

Cr-Co-Mo-Ni 齿轮钢的热变形行为及模锻工艺的有限元模拟

唐海燕^{1 2)}✉, 杨卯生³⁾, 孟文佳^{2 3)}, 李京社²⁾

1) 北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室, 北京 100083 2) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083

3) 钢铁研究总院特殊钢研究所, 北京 100081

✉ 通信作者, E-mail: tanghaiyan@metall.ustb.edu.cn

摘 要 在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行大变形等温压缩试验, 研究 Cr-Co-Mo-Ni 齿轮钢的高温热变形行为和显微组织, 分析材料流变应力与变形温度和应变速率的关系, 建立热变形过程的本构方程和热加工图。该材料的流变应力随着温度的升高而下降, 随应变速率的增加而增加; 用双曲正弦函数式可描述其在热变形过程中的流变应力, 热变形活化能为 $487.21 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$; 热加工图显示的适宜加工区间为温度 $1000 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 。在热模拟试验基础上进行该钢种锻造工艺的有限元模拟, 并结合热加工图分析初锻温度和加工道次对于锻件温度和应变速率的影响, 得出适宜的模锻工艺参数为初锻温度 $1000 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 锻造道次 15 次。

关键词 齿轮钢; 本构方程; 热加工图; 模锻; 有限元法

分类号 TG142.71

Hot deformation behavior of Cr-Co-Mo-Ni gear steel and finite element simulation of the die forging process

TANG Hai-yan^{1 2)}✉, YANG Mao-sheng³⁾, MENG Wen-jia^{2 3)}, LI Jing-she²⁾

1) State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing 100083, China

3) Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

✉ Corresponding author, E-mail: tanghaiyan@metall.ustb.edu.cn

ABSTRACT Large strain isothermal compression tests were carried out on a Gleeble-3800 thermal simulator to study the high temperature deformation behavior of Cr-Co-Mo-Ni gear steel. The constitutive equation and hot processing map of the steel were established based on experiment data. The results show that the flow stress decreases with increasing temperature, but increases with increasing strain rate. The flow stress can be described by the constitutive equation in a hyperbolic sine function and the averaged value of activation energy is $487.21 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$. The proper hot working regions shown by the hot processing map are the temperature of $1000 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and the strain rate of $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$. In addition, the forging processes were simulated by finite element method based on the experiment, the effects of initial forging temperature and passes on the temperature and strain rate of forgings were analyzed, and the proper forging process parameters were obtained which are the initial forging temperature of $1000 \sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and the forging passes of 15.

KEY WORDS gear steel; constitutive equations; hot processing maps; die forging; finite element method

齿轮是机械结构间传递运动和载荷的重要部件。 齿轮服役时, 直接承受摩擦力和应力载荷, 工作环境十

收稿日期: 2015-06-18

基金项目: 国家高技术研究与发展计划资助项目(2012AA03A503); 钢铁冶金新技术国家重点实验室自主研发基金资助项目(41603014)

分恶劣. 国内外高端装备制造业的迅猛发展对齿轮材料的性能提出更高要求以满足齿轮的可靠性、稳定性和长寿命要求. 研究者一直致力于研发满足航空航天、汽车、机械等各种用途的综合性能优良的齿轮用钢. Cr—Co—Mo—Ni 高合金钢以其高纯净度、细小晶粒度、高强度以及优良的耐蚀性逐渐应用于极端环境, 成为未来齿轮钢的发展方向之一^[1-4]. 为改善此钢种的组织和性能, 从毛坯到齿轮普遍采用模锻工艺. 在锻造过程中齿轮会经历一系列的热变形过程, 其中锻造工艺参数会在很大程度上影响齿轮件的使用性能. 为选择合理的热变形工艺, 需要对该材料的热变形行为进行研究. 近年来, 人们多采用本构方程和热加工图对材料热变形过程进行研究, 国内外已有一些文献报道了不同合金尤其是镁铝合金的热变形特性^[5-11], 但针对此钢种热变形行为的研究很少.

基于动态材料理论模型建立的热加工图可以确定热加工的失稳区间和微观演变机制, 同时可以优化热加工工艺制度、控制材料的组织和力学性能进而提高工件的使用性能.

Prasad 等^[12]于 1984 年首次提出动态材料模型 (DMM), 随后对该模型进行优化和完善, 并对模型参数的物理意义进行解释和分析, 构建了功率耗散图, 提出加工失稳的问题, 并给出流变失稳判据, 建立了失稳图^[13]. 把功率耗散图与流变失稳图叠加得到完整的热加工图. 热加工图可以分析热加工不同区域的变形机制, 如动态回复、动态再结晶以及流变失稳情况, 如空洞、开裂和剪切带. 通过区分热加工工艺的“安全区”和“不安全区”, 达到优化工艺的目的^[14-16]. 然而, 采用物理模拟的方式建立的热加工图通常适用于解决轧材或简单热变形且形状不复杂的锻件^[17-19]. 对于锻件形状和加工工艺复杂的锻造过程则难以直接应用, 因为复杂的锻件不同区域的形变温度和应变速率相差较大.

为利用热加工图研究锻造过程的加工工艺和组织演变情况, 需要确定锻件不同时间、不同部位的温度和应变速率分布情况. 为此, 本文使用有限元方法对模锻过程锻件的物理场进行模拟.

传统的有限元模拟多是针对锻造过程的温度场以及应力应变场进行模拟计算^[20-22], 或者对锻造过程锻件可能出现的折叠、孔洞焊合问题以及晶粒演变情况进行研究^[23-25]; 而结合热加工图以及有限元模拟结果对锻造工艺进行优化的研究较少, 特别是合金质量分数达到 30% 的高合金钢种. 本文基于 Gleeble 热模拟试验结果和动态材料模型理论, 建立了应变为 0.92 (变形量 60%) 的热加工图. 对热加工图进行分析, 并结合有限元模拟, 进行热加工工艺制度的优化, 为工艺制定的一般原则和可行工艺参数范围的选择提供理论

和实验依据.

1 试验方法

1.1 Gleeble 热压缩模拟试验

采用 5 t 真空感应熔炼炉 (VIM) + 1 t 真空自耗电弧炉 (VAR) 工艺冶炼的 Cr—Co—Mo—Ni 高合金钢为试验材料, 其成分 (质量分数, %) 为: C, 0.1 ~ 0.2; Si, < 0.1; Mn, < 0.1; Co, 10 ~ 15; Ni, 1 ~ 3; Cr, 11 ~ 14; Mo, 4 ~ 5. 从 $\phi 120$ mm 锻造棒料上制取 $\phi 8$ mm $\times$ 12 mm 标准试样, 在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行单道次热压缩试验. 热压缩试验应变量为 0.92, 变形温度为 700 ~ 1200 °C, 应变速率为 0.1、1、20 和 50 s⁻¹. 试样以 20 °C · s⁻¹ 的速度加热到变形温度, 保温 5 min, 按相应的应变速率变形到 60% 后立即水冷保存热变形组织. 随后将试样沿轴线剖开, 经打磨、抛光和腐蚀后, 在奥林巴斯 GX51 倒置金相显微镜下观察显微组织.

1.2 锻造过程有限元模拟

工件原料为 $\phi 150$ mm $\times$ 150 mm 的棒料, 终锻成如图 1 所示的工件.

