

## 新型中合金超高强度钢的热变形行为

宁 静<sup>1</sup>, 王 敖<sup>1</sup>, 苏 杰<sup>1</sup>, 程兴旺<sup>2</sup>

(1. 钢铁研究总院有限公司 特殊钢研究所, 北京 100081; 2. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

**摘要:** 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机研究了含有 W、Mo 等多种碳化物形成元素的新型中合金超高强度钢的热变形行为, 变形温度为 800~1200 ℃, 应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup>, 最大应变量为 0.7。热模拟试验得到了试验钢的高温流变应力曲线, 其变形抗力随变形温度的降低和应变速率的提高而增加。在变形温度 1000 ℃ 以上进行热压缩时, 试验钢可发生动态再结晶; 变形温度的升高会促进晶粒粗化及二次再结晶的发生, 而应变速率的提升有利于促进再结晶晶粒的细化和均匀化。根据试验钢的高温流变应力曲线, 计算出试验钢的热加工本构方程, 并建立了真应变为 0.4 的热加工图。结合微观组织演变分析结果, 得出试验钢的最佳热加工区域应为: 变形温度为 1000~1100 ℃、应变速率为 1~10 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** 超高强度钢; 热变形; 本构方程; 热加工图; 再结晶

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2022.12.035

中图分类号: TG142.41

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2022) 12-0234-06

## Thermal deformation behavior on new medium alloy ultra-high strength steel

Ning Jing<sup>1</sup>, Wang Ao<sup>1</sup>, Su Jie<sup>1</sup>, Cheng Xingwang<sup>2</sup>

(1. Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

2. School of Materials, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior of new medium alloy ultra-high strength steel containing W, Mo and other carbide formers was studied by Gleeble-3800 thermal simulator under the deformation temperature of 800 ℃–1200 ℃, the strain rate of 0.01–10 s<sup>-1</sup>, and the maximum strain of 0.7, the rheological stress curves at high temperature of test steel were obtained, which showed that the deformation resistance of test steel increased with the decreasing of deformation temperature and the increasing of deformation rate. When the test steel was hot compressed at a deformation temperature above 1000 ℃, it underwent dynamic recrystallization, and the grain coarsening and secondary recrystallization were promoted by increasing the deformation temperature, while the grain refinement and homogenization of recrystallized grains were promoted beneficially by increasing the deformation rate. According to the rheological stress curve at high temperature of test steel, the hot processing constitutive equation of test steel was calculated, and the hot processing diagram with the true strain of 0.4 was established. Combined with the analysis result of microstructure evolution, the optimum hot processing area of test steel is that the deformation temperature is 1000–1100 ℃ and the strain rate is 1–10 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** ultra-high strength steel; thermal deformation; constitutive equation; thermal processing map; recrystallization

现代军事装备的大型化、堡垒化的发展趋势, 对超高强度钢提出了新的要求。传统高强韧性的超高强度钢多含有昂贵的 Co、Ni 等合金元素, 如二次硬化型超高强度钢 AF1410、Aermet100<sup>[1-3]</sup> 以及马氏体时效钢 18Ni 系列<sup>[4]</sup> 等, 其高合金含量带来的高材料成本和锭型尺寸的限制不适应低成本、超大型的发展趋势。G33 中合金超高强度钢是在此背景下研发的无 Co、低 Ni 的新型 1900 MPa 级中合金高强高韧钢, 通过添加 Cr、Mo、W 等碳化物形成元素进

行强化, 通过保留一定含量的 Ni 元素进行韧化<sup>[5]</sup>。

多年来, 研究人员对于传统二次硬化型超高强度钢以及低合金超高强度钢等的热变形行为已进行了大量研究<sup>[6-10]</sup>, 而新型中合金超高强度 G33 钢的热变形及热加工工艺还未见报道。由于 G33 钢中添加了较多的碳化物形成元素, 而含 W、Mo 的 M<sub>6</sub>C 型碳化物的溶解温度较高<sup>[11]</sup>, 造成 G33 钢在实际锻造过程中存在工艺窗口较窄、变形抗力大、易发生热裂纹等问题。对于新钢种的开发, 在优化性能之外保证其具有工艺上的可实施性对于推广应用是十分必要的, 因此, 本文采用 Gleeble-3800 热模拟试验机研究了 G33 钢在不同变形条件下的热压缩行为, 通过对高温流变应力曲线及微观组织演变分析, 构建了 G33

