

材料与成形性能

RM80 超高强度钢热变形行为及有限元模拟

苏斌¹, 孙瑜蔓¹, 陈刚¹, 曾斌², 齐江华²

(1. 湖南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410012; 2. 涟源钢铁集团有限公司技术中心, 湖南娄底 417009)

摘要: 利用 Gleeble-3180 热模拟实验机对 RM80 超高强度钢在变形温度为 900~1100 ℃、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 的条件下进行热压缩实验, 根据真应力-真应变曲线, 建立了 Arrhenius 型本构方程, 并基于动态材料模型绘制了热加工图; 采用有限元软件 Deform 对 RM80 钢的热压缩过程进行了模拟, 并与实验结果进行了对比。结果表明: RM80 钢的流变应力随着应变速率的增大及变形温度的降低显著增大; 在变形温度和应变速率分别为 1000~1050 ℃和 0.01~0.03 s⁻¹ 以及变形温度和应变速率分别为 1050~1100 ℃和 0.01~0.10 s⁻¹ 的条件下, RM80 钢具有良好的热加工性能; 模拟得到在变形温度为 900 ℃、应变速率为 0.10 s⁻¹ 的条件下, 试样的真应力-应变曲线与实验结果具有较高的吻合度, 证明了所构建的本构方程的准确性。

关键词: RM80 超高强度钢; 热变形行为; 本构方程; 热加工图; 流变应力

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2023.11.029

中图分类号: TG142

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2023) 11-0212-09

Thermal deformation behavior and finite element simulation on RM80 ultra-high strength steel

Su Bin¹, Sun Yuman¹, Chen Gang¹, Zeng Bin², Qi Jianghua²

(1. School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410012, China;

2. Technical Center, Lianyuan Iron and Steel Co., Ltd., Loudi 417009, China)

Abstract: The thermal compression test of RM80 ultra-high strength steel was carried out at the deformation temperature of 900–1100 ℃ and the strain rate of 0.01–10 s⁻¹ by thermal simulation test machine Gleeble-3180. Then, according to the true stress-true strain curve, Arrhenius type constitutive equation was established, and the thermal processing map was drawn based on the dynamic material model. Furthermore, the thermal compression process of RM80 steel was simulated by finite element software Deform and compared with the test results. The results show that the rheological stress of RM80 steel increases significantly with the increasing of strain rate and the decreasing of deformation temperature. RM80 steel has good thermal working properties under the conditions of the deformation temperature and the strain rate of 1000–1050 ℃ and 0.01–0.03 s⁻¹, respectively, and the deformation temperature and the strain rate of 1050–1100 ℃ and 0.01–0.10 s⁻¹, respectively. The simulation results show that the true stress-strain curve of sample at the deformation temperature of 900 ℃ and the strain rate of 0.10 s⁻¹ is in high agreement with the test results, which proves the accuracy of the constructed constitutive equation.

Key words: RM80 ultra-high strength steel; thermal deformation behavior; constitutive equation; thermal processing map; rheological stress

超高强度钢具有 1400 MPa 以上的强度, 以及优良的强韧匹配度、优异的抗疲劳性能和抗应力腐蚀性能^[1], 主要运用于飞机起落架、发动机主轴、高精度传动等关键承力构件^[2]。事实上, 超高强度钢型材或构件的实际生产往往会经历一个热变形或热加工过程, 而在高温和压力的共同作用下的塑性变形会对材料的组织和性能产生显著的影响, 因此,

研究超高强度钢在不同变形条件下的变形行为, 对获得力学性能优异的结构件是十分重要的^[3]。

近年来, 针对不同应用背景和不同的钢种, 众多学者开展了超高强度钢的热变形行为和热加工图的研究, 如陈刚等^[3]基于 30Cr4MoNiV 超高强度钢薄板坯轧制工艺优化的需求, 构建了该钢种的热变形本构方程, 并最终获得考虑应变补偿的最佳本构方程; 柳木桐等^[4]分析了 S280 超高强度不锈钢在不同热变形工艺参数下的流变行为, 并且构建了该钢种在不同应变下的热加工图; 宁静等^[5]通过热压缩实验, 获得了 G33 超高强度钢的流变应力曲线, 分

收稿日期: 2023-04-07; 修订日期: 2023-07-05

基金项目: 校企合作项目 (2022-07# (522BA3064A))

作者简介: 苏斌 (1974-), 男, 博士, 工程师

E-mail: subindier2008@126.com

析了其显微组织的演变规律，同时构建了 G33 钢的热变形本构方程和热加工图；任书杰等^[6]通过对 A100 超高强度钢的热变形行为进行研究，为该钢种的实际热成形工艺规范及有限元模拟提供了重要依据；Wang H 等^[7]通过一系列等温压缩实验研究了 30Si2MnCrMoVE 超高强度钢的流变行为，建立了加工硬化动态恢复期和动态再结晶期的本构方程，还构建了其在 0.05~0.90 应变下的耗散图和失稳图；Zhong L P 等^[8]通过单道次热压缩实验，获得了新型超高强度马氏体钢在 800~1150 ℃、0.01~1 s⁻¹ 变形条件下的流变应力曲线，建立了考虑变形过程中加工硬化和动态再结晶软化的本构方程。

RM80 超高强度钢具有高回火稳定性以及优异的疲劳性能，在工具行业特别是锯切工具中倍受青睐，被认为是双金属带锯条中最好的背材用钢^[9-10]，目前，国内太原钢铁集团有限公司、涟源钢铁集团