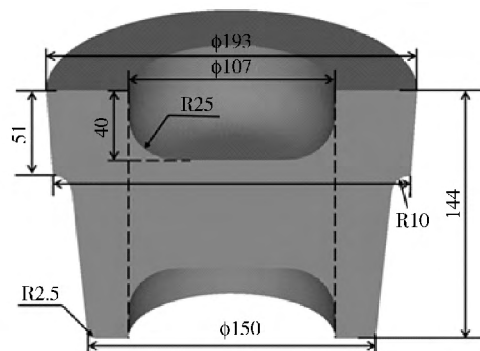


图 1 Cr—Co—Mo—Ni 齿轮锻件几何尺寸 (单位: mm)

Fig. 1 Schematic diagram of a simulated Cr—Co—Mo—Ni gear forging (unit: mm)

工件初始为均匀温度场, 模具无预热, 环境温度 20 °C. 模锻分为不同道次, 每道次锻锤滞空时长 4 s, 锻压 0.2 s. 工件与模具和锻锤间的换热系数分别为 1120 W · m⁻² · K⁻¹ 和 1200 W · m⁻² · K⁻¹, 由文献 [13] 反算得到; 与空气的换热系数为 20 W · m⁻² · K⁻¹^[26]. 工件与模具、锻锤的摩擦系数均为 0.3^[26]. 模锻结束对工件进行空冷. 依据条件, 使用有限元软件 DEFORM-3D 对模锻过程进行模拟, 考察锻造过程中锻件不同部位温度和应变速率的变化, 进而结合热加工图获取适宜的锻造工艺参数. 表 1 为测试材料的基本参数. 其中导热系数、密度和比热容由软件 ProCAST 所带的 Fe 基合金数据库模拟得到, 杨氏模量、切变模量和热膨胀系数由试验测定, 表中给出的是 700 ~ 1200 °C 下的取值范围.

表 1 材料基本参数

Table 1 Basic parameters of the material

参数	数值
杨氏模量/GPa	209 ~ 260
切变模量/GPa	85 ~ 110
泊松比 ^[20]	0.3
导热系数/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	33 ~ 34
热膨胀系数/K	$0.95 \times 10^{-5} \sim 1.2 \times 10^{-5}$
比热容/(J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	600 ~ 760
密度/(kg·m ⁻³)	7900
热辐射率 ^[20]	0.65

2 试验结果及分析讨论

2.1 热模拟试验

图 2 示出了 Cr-Co-Mo-Ni 钢在不同应变速率和变形温度下的流变应力曲线。从图中可以看出,变形开始阶段,Cr-Co-Mo-Ni 钢的真应力随真应变的增大迅速增大,流变应力达到峰值后软化作用增强,流变应力减小,最后达到稳态流变阶段。温度和应变速率等试验参数对 Cr-Co-Mo-Ni 钢的热变形过程有很大影响。在同一应变速率下,随着温度的升高,峰值应力和应变均下降。在应变速率为 1 s^{-1} 条件下,当变形温度由 700°C 增加到 1200°C 时,流变应力峰值由 620 MPa

下降到 100 MPa 。这是由于变形温度较低时,材料的加工硬化与动态回复和再结晶软化相比,前者更占优势,因而变形抗力增大,在宏观上表现为较大的应力。随着变形温度的升高,金属原子被激活的概率增大,迁移率增大,原子间的结合力减弱,剪切应力降低,材料的变形抗力降低。且温度上升提供了更高的储存能,使得再结晶更容易发生。另外,高温下位错的滑移运动和空位扩散的活动能力增强,也会降低变形抗力。

对比 4 个图还可看出,在相同变形温度下,随着应变速率的增大,峰值应力和峰值应变相应增大。这是由于当变形温度一定时,随着应变速率的增加,单位时间内产生的位错数目增加,且在短时间内位错来不及湮没,因而材料的流变应力增加。

2.2 本征方程

在热变形过程中,流变应力(σ)与应变速率($\dot{\varepsilon}$)及温度(T)可用如下的表达式描述^[10-11]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT), \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A F(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (2)$$

在低应力和高应力水平下,应力和应变速率间的关系可以分别用指数关系式(3)和式(4)描述:

$$\dot{\varepsilon} = B \sigma_p^\beta, \quad \alpha\sigma < 0.8. \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon} = C \exp(\gamma\sigma_p), \quad \alpha\sigma > 1.2. \quad (4)$$

式中: A 、 B 、 C 和 γ 是与变形温度无关的材料常数; Z 是温度补偿的应变速率因子; Q 是热变形活化能; R 是气

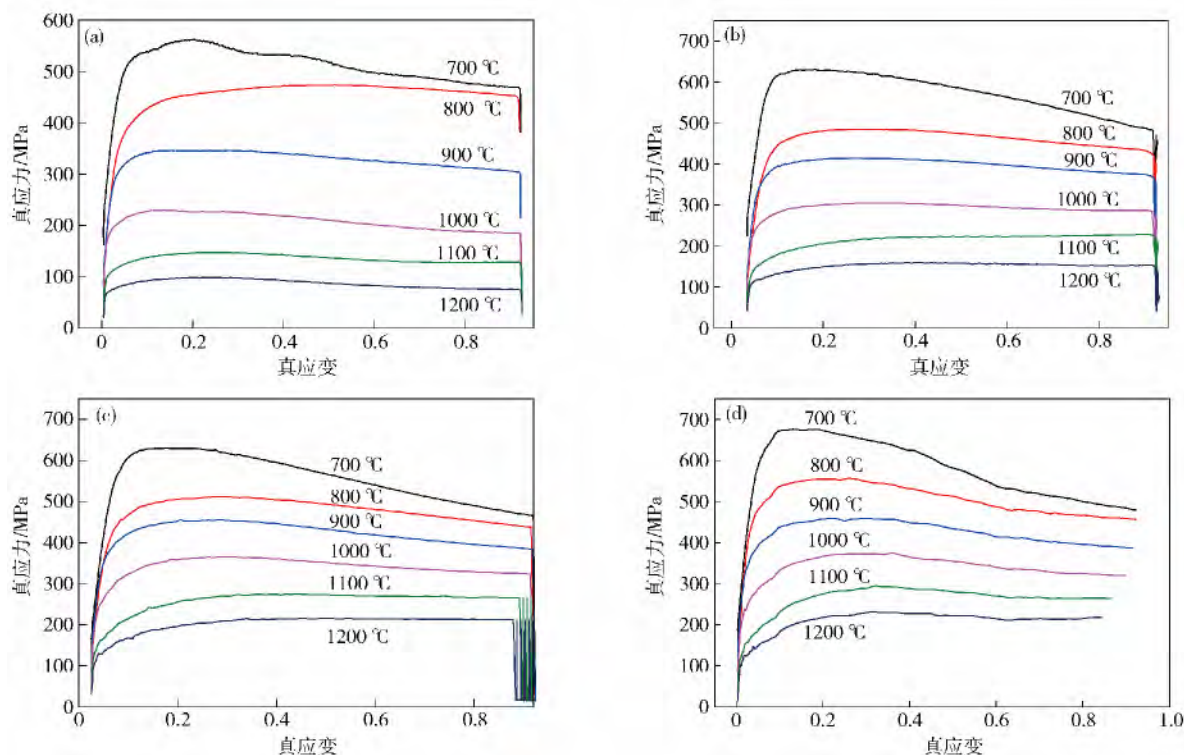


图 2 不同温度和变形速率下的真应力-真应变曲线。(a) 0.1 s^{-1} ; (b) 1 s^{-1} ; (c) 20 s^{-1} ; (d) 50 s^{-1}