收稿日期: 2022-01-07; 修订日期: 2022-04-15

作者简介: 宁 静 (1988-), 女, 硕士, 高级工程师

E-mail: ningjing@necast.com

钢的热变形本构方程以及真应变为 0.4 时的热加工图，为 G33 钢的热加工工艺制定提供了依据。

1 试验材料及方法

研究用试验钢采用“真空感应+真空自耗重熔”工艺进行冶炼，锻造为  $\Phi 200$  mm 的棒材，化学成分见表 1。沿棒材纵向、于横截面 1/2 半径处切取  $\Phi 8$  mm $\times$ 15 mm 的热压缩试样，在 Gleeble-3800 热模拟试验

机上进行热压缩试验。试样以  $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的加热速度从室温加热至  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，保温 5 min，然后以  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的冷却速度冷却至 800、850、900、950、1000、1050、1100、1150 和  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  变形温度，保温 5 min，然后以 0.01、0.1、1 和  $10\text{ s}^{-1}$  的应变速率压缩至应变量为 0.7，后迅速喷水冷却，以保留变形温度下的组织。采用 ZEISS-40MAT 光学显微镜对热压缩纵剖面微观组织进行观察，研究晶粒形态及再结晶行为，建立试验钢的热变形本构方程以及热加工图。

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

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	W	Mo	V	Nb	Ti	Cu	Co	Fe
0.38	1.39	0.84	0.0008	<0.005	4.43	2.88	0.96	0.48	0.28	0.032	0.0053	0.023	0.01	余量

2 试验结果与讨论

2.1 高温流变应力曲线

试验钢的高温流变应力曲线如图 1 所示。总体来看，在相同的应变速率条件下，随着变形温度升高，变形抗力下降。在低应变速率下，变形温度升高的软化效应更加显著，如图 1a 所示，在  $0.01\text{ s}^{-1}$  的应变速

率下，变形温度从  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  升高至  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，变形抗力从  $353\text{ MPa}$  降低至  $98\text{ MPa}$ 。这是由于变形温度升高时，位错的滑移、攀移等运动方式更大程度被激活，动态回复及动态再结晶行为更易发生，加工硬化效应被抵消，从而造成变形抗力的下降<sup>[12]</sup>。随应变速率的提高，单位时间内位错的增殖数量升高，而回复和再结晶来不及充分发生，因此，高温软化效应被部分抵消，如图 1d 所示， $1000\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  高温区间的变形抗力明显提高。

