

GH761 合金的热变形行为与动态再结晶模型

刘鹏飞¹, 刘东¹, 罗子健¹, 孙文儒², 郭守仁², 胡壮麒²

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机研究 GH761 合金在变形温度为 900~1150 °C, 应变速率为 0.1~30 s⁻¹ 条件下的热变形行为, 建立了 GH761 合金在热态变形过程中的本构方程。采用 Quantimet-500 型自动图像分析仪定量测定试样中的动态再结晶晶粒尺寸和再结晶体积分数。根据实验结果, 建立了 GH761 合金动态再结晶过程的物理模型, 为科学设计和有效控制 GH761 合金的锻造工艺提供理论依据。

关键词: GH761 合金; 本构方程; 动态再结晶模型; 晶粒尺寸

中图分类号: TG 146.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)02-0275-06

GH761 合金是我国自行研制的一种时效强化型 Ni-Fe-Cr 基变形高温合金。该合金具有屈服强度高、综合性能优异、长期组织稳定和加工性能好等特点, 适合于制造 750 °C 下长期使用的航空发动机盘、环类重要构件, 已在我国获得广泛应用^[1,2]。近年来, 随着 GH761 合金锻造工艺研究的不断深入, 以及数值模拟技术在锻造工艺优化和锻件质量控制等方面的应用, 迫切需要建立 GH761 合金在热态变形过程中的本构关系和动态再结晶模型。本实验采用等温恒应变速率压缩方法, 系统研究热力参数(等效应变、应变速率和温度)对 GH761 合金流动应力的影响, 建立了 GH761 合金的本构关系。同时, 采用定量金相方法测定不同条件下 GH761 合金的动态再结晶晶粒尺寸和再结晶体积百分数, 建立 GH761 合金热加工过程中的动态再结晶模型, 为科学地制定 GH761 合金锻造工艺和有效控制锻件质量提供依据。

1 实验方法

实验用 GH761 合金为上钢五厂生产的 $\Phi 200$ mm 棒材, 其分析成分(质量分数, %)为: Ni 43.13, Cr 13.44, W 3.0, Mo 1.53, Al 1.68, Ti 3.62, B 0.0065, C 0.046, P 0.0003, Fe 余量。实验材料的原始组织为均匀等轴晶粒(如图 1), 平均晶粒尺寸为 290 μm 。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温恒应变速率压缩实验。实验温度为: 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 °C; 应变速率为: 0.1, 1, 30 s⁻¹; 高度压缩率为 50%(相当于等效应变 0.69)。试样尺寸为 $\Phi 8$ mm \times 12

mm, 上下端面加工有润滑剂贮槽。采用试验机专用玻璃润滑剂进行端面润滑。试样加热方式为高频感应加热, 为了保证温度均匀性, 首先以 20 °C/s 的速度加热到 800 °C, 保温 3 min, 再以 10 °C/s 的速度加热到变形温度, 保温 10 min, 然后开始恒应变速率压缩变形。压缩过程中, 由焊接在试样侧面中部的热电偶实时测量温度, 并通过闭环温控系统实现等温变形。变形结束后快速水冷, 以固定变形态组织。实验过程中, 试验机自动采集和计算载荷、行程、应力和应变等数据。变形后的试样用线切割沿纵向切开, 经研磨、抛光、腐蚀后, 采用 Quantimet-500 型自动图像分析仪定量测定再结晶晶粒尺寸和再结晶体积分数。并假定变形过程仅改变晶粒形状, 变形晶粒的体积变化主要由再结晶过程控制。因此, 定量金相试验中晶粒面积明显小于原始晶粒, 且尺寸为一定大小的晶粒可以认定为再结晶晶粒, 剩余的拉长晶粒为残余原始晶粒。