Fig. 2 True stress-true strain curves at different temperatures and strain rates: (a) 0.1 s^{-1} ; (b) 1 s^{-1} ; (c) 20 s^{-1} ; (d) 50 s^{-1}

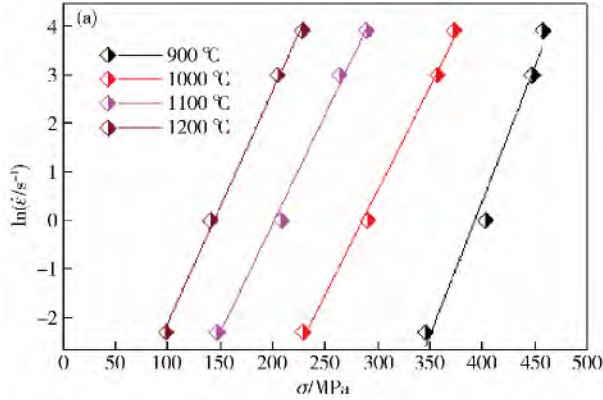
体常数; α 为应力水平参数; σ 为不同应变水平下对应的流变应力, 可以是稳态流变应力, 也可以是峰值应力; σ_p 是峰值应力。

对式 (3) 和式 (4) 取对数可得

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln B + \beta \ln \sigma_p \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln C + \gamma \sigma_p \quad (6)$$

将试验获得的流变应力和相应的应变速率代入并



进行线性回归可得如图 3 所示的 $\ln \dot{\varepsilon}-\sigma_p$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}-\ln \sigma_p$ 关系曲线, 由曲线斜率求得 γ 和 β 的值分别为 0.048 和 12.839。

在全应力水平下, 式 (2) 可用 Sellars 和 Tegart 的双曲正弦函数^[27] 表示:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma_p)]^\beta \exp(-Q/RT) \quad (7)$$

式中 $\alpha = \gamma/\beta = 0.00372 \text{ mm}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ 。

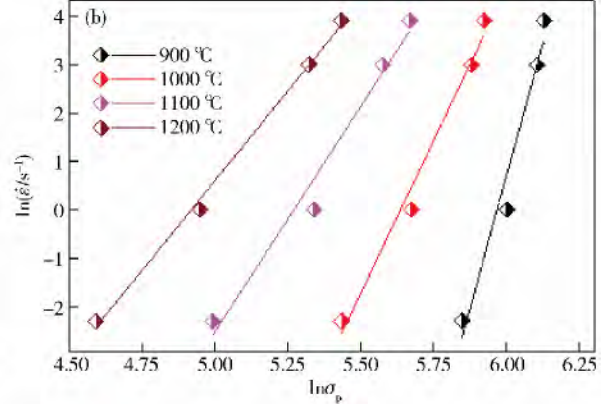


图 3 不同温度下应变速率对峰值应力的影响. (a) $\ln \dot{\varepsilon}-\sigma_p$; (b) $\ln \dot{\varepsilon}-\ln \sigma_p$

Fig. 3 Effect of strain rate on peak flow stress at different temperatures: (a) $\ln \dot{\varepsilon}-\sigma_p$; (b) $\ln \dot{\varepsilon}-\ln \sigma_p$

对式 (7) 取自然对数可得

$$\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] = \frac{1}{\beta} (\ln \dot{\varepsilon} - \ln A) + \frac{Q}{\beta R T} \quad (8)$$

代入相关应变速率、变形温度及应力值并进行线性回归可得 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]-1/T$ 关系曲线, 如图 4 所示。由曲线斜率可得热变形活化能 $Q = 487208.45 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

将 Q 和 α 的值代入方程式 (1) 和式 (7), 可得

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{487208.45}{RT}\right) = A [\sinh(0.00372 \sigma_p)]^\beta \quad (9)$$

两边取对数,

$$\ln Z = \ln A + \beta \ln [\sinh(0.00372 \sigma_p)] \quad (10)$$

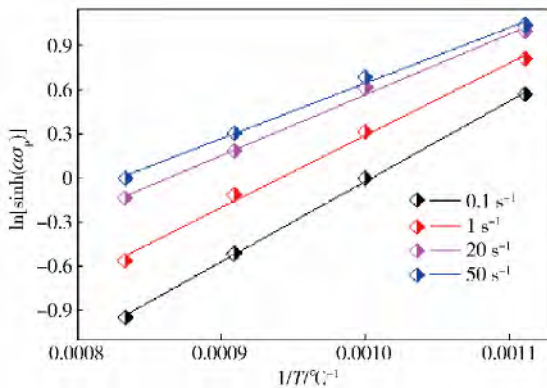


图 4 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 与 $1/T$ 的关系

Fig. 4 Relationship between $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ and $1/T$

代入不同应变速率和温度下的 $\ln Z$ 并拟合 $\ln Z-$

$\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$, 如图 5 所示。可以看到 $\ln Z$ 和 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 基本满足直线关系, 从拟合线可求出 A 的值为 5.22×10^{24} 。

于是 Cr-Co-Mo-Ni 钢热变形过程用双曲正弦函数表示的本构方程为

$$\dot{\varepsilon} = 5.22 \times 10^{24} \sinh(0.00372 \sigma_p)^{10.74} \exp\left(-\frac{487208.45}{RT}\right) \quad (11)$$

用含有温度补偿的速率因子 Z 表示本构方程:

$$Z = 5.22 \times 10^{24} [\sinh(0.00372 \sigma_p)]^{10.74} \quad (12)$$

峰值应力本构方程为:

$$\sigma_p = \frac{1}{0.00372} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{5.22 \times 10^{24}} \right)^{\frac{1}{10.74}} + \left[\left(\frac{Z}{5.22 \times 10^{24}} \right)^{\frac{1}{10.74}} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (13)$$

2.3 热加工图的建立

热加工图是加工变量空间中功能耗散图与失稳图的叠加, 基于动态材料理论模型 (DMM) 建立^[12], 可直观地反应稳定变形区和失稳区。

温度与应变一定时, 流变应力与应变速率间存在指数关系:

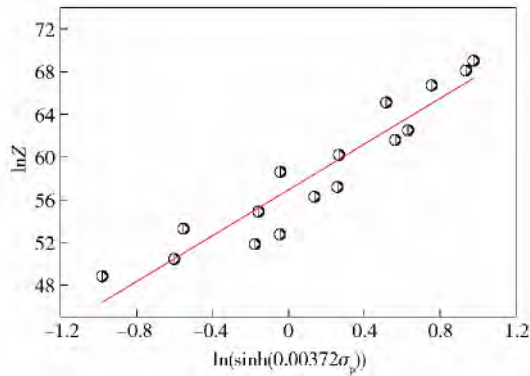
$$\sigma = C \dot{\varepsilon}^m \quad (14)$$

式中 C 和 m 为材料常数。

对式 (14) 取对数, 有

$$\lg \sigma = \lg C + m \lg \dot{\varepsilon} \quad (15)$$

$$m = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\varepsilon}} \quad (16)$$

图5 不同温度区间的 $\ln Z - \ln [\sinh(0.00372\sigma_p)]$ 曲线Fig. 5 $\ln Z - \ln [\sinh(0.00372\sigma_p)]$ curve at different temperatures

式中 m 表示流变应力随应变速率变化的敏感程度. m 值大, 表示应变速率对流变应力的影响显著.

由 DMM 理论可知, 材料发生变形时, 单位体积消耗的瞬时功率 P 的大小为应变速率 $\dot{\epsilon}$ 与流变应力 σ 的积, 是耗散量 G 与耗散协量 J 的和.

