

材料与成形性能

Si-Cr-Mo 改进型 H13 热作模具钢热变形行为及有限元模拟

陈国鑫^{1,2}, 桑宝光¹, 刘明泽¹, 闫 瑾¹, 刘宏伟³, 封少波³

(1. 大连工业大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 大连 116034; 2. 青岛高端轴承研究院, 山东 青岛 266500;
3. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 利用 Gleeble-3800 热模拟实验机, 对自主研发的 Si-Cr-Mo 改进型 H13 热作模具钢——3Cr2Mo3 钢进行热压缩实验, 研究了其在变形温度为 950~1200 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为。基于实验得到的真应力-真应变曲线, 建立了 Arrhenius 型本构方程, 并对其进行真应变补偿。由动态材料模型构建了 3Cr2Mo3 钢的热加工图, 并得到了最佳热加工范围。利用有限元软件 DEFORM 和光学显微镜, 研究了 3Cr2Mo3 钢在热变形过程中的温度场与微观组织的关系。结果表明: 3Cr2Mo3 钢的真应力受应变速率和变形温度的影响, 且在低应变速率下 (0.01 s⁻¹) 出现明显的动态软化特征, 6 次真应变补偿型本构方程的拟合精度高; 实验条件范围内, 3Cr2Mo3 钢的最佳热加工范围为变形温度为 1110~1200 °C、应变速率为 0.01~1 s⁻¹; 有限元软件 DEFORM 温度场结果显示, 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 试样的心部与表面的温度场分布均匀, 微观组织为均匀细小的动态再结晶晶粒。

关键词: 3Cr2Mo3 钢; 本构方程; 热加工图; 微观组织; 变形温度; 应变速率

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2023.02.028

中图分类号: TG142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3940 (2023) 02-0215-09

Thermal deformation behavior and finite element simulation on Si-Cr-Mo modified H13 hot work die steel

Chen Guoxin^{1,2}, Sang Baoguang¹, Liu Mingze¹, Yan Jin¹, Liu Hongwei³, Feng Shaobo³

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Dalian Polytechnic University, Dalian 116034, China;

2. Qingdao Premier Bearing Institute, Qingdao 266500, China;

3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Hot compression tests were conducted on the self-developed Si-Cr-Mo modified H13 hot work die steel-3Cr2Mo3 steel by thermal simulation testing machine Gleeble-3800, and the thermal deformation behavior was studied at the deformation temperatures of 950~1200 °C and the strain rates of 0.01~10 s⁻¹. Then, based on the true stress-true strain curves obtained from the test, the Arrhenius type constitutive equation was established, and the true strain compensation was performed on it. Furthermore, the thermal processing map of 3Cr2Mo3 steel was constructed by the dynamic material model, and the optimal thermal processing range was obtained. Finally, the relationship between temperature field and microstructure of 3Cr2Mo3 steel during the thermal deformation process was studied by finite element software DEFORM and optical microscopy. The results show that the true stress of 3Cr2Mo3 steel is affected by the strain rate and the deformation temperature, there is an obvious dynamic softening characteristic at low strain rate (0.01 s⁻¹), and the sixth degree true strain compensation type constitutive equation has high fitting accuracy. Within the range of test conditions, the optimum thermal processing range of 3Cr2Mo3 steel is the deformation temperature of 1110~1200 °C and the strain rate of 0.01~1 s⁻¹. The temperature field results of finite element software DEFORM show that with the increasing of deformation temperature and the decreasing of strain rate, the temperature field distribution at the core and surface of specimen is uniform, and the microstructures are uniform and fine dynamic recrystallized grains.

Key words: 3Cr2Mo3 steel; constitutive equation; thermal processing map; microstructures; deformation temperature; strain rate

热作模具钢是适用于制造金属热变形模具的合

金钢, 主要用于挤压模、热锻模和压铸模^[1-4]。由于热作模具钢需要在高温复杂工作环境下服役, 因此, 模具材料要求具有优异的高温强度和硬度, 以实现材料的高温热稳定性。除此之外, 在服役期间, 为了提高材料的服役寿命, 快速降低模具温度是一种有益的方法。目前, 研究人员主要通过改进 H13 热作模具钢成分来提升材料的力学性能。Xia S W 等^[5]研究了 Ni 对热作模具钢二次硬化的作用, 结果

收稿日期: 2022-03-26; 修订日期: 2022-06-24

基金项目: 广东省重点领域研发计划 (2020B010184001); 辽宁省教育厅自然科学基金项目 (J2020050)

作者简介: 陈国鑫 (1996-), 男, 硕士, 工程师

E-mail: gxchen0911@163.com

通信作者: 桑宝光 (1980-), 男, 博士, 副教授

E-mail: bgsang@163.com

发现, Ni 能够增强位错与间隙原子的相互作用, 促进碳化物的析出。杨成康等^[6]通过添加 W 元素和改变 Mo、V 元素含量, 成功研发出回火硬度、抗拉强度, 特别是耐磨性能均高于 H13 钢的新钢种。张金祥等^[7]研究发现, 通过降低 Cr 含量, 可以抑制 H13 钢回火过程中碳化物的聚集, 进而提高其高温性能。Du N Y 等^[8]通过调控 Cr-Mo-V 含量, 成功研制出抗软化性能更好的 5Cr5Mo2 钢, 并根据回火动力学建立了数学软化模型。但是, 目前通过合金元素成分优化提升热作模具钢热均匀性的相关研究却鲜有报道。

本研究中, 基于 H13 热作模具钢的成分设计, 通过调控 Si-Cr-Mo 含量, 研发了一种热均匀性更好的 3Cr2Mo3 模具钢, 并通过 Gleeble-3800 热模拟实验机研究其热变形行为, 构建 3Cr2Mo3 钢的本构方程及热加工图, 通过有限元软件 DEFORM 分析其热变形过程中的温度场分布, 并结合金相图片分析微观组织在热变形过程中的演变规律。