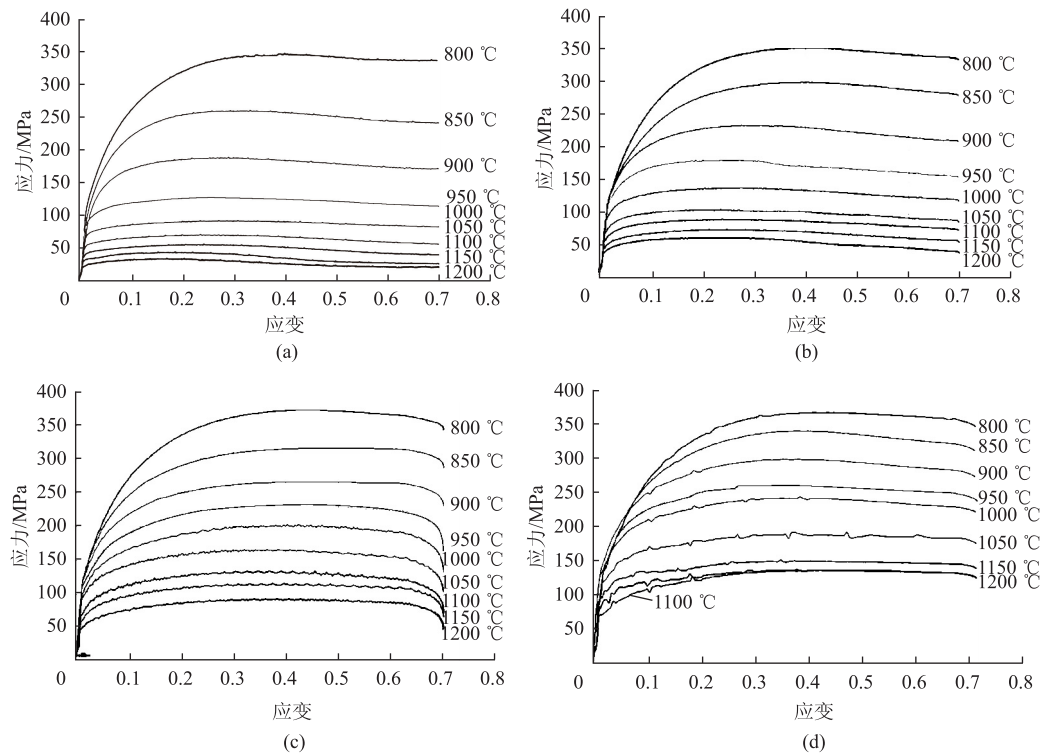


图 1 试验钢在不同变形条件下的高温流变应力曲线  
(a)  $0.01\text{ s}^{-1}$  (b)  $0.1\text{ s}^{-1}$  (c)  $1\text{ s}^{-1}$  (d)  $10\text{ s}^{-1}$

Fig. 1 Rheological stress curves of test steel at high temperature under different deformation conditions



## 2.2 微观组织演变

由于试验钢的加工硬化效应占据主导, 高温流变应力曲线在到达峰值后多呈现平缓趋势, 不存在清晰的再结晶峰及软化, 因此, 需进一步对变形微观组织进行分析, 以判断再结晶发生的变形条件。

图 2 为试验钢不同变形温度和应变速率下的金相组织。图 2a~图 2b 为变形温度为 900 ℃、应变速率为 0.1 和 10 s<sup>-1</sup> 时的金相组织, 在较低的变形温度下, 无论应变速率高低均不发生再结晶现象, 晶粒均沿变形方向呈现伸长的纤维状。图 2c~图 2d 为变形温度为 1000 ℃ 时的金相组织, 在应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup> 时仅发生回复现象, 晶粒呈现伸长纤维状, 而应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 时的组织已发生再结晶且晶粒非常细小。图 2e~图 2f 为变形温度为 1100 ℃ 时的

金相组织, 在应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup> 时组织发生完全再结晶, 但晶粒大小不均匀, 这是由于热变形过程中动态再结晶具有反复形核、有限长大的特点, 再结晶形成的晶粒在形变储存能到达一定程度后, 会停止长大而重新形成新的核心<sup>[13]</sup>, 故不同晶粒可能处在一次、二次再结晶的不同进程中, 呈现出不同的尺寸; 而应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 时, 组织为细小、均匀、等轴的再结晶晶粒, 这是因为应变速率较大时, 再结晶来不及进行孕育形核, 而是采用亚晶聚集长大的方式进行, 因此, 对晶粒的细化、均匀化有一定帮助<sup>[13]</sup>。图 2g~图 2h 为变形温度为 1200 ℃ 时的金相组织, 与变形温度为 1100 ℃ 的情况类似, 应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup> 时, 组织为大小不均匀的再结晶晶粒, 其中较大的晶粒同变形温度为 1100 ℃、应变速率为