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma + \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}. \quad (17)$$

当温度与应变一定时, 对式 (16) 积分, 结合式 (17) 得到

$$P = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{1+m} + \frac{m\sigma \dot{\epsilon}}{1+m}. \quad (18)$$

从式 (18) 可以看出: $m=0$, 系统没有能量耗散; $0 < m < 1$, 系统非稳态耗散; $m=1$, 耗散量与耗散协量相等, 耗散协量达到最大值. 耗散协量效率因子 η 为耗散协量 J 与最大耗散协量 $J_{\max}$ 的比值.

$$J_{\max} = \frac{P}{2} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}, \quad (19)$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{1+m}. \quad (20)$$

η 是量纲一的变量, 又叫功率耗散速率因子. 当应变一定时, 它与影响耗散协量的参数 (温度, 应变速率) 有关, 揭示了材料变形过程, 由于微观组织演变等非形变能与形变过程总能量耗损的关系, 定量地反映了材料的加工性能. 实际加工中, η 值较大的区域也可能加工失稳. 为此, Prasad 等^[12] 根据大变形极大值原理, 提出了流变失稳的判据方程:

$$\xi = \frac{\partial \ln [m/(1+m)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m = \frac{\partial \lg [m/(1+m)]}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m < 0. \quad (21)$$

式中 ξ 为失稳参数. $\xi < 0$, 表示加工失稳, 加工失稳的现象主要为剪切带、空洞、楔形压裂等.

将利用式 (20) 计算的功率耗散速率因子和式 (21) 计算的失稳系数叠加到由变形温度和对数应变速率表示的二维平面图上, 得到加工图. 本文建立了应变量为 0.92 时的加工图, 如图 6 所示. 从图中看

出, 此合金的加工失稳主要包括以下两个区域: 温度 700 ~ 720 °C, 应变速率 1.0 ~ 50 s⁻¹; 温度 850 ~ 1200 °C, 应变速率 0.78 ~ 50 s⁻¹. 对于此钢种来说, 第 1 个区域属于低温高应变速率区, 即当应变速率大于 1.0 s⁻¹ 时会发生流变失稳. 材料在低温高应变区出现失稳的原因可能是由于应变速率比较高时, 试样在变形过程中产生的热量来不及扩散, 使得内部温度不均匀, 在试样的高温区域产生大的局部塑性流变导致绝热剪切带出现, 而绝热剪切带出现的区域又往往伴随着裂纹的出现, 从而使材料失稳^[28-29]. 此时的变形机制为晶界滑移和晶界扩散^[9].

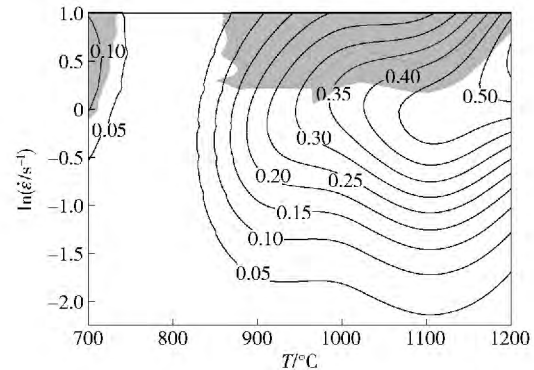


图6 Cr-Co-Mo-Ni 高合金钢在应变为 0.92 的热加工图

Fig. 6 Hot processing map of Cr-Co-Mo-Ni high alloy steel at a strain of 0.92

为弄清该钢种流变失稳的原因, 观察了热压缩试样在应变 0.92、应变速率 1 s⁻¹ 以及 700 ~ 1200 °C 时的组织形貌, 如图 7 所示. 从图 7(a) ~ (c) 中看出, 当温度在 700 ~ 900 °C 时试样中有明显的绝热剪切带, 说明材料在该区域出现流变失稳与剪切带有关. 热加工图的第 2 个失稳区域属于高温高应变速率区, 在此区域出现失稳可能是由于在高应变速率下, 位错密度高, 变形不均匀性大, 滑移变形难以继续进行, 局部发生应力集中^[11].

热加工图是研究 Ni 基奥氏体钢的一种有效手段, 一般认为热加工图的功率耗散值在 0.3 以上的区域适合加工, 此时合金会发生动态再结晶. 由图 7(d) ~ (f) 可见: 当温度达到 1000 °C 时, 合金开始发生动态再结晶. 1000 °C 试样的原始奥氏体晶界附近和晶粒内部生成大量细小的动态再结晶晶粒, 平均晶粒尺寸 6 μm 左右, 再结晶分数 60% 以下. 变形温度提高到 1100 °C 时, 动态再结晶区域扩大, 再结晶分数最大可达 90% 左右, 同时晶粒的等轴性更加明显, 尺寸为 6 ~ 17 μm. 当变形温度为 1200 °C 时, 动态再结晶发生完全, 看不到原始奥氏体晶界, 但由于变形温度过高, 热量和残余形变能使晶粒尺寸长大到 13 ~ 24 μm.

综合热加工图和金相组织发现: 温度在 1000 ~ 1100 °C, 应变速率不大于 1 s⁻¹ 的区域, 材料加工性能

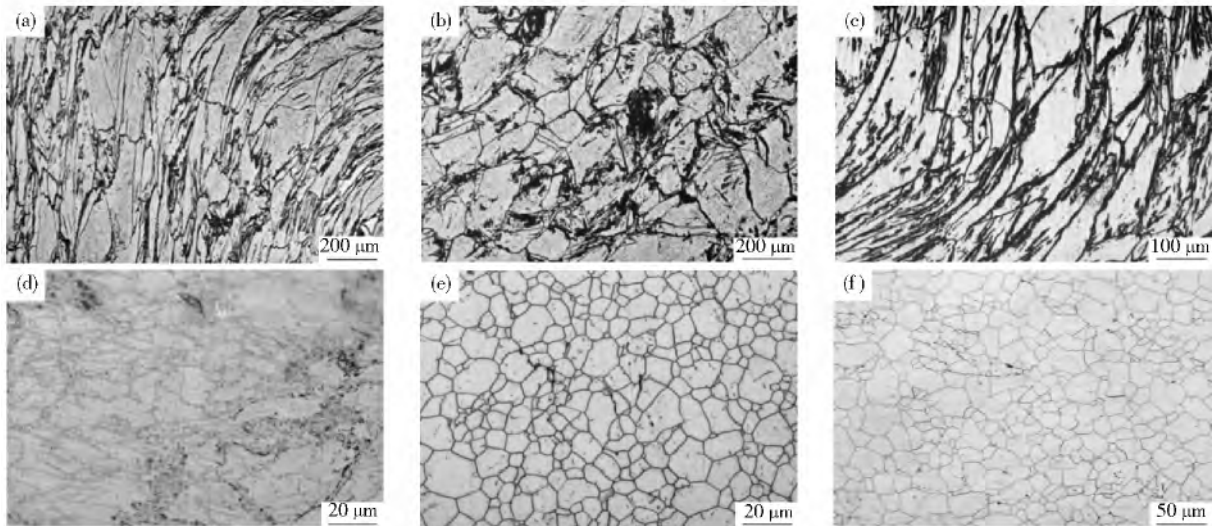


图7 应变0.92及应变速率 1 s^{-1} 下热模拟试样不同温度的晶粒形貌。(a) 700 °C; (b) 800 °C; (c) 900 °C; (d) 1000 °C; (e) 1100 °C; (f) 1200 °C