1 实验方法

实验钢为双真空冶炼的 3Cr2Mo3 模具钢, 其化学成分见表 1。3Cr2Mo3 钢与 H13 钢的热导率曲线如图 1 所示, 可见 3Cr2Mo3 钢的热导率较 H13 钢整体高 12.7%。取尺寸为 $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的 3Cr2Mo3 钢试样, 利用 Gleeble-3800 热模拟实验机完成等温单轴热压缩实验。根据变形温度不低于 900 $^{\circ}\text{C}$ 、锻造一次成形的模具钢的工艺要求, 选取变形温度 T 为 950、1000、1050、1100、1150 和 1200 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} 。通过在试样与实验机的接触面粘贴石墨片, 来减少试样之间的摩擦。试样以 10 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的速度升至 1200 $^{\circ}\text{C}$, 保温 3 min 后降至变形温度, 再保温 30 s 后进行热压缩实验, 总压缩应变为 55%, 热压缩实验方案如图 2 所示。压缩实验完成后立刻淬火以保留高温组织, 使用线切割将试样沿轴向中轴线进行切割, 对截面进行机械打磨及抛光, 并使用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液对试样进行 2 min 的化学腐蚀。采用光学显微镜 (OM, Axio Lab. A1) 对显微组织进行观察。

表 1 3Cr2Mo3 钢的化学成分 (%, 质量分数)
Table 1 Chemical compositions of 3Cr2Mo3 steel
(%, mass fraction)

材料	C	Cr	Mo	V	Si	Mn
3Cr2Mo3 钢	0.32	2.33	3.54	1.05	0.23	0.51
H13 钢	0.35	5.06	1.31	0.90	0.97	0.32

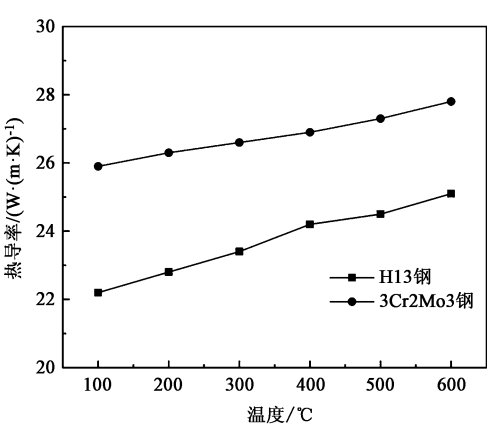


图 1 两种模具钢的热导率曲线
Fig. 1 Thermal conductivity curves of two die steels

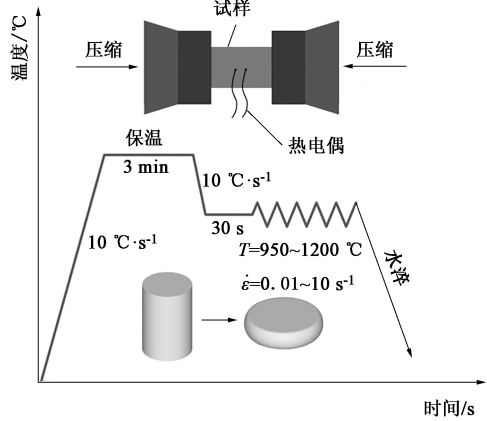


图 2 热压缩实验方案
Fig. 2 Test scheme of thermal compression

2 结果与分析

2.1 真应力-真应变分析

3Cr2Mo3 模具钢在不同应变速率和变形温度下的真应力-真应变曲线如图 3 所示。由图 3 可知, 3Cr2Mo3 钢的真应力随着变形温度的降低和应变速率的增加而增大, 真应力曲线在弹性阶段后为典型的加工硬化区, 这主要与位错塞积和位错密度增加有关。随后真应力-真应变曲线出现两种情况: (1) 在低应变速率下 (0.01 和 0.1 s^{-1}), 由动态回复和动态再结晶产生的动态软化随着变形温度的增加而愈发明显, 如图 3a 所示, 这是由于低应变速率和较高的变形温度提供了较长的动态再结晶晶粒形核、生长时间和较高的晶界迁移率; (2) 在高应变速率下 (1 和 10 s^{-1}), 真应力-真应变曲线并未出现明显的动态软化特征, 如图 3b 所示, 这是因为在高应变速率下, 能量积累、位错演化、晶界迁移并无充