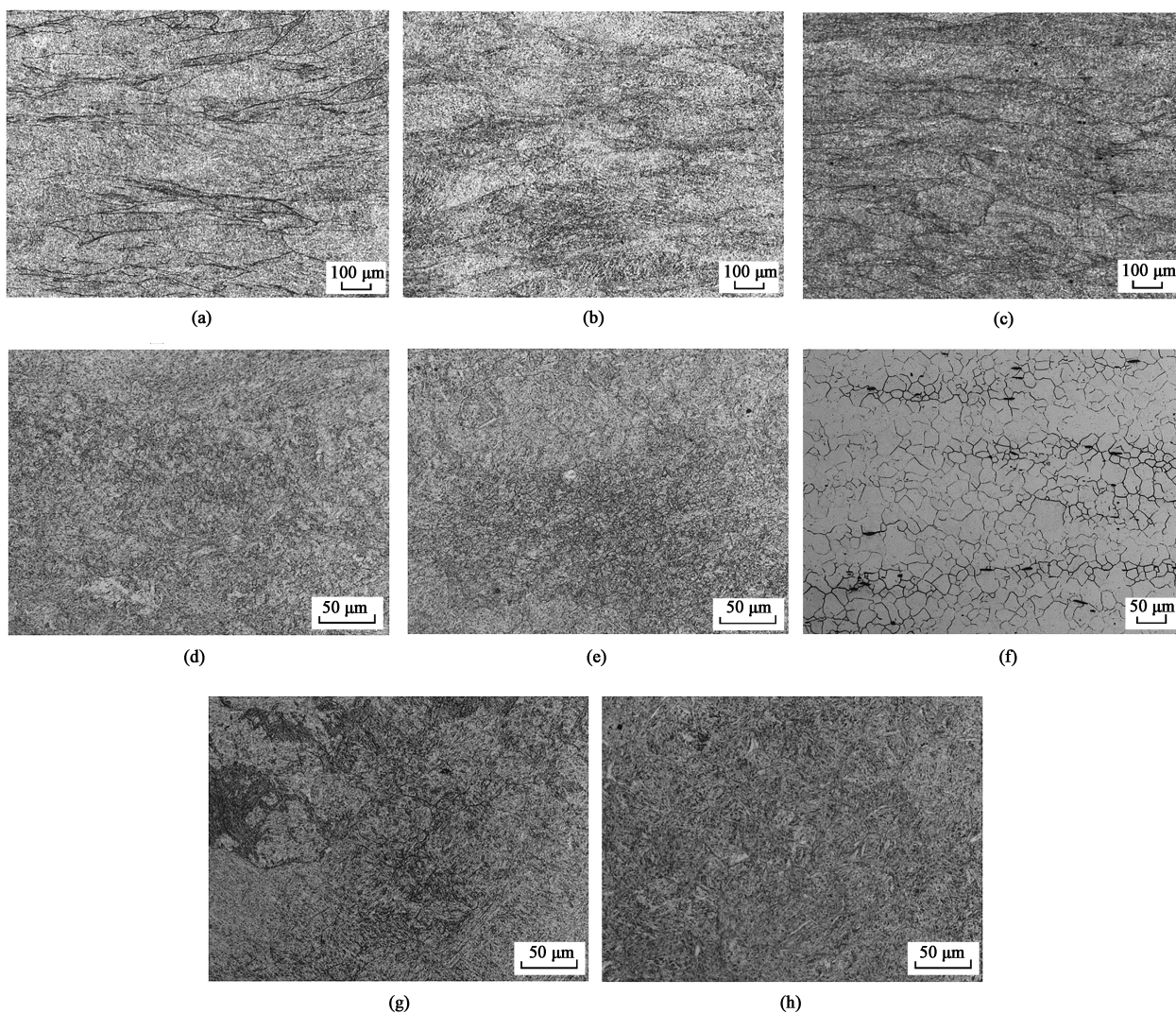


图 2 试验钢在不同变形温度和应变速率下的微观组织

(a) 900 ℃, 0.1 s<sup>-1</sup> (b) 900 ℃, 10 s<sup>-1</sup> (c) 1000 ℃, 0.1 s<sup>-1</sup> (d) 1000 ℃, 10 s<sup>-1</sup>  
(e) 1100 ℃, 0.1 s<sup>-1</sup> (f) 1100 ℃, 10 s<sup>-1</sup> (g) 1200 ℃, 0.1 s<sup>-1</sup> (h) 1200 ℃, 10 s<sup>-1</sup>

Fig. 2 Microstructures of test steel under different deformation temperatures and strain rates