有限公司等企业正致力于该钢种的板带材研发，以实现国产替代。热轧加工是板带材生产过程中必不可少的工序，因此，探究其在高温下的变形行为，对获得质量优异的板材具有重要意义。由于目前尚未发现有关 RM80 超高强度钢的热变形及热加工工艺的报道，本文利用热压缩实验，研究热变形工艺参数对 RM80 钢的流变应力的影响，通过建立适用于该钢种的本构方程和热加工图，确定其最佳热加工参数范围，为工业生产中 RM80 钢的热加工工艺的制定提供参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料采用真空感应熔炼炉及氩气保护下熔炼浇注而成的锭坯，表 1 为 RM80 钢的成分范围以及锭坯的实际成分。

表 1 RM80 钢的化学成分（%，质量分数）
Table 1 Chemical compositions of RM80 steel（%，mass fraction）

元素	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	V	Fe
RM80 钢成分范围	0.30~0.35	3.00~3.25	0.30~1.00	2.00~2.25	0.30~0.50	0.60~0.80	0.30~0.40	余量
锭坯实际成分	0.31	3.13	0.28	1.85	0.33	0.65	0.34	余量

1.2 实验方法

采用 Gleeble-3180 热模拟机实验机进行单道次热压缩实验（图 1），将得到的钢锭加工成 $\Phi 8\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的圆柱体试样。压缩前，首先在 RM80 钢圆柱体试样的上、下表面涂抹镍基高温润滑剂并垫石墨片，以减少试样与压头的摩擦，提高试样变形的均匀性和稳定性。变形温度分别为 900、950、1000、1050 与 1100 ℃，应变速率分别为 0.01、0.1、1 与 10 s⁻¹，压下量为 60%。先以 5 ℃·s⁻¹ 的加热速率，加热试样至热变形温度，并保温 180 s，组织完全转变为奥氏体后对试样进行压缩变形，该过程结束后快速取出试样放入冷水中，以保留变形后的微观组织。

2 实验结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

图 2 给出了 RM80 超高强度钢在不同变形条件下热压缩后的真应力-真应变曲线，其中 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。从图 2 中可以看出，在变形开始阶段，流变应力以极快的速度增大，这是因为：位错在应变的作用下迅速繁殖，最终导致位错密度增大，塑性变形引起的加工硬化占主导地位，并且变形温度越低加

工硬化程度越高。随后动态回复和动态再结晶软化机制的出现，导致流变应力上升的速率减慢到达峰值，之后软化作用逐渐抵消部分加工硬化，使流变曲线保持稳定的状态。值得注意的是在应变速率较高情况下，流变应力曲线呈现锯齿状，这是动态再结晶晶粒快速长大而引起动态软化和加工硬化交替造成的，也可能是由于材料动态应变老化和热变形期间存在不稳定应力状态所致^[11]。

在应变速率恒定的情况下，流变应力随着变形温度的升高反而降低。原因：温度越高，为位错

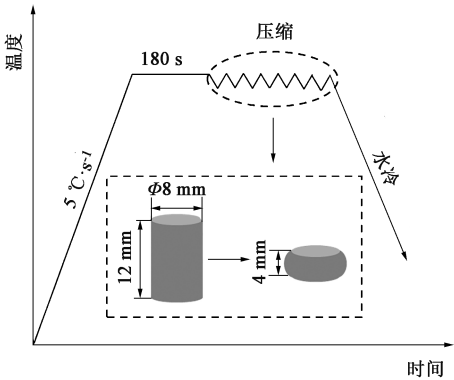


图 1 热压缩过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of thermal compression process

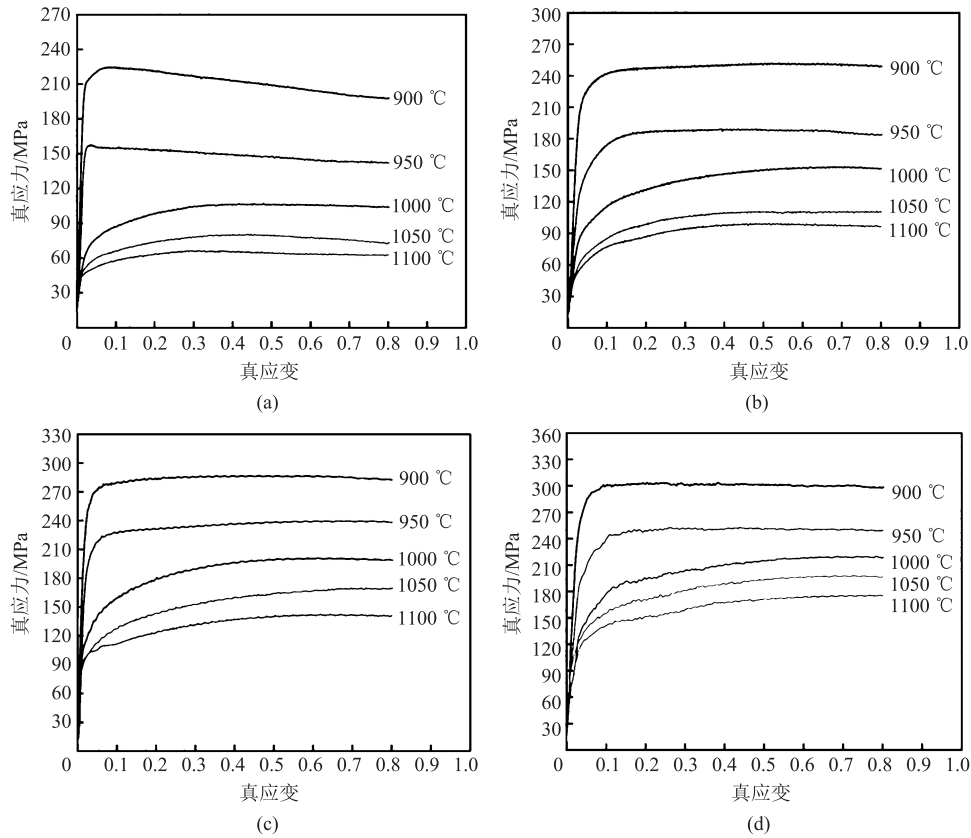


图 2 RM80 钢在不同变形条件下的真应力-真应变曲线

(a) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ (d) $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-true strain curves of RM80 steel under different deformation conditions