Fig. 7 Grain morphologies of hot simulating samples at a strain of 0.92 and a strain rate of 1 s^{-1} : (a) 700 °C; (b) 800 °C; (c) 900 °C; (d) 1000 °C; (e) 1100 °C; (f) 1200 °C

良好, 组织均匀细小, 再结晶程度高; 温度低于 1000 °C 的区域, 加工的变形抗力大, 功率耗散效率较低; 温度在 1200 °C 时, 加工性能好, 再结晶程度高, 但晶粒尺寸较大。因此 Cr—Co—Mo—Ni 钢的热加工工艺应该为热变形温度 1000 ~ 1100 °C, 应变速率 $0.1 \sim 1\text{ s}^{-1}$ 。

2.4 锻造过程有限元模拟

如前所述, 在锻造过程中, 锻件不同区域的变形温度和应变速率变化很大。利用热加工图基于应变速率和变形温度定位模式判断形变组织演化的方法很难直接应用于复杂的锻造过程。为了利用热加工图研究锻造过程的加工工艺和组织演变情况, 需要确定锻件不同时间、不同部位的温度和应变速率分布情况。为此, 使用有限元方法对模锻过程锻件的物理场进行模拟。

2.4.1 初锻温度对模锻的影响

根据热加工图, 选择不同初锻温度 (950、1000、1040、1100 和 1140 °C) 对齿轮锻件的物理场进行了研究。所选数据点 $p_1 \sim p_6$ 的分布如图 8 所示。

图 9 为 1040 °C 初锻温度下, 各点温度随锻造时间的变化情况。可以看出, 随着锻造的进行, 各点温度呈有规律的下降, 同一时刻位于中心区域的 p_2 点温度最高, 位于边部区域的 p_6 点温度最低, 故选择 p_2 和 p_6 这两个有代表性的点进行研究。分析不同初锻温度对两区域温度场和应变速率场的影响, 模拟结果如图 10 所示。

图 10(a) 和 (b) 是锻造过程初锻温度对 p_2 和 p_6 点温度场的影响, 图 10(c) 和 (d) 是对应变速率场的影响。图中横坐标表示模锻时间, 包括锻造期和空冷期, 0 ~ 80 s 为锻造期。

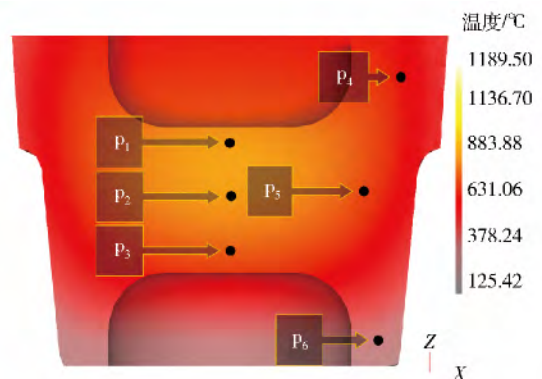


图8 数据点 $p_1 \sim p_6$ 的分布示意图

Fig. 8 Chosen points $p_1 \sim p_6$ in the forging

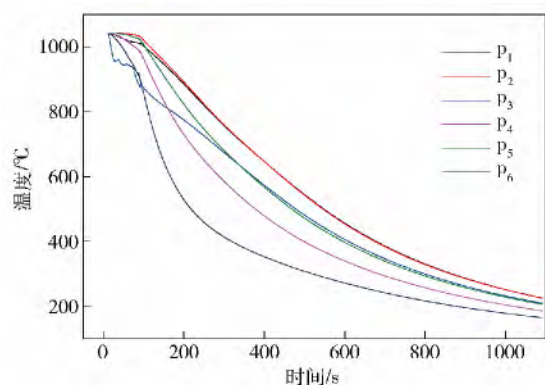


图9 1040 °C 初锻温度下各点温度随锻造时间的变化

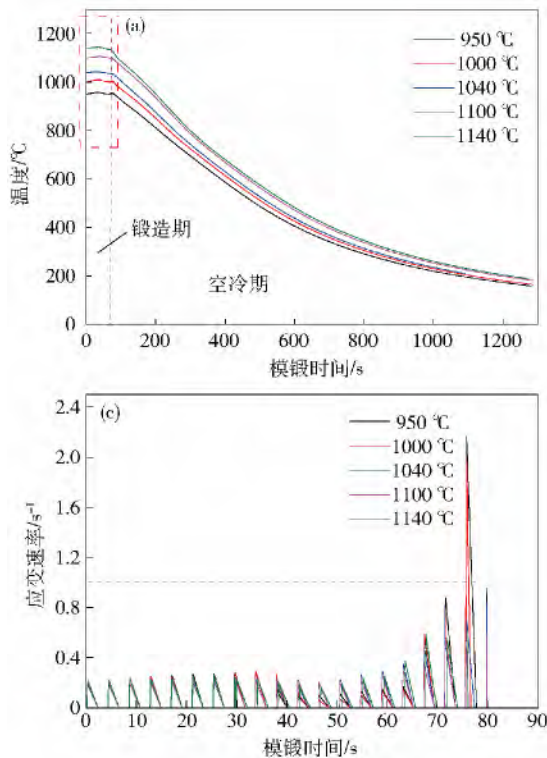
Fig. 9 Relationship between temperature and time of points at a beginning forging temperature of 1040 °C

从图 10(a) 和 (b) 看出, 同一时刻 p_2 点的温度随初锻温度的升高而升高, 且温度在锻造期都是先上升

后下降. 这是由于 p_2 点位于锻件的中部, 在锻压过程中受到的应力应变集中因而出现在温度的瞬态升高. 其中初锻温度为 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时温度上升得最多, 达 $9.74\text{ }^{\circ}\text{C}$. 空冷期 p_2 点温度缓慢下降, 初锻温度越高, 终点温度越高. p_6 点温度随着锻造的进行一直在下降. 这是由于其位于锻件的边部, 热量不易聚集.

从图 10(c) 和 (d) 看出, 应变速率随时间均为脉冲变化. 锻锤落下的过程中应变速率峰值逐渐增大. 模锻前期峰值较小, 随着锻造进行, 峰值逐渐增大, 达到锻造终点 80 s 时达到最大值. 这是由于锻造近终点时温度降低, 变形抗力增加, 锻锤需要提供的能量增加, 因而应变速率增大. 对于 p_2 点, 当初锻温度为 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应变速率最大值都高于 1 s^{-1} , 特别是初锻温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的最大应变速率达到 2.3 s^{-1} ; 而当温度高于 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时最大应变速率小于 1 s^{-1} . 基于热加工图理论可知, 温度在 $700\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率大于 1 s^{-1} , 可能发生流变失稳, 导致加工异常或者剪切带出现. 因而当初锻温度在 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应尽量控制一次压下量来降低应变速率的值. 当初锻温度为 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 锻造终点的速度应减小, 防止加工失稳. 初锻温度在 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上时, p_2 点的应变速率小于 1 s^{-1} , 属于适宜加工区.

对于 p_6 点, 在 $0\sim 65\text{ s}$ 应变速率较小, 最大峰值在



0.277 s^{-1} 左右. $65\sim 80\text{ s}$, 应变速率随时间增加而迅速增大. 初锻温度为 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应变速率最大值都高于 6 s^{-1} . 由此可见, 对 p_6 点而言, 初锻温度也需在 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上.