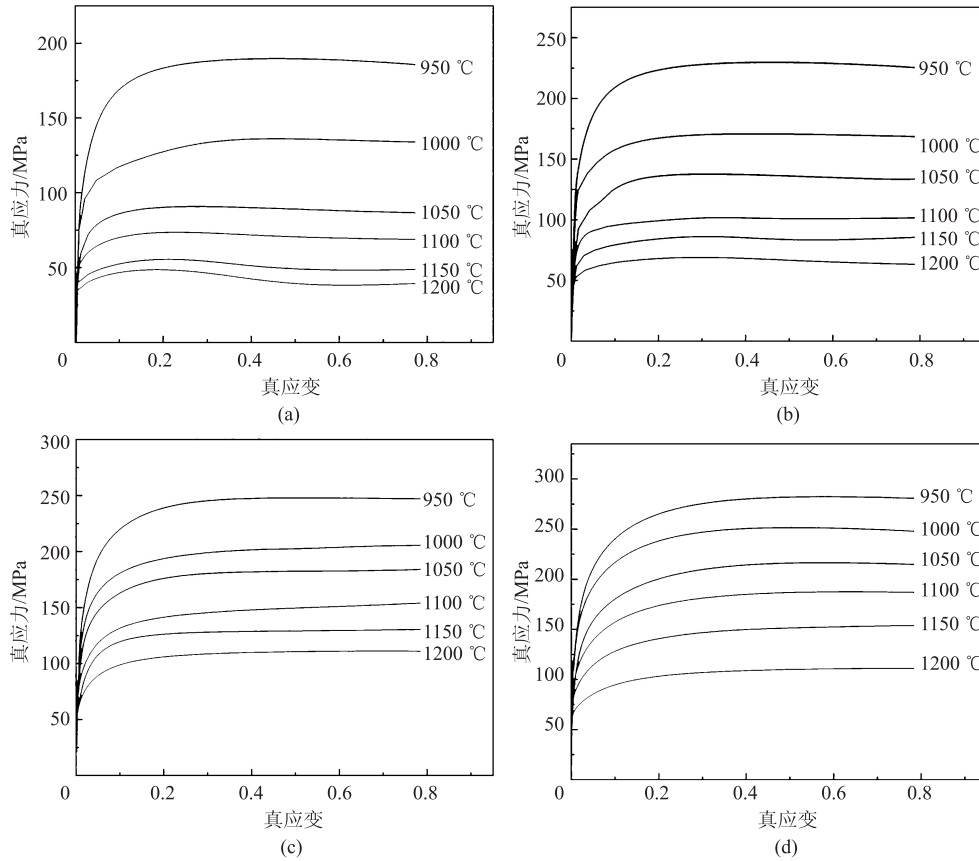


图3 3Cr2Mo3 钢在不同应变速率和变形温度下热压缩的真应力-真应变曲线

(a) 0.01 s^{-1} (b) 0.1 s^{-1} (c) 1 s^{-1} (d) 10 s^{-1}

Fig. 3 True stress-true strain curves of 3Cr2Mo3 steel during thermal compression at different strain rates and deformation temperatures

足的时间进行, 由位错滑移、攀移引起的动态软化和加工硬化相互抵消, 因此, 并未出现动态软化和二次硬化现象。

2.2 本构方程

由真应力-真应变曲线可知, 在热变形过程中, 3Cr2Mo3 钢的真应力与变形温度、应变速率密切相关, 因此, 研究各变量之间的相互关系来建立热变形本构方程。材料的热变形是由热激活控制的过程, Sellars C M 等^[9]和 Haghdadi N 等^[10]提出 Arrhenius 型双曲线正弦方程, 用来揭示真应力、应变速率和变形温度的关系, 其表达式为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), & \alpha\sigma < 0.8 \\ A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), & \alpha\sigma > 1.2 \\ A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), & \text{任意值} \end{cases} \quad (2)$$

式中: Z 为 Zener-Hollomon 参数, 可在一定程度上反映材料的动态再结晶的程度; σ 为峰值真应力; Q 为热变形激活能; R 为气体常数, 一般取 $8.314 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$; A 、 A_1 、 A_2 、 n 、 n_1 、 α 和 β 为材料常数。

对式 (2) 两边同时取对数, 可以得到:

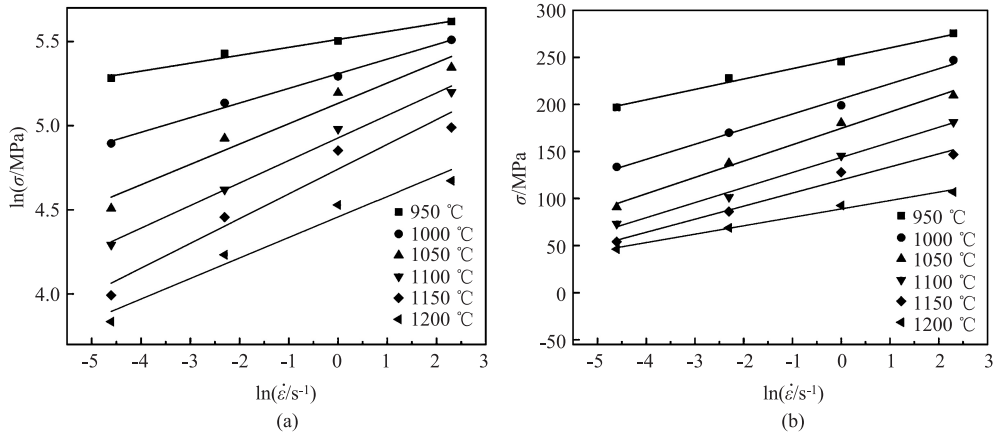
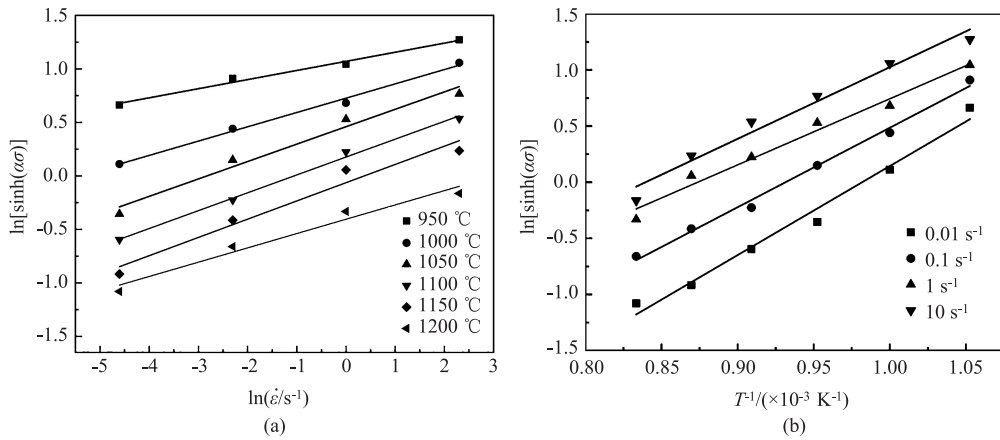
$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (3)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

将不同变形温度、应变速率及其对应下的峰值真应力代入式 (3) 和式 (4), 得到 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 的拟合曲线, 如图 4a 和图 4b 所示, 由斜率均值得到 $n_1 = 10.578$ 、 $\beta = 0.0762 \text{ MPa}^{-1}$, 进而得到 $\alpha = \beta / n_1 = 0.007 \text{ MPa}^{-1}$ 。