运动提供的能量越多,使位错的滑移和攀移更容易发生,材料更容易发生变形。此外,由于变形温度的升高,动态再结晶的形核和长大现象越容易发生,从而达到软化效果使流变应力降低^[12-13]。而当温度不变,应变速率增大时,位错增殖速度加快,位错密度随之增加,致使位错之间的交互作用加剧,变形抗力增加;其次,由于减少了变形时间,动态回复和动态再结晶软化不充分,加工硬化作用增加,从而导致流变应力增加^[4, 14]。

为了进一步研究 RM80 钢的热变形行为,有必要建立合适的本构方程。通常用 Arrhenius 方程来表示在不同变形温度 and 不同应变速率条件下热加工过程中材料的流变应力,其数学表达式有以下 3 种^[15]:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \text{任何应力水平} \quad (3)$$

式中: A_1 、 A_2 、 A 、 α 、 β 、 n_1 、 n 均为与温度无关的材料常数,其中 $\alpha = \beta/n_1$; σ 为流变应力, MPa; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; Q 为材料的热变形激活能, ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$); T 为变形温度, K; R 为气体常数,一般取 $8.314 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$ 。

变形温度和应变速率对热变形材料的影响可用 Z 参数衡量,其表达式如下^[16]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

目前,流变应力 σ 一般选用峰值应力、稳态应力和某一特定应变的流变应力来确定材料常数,本文选用应变等于 0.4 的流变应力值来阐述求解过程。分别对式 (1)~式 (3) 等式两边取自然对数可得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

由式 (5) 和式 (6) 可知, $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$

均存在线性关系, 图 3a 和图 3b 分别展示了 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 之间的线性拟合关系, 从而可求得拟合直线斜率的平均值分别为 n_1 和 β , 由此得到 n_1 、 β 和 α 的值分别为 10.97339、0.06490 和 0.005914。

分别对式 (7) 两边 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 求偏导可得:

$$\frac{1}{n} = \left[\frac{\partial \ln \sinh(\alpha \sigma)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right]_T \quad (8)$$

$$\frac{Q}{nR} = \left[\frac{\partial \ln \sinh(\alpha \sigma)}{\partial \ln(1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (9)$$

分别绘制 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 的散点图, 对其进行线性拟合, 结果如图 3c 和图 3d 所示, 可以求出 RM80 钢的热变形激活能 $Q = 644571 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$, 应力指数 $n = 8.26408$ 。

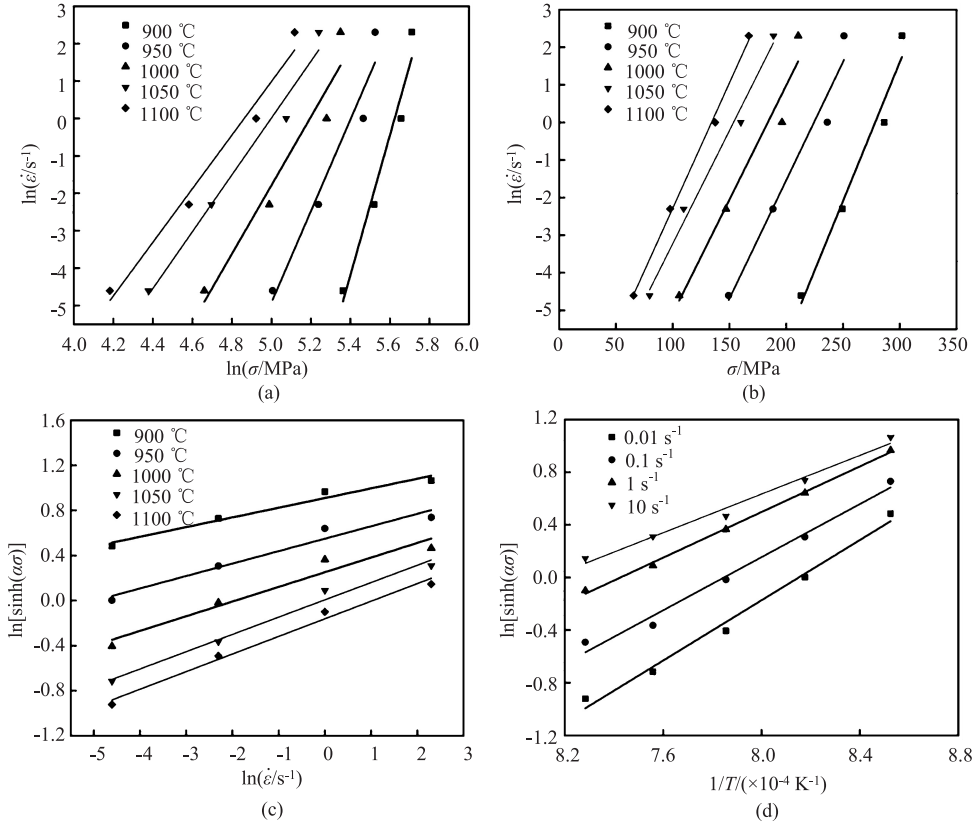


图 3 RM80 钢的线性拟合曲线

(a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ (c) $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$

Fig. 3 Linear fitting curves of RM80 steel

根据式 (3) 和式 (4) 可得:

$$Z = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (10)$$

对式 (10) 同时取对数, 可得式 (11):

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (11)$$

按照上述步骤拟合 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 之间的线性关系, 根据拟合直线的截距可得 $\ln A = 58.65012$ 。