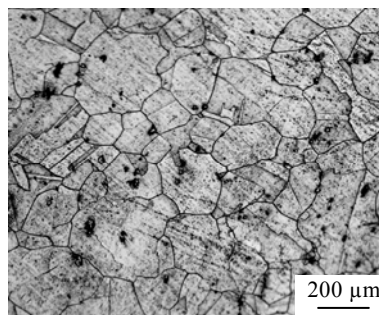


图 1 试样的原始组织

Fig.1 Initial microstructure

收到初稿日期: 2008-01-27; 收到修改稿日期: 2008-10-14

作者简介: 刘鹏飞, 男, 1983 年生, 硕士, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88460545

2 实验结果

GH761 合金在不同变形条件下的流动应力曲线示于图 2。可以看出, GH761 合金的流动应力对变形温度和应变速率均比较敏感, 降低变形温度和提高应变速率, 流动应力显著增大。在实验温度和应变速率范围内, GH761 合金呈现出不同程度的应变软化现象。随着变形程度的增加, 流动应力首先增大到极值然后逐渐下降。峰值应力 σ_p 和稳态应力 σ_{ss} 的大小和出现位置(峰值应变 $\bar{\epsilon}_p$ 和稳态应变 $\bar{\epsilon}_{ss}$)受变形温度和应变速率影响显著。当变形温度低于 1000 °C 时, 各种应变速率下均出现明显的峰值应力而无稳态应力出现。随着变形温度的升高和应变速率的降低, 峰值应力和峰值应变逐渐减小, 并且最终出现稳态应力。

一般认为, 在层错能较低的镍基高温合金中, 由于动态回复(DRV)效应较弱, 动态再结晶(DRX)是热态变形过程中的重要软化机制^[3]。GH761 合金流动应力曲线的特点以及压缩后试样的定量金相实验结果都证明了这一观点。图 3 为部分压缩试样的显微组织。可看出: 当实验温度 ≤ 950 °C 变形时(图 3a), 试样内的原始等轴晶粒沿变形方向被拉长, 但未能观察到新生的动态再结晶晶粒; 随着变形温度的升高和应变速率的减小, 变形过程中逐渐开始动态再结晶; 相同变形温度下, 应变速率高时的动态再结晶晶粒尺寸更加细小, 但再结晶体积分数与应变速率高时的情况相比变化不大(图 3b, 图 3d); 当变形温度 ≥ 1100 °C 时, 试样内可以观察到完全动态再结晶形成的均匀等轴组织(图 3c)。应当指出, 由于 GH761 合金的 Al、Ti 含量较高, 使得 GH761 合金的动态再结晶演化过程表现出一些区别于其他变形高温合金的独特之处。首先, GH761 合金的峰值应变 $\bar{\epsilon}_p$, 尤其是稳态应变 $\bar{\epsilon}_{ss}$ 要大于其它变形高温合金。目前的动态再结晶理论一般认为^[4], 流动应力曲线上的这 2 个特征值与首轮动态再结晶过程的起始和完成密切相关。因此, 在热力学条件相当的情况下, GH761 合金动态再结晶过程的演化速度要慢于其他变形高温合金。其次, 对于一般变形高温合金, 温度和应变速率对峰值应变均有显著影响。但根据图 2 和图 3 的实验结果, GH761 合金的峰值应变主要由变形温度决定, 应变速率的影响较小。因此, 为了保证锻件内获得完全再结晶组织, 采取保温措施(包括采用等温锻造技术)以控制锻件内的温度分布能够取得更加明显的成效。