0.1 s<sup>-1</sup> 下的晶粒相比明显粗化; 应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 时, 组织为均匀再结晶晶粒, 但与变形温度为 1100 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 下的晶粒相比明显粗大, 变形温度升高促进了再结晶晶粒长大。

综上所述, 在变形温度为 1000~1200 °C 范围内进行热压缩时, 试验钢可发生再结晶现象。变形温度升高会促进晶粒粗化及二次再结晶的发生, 而应变速率提升有利于促进再结晶晶粒细化和均匀化。

### 2.3 热变形本构方程的建立

金属材料热变形过程中的流变应力受到变形温度和应变速率的直接影响。本研究在常用模型中选取 Zener-Hollomon 模型<sup>[14]</sup> 构建热变形本构方程, 结合 Sellars C M 等<sup>[15]</sup> 和 Jonas J J 等<sup>[16]</sup> 提出的 Arrhenius 双曲正弦模型, 将稳态流变应力与变形温度、应变速率的关系表达为:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中:  $Q$  为热变形激活能;  $A$ 、 $n$ 、 $\alpha$  为试验常数;  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率;  $\sigma$  为稳态流变应力;  $T$  为变形温度;  $R$  为理想气体常数, 一般取 8.314 J·(mol·K)<sup>-1</sup>。

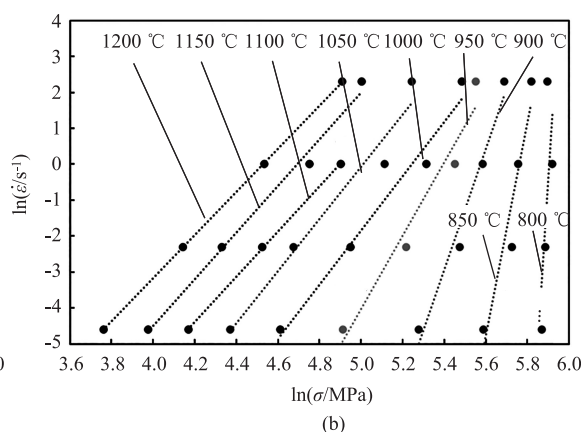
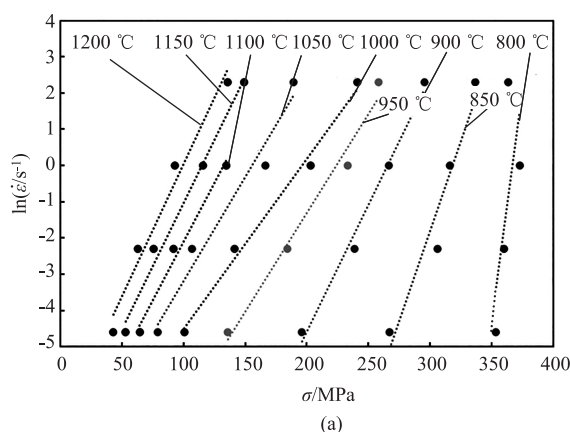


图 3 峰值应力与应变速率关系曲线

(a)  $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$  (b)  $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$

Fig. 3 Relationship curves between peak stress and strain rate

对式 (1) 两边取自然对数, 得:

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

式 (6) 在变形温度  $T$  恒定时, 峰值应力  $\sigma_p$  与应变速率之间的关系曲线如图 4a 所示,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln \dot{\varepsilon}$  关系式线性拟合后斜率为  $\frac{1}{n}$ , 取平均值求得  $n = 8.04864$ 。

式 (6) 在应变速率恒定时, 峰值应力与应变速率之间的关系曲线如图 4b 所示,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \frac{1}{T}$  关系式线性拟合后斜率为  $\frac{Q}{nR}$ , 截距为  $\frac{1}{n} (\ln \dot{\varepsilon} -$

在低应力水平下 ( $\alpha\sigma \leq 0.8$ ), 式 (1) 可简化为:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma n' \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

在高应力水平下 ( $\alpha\sigma \geq 1.2$ ), 式 (1) 可简化为:

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中:  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $\beta$ 、 $n'$  为式 (2) 和式 (3) 拟合时的常数项, 满足  $\alpha = \beta/n'$ 。