将所有的参数带入式 (3) 可以得出 RM80 钢的本构方程如式 (12) 所示。

$$\dot{\epsilon} = 2.9609 \times 10^{25} [\sinh(0.005914\sigma)]^{8.26408} \times \exp\left(-\frac{644571}{RT}\right) \quad (12)$$

2.2 热加工图

在动态材料模型 (Dynamic Materials Model,

DMM) 基础上, 由 Prasad Y V R K 等^[17] 提出的热加工图是指导金属材料热加工过程的有效方法。DMM 理论认为, 材料在热变形过程中从外界获取的总能量 P , 是由热变形过程中塑性变形耗散的能量 G (耗散量) 和微观组织演变所消耗的能量 J (耗散协量) 两部分组成^[18], 他们之间的关系可以用式 (13) 表示:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (13)$$

应变率敏感指数 m 是描述热变形行为一个非常重要的参数, 它决定耗散量 G 和耗散协量 J 的比值^[15], 即:

$$m = \left[\frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\epsilon})} \right]_{\epsilon, T} \quad (14)$$

式中: ε 为应变。

在理想的线性能量耗散状态下, J 达到最大值 $J_{\max} = P/2$, 将 J/J_{\max} 定义为功率耗散因子 η , 表达式为^[19]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

功率耗散因子 η 的物理意义是组织变化消耗的能量占线性耗散协量的比值, 常用来表征热加工过程中的微观结构演变速率。将 η - T - $\dot{\varepsilon}$ 的关系规律绘制为等高线图, 即可得到该应变下的功率耗散图。在功率耗散图中, 并非所有高能耗的区域均适合热加工, 因为材料的相变和失稳可能导致 η 过大, 所以 Prasad Y V R K 等^[15] 在不可逆热力学相关理论的基础上建立了失稳判据 $\xi(\dot{\varepsilon})$, 如式 (16) 所示。

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (16)$$

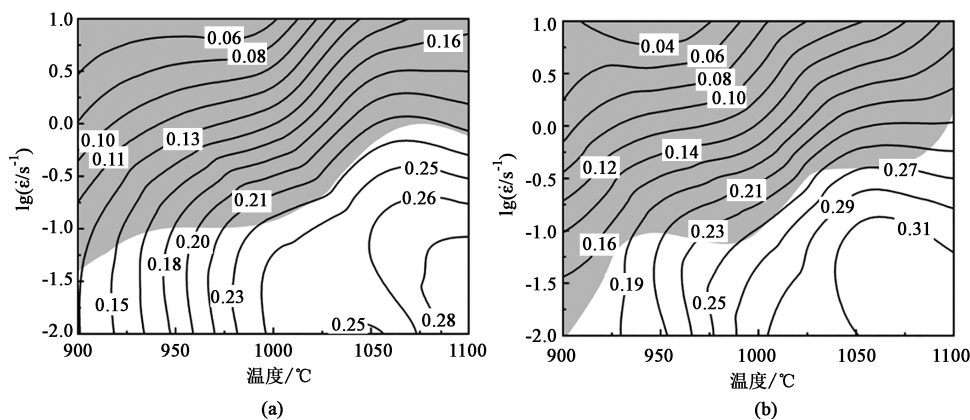


图 4 RM80 钢的热加工图

(a) $\varepsilon = 0.4$ (b) $\varepsilon = 0.8$

Fig. 4 Thermal processing maps of RM80 steel

说明材料显微组织演变消耗的能量在不断增加, 发生动态再结晶的程度也在增大。此时失稳区也在原有区域的基础上逐渐扩大, 原因为: 塑性变形产生的热量随着应变的增大也在增加, 同时, 过快的变形速度导致这些热量无法及时向周围扩散, 造成材料变形和微观组织不均匀^[20], 使得该区域变形条件下的试样容易发生流变失稳。对 RM80 钢而言, 热加工时应避开失稳区, 尽量选择高温和低应变速率的工艺参数进行变形。因此, 在变形温度和应变速率分别为 $1000 \sim 1050$ °C 和 $0.01 \sim 0.03$ s⁻¹ 以及变形温度和应变速率分别为 $1050 \sim 1100$ °C 和 $0.01 \sim 0.10$ s⁻¹ 的条件下, RM80 钢具有良好的热加工性能。

当热变形过程中材料满足式 (16), 则会发生流变失稳。根据其值与温度的对应关系可以建立失稳图, 最后, 将相同应变条件下的功率耗散图和失稳图两者叠加获得加工图。

图 4 分别给出了应变为 0.4 和 0.8 时 RM80 钢的热加工图。等高线上的数值表示功率耗散因子 η , 深色区域为失稳区, 白色区域为安全区。当应变为 0.4 时, 功率耗散因子 η 较大的区域主要位于高温区域低应变区域, 功率耗散因子在变形温度为 $1050 \sim 1100$ °C、应变速率为 $0.01 \sim 0.16$ s⁻¹ 的区间内达到峰值 0.26, 但从整体情况上可以观察到功率耗散因子普遍较小。此外, 失稳区集中在左上角低温高应变区域, 说明该区域一般存在组织缺陷, 故小应变热加工时应避免。

与应变为 0.4 时相比, 当应变为 0.8 时, 变形温度和应变速率分别为 $1000 \sim 1050$ °C 和 $0.01 \sim 0.03$ s⁻¹ 以及变形温度和应变速率分别为 $1050 \sim 1100$ °C 和 $0.01 \sim 0.10$ s⁻¹ 范围内的功率耗散因子较高, 其最大值为 0.31,

2.3 微观组织演变

通过电子背散射衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 测试, 可以探究变形温度和应变速率对 RM80 钢微观组织的影响, 由于变形之后的样品立即进行淬火, 组织全部变为马氏体, 为了更好地观察到原奥氏体晶粒组织, 需要对测试结果进行母相重构。