2.4.2 锻造道次对模锻过程中温度和应变速率的影响

通过研究温度对锻造过程的影响规律发现, 初锻温度在 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上时, 适宜对齿轮锻件进行热加工. 为了研究其他形变参数对锻造过程的影响规律, 模拟了初锻温度为 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同道次的热变形过程. 模锻道次为 20、15 和 10, 对应的平均应变速率为 0.14 、 0.19 和 0.29 s^{-1} . 模拟结果如图 11 所示.

图 11(a) 和 (b) 为 p_2 和 p_6 点在不同锻造道次下的温度变化情况. 从图中看出锻造道次对温度场的影响很小, 尤其对于 p_2 点. 对于 p_6 点, 当整个模拟过程到达 260 s 时, 其对应的三条曲线近乎重合. 道次对锻造过程温度的影响尽管很小, 但它会影响锻造终点时间. 道次越少, 锻造结束得越早, 终点温度越高. 锻造期结束的时间不同, 导致空冷出现的时间和温降速度不同.

图 11(c) 和 (d) 为 p_2 和 p_6 点在不同道次的应变速率变化情况. 可以看出 10 道次和 15 道次的应变完成得较早, 相应的应变速率值较大. 10 道次的 p_2 和 p_6 点的应变速率在锻造终点时均远大于 1 s^{-1} . 基于热加工图理论可知, 10 道次以下的加工工艺不适合本钢种锻造.

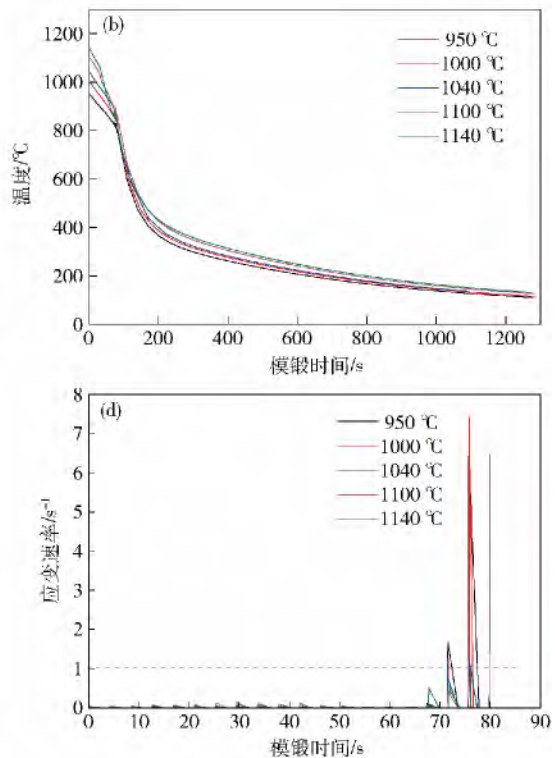


图 10 锻造过程温度和应变速率变化. (a) $T-t$ of Point p_2 ; (b) $T-t$ of Point p_6 ; (c) $\dot{\epsilon}-t$ of Point p_2 ; (d) $\dot{\epsilon}-t$ of Point p_6

Fig. 10 Changes in temperature and strain rate during forging: (a) $T-t$ of Point p_2 ; (b) $T-t$ of Point p_6 ; (c) $\dot{\epsilon}-t$ of Point p_2 ; (d) $\dot{\epsilon}-t$ of Point

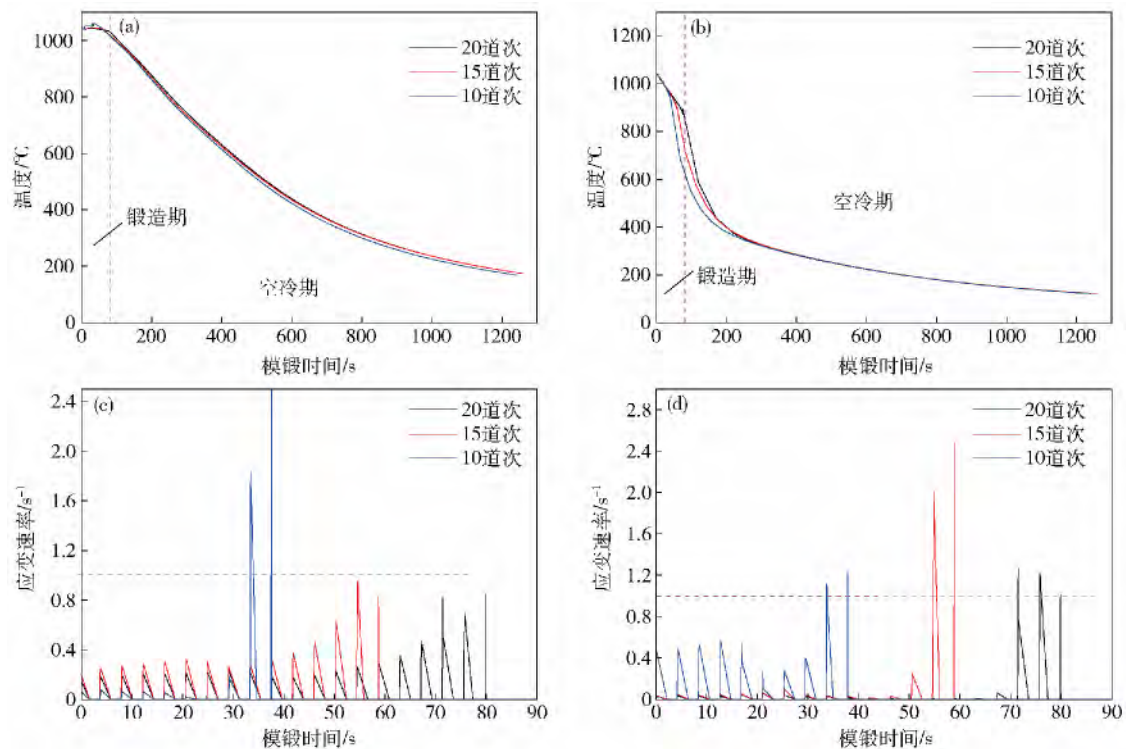


图 11 1040 °C p_2 和 p_6 点形变参数随道次的变化。(a) p_2 点温度-时间曲线;(b) p_6 点温度-时间曲线;(c) p_2 点应变速率-时间曲线;(d) p_6 点应变速率-时间曲线

Fig. 11 Changes of deformation parameters with forging passes at 1040 °C: (a) $T-t$ of Point p_2 ; (b) $T-t$ of Point p_6 ; (c) $\dot{\varepsilon}-t$ of Point p_2 ; (d) $\dot{\varepsilon}-t$ of Point p_6

综合以上结果,锻造工艺应该为温度 1000 ~ 1100 °C, 15 道次或以上。

2.4.3 晶粒尺寸的模拟

为进一步缩小实际生产中锻造温度区间并验证热加工图和有限元模拟相结合指导的工艺能否达到该钢种的晶粒度要求,用 DEFORM-3D 软件模拟了初锻温度分别为 1040 °C 和 1140 °C、15 道次下空冷终点锻件 p_2 和 p_6 点平均晶粒尺寸的变化情况,并与在此工艺指导下生产出的实际锻件的晶粒尺寸进行比较,结果如图 12 所示。其中图 12(a) ~ (d) 是模拟结果,图 12(e) ~ (f) 是 1040 °C 时锻件的实际晶粒,图 12(g) 是生产出的锻件。