对式 (2) 和式 (3) 两边分别取自然对数, 得到:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n' \ln \sigma - Q/RT \quad (4)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - Q/RT \quad (5)$$

将热变形应力-应变曲线数据按式 (4) 和式 (5) 处理, 得到图 3 所示的关系曲线。通过对图 3a 数据点线性回归并取斜率可得  $\beta = 0.066963$ ; 通过对图 3b 数据点线性回归并取斜率可得  $n' = 11.23893$ 。从而计算得到  $\alpha = \beta/n' = 0.005958$ 。

$\ln A)$ , 求得  $Q = 579876 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,  $A = 5.70791 \times 10^{22}$ 。

将上述结果代入式 (1) 中, 可以确立试验钢的热变形方程分别为:

$$\dot{\varepsilon} = 5.70791 \times 10^{22} [\sinh(0.005958\sigma)]^{8.04864} \times \exp(-579.876/RT) \quad (7)$$

### 2.4 热加工图的构建

通过构建热加工能量耗散图可获得材料的安全热加工区和失稳区, 对实际生产有重要的指导意义。本研究根据 Ziegler H<sup>[17]</sup> 和 Prasad Y V R K 等<sup>[18]</sup> 提出的动态材料模型理论, 将不同热变形条件下的应



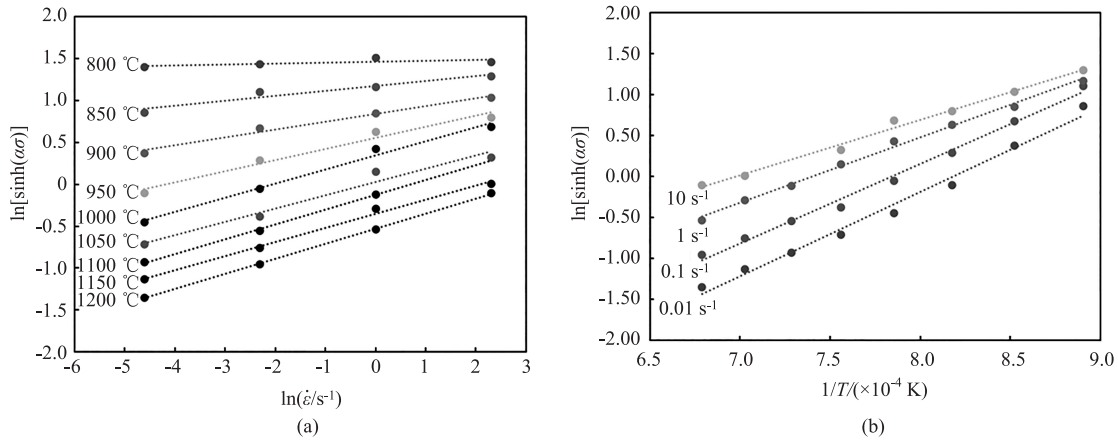


图 4 峰值应力与应变速率、变形温度关系曲线

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

Fig. 4 Relationship curves between peak stress and strain rate and deformation temperature

变速率的对数值和流变应力的对数值拟合三次函数, 表达式为:

$$\lg\sigma = a + b\lg\dot{\epsilon} + c(\lg\dot{\epsilon})^2 + d(\lg\dot{\epsilon})^3 \quad (8)$$

式中:  $a$ 、 $b$ 、 $c$ 、 $d$  为与材料、变形温度相关的常数。

将式 (8) 针对  $\dot{\epsilon}$  求导, 可得到相应的应变速率敏感指数  $m$ , 表达式为:

$$m = \frac{d\lg\sigma}{d\lg\dot{\epsilon}} = b + 2c\lg\dot{\epsilon} + 3d(\lg\dot{\epsilon})^2 \quad (9)$$