图 5 给出了 RM80 钢母相重构之后的 IPF 图, 不同颜色分别代表不同取向的晶粒, 可以看出 3 种颜色晶粒随机分布, 未形成明显的择优取向^[21]。从图 5a~图 5d 可以看出, 在 900 °C 热加工变形时, 应变诱导局部晶界迁移导致变形晶粒出现锯齿形晶界, 再结晶晶粒在此形核, 组织中存在绝大多数变形的

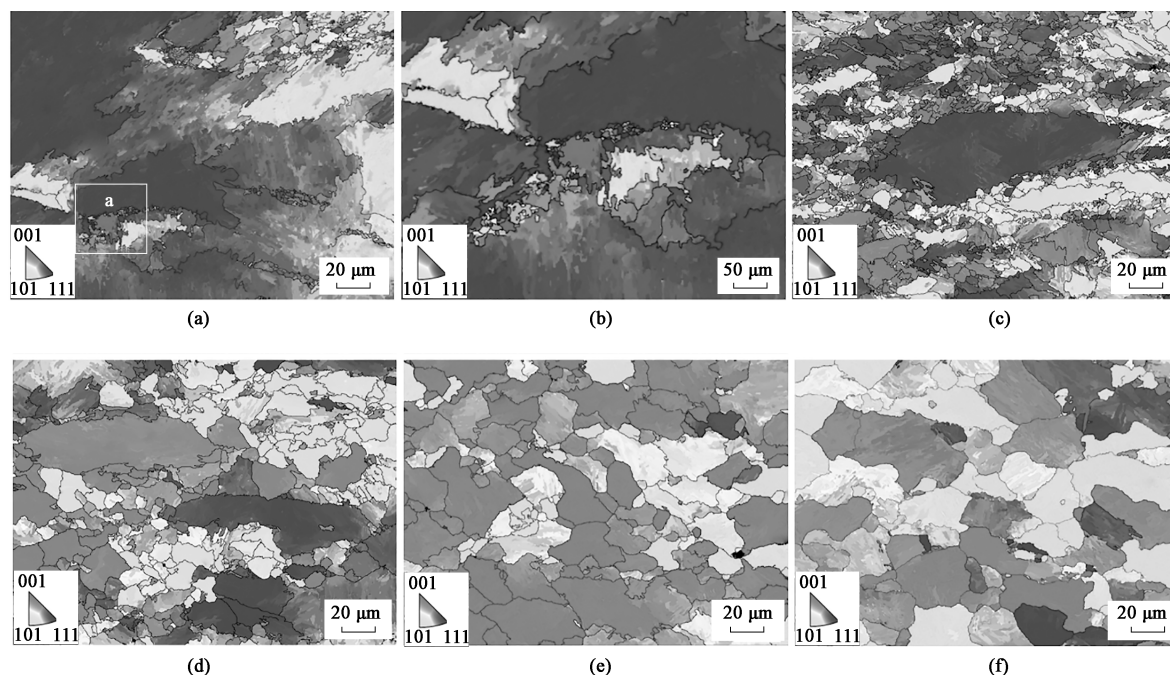


图 5 不同变形条件下 RM80 钢的 IPF 图

(a) 变形温度为 900 °C、应变速率为 0.10 s^{-1} (b) 图 5a 中的 a 区域放大图 (c) 变形温度为 1000 °C、应变速率为 0.10 s^{-1}
(d) 变形温度为 1100 °C、应变速率为 0.10 s^{-1} (e) 变形温度为 1000 °C、应变速率为 0.01 s^{-1} (f) 变形温度为 1100 °C、应变速率为 0.01 s^{-1}

Fig. 5 IPF diagrams of RM80 steel under different deformation conditions

(a) Deformation temperature of 900 °C, strain rate of 0.10 s^{-1} (b) Magnification diagram of region a in Fig. 5a

(c) Deformation temperature of 1000 °C, strain rate of 0.10 s^{-1} (d) Deformation temperature of 1100 °C, strain rate of 0.10 s^{-1}

(e) Deformation temperature of 1000 °C, strain rate of 0.01 s^{-1} (f) Deformation temperature of 1100 °C, strain rate of 0.01 s^{-1}

大晶粒和少量细小动态再结晶晶粒,此时再结晶体积分数低、晶粒尺寸小,该现象是不连续动态再结晶的典型特征^[20-22]。当变形温度为 1000 °C 时,一部分大变形晶粒被细小的再结晶晶粒取代,再结晶程度提高。温度继续升高至 1100 °C 时,变形晶粒逐渐消失,再结晶晶粒明显长大,其晶粒尺寸为 $24.7 \mu\text{m}$ 。

图 5d 和图 5f 分别展示了在 1100 °C 等温条件下, RM80 钢在不同应变速率条件下的显微组织。如图 5f 所示,在变形温度为 1100 °C 条件下,当应变速率为 0.01 s^{-1} 时,变形晶粒已经全部被再结晶晶粒取代,不仅发生了完全动态再结晶,而且再结晶晶粒已经开始粗化,平均晶粒尺寸达到 $46.5 \mu\text{m}$ 左右。

综上所述,变形温度对 RM80 钢的晶粒组织的影响较为明显,随着变形温度的升高,实验钢动态再结晶的体积分数和晶粒尺寸均在增大。这是由于:晶界迁移的能力在高温下更强,同时外界提供了更多动态再结晶时需要的激活能,动态再结晶的驱动力增大,从而导致热变形过程中材料发生的动态再

结晶更充分。此外,当应变速率较低时,变形时间较长,有充分的时间完成动态再结晶的形核和长大。

2.4 有限元模拟与实验验证

有限元数值模拟在金属塑性加工领域有着重要作用,通过有限元软件模拟金属加工成形过程,可以研究其应力场、应变场、温度场等的分布规律^[23],以及将模拟与实验得到的真应力-真应变曲线进行对比,以验证所建立本构方程的准确性。