由图 12(a) ~ (d) 看出:初锻温度为 1040 °C,模拟得到的空冷终点锻件 p_2 和 p_6 点的平均晶粒尺寸为 32.3 ~ 38.9 μm ,晶粒度为 6 ~ 6.5 级。在 1140 °C 时, p_2 点晶粒粗大,平均晶粒尺寸为 62.59 μm ,晶粒度 4.5 级; p_6 点晶粒尺寸平均为 49.66 μm ,晶粒度 5 级。

实际锻件 p_2 和 p_6 点的晶粒尺寸为 27.7 ~ 40 μm ,晶粒度 6 ~ 6.5 级(图 12(e) ~ (f))。模拟结果与实际情况接近。

实际锻件要求晶粒尺寸低于 40 μm ,晶粒度 6 ~ 6.5 级。由此可见当初锻温度为 1040 °C,锻造道次 15 次时可达此要求。

3 结论

(1) Cr-Co-Mo-Ni 高合金齿轮钢热变形过程中流变应力随温度的升高而降低,随应变速率的增加而增加,表现出正的应变速率敏感性。

(2) 在热模拟试验基础上建立了材料的本构方程和热加工图。其在热变形过程中的流变应力可以用双曲线正弦函数本征方程来描述,表达式为

$$\dot{\varepsilon} = 5.22 \times 10^{24} \sinh(0.00372\sigma_p)^{10.74} \exp\left(-\frac{487208.45}{RT}\right),$$

热加工的适宜区间为变形温度 1000 ~ 1100 °C,应变速率 0.1 ~ 1 s^{-1} 。

(3) 采用有限元模拟试验钢的锻造过程结果表明初锻温度对锻件物理场有较大影响。当初锻温度低于 950 °C 时,锻件部分区域的最大应变速率远大于 1 s^{-1} ;初锻温度在 1040 °C 以上时,锻件各区域的最大应变速率在 1 s^{-1} 左右,适合加工。锻造道次对温度场的影响较小,对应变速率的影响较大。当变形温度为 1040 °C、锻造道次低于 15 时,锻件部分区域的应变速率远大于 1 s^{-1} ,容易发生流变失稳。

(4) 根据热加工图和有限元模拟得到的实际锻造工艺为初锻温度 1040 °C 和锻造道次 15 次,实际锻件空冷时 p_2 和 p_6 点的晶粒尺寸为 27.7 ~ 40 μm ,晶粒度

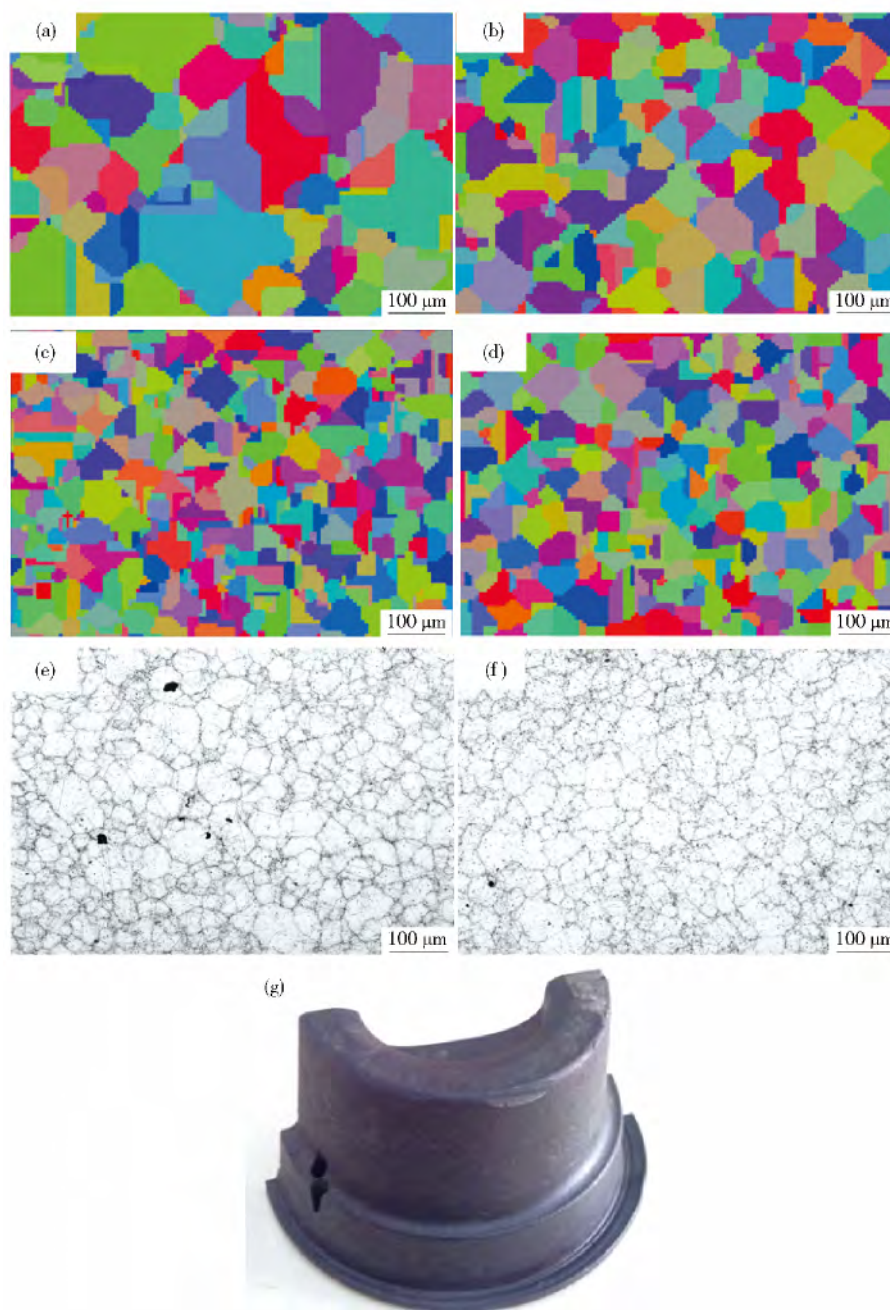


图 12 不同初锻温度下模拟和实际晶粒的对比. (a) 1140 °C p_2 点模拟; (b) 1140 °C p_6 点模拟; (c) 1040 °C p_2 点模拟; (d) 1040 °C p_6 点模拟; (e) 1040 °C p_2 点实际; (f) 1040 °C p_6 点实际; (g) 锻件

Fig. 12 Comparison of simulated and actual grain sizes at different temperatures: (a) 1140 °C ,Point p_2 ,simulated; (b) 1140 °C ,Point p_6 ,simulated; (c) 1040 °C ,Point p_2 ,simulated; (d) 1040 °C ,Point p_6 ,simulated; (e) 1040 °C ,Point p_2 ,actual; (f) 1040 °C ,Point p_6 ,actual; (g) forging

6 ~ 6.5 级 符合该钢种的要求.