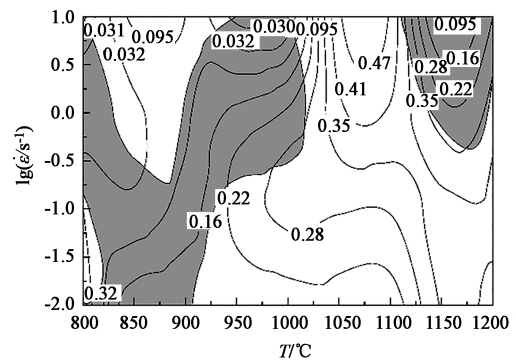
在非线性耗散过程中, 用  $\eta$  表示变形过程中的能量耗散率, 表达式为:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (10)$$

通过大塑性变形的不可逆热力学极值原理, 建立了热变形过程中的失稳判据  $\xi$ , 表达式为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln\dot{\epsilon}} + m = \frac{2c + 6d\lg\dot{\epsilon}}{\ln 10 m(m+1)} + m < 0 \quad (11)$$

根据式 (10) 和式 (11), 求出试验钢的真应变  $\epsilon=0.4$  时的热加工图, 即  $\eta$ - $T$ - $\dot{\epsilon}$  能量耗散图与变形失稳图的叠加, 如图 5 所示。可以看出, 试验钢存在两个能量耗散率较高的区域: 第 1 个温度区间为 1000~1100 °C, 应变速率区间为 1~10 s<sup>-1</sup>, 最大能量耗散率为 1100 °C 附近的 49%; 第 2 个温度区间为 1150~1200 °C, 应变速率区间为 0.01~0.1 s<sup>-1</sup>, 最大能量耗散率为 1200 °C 附近的 36%。试验钢的热变形失稳区主要位于阴影部分, 即 800~900 °C、0.01~0.1 s<sup>-1</sup>, 900~1000 °C、1~10 s<sup>-1</sup> 以及 1050~1200 °C、1~10 s<sup>-1</sup>。

图 5 试验钢在真应变  $\epsilon=0.4$  时的热加工图Fig. 5 Thermal processing diagram for test steel at true strain  $\epsilon$  of 0.4

一般的, 热变形过程中的能量耗散率  $\eta$  值越大, 越有益于材料的变形。动态再结晶是热变形过程中的主要软化机制, 它可使流变应力保持在较低的水平, 扩大材料的安全加工区, 强化金属材料的本征成形性。通常情况下动态再结晶所对应的能量耗散率高于 30%<sup>[19]</sup>。但仅从能量耗散值高来判断材料的热加工性能好是不够的, 因为裂纹形成等有害机制也会提高能量耗散率, 需结合材料的热变形微观组织综合分析。高耗散变形条件 (变形温度为 1100 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup>, 图 2f) 下试验钢的微观组织呈现细小均匀的等轴晶粒, 表明此时的变形条件确实为有利的变形条件; 而在变形温度为 1200 °C、应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup> (图 2g) 下试验钢虽完成再结晶甚至局部开始二次再结晶, 但晶粒大小不一致, 因此, 不判断为有利的变形条件。

综合考虑能量耗散、失稳及微观组织演变, 试验钢的最佳热加工区域应为 1000~1100 °C、应变速率为 1~10 s<sup>-1</sup>。

### 3 结论

(1) 试验钢的变形抗力随变形温度的降低和应变速率的提高而增加; 在变形温度为 1000~1200 ℃ 范围内进行热压缩, 试验钢可发生动态再结晶; 变形温度升高促进晶粒粗化及二次再结晶的发生, 应变速率提升有利于促进再结晶晶粒的细化和均匀化。

(2) 在变形温度为 800~1200 ℃、应变速率为  $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$  范围内, 计算出试验钢的热变形激活能  $Q = 579.876 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ , 确立的试验钢的热变形方程为:  $\dot{\epsilon} = 5.70791 \times 10^{22} [\sinh(0.005958\sigma)]^{8.04864} \times \exp(-579.876/RT)$ 。

(3) 建立了试验钢真应变为 0.4 时的能量耗散图及热加工失稳图, 结合微观组织演变分析, 试验钢的最佳热加工区域应为: 变形温度为 1000~1100 ℃、应变速率为  $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 。