由式 (5) 得到 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 的拟合曲线, 如图 5a 所示。由斜率均值得到 $n = 7.451$ 。根据式 (5) 对 $1/T$ 求偏导, 得到 Q 的表达式:

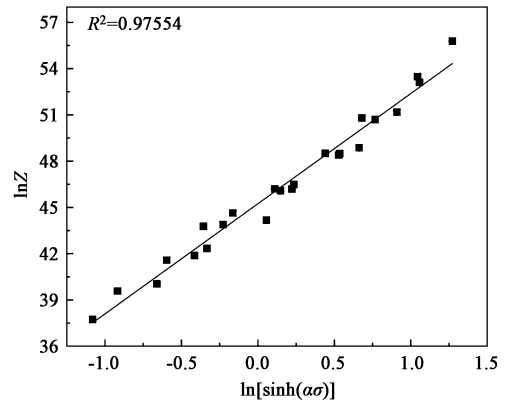
图 4 不同变形温度下的 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) 和 σ - $\ln\dot{\epsilon}$ (b) 拟合曲线Fig. 4 Fitting curves of $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) and σ - $\ln\dot{\epsilon}$ (b) at different deformation temperatures图 5 不同变形条件下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ (b) 拟合曲线Fig. 5 Fitting curves of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ (b) at different deformation conditions

$$Q = nR \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right] \quad (6)$$

将恒定应变速率下的变形温度和峰值真应力代入式 (6), 得到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 的拟合曲线, 如图 5b 所示, 求得 3Cr2Mo3 钢的热变形激活能 $Q = 422381.033 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

利用计算得到的 α 、 n 和 Q , 带入式 (1) 和式 (2) 计算不同变形条件下的 Z 值, 等式两边取对数后得到 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线, 如图 6 所示。通过线性拟合得到 $A = 4.438 \times 10^{19}$, 进而得到热变形本构方程, 如式 (7) 所示。线性相关系数 $R^2 = 0.97554$, 拟合准确度高, 说明 Arrhenius 型本构方程能够较准确地预测 3Cr2Mo3 钢在热变形过程中的真应力。

$$\dot{\epsilon} = 4.438 \times 10^{19} [\sinh(0.007\sigma)]^{7.451} \cdot \exp\left(-\frac{422381.033}{RT}\right) \quad (7)$$

图 6 不同变形温度区间 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线Fig. 6 Relation curve of $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ at different deformation temperatures

2.3 考虑应变补偿的本构方程

由图 2 的真应力-真应变曲线可以看出, 不

同的真应变对真应力的影响同样显著, 而 Arrhenius 方程并未考虑真应变对真应力的影响, 因此, 建立基于应变补偿型的本构方程预测 3Cr2Mo3 钢在热变形过程中的真应力具有重要的研究意义。研

究表明, 采用不同多项式表达真应变对真应力的影响, 可以得到不同拟合精度的本构方程^[11-13]。本文基于真应变进行 6 次多项式拟合, 其结果如图 7 所示。

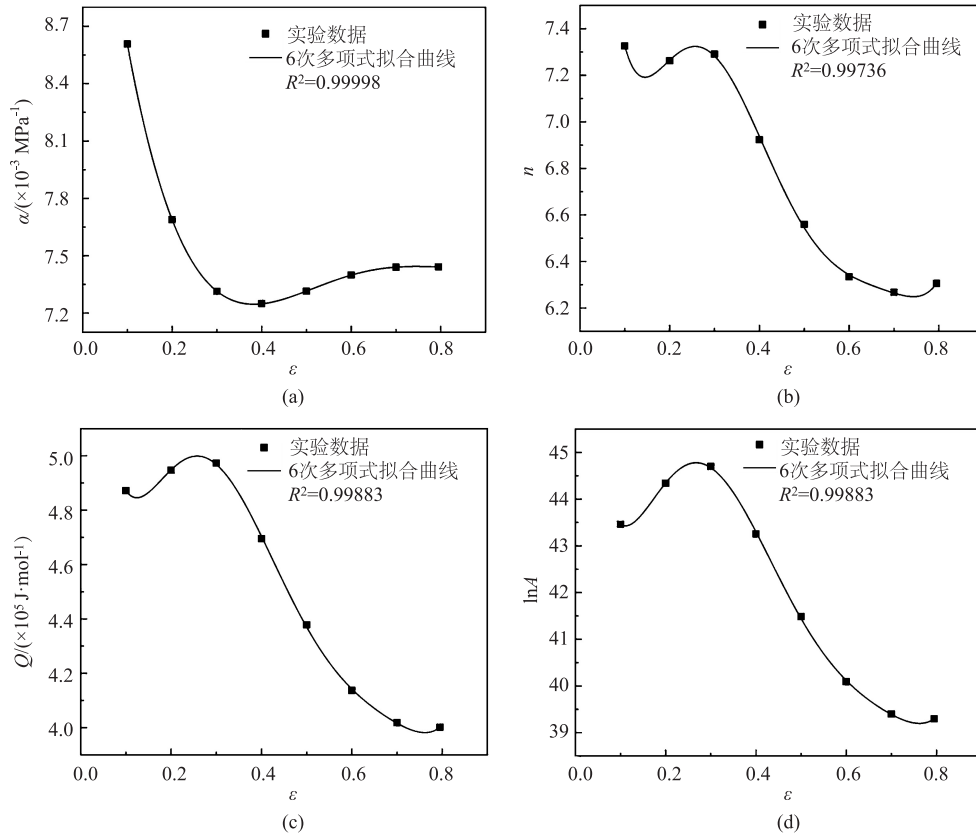


图7 不同材料参数与 ε 的多项式拟合结果

(a) α - ε (b) n - ε (c) Q - ε (d) $\ln A$ - ε

Fig. 7 Polynomial fitting results for different material parameters with ε

从图 7 可以看出, 6 次多项式拟合的各材料参数的线性相关系数高, 均在 0.99000 以上, 表明 6

次多项式拟合效果好。3Cr2Mo3 钢的材料参数 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 与真应变 ε 的关系如下:

$$\begin{cases} \alpha = 0.011 - 0.023\varepsilon + 0.062\varepsilon^2 - 0.073\varepsilon^3 + 0.039\varepsilon^4 - 0.013\varepsilon^5 + 0.004\varepsilon^6 \\ n = 10.105 - 59.599\varepsilon + 452.15\varepsilon^2 - 1601.299\varepsilon^3 + 2837.726\varepsilon^4 - 2470.34882\varepsilon^5 + 845.093\varepsilon^6 \\ Q = 48.1596.369 - 1.558\varepsilon + 1.26\varepsilon^2 - 4.564\varepsilon^3 + 8.089\varepsilon^4 - 6.992\varepsilon^5 + 2.373\varepsilon^6 \\ \ln A = 49.802 - 153.752\varepsilon + 1303.015\varepsilon^2 - 4771.771\varepsilon^3 + 8449.396\varepsilon^4 - 7270.093\varepsilon^5 + 2453.392\varepsilon^6 \end{cases} \quad (8)$$

根据双曲线定则, 将式 (8) 代入式 (1) 和式 (2), 并结合各材料参数的 6 次多项式系数, 得到 3Cr2Mo3 钢基于真应变补偿型本构方程的 Z 函数表达式为:

$$\begin{cases} Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \\ \sigma = \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \left[\left(\frac{Z}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \end{cases} \quad (9)$$

为了验证基于 6 次真应变补偿型本构方程的准确性, 将不同变形温度和应变速率下计算得到的真应力预测值与实验值进行对比, 以变形温度为 1150 °C 和不同应变速率下的热变形为例, 如图 8 所示。真应力预测值与实验值的吻合度较高, 因此, 可得基于 6 次真应变补偿型本构方程的准确度高, 可直接用于预测 3Cr2Mo3 钢不同变形条件下的真应力值, 从而制定合适的热变形工艺参数。

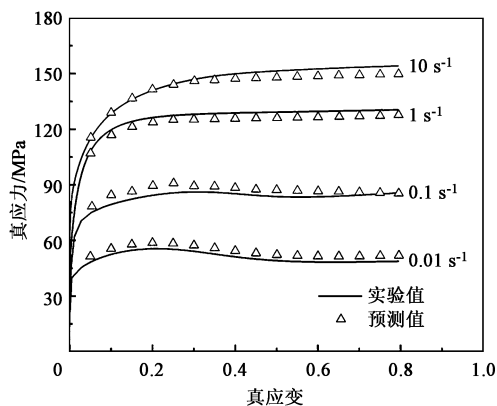


图 8 真应力预测值与实验值的对比

Fig. 8 Comparison of true stress between predicted and test values

2.4 热加工图的建立

热加工图是 Prasad Y 等^[14]基于动态材料模型 (Dynamic Materials Model, DMM) 理论提出的, 其目的是研究材料在热变形过程中的可加工性。在一定的应变速率和变形温度下, 将热变形的功率耗散图和塑性失稳图进行叠加得到热加工图, 根据热加工图确定材料热成形的安全区。其表达式为:

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (10)$$

式中: P 为塑性变形的总耗散能量; G 为塑性变形耗散值; J 为微观组织变化引起的耗散值^[15]。

应变速率敏感指数 m 和功率耗散率 η 可表示为:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\varepsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (11)$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} - \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon}}{(\sigma \dot{\varepsilon} / 2)} = \frac{2m}{m + 1} \quad (12)$$

式中: J_{\max} 为微观组织变化引起的耗散值的最大值。

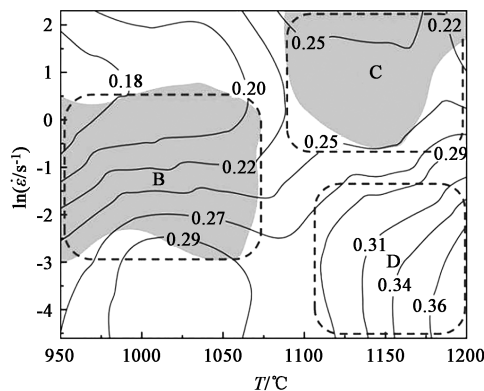
使用失稳参数 ξ 来表征塑性变形的失稳区域^[16], 其表达式为:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln [m / (m + 1)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (13)$$

当失稳参数 $\xi < 0$ 时, 表示材料此时为失稳状态, 典型的失稳现象为绝热剪切带、混晶、空洞和裂纹等。

将由式 (12) 计算得到的功率耗散率 η 和式 (13) 计算得到的失稳参数 ξ 与变形温度和应变速率进行叠加, 得到 3Cr2Mo3 钢在真应变 $\varepsilon = 0.8$ 时的

热加工图, 如图 9 所示。从图 9 中可以看出, 3Cr2Mo3 钢在热变形过程中的失稳主要包括以下两个区域: (1) 变形温度为 950~1075 °C、应变速率为 0.08~1.2 s⁻¹ 的区域; (2) 变形温度为 1085~1200 °C、应变速率为 0.5~10 s⁻¹ 的区域。图 9 中, 白色区为安全区, 而 3Cr2Mo3 钢的最佳加工区域为远离失稳区且耗散值较大的区域。由图 9 可得, 3Cr2Mo3 钢变形 55% 时的最佳热变形范围为: 变形温度为 1110~1200 °C、应变速率为 0.01~1 s⁻¹。