参 考 文 献

- [1] Hou Z P , Yang M S , Zhao K Y. Microstructure evolution research of Cr-Co-Mo-Ni gear and bearing steel under action of temperature and stress coupling. *Iron Steel* , 2014 , 49(4) : 80
(侯智鹏, 杨卯生, 赵昆渝, 等. 高温与应力耦合作用下 Cr-Co-Mo-Ni 齿轮轴承钢微观组织演变. *钢铁* , 2014 , 49(4) : 80)
- [2] Chen A M , Li J S , Gao X Z , et al. Prediction model on grain size of die forging for Cr-Co-Mo-Ni gear steel. *Ind Heat* , 2014 , 43(6) : 11
(程爱民, 李京社, 高向宙, 等. Cr-Co-Mo-Ni 齿轮钢模锻件晶粒度预测模型研究. *工业加热* , 2014 , 43(6) : 11)
- [3] Wang K , Yang M S , Fan G , et al. Investigation on mechanism of strength-toughening of heat and corrosion resistant bearing steel 16Cr14Co12Mo5. *Iron Steel* , 2011 , 46(10) : 75
(王康, 杨卯生, 樊刚, 等. 16Cr14Co12Mo5 耐热耐蚀轴承钢强韧化机制的研究. *钢铁* , 2011 , 46(10) : 75)
- [4] Zheng S J , Yang M S , Lei T , et al. Effect of cold treatment on

- microstructure and mechanical properties of 16Cr14Co12Mo5 bearing steel. *Iron Steel*, 2012, 47(12): 76
(郑善举, 杨卯生, 雷霆, 等. 冷处理对 16Cr14Co12Mo5 轴承钢组织和性能的影响. 钢铁, 2012, 47(12): 76)
- [5] Li J P, Shen J, Yan X D, et al. Microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot deformation. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2010, 20(2): 189
- [6] Jin N P, Zhang H, Han Y, et al. Hot deformation behavior of 7150 aluminum alloy during compression at elevated temperature. *Mater Charact*, 2009, 60(6): 530
- [7] Kaibyshev R, Sitdikov O, Mazurina I, et al. Deformation behavior of a 2219 Al alloy. *Mater Sci Eng A*, 2002, 334(1-2): 104
- [8] Mazurina I, Sakai T, Miura H, et al. Effect of deformation temperature on microstructure evolution in aluminum alloy 2219 during hot ECAP. *Mater Sci Eng A*, 2008, 486(1-2): 662
- [9] Anbuselvan S, Ramanathan S. Hot deformation and processing maps of extruded ZE41A magnesium alloy. *Mater Des*, 2010, 31(5): 2319
- [10] Huang S Q, Yi Y P, Li P C. High temperature deformation behavior of 23Co13Ni11Cr3Mo ultra high strength steel. *Chin J Mater Res*, 2011, 25(3): 283
(黄始全, 易幼平, 李蓬川. 23Co13Ni11Cr3Mo 超高强钢的高温变形行为. 材料研究学报, 2011, 25(3): 283)
- [11] Hao S M, Xie J P, Wang A Q, et al. Hot deformation behaviors of 35% SiCp/2024Al metal matrix composites. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2014, 24(8): 2468
- [12] Prasad Y V R K, Geggel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti6242. *Metall Trans A*, 1984, 15(10): 1883
- [13] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Modeling of hot deformation for microstructural control. *Int Mater Rev*, 1998, 43(6): 243
- [14] Murty S V S N, Rao B N, Kashyap B P. On the hot working characteristics of 2124 Al-SiCp metal matrix composites. *Adv Compos Mater*, 2002, 11(2): 105
- [15] Huang G S, Wang L Y, Chen H, et al. Hot deformation and processing maps of 2618 aluminum alloy. *Chin J Nonferrous Met*, 2005, 15(5): 763
(黄光胜, 汪凌云, 陈华, 等. 2618 铝合金的热变形和加工图. 中国有色金属学报, 2005, 15(5): 763)
- [16] 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. *Chin J Mech Eng*, 2007, 43(8): 77
(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. 机械工程学报, 2007, 43(8): 77)
- [17] Zhang X P. *The Hot Deformation Behavior and Hot Processing Map of Cr-Mn-Ni-Cu-N Austenitic Stainless Steel* [Dissertation]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2009
(张孝平. Cr-Mn-Ni-Cu-N 奥氏体不锈钢热变形行为及热加工图[学位论文]. 兰州: 兰州理工大学, 2009)
- [18] Huang S Z, Li Y, Wang C X, et al. Establishment and analysis of processing map for 9310 steel under flow instability criteria of Prasad and Murthy. *Iron Steel*, 2014, 49(7): 107
(黄顺喆, 厉勇, 王春旭, 等. Prasad 与 Murthy 流变失稳准则下 9310 钢热加工图的建立与分析. 钢铁, 2014, 49(7): 107)
- [19] Li Y H, Hao Z Y, Zhang L, et al. Surface quality control for hot rolling SAE4137 bar based on processing map method. *Iron Steel*, 2014, 49(10): 44
(李佑河, 郝震宇, 张龙, 等. 基于热加工图法的热轧 SAE4137 棒材表面质量控制. 钢铁, 2014, 49(10): 44)
- [20] Li L, Zhang X Y, Li C, et al. Finite element simulation and experiment of isothermal die forging process of TC18 Ti alloy disc. *Chin J Nonferrous Met*, 2013, 23(12): 3323
(李礼, 张晓泳, 李超, 等. TC18 钛合金盘件等温模锻过程有限元模拟及试验. 中国有色金属学报, 2013, 23(12): 3323)
- [21] Hu Z H, Yang D G, Li Y F, et al. Preform optimization of die forging process of a turbine wheel based on rigid visco-plastic FEM simulation. *Mech Sci Technol*, 2007, 26(4): 482
(胡自化, 杨端光, 李益锋, 等. 基于刚粘塑性有限元模拟的汽轮机叶轮模锻的预成形优化. 机械科学与技术, 2007, 26(4): 482)
- [22] Li L H, Dong J X, Zhang M C, et al. Integrated simulation of the forging process for GH4738 alloy turbine disk and its application. *Acta Metall Sin*, 2014, 50(7): 821
(李林翰, 董建新, 张麦仓, 等. GH4738 合金涡轮盘锻造过程的集成式模拟及应用. 金属学报, 2014, 50(7): 821)
- [23] Zhang X X. *Research on Void Evolution in Large Ingot during Hot Forging* [Dissertation]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009
(张效迅. 大锻件锻造过程中内部空洞型缺陷演化规律的研究[学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2009)
- [24] Cheng X R, Li H X, Ge M Q, et al. Dynamic recrystallization of steel X65 during high temperature deformation. *Acta Metall Sin*, 1997, 33(12): 1275
(程晓茹, 李虎兴, 葛懋琦, 等. 管线钢 X65 高温变形动态再结晶研究. 金属学报, 1997, 33(12): 1275)
- [25] Cui Z S, Xu B Y, Liu C. Mathematical modeling of microstructure and mechanical properties of steel products. *Mech Eng*, 2002, 24(5): 15
(崔振山, 徐秉业, 刘才. 热轧产品微观组织和力学性能的数学模拟. 力学与实践, 2002, 24(5): 15)
- [26] Wang X T, Liu D, Yang Z S, et al. FEM-based prediction of distribution of flow line within large monolithic forging. *Heavy Mach*, 2012(3): 111
(王学听, 刘东, 杨知硕, 等. 用有限元预测大型锻件中流线分布. 重型机械, 2012(3): 111)
- [27] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation. *Acta Metall*, 1966, 14(9): 1136
- [28] Li D H, Yang Y, Zheng H G, et al. Observation of the microstructure in the adiabatic shear band of 7075 aluminum alloy. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(15): 3529
- [29] Li J C, Peng X D, Liu J W, et al. Deformation behavior of alloy Mg-9Li-3Al-2.5Sr at elevated temperature. *Chin J Mater Res*, 2012, 26(3): 309
(李俊辰, 彭晓东, 刘军威, 等. Mg-9Li-3Al-2.5Sr 合金的热变形行为. 材料研究学报, 2012, 26(3): 309)