#### 参考文献:

- [1] Handerman K J, Garrison W M, Moody N R. A comparison of the fracture behavior of two heats of the secondary hardening steel AF1410 [J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20 (1): 105-123.
- [2] 胡正飞, 吴杏芳, 王春旭. 二次强化高 CoNi 超高强度合金钢的研究近况 [J]. 钢铁研究学报, 2001, 13 (4): 62-68.  
Hu Z F, Wu X F, Wang C X. Recent status of enriched CoNi ultra-high strength steel with secondary hardening [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2001, 13 (4): 62-68.
- [3] Ayer R, Machmeier P. On the characteristics of  $\text{M}_2\text{C}$  carbides in the peak hardening regime of AerMet100 steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 28 (3): 903-905.
- [4] 姜越, 尹钟大, 朱景川, 等. 超高强度马氏体时效钢的发展 [J]. 特殊钢, 2004, 25 (2): 1-5.  
Jiang Y, Yin Z D, Zhu J C, et al. Development of ultra-high strength maraging steel [J]. Special Steel, 2004, 25 (2): 1-5.
- [5] 周士猛, 程兴旺, 张由景, 等. 新型超高强度钢的高温形变热处理 [J]. 材料工程, 2016, 44 (5): 37-41.  
Zhou S M, Cheng X W, Zhang Y J, et al. High temperature thermo-mechanical treatment of novel ultra-high strength steel [J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44 (5): 37-41.
- [6] 王春旭, 刘宪民, 田志凌, 等. 超高强度 23Co14Ni12Cr3MoE 钢的热变形行为研究 [J]. 航空材料学报, 2011, 31 (6): 19-23.  
Wang C X, Liu X M, Tian Z L, et al. Hot deformation behavior of 23Co14Ni12Cr3MoE ultra-high strength steel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31 (6): 19-23.
- [7] 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.
- [8] 刘凯. 300M 钢的热态变形特性及其动态再结晶模型研究 [D]. 南昌: 南昌航空大学, 2012.  
Liu K. Investigation on Hot Deformation Feature and Dynamic Recrystallization Models of 300M Steel [D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2012.
- [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] 李志欣. DT300 钢的组织性能及热变形行为研究 [D]. 昆明: 云南大学, 2012.  
Li Z X. Investigation on Microstructure and Mechanical Properties and Hot Deformation Behavior of DT300 Steel [D]. Kunming: Yunnan University, 2012.
- [11] 王飞, 张英杰, 杨卓越. 奥氏体化温度对 W、Mo 强化超高强度钢强韧性的影响 [J]. 金属热处理, 2015, 40 (7): 130-132.  
Wang F, Zhang Y J, Yang Z Y. Effect of austenitizing temperature on strength-toughness of ultra-high strength steel containing W and Mo [J]. Heat Treatment of Metals, 2015, 40 (7): 130-132.
- [12] 余永宁. 材料科学基础 [M]. 北京: 高等教育出版社, 2006.  
Yu Y N. Fundamentals of Materials Science and Engineering [M]. Beijing: Higher Education Press, 2006.
- [13] 王飞, 张英杰, 杨卓越, 等. 新型二次硬化超高强度钢的高温塑性及热加工图 [J]. 塑性工程学报, 2016, 23 (6): 137-142.  
Wang F, Zhang Y J, Yang Z Y, et al. Hot plasticity and processing maps of new secondary-hardening ultra-high strength steel [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2016, 23 (6): 137-142.
- [14] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel [J]. Appl. Phys., 1944, 15 (1): 22-27.
- [15] Sellars C M, Tegart W J M G. On the mechanism of hot deformation [J]. Acta Metallurgica, 1966, 14 (9): 1136-1138.
- [16] Jonas J J, Sellars C M, Tegart W J M G. Strength and structure under hot-working conditions [J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14 (1): 1-24.
- [17] Ziegler H. Progress in Solid Mechanics [M]. New York: Wiley Press, 1963.
- [18] 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 and Materials Transactions A, 1984, 15 (10): 1883-1892.
- [19] 王晓辉. USS122 超高强度不锈钢热变形行为与强韧化机理的研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2015.  
Wang X H. Investigation on Hot Deformation Behavior and Strengthening and Toughening Mechanism of USS122 Ultra-high Strength Stainless Steel [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2015.