3 GH761 合金的本构关系

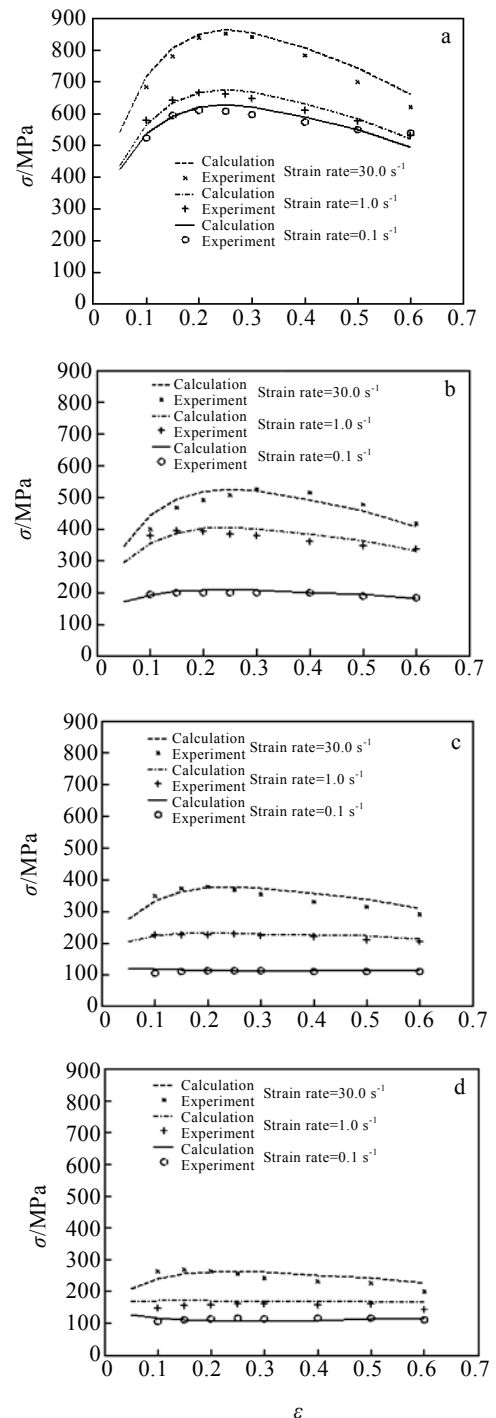


图 2 不同温度下试样的流动应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves at different temperatures: (a)900 °C; (b)1000 °C; (c)1100 °C; and (d)1150 °C

大量的研究表明, 奥氏体合金的热态变形过程取决于由热激活过程控制的各种硬化和软化机制^[4-8]。而热激活过程可由流动应力、变形温度和应变速率构成的函数来描述。因此, 广泛采用以下 3 种 Arrhenius 方程构造奥氏体合金的本构关系:

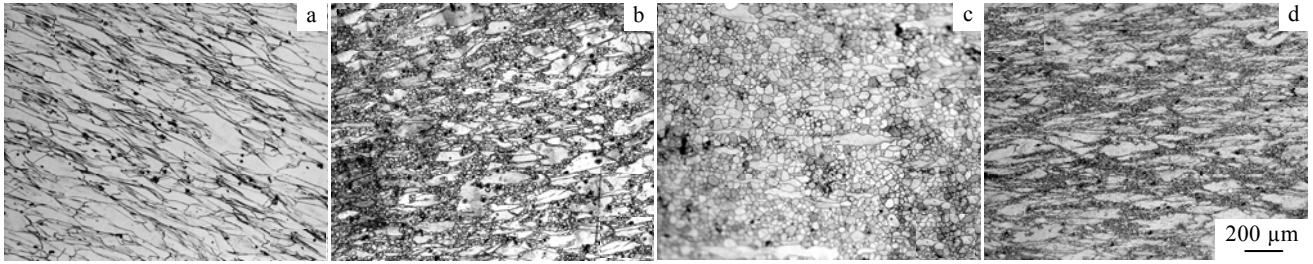


图 3 不同热力参数下试样的微观组织

Fig.3 The effect of thermomechanical parameters on microstructure at a strain of 0.69: (a) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, strain rate= 30 s^{-1} ; (b) $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, strain rate= 30 s^{-1} ; (c) $T=1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, strain rate= 30 s^{-1} ; and (d) $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, strain rate= 0.1 s^{-1}

$$A_1 \exp(\beta\sigma) = Z \quad \text{For low stress} \quad (1)$$

$$A_2 \sigma^{n_1} = Z \quad \text{For high stress} \quad (2)$$

$$A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} = Z \quad \text{For all stress level} \quad (3)$$

