(李晓东. SAE8620RH 材料渗碳工艺研究. 汽车技术, 2008(10): 59)
- [4] Li Y M, Gong N G. Hot deformation behaviour and processing maps of Cr20Ni80 electrothermal alloy. *Chin J Eng*, 2015, 37(10): 1338  
(李亚敏, 龚乃国. 电热合金 Cr20Ni80 的热变形行为及热加工图. 工程科学学报, 2015, 37(10): 1338)
- [5] Chen H Q, Bai J X, Qi H P, et al. Establishment of hot processing maps and hot ring rolling process of 42CrMo steel. *J Mech Eng*, 2014, 50(16): 89  
(陈慧琴, 柏金鑫, 齐会萍, 等. 42CrMo 钢热加工图的建立与热辗扩形工艺. 机械工程学报, 2014, 50(16): 89)
- [6] Kang F W, Zhou J, Wang Z W, et al. Constitutive equation and hot processing maps of Al-5Ti-1B master alloy. *Rare Met*, 2015. doi: 10.1007/s12598-014-0426-9
- [7] Sui F L, Xu L X, Chen L Q, et al. Processing map for hot working of Inconel 718 alloy. *J Mater Process Technol*, 2011, 211(3): 433
- [8] Wei H L, Liu G Q, Xiao X, et al. Hot deformation behavior of a new microalloyed C-Mn-Al high strength steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2014, 36(1): 48  
(魏海莲, 刘国权, 肖翔, 等. 新型微合金化 C-Mn-Al 高强度钢的热变形行为. 北京科技大学学报, 2014, 36(1): 48)
- [9] Zhang J Q. *Analysis of Processing Map Theory and the Implementation of Processing Map Technology* [Dissertation]. Shenyang: Northeastern University, 2010  
(张敬奇. 加工图理论研究与加工图技术的实现 [学位论文]. 沈阳: 东北大学, 2010)
- [10] Xiang S, Tan Z L, Liang Y L. Processing map analysis of Nb-V-Ti low carbon microalloyed steel based on Murty criterion. *Trans Mater Heat Treat*, 2013, 34(Suppl 2): 243  
(向嵩, 谭智林, 梁益龙. 基于 Murty 流变失稳判据的 Nb-V-Ti 低碳微合金钢加工图分析. 材料热处理学报, 2013, 34(增刊2): 243)
- [11] Zhou J, Li Z K, Zhang J J, et al. A numerical computation method for hot processing map based on Matlab. *Chin J Rare Met*, 2007, 31(Suppl 2): 49  
(周军, 李中奎, 张建军, 等. 基于 Matlab 的热加工图的数值构造方法. 稀有金属, 2007, 31(增刊2): 49)