图 9 真应变 ε 为 0.8 时的热加工图Fig. 9 Thermal processing map at true strain ε of 0.8

为了进一步研究失稳区域和热加工区域的微观组织特征, 在 3Cr2Mo3 钢热加工图上选取 B、C、D 这 3 个区域进行组织形貌观察, 如图 10 所示。由图 10a 可以看出, 低温、低应变速率区域 (B 区域) 的微观组织出现绝热剪切带, 说明此区域的流变失稳与剪切带有关^[17]。由图 10b 可以看出, 高温、高应变速率区域 (C 区域) 的微观组织出现混晶现象^[18], 这是因为 3Cr2Mo3 钢在高温下达到动态再结晶的变形条件, 但在高应变速率下, 位错塞积与位错密度高, 滑移变形难以进行, 进而造成混晶现象。由图 10c 可知, 在高温和低应变速率区域 (D 区域), 微观组织动态再结晶程度高, 再结晶晶粒均匀细小。

2.5 热压缩过程的 DEFORM 模拟

3Cr2Mo3 钢在热压缩过程中发生动态再结晶行为时, 是由于其内部释放了大量的变形热^[19]。为了进一步研究分析 3Cr2Mo3 钢在变形过程中温度场与微观组织的关系, 使用 DEFORM 有限元软件对 3Cr2Mo3 钢在不同变形条件下的变形进行了数值模拟, 其温度场结果如图 11 所示。由图 11a 和图 11d 可以看出, 变形温度为 950 °C、应变速率为 10 s⁻¹ 时, 试样温度随着变形量的增加而增加, 但变形结束时心部 P_1 点与外部 P_2 点的温差 ΔT 达

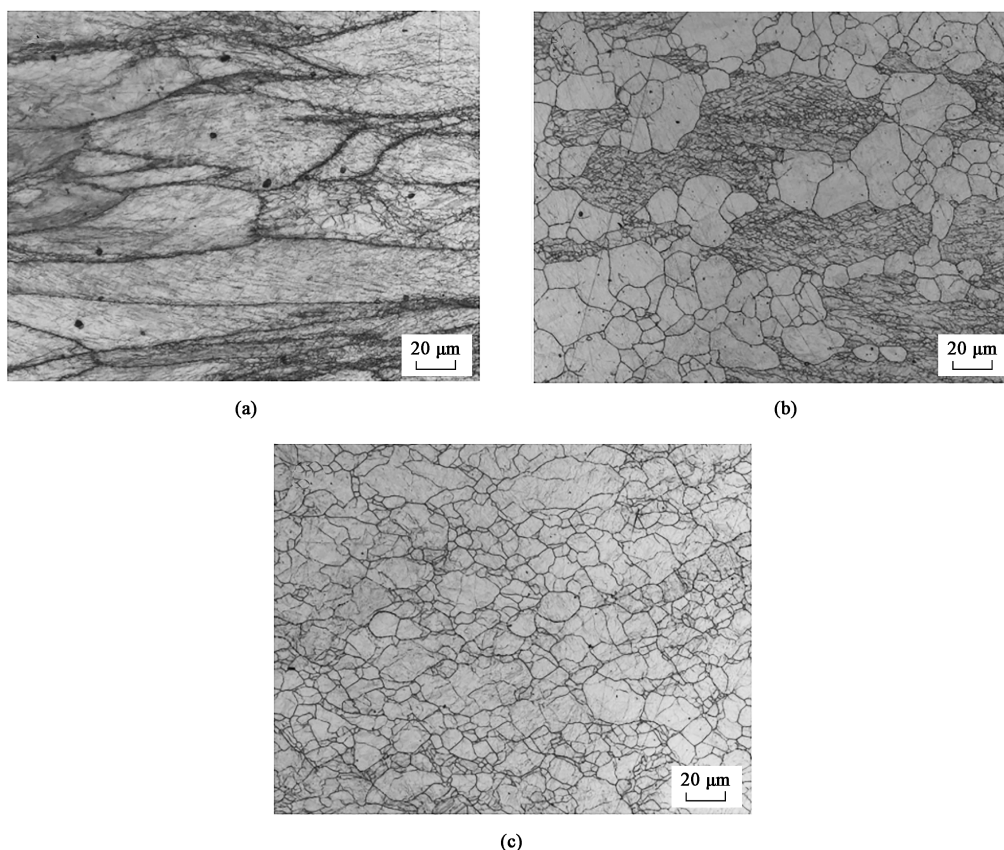


图10 不同区域的微观组织

(a) B 区域 (b) C 区域 (c) D 区域

Fig. 10 Microstructures in different regions

(a) B region (b) C region (c) D region

到 22.2 °C, 试样心部与外部的温差较大。这是因为变形温度较低时, 位错密度高容易发生流变现象, 造成微观组织变形不均。由图 11b 和图 11e 可以看出, 变形温度为 1200 °C、应变速率为 10 s^{-1} 时, P_1 与 P_2 两点的温差 ΔT 为 8.6 °C。这是因为在高应变速率下, 试样心部产生的变形热无充足的时间向外传导。在 1200 °C 条件下, 3Cr2Mo3 钢的热变形伴随动态再结晶现象, 但高应变速率造成的温度差易促使微观组织出现再结晶晶粒分布不均的混晶现象。由图 11c 和图 11f 可以看出, 变形温度为 1200 °C、应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 随着变形量的增加, 温度场仅有轻微的变化, P_1 与 P_2 两点的温差 ΔT 也仅为 1.6 °C, 温度分布的均匀程度较好, 微观组织的动态再结晶程度高, 动态再结晶晶粒细小且均匀, 如图 10c 所示。

3 结论

(1) 通过对真应力-真应变曲线的分析发现,

3Cr2Mo3 钢的变形抗力随着变形温度的降低和应变速率的升高而增加, 且当应变速率较低时 (0.01 s^{-1}) 出现明显的动态软化行为。基于真应力-真应变曲线构建了 Arrhenius 型的 3Cr2Mo3 钢热变形本构方程: $\dot{\epsilon} = 4.438 \times 10^9 [\sinh(0.007\sigma)]^{7.451} \times \exp\left(-\frac{422381.033}{RT}\right)$ 。