式中: Z 为 Zener-Hollomon 参数; $A_1, A_2, A_3, \alpha, \beta$ 为系数; n_1, n_2 为应力指数。等温恒应变速率压缩实验结果表明, 不同变形条件下 GH761 合金的流动应力变化范围很大(100~900 MPa), 因此宜以双曲正弦型方程为基础构造 GH761 合金的本构关系。

3.1 GH761 合金峰值应力和峰值应变

图 4a 为实验测得的峰值应力按式(3)进行回归分析的结果。从图可以看出, 用以下式(4)所示的双曲正弦 Arrhenius 方程可以很好地描述 GH761 合金峰值应力的变化规律。图中数据点(\circ)为实验值, 直线为采用式(4)的计算值。

$$\sinh(0.0031 \cdot \bar{\sigma}_p) = 2.96252 \times 10^{-5} \cdot Z^{0.217} \quad (4)$$

对实验数据进行回归分析, 还可以确定 GH761 合金在热态变形过程中的平均变形激活能 $Q=525\text{ kJ/mol}$, 明显高于不锈钢和一般变形高温合金(304 不锈钢, $Q=363\text{ kJ/mol}$; IN718, $Q=390\text{ kJ/mol}$ ^[3,7])。这也从一个侧面证明了 GH761 合金的动态再结晶演化过程需要更加苛刻的热力学条件。

应用所确定的平均变形激活能数值, 对等温恒应变速率压缩实验数据进行回归分析, 可以确定峰值应变与参数 Z 之间的关系:

$$\bar{\varepsilon}_p = 4.51 \times 10^{-2} \cdot Z^{0.0456} \quad (5)$$

式(5)的计算结果与实验数据的对比示于图 4(b)。

3.2 GH761 合金本构方程

对式(3)所示双曲正弦型方程进行线性化处理, 可得:

$$\ln \sinh(\alpha\sigma) = A + B \ln Z \quad (6)$$

式中 A, B 为回归系数, 其余符号同前。由式(6)可知, 在应变一定的条件下, 采用式(6)可以计算出不同温度

和应变速率条件下的流动应力, 对于不同的应变, 回归系数 A, B 数值不同。因此, A, B 均为等效应变的函数。根据实验结果, 系数 A 和 B 与等效应变的关系不能用简单的线性关系描述, 通过对实验数据的非线性拟合可以确定系数 A, B 与等效应变的关系为:

$$A = 10 \times \exp(8.72\bar{\varepsilon}) - 13.82 \quad (7)$$

$$\bar{\varepsilon}_{0.5} = \exp\left(-4.935 + \frac{6762.1}{T} - 8.5 \times 10^{-2} \cdot \ln \bar{\varepsilon}\right) \quad (8)$$

式(7)与式(8)中 $\bar{\varepsilon}$ 为等效应变。

综上所述, 式(6)~式(8)构成了 GH761 合金热变形过程的本构方程。采用所建立的本构方程计算得到的不同变形条件下的流动应力曲线及其与实验数据的对比示于图 2。误差分析结果表明, 计算值与实验值之