图 6 和图 7 分别展示了压下量为 60%、应变速率为 0.10 s^{-1} 时,变形温度为 900~1100 °C 的等效应变和等效应力分布图和统计图,其中,横坐标表示等效应变值,纵坐标代表试样中某处等效应变(等效应力)的节点百分数。如图 6 和图 7 所示,压缩试样各个部位的等效应变场和等效应力场分布不均匀,中心区域的值最大,上下表面和四周次之,整体呈现“X”型分布。表 2 为不同变形温度下等效应变的平均值和标准偏差值,等效应变标准偏差大小可以衡量试样变形是否均匀^[24],由表 2 可知,随着变形温度的升高,等效应变的标准偏差值逐渐减小,说明试样的不均匀性在逐渐降低。

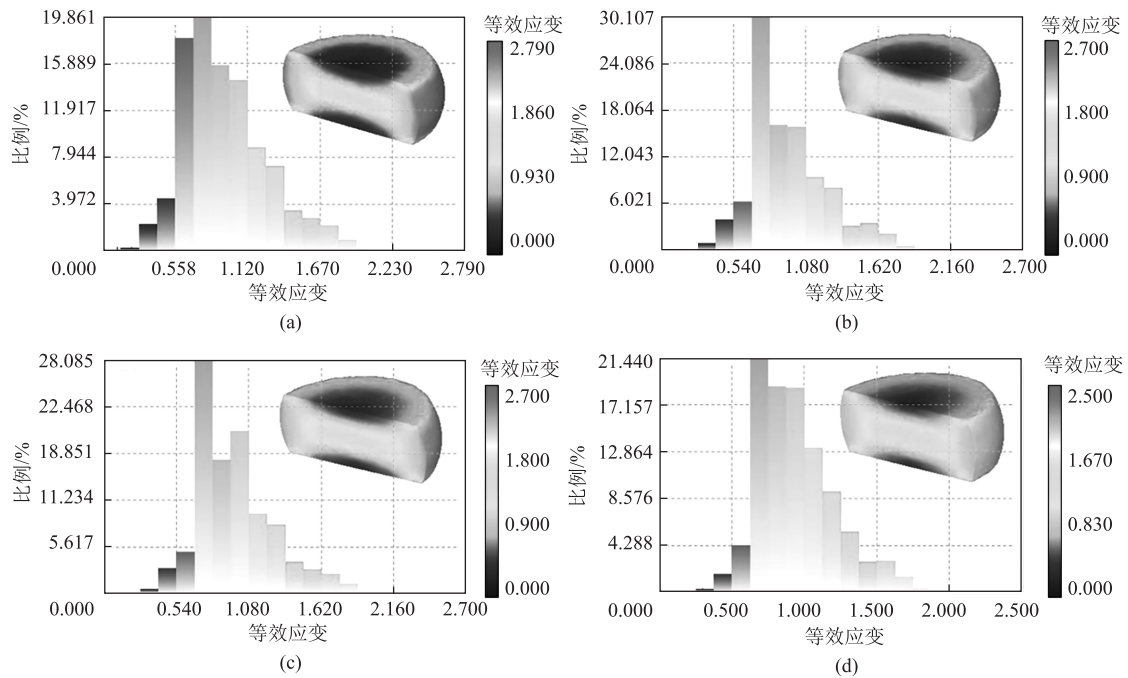


图 6 不同变形温度下的等效应变分布

(a) 900 °C (b) 1000 °C (c) 1050 °C (d) 1100 °C

Fig. 6 Distributions of equivalent strain at different deformation temperatures

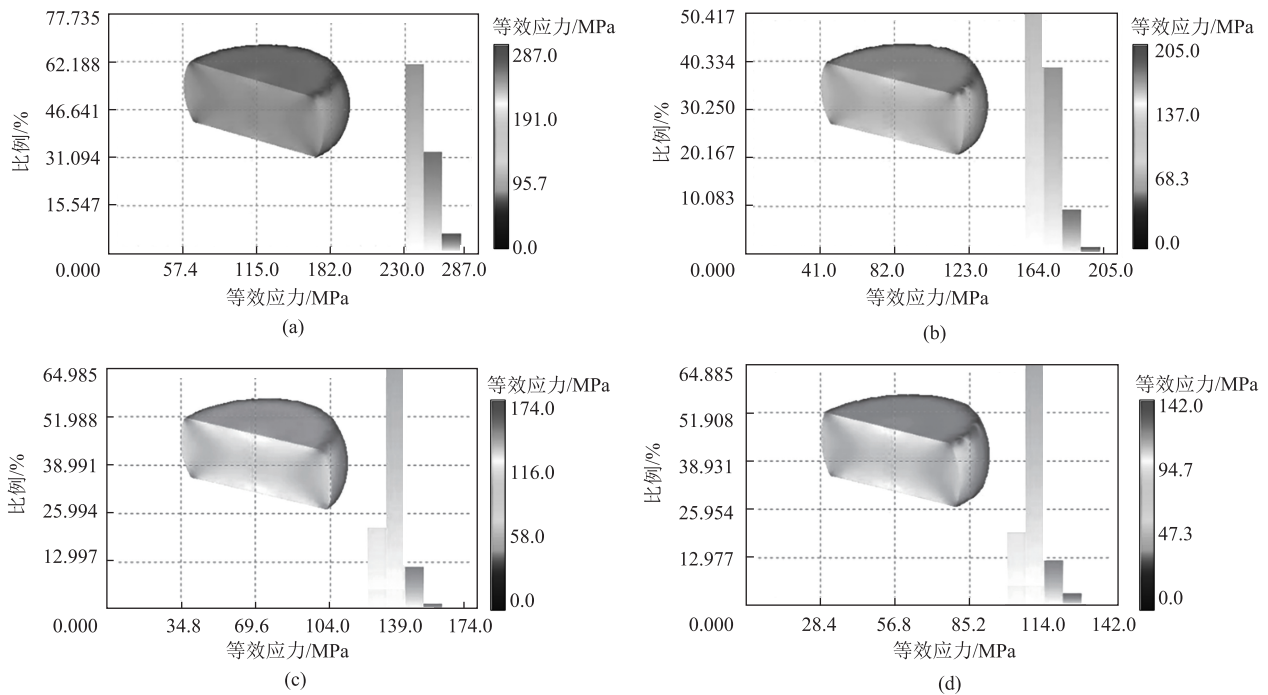


图 7 不同变形温度下的等效应力分布

(a) 900 °C (b) 1000 °C (c) 1050 °C (d) 1100 °C

Fig. 7 Distributions of equivalent stress at different deformation temperatures

以变形温度为 900 °C、应变速率为 0.10 s^{-1} 的试样为例，Deform 软件模拟得出的载荷-行程曲线和实验测得的载荷-行程曲线对比情况如图 8a 所示。已知热模拟实验机的真应力-真应变是根据载荷-行

程数据计算得到的，在 Deform 软件中可以直接导出任意一个微小区域的应力-时间曲线和应变-时间曲线，然后再根据两条曲线与时间的对应关系即可得到试样在变形过程中的真应力-真应变曲线，但是

表 2 不同变形温度下等效应变的平均值和标准偏差值
Table 2 Average values and standard deviation values of equivalent strain at different deformation temperatures

变形温度/℃	平均值	标准偏差值
900	0.938	0.319
1000	0.937	0.291
1050	0.965	0.289
1100	0.943	0.263

这与实验测出的真应力-真应变曲线的结果对比不够严谨，所以本文中模拟压缩过程中的真应力-真应变曲线也根据上压头的载荷-行程的数据计算得到，再与实际实验数值进行比较，具体公式如