(2) 基于动态材料模型建立了 3Cr2Mo3 钢的热加工图, 并结合压缩变形后试样的微观组织, 确定了 3Cr2Mo3 钢热加工的最佳加工范围为: 变形温度为 1110~1200 °C、应变速率为 $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 。

(3) 利用有限元软件 DEOFEM 和微观组织可得: 在低温、低应变速率下, 试样心部与外部的温差较大, 位错密度高容易发生流变现象, 造成微观组织出现绝热剪切带; 在高温、低应变速率下, 温度分布均匀, 动态再结晶转化程度高, 动态再结晶晶粒均匀细小。

参考文献:

[1] 崔崑. 国内外模具用钢发展概况 [J]. 金属热处理, 2007,

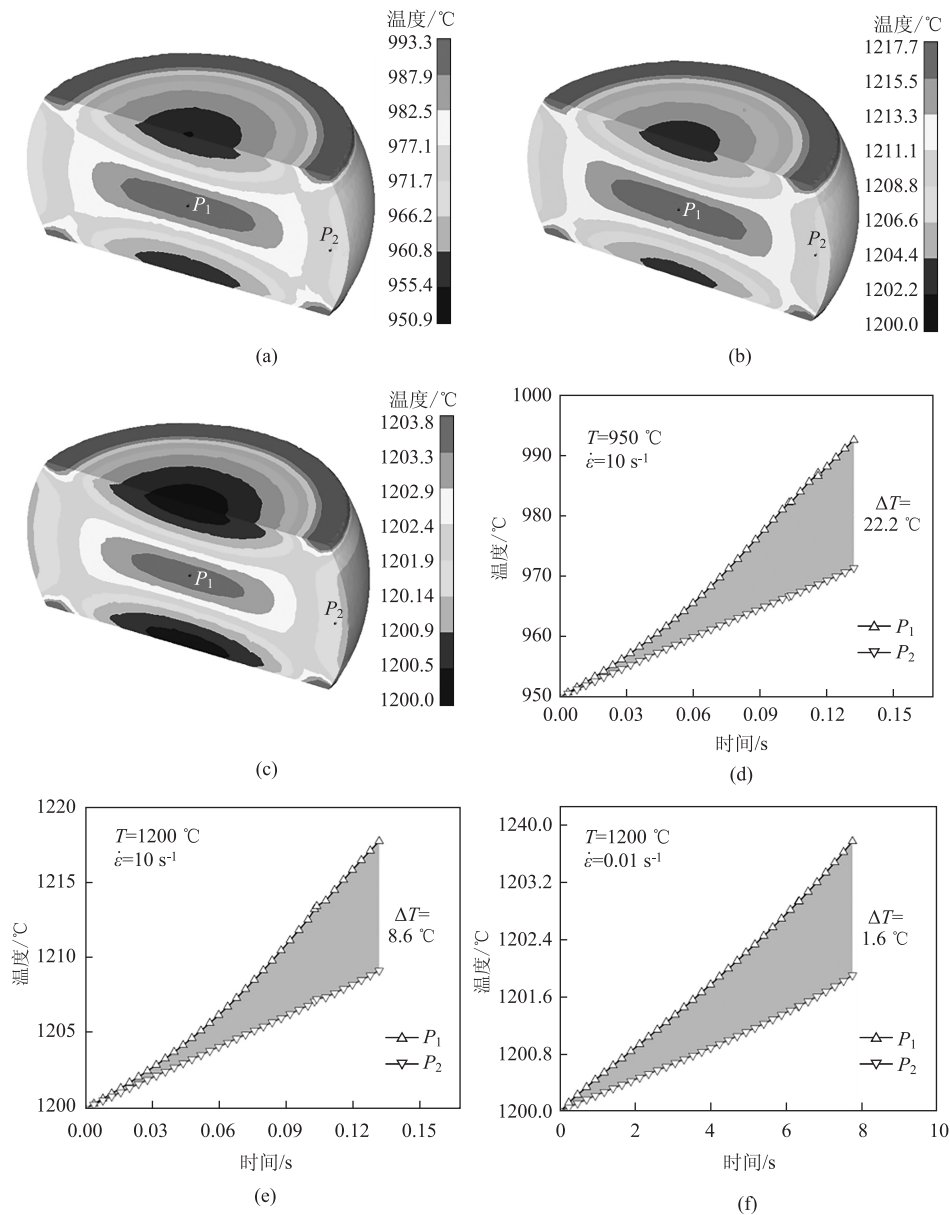


图 11 3Cr2Mo3 钢在不同变形条件下的温度场分布和温升情况

(a) 950 °C, 10 s⁻¹, 温度场分布 (b) 1200 °C, 10 s⁻¹, 温度场分布 (c) 1200 °C, 0.01 s⁻¹, 温度场分布
(d) 950 °C, 10 s⁻¹, 温升情况 (e) 1200 °C, 10 s⁻¹, 温升情况 (f) 1200 °C, 0.01 s⁻¹, 温升情况

Fig. 11 Temperature field distributions and temperature rise conditions of 3Cr2Mo3 steel under different deformation conditions

(a) 950 °C, 10 s⁻¹, temperature field distribution (b) 1200 °C, 10 s⁻¹, temperature field distribution
(c) 1200 °C, 0.01 s⁻¹, temperature field distribution (d) 950 °C, 10 s⁻¹, temperature rise condition
(e) 1200 °C, 10 s⁻¹, temperature rise condition (f) 1200 °C, 0.01 s⁻¹, temperature rise condition

32 (1): 1-11.

Cui K. Development of die and mould steels at home and abroad [J]. Heat Treatment of Metals, 2007, 32 (1): 1-11.

[2] Medvedeva A, Bergström J, Gunnarsson S, et al. High-temperature properties and microstructural stability of hot-work tool steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 523 (1-2): 39-46.

[3] Muhr P, Siller I. From development to practice-the success story of a new hot work tool steel [A]. Proceedings of the 7th Interna-

tional Tooling Conference [C]. Shenzhen, 2006.

[4] 邱宇, 袁飞, 曾元松, 等. 4Cr5MoSiV1 热作模具钢的热变形行为与热加工图 [J]. 机械工程材料, 2021, 45 (2): 71-77.

Qiu Y, Yuan F, Zeng Y S, et al. Hot deformation behavior and hot processing maps of 4Cr5MoSiV1 hot working die steel [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45 (2): 71-77.

[5] Xia S W, Zuo P, Zeng Y, et al. Influence of nickel on secondary hardening of a modified AISI H13 hot work die steel [J]. Ma-

- terials Science & Engineering Technology, 2019, 50 (2): 197–203.
- [6] 杨成康, 程晓农, 张洁, 等. W-Mo-V 改进型 H13 模具钢的力学性能与磨损行为 [J]. 金属热处理, 2021, 46 (4): 30–37. Yang C K, Cheng X N, Zhang J, et al. Mechanical properties and wear behavior of W-Mo-V modified H13 tool steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46 (4): 30–37.
- [7] 张金祥, 欧阳希, 周健, 等. Cr 含量降低对 H13 钢组织与力学性能的影响 [J]. 材料导报, 2018, 32 (8): 1323–1327, 1343. Zhang J X, Ouyang X, Zhou J, et al. Study on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel after chromium content reduction [J]. Materials Reports, 2018, 32 (8): 1323–1327, 1343.
- [8] Du N Y, Liu H W, Fu P X, et al. Microstructural stability and softening resistance of a novel hot-work die steel [J]. Crystals, 2020, 10 (4), 238–253.
- [9] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation [J]. Acta Metallurgica, 1966, 14 (9): 1136–1138.
- [10] Haghdadi N, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R. The flow behavior modeling of cast A356 aluminum alloy at elevated temperatures considering the effect of strain [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 535: 252–257.
- [11] Ou L, Nie Y F, Zheng Z Q. Strain compensation of the constitutive equation for high temperature flow stress of a Al-Cu-Li alloy [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23 (1): 25–30.
- [12] Nayak K C, Date P P. Development of constitutive relationship for thermomechanical processing of Al-SiC composite eliminating deformation heating [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28 (9): 5323–5343.
- [13] Dong Y Y, Zhang C S, Lu X, et al. Constitutive equations and flow behavior of an as-extruded AZ31 magnesium alloy under large strain condition [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25 (6): 2267–2281.
- [14] Prasad Y, 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.
- [15] 陈国鑫, 桑宝光, 刘宏伟, 等. H13 钢高温热变形特征与动态再结晶行为 [J]. 塑性工程学报, 2022, 29 (6): 193–202. Chen G X, Sang B G, Liu H W, et al. Hot deformation characteristics and dynamic recrystallization behavior of H13 steel at high temperature [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29 (6): 193–202.
- [16] 卓秀秀, 徐桂芳, 袁圆, 等. 0Cr17Mn17Mo3NiN 奥氏体不锈钢的热变形行为及热加工图 [J]. 机械工程学报, 2017, 53 (22): 74–80. Zhuo X X, Xu G F, Yuan Y, et al. Hot deformation behavior and processing map of 0Cr17Mn17Mo3NiN austenitic stainless steel [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53 (22): 74–80.
- [17] Yin B Q, Xue X Y, Tang B, et al. Hot deformation behaviors of WE71 alloy under plain strain compression at elevated temperature [J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2020, 30 (4): 526–532.
- [18] 王龙祥, 王建国, 刘东, 等. GH4738 合金热加工工艺窗口的表征与验证 [J]. 锻压技术, 2021, 46 (5): 207–215, 227. Wang L X, Wang J G, Liu D, et al. Characterization and verification on hot working process windows for GH4378 alloy [J]. Forging & Stamping Technology, 2021, 46 (5): 207–215, 227.
- [19] 王桂花, 杨秋月, 吴珊珊, 等. GH2132 高温合金热变形行为研究 [J]. 塑性工程学报, 2021, 28 (3): 137–145. Wang G H, Yang Q Y, Wu S S, et al. Study on hot deformation behavior of GH2132 superalloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2021, 28 (3): 137–145.

(上接第 214 页)

- [7] Li J H, Li F G, Ma X K, et al. Effect of grain boundary characteristic on intergranular corrosion and mechanical properties of severely sheared Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 53–62.
- [8] 何振波. 7055 铝合金的三级时效处理 [J]. 轻合金加工技术, 2006, 34 (5): 40–43, 54. He Z B. Three-step aging treatments of 7055 aluminum alloy [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2006, 34 (5): 40–43, 54.
- [9] 王鑫, 刘春鹏, 吕海波, 等. 回归再时效对 6082 合金组织及电化学腐蚀性的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39 (1): 84–87. Wang X, Liu C P, Lyu H B, et al. Effect of retrogression reaging on microstructure and electrochemical corrosion resistance of 6082 aluminum alloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2019, 39 (1): 84–87.
- [10] 董晨, 汤玲娜, 傅康. 多级时效对汽车用 Al-Mg-Zn-Cu-Sn 合金微观组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2019, 44 (9): 200–203. Dong C, Tang L N, Fu K. Effect of multi-stage aging on microstructure and properties of Al-Mg-Zn-Cu-Sn alloy used for automobile [J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44 (9): 200–203.
- [11] Zhang Z, Deng Y L, Ye L Y, et al. Influence of aging treatments on the strength and localized corrosion resistance of aged Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 846: 156223.
- [12] Xie L J, Yuan W H. Effect of regression and re-aging treatment on tensile yield strength anisotropy of 7050 aluminum alloy [J]. Materials Research Express, 2022, 9 (4): 046528.
- [13] Chen X, Liu Z Y, Xia P, et al. Transition of crack propagation from a transgranular to an intergranular path in an overaged Al-Zn-Mg-Cu alloy during cyclic loading [J]. Metals and Materials International, 2013, 19 (2): 197–203.