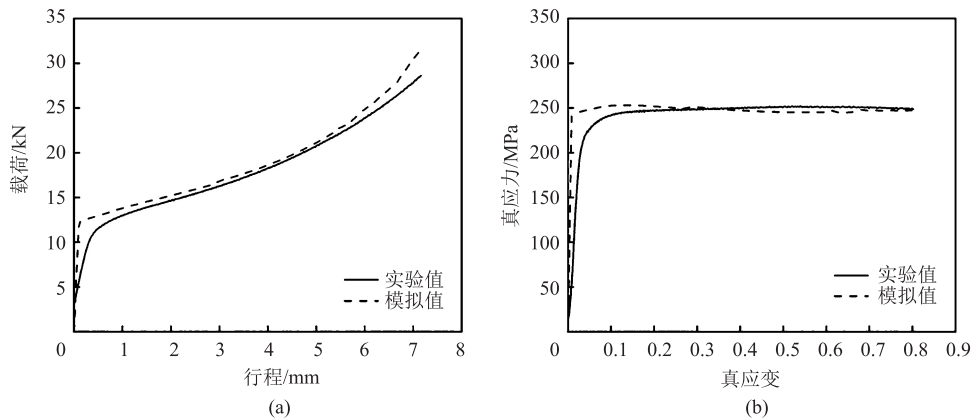


图 8 变形温度为 900 °C、应变速率为 0.1 s⁻¹ 条件下模拟与实验结果的对比
(a) 载荷-行程曲线 (b) 真应力-真应变曲线

Fig. 8 Comparison of simulated and test results at deformation temperature of 900 °C、strain rate of 0.1 s⁻¹
(a) Load-stroke curves (b) True stress-true strain curves

3 结论

(1) RM80 超高强度钢的流变应力随着应变速率的增大或变形温度的降低而显著增加，其热变形本构方程为： $\dot{\varepsilon} = 2.9609 \times 10^{25} [\sinh(0.005914\sigma)]^{8.26408} \times \exp\left(-\frac{644571}{RT}\right)$ 。

(2) 根据热加工图可知，随着应变的增加，功率耗散因子 η 逐渐增加，失稳区也逐渐向低应变速率区域扩大。在变形温度和应变速率为分别为 1000~1050 °C 和 0.01~0.03 s⁻¹ 以及变形温度和应变速率分别为 1050~1100 °C 和 0.01~0.10 s⁻¹ 的范围内，RM80 超高强度钢具有良好的热加工性能。

(3) 不同变形温度下的模拟结果显示，压缩试样各个部位的等效应变场和等效应力场分布不均匀，

下^[25-26]：

$$\sigma = \frac{F}{\pi R_0^2 H_0} (H_0 - \Delta l)$$
 (17)

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{H_0}{H_0 - \Delta l}\right)$$
 (18)

式中： F 为载荷，kN； Δl 为上压头的位移，mm； H_0 和 R_0 分别为工件的原始高度和原始半径，mm。

根据式 (17) 和式 (18) 可以计算温度为 900 °C、应变速率为 0.10 s⁻¹ 的变形条件下的真应力-真应变曲线，如图 8b 所示。结果显示，模拟与实验测得的应力-应变曲线在变形开始阶段存在一定差距，随后具有非常高的吻合度，证明了所建立的本构方程的准确性。

中心区域的等效应变和等效应力最大，上下表面和四周次之，整体上呈“X”型分布。模拟与实验测得的真应力-真应变曲线具有非常高吻合度，表明所建立本构方程具有较高的准确性。

参考文献：

[1] 应俊龙, 巢昺轩, 蒋克全, 等. 超高强度钢的发展及展望 [J]. 新技术新工艺, 2018, (12): 1-4.
Ying J L, Chao B X, Jiang K Q, et al. Development and prospects of ultra high strength steel [J]. New Technology & New Processes, 2018, (12): 1-4.
[2] 赵博, 许广兴, 贺飞, 等. 飞机起落架用超高强度钢应用现状及展望 [J]. 航空材料学报, 2017, 37 (6): 1-6.
Zhao B, Xu G X, He F, et al. Present status and prospect of ultra high strength steel applied to aircraft landing gear [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2017, 37 (6): 1-6.
[3] 陈刚, 姚远超, 贾寓真, 等. 30Cr4MoNiV 超高强度钢热变形

- 本构方程的构建与优化 [J]. 材料导报, 2022, 36 (21): 194-200.
- Chen G, Yao Y C, Jia Y Z, et al. Construction and optimization of hot deformation constitutive equation of 30Cr4MoNiV ultra-high-strength steel [J]. Material Reports, 2022, 36 (21): 194-200.
- [4] 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.
- [5] 宁静, 王敖, 苏杰, 等. 新型中合金超高强度钢的热变形行为 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (12): 234-239.
- Ning J, Wang A, Su J, et al. Thermal deformation behavior on new medium alloy ultra-high strength steel [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (12): 234-239.
- [6] 任书杰, 罗飞, 田野, 等. A100 超高强度钢的流变应力曲线修正与唯象本构关系 [J]. 材料工程, 2019, 47 (6): 144-151.
- Ren S J, Luo F, Tian Y, et al. Flow stress curve correction and phenomenological constitutive relationship of A100 ultra-high strength steel [J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47 (6): 144-151.
- [7] Wang H, Liu D, Wang J G, et al. Characterization of hot deformation behavior of 30Si2MnCrMoVE low-alloying ultra-high-strength steel by constitutive equations and processing maps [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2020, 27 (7): 807-819.
- [8] Zhong L P, Wang B, Hu C D, et al. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of ultra high strength steel [J]. Metals, 2021, 11 (8): 1239.
- [9] 匡旭光, 杨俊. 热处理工艺对硬质合金带锯条背材 RM80 钢组织和性能的影响 [J]. 特殊钢, 2018, 39 (6): 54-57.
- Kuang X G, Yang J. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of base steel RM80 for cemented carbide bandsaw blade [J]. Special Steel, 2018, 39 (6): 54-57.
- [10] 卢斌, 易丹青, 刘沙, 等. 深冷处理对双金属带锯条基体用 Rm80 钢的影响 [J]. 热加工工艺, 2000, (1): 25-27.
- Lu B, Yi D Q, Liu S, et al. The effect of cryogenic treatment on the properties of Rm80 steels as the base of bimetal saw [J]. Hot Working Technology, 2000, (1): 25-27.
- [11] Dong J, Li C, Liu C X, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Nb-V-Ti microalloyed ultra-high strength steel [J]. Journal of Materials Research, 2017, 32 (19): 3777-3787.
- [12] Wang L, Li Y Z, Hu X, et al. Hot deformation behavior and 3D processing map of super austenitic stainless steel containing 7Mo-0.46 N-0.02 Ce; Effect of the solidification direction orientation of columnar crystal to loading direction [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 13: 618-634.
- [13] Wang K, Wen D X, Li J J, et al. Hot deformation behaviors of low-alloyed ultrahigh strength steel 30CrMnSiNi2A; Microstructure evolution and constitutive modeling [J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 102009.
- [14] Xu H J, Hu W Q, Kang C, et al. Microstructural evolution and hot deformation behavior of lean duplex stainless steel 2101 [J]. ISIJ International, 2021, 61 (3): 967-974.
- [15] Prasad Y V R K, 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: 1883-1892.
- [16] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel [J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15 (1): 22-32.
- [17] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control [J]. International Materials Reviews, 1998, 43 (6): 243-258.
- [18] Quan G Z, Liu Q, Zhao J, et al. Determination of dynamic recrystallization parameter domains of Ni80A superalloy by enhanced processing maps [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29 (7): 1449-1464.
- [19] Murty S V S N, Rao B N. Ziegler's criterion on the instability regions in processing maps [J]. Journal of Materials Science Letters, 1998, 17 (14): 1203-1205.
- [20] Ghadar S, Momeni A, Tolaminejad B, et al. A comparative study on the hot deformation behavior of 410 stainless and K100 tool steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 760: 394-406.
- [21] 李宁. 低合金高强度钢热变形行为及微观组织演变研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2021.
- Li N. Study on Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of High Strength Low Alloy Steel [D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2021.
- [22] Najafi S Z, Momeni A, Jafarian H R, et al. Recrystallization, precipitation and flow behavior of D3 tool steel under hot working condition [J]. Materials Characterization, 2017, 132: 437-447.
- [23] 周慧敏. 30CrMnSiNi2A 高强钢热变形行为研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2019.
- Zhou H M. Study on Hot Formability of 30CrMnSiNi2A High Strength Steel [D]. Chongqing: Chongqing University, 2019.
- [24] 段旭斌. 工程机械用 42CrMo 截齿的热变形及热处理工艺研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2022.
- Duan X B. Hot Deformation and Heat Treatment of 42CrMo Picks for Construction Machinery [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2022.
- [25] Zhen F Q, Sun J L, Li J. Constitutive equation for 3104 alloy at high temperatures in consideration of strain [J]. High Temperature Materials and Processes, 2016, 35 (6): 599-605.
- [26] 周雨童. 42CrMo 钢热变形行为及热模拟的研究 [D]. 济南: 山东大学, 2022.
- Zhou Y T. Study on Thermal Deformation Behavior and Thermal Simulation of 42CrMo Steel [D]. Jinan: Shandong University, 2022.