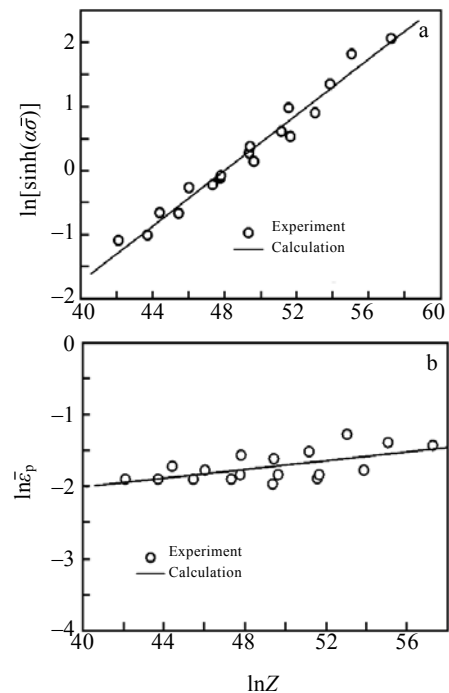


图 4 GH761 合金峰值应力及峰值应变与 Z 参数的关系
Fig.4 Relationship between peak stress and peak strain with Z

parameter of GH761 alloy

间的相对误差小于 7%。因此, 式(6)~式(8)所示本构方程在较宽的应力范围内能够准确地表述 GH761 合金热态变形时流动应力的变化规律。

4 GH761 合金的动态再结晶模型

为了最大限度地提高强化效果并保证组织稳定, GH761 合金通过优化 Al/Ti 比来提高合金的 Al、Ti 含量, 从而使主要强化相 γ' 的析出量远远超过一般变形高温合金。同时, 添加 B、Ce 等元素以强化晶界。应当看到, 上述合金化措施在提高合金使用性能的同时也必然会对热态变形过程中晶界的迁移过程产生影响, 从而使 GH761 合金的动态再结晶演化过程显示出不同于其他变形高温合金的特殊之处。

4.1 GH761 合金动态再结晶的临界条件

对于一般工程材料, 现代动态再结晶理论一般以 $\bar{\varepsilon}_c = \alpha_D \bar{\varepsilon}_p$ 来确定动态再结晶临界条件^[8], 但对于 GH761 合金, 由于合金化程度高, 特别是高 γ' 含量, 热态变形过程中晶界的迁移过程和位错组态的变化都受到第二相以及溶质元素的影响, 使得 GH761 合金的动态再结晶过程表现出更加复杂的规律。采用临界应变与峰值应变之间的简单关系已无法准确描述 GH761 合金发生动态再结晶的临界条件。因此, 本研究采用 Poliak 和 Jonas^[9]提出的方法来确定 GH761 合金动态再结晶临界应变 $\bar{\varepsilon}_c$ 。在等温恒应变速率单轴变形条件下, Jonas 等利用热力学系统的增量功平衡方法推导出动态再结晶的临界条件为:

$$\frac{\partial}{\partial \bar{\sigma}} \left(-\frac{\partial \theta}{\partial \bar{\sigma}} \right) = 0 \quad \theta = \left(\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}} \right)_{\bar{\varepsilon}, T} \quad (9)$$

式中 θ 为应变硬化率。对 GH761 合金等温恒应变速率压缩实验数据按式(9)进行计算获得的 $\theta-\bar{\sigma}$ 和 $(-\partial\theta/\partial\bar{\sigma})-\bar{\sigma}$ 曲线分别示于图 5 和图 6。从图 6 可以看出, 在等温恒应变速率条件下, GH761 合金发生动态再结晶的临界条件对应于 $(-\partial\theta/\partial\bar{\sigma})-\bar{\sigma}$ 曲线中的最小值点。

各临界点既可用对应的应力表示, 也可用对应的应变表示。为了后续计算方便, 本研究采用临界应变表示动态再结晶的临界条件, 对所确定的临界应变进行多元回归, 可以获得 GH761 合金的动态再结晶临界应变与变形温度和应变速率的关系:

$$\bar{\varepsilon}_c = \exp \left(-3.1 + 4.1 \times 10^{-2} \cdot \ln \bar{\varepsilon} + \frac{2590.7}{T} \right) \quad (10)$$

4.2 动态再结晶运动学方程

定量金相分析结果表明, GH761 合金动态再结晶演化过程呈现典型的“S”型曲线特征。因此, 运用如下形式的 Avrami 方程描述动态再结晶体积分数随等

效应变的发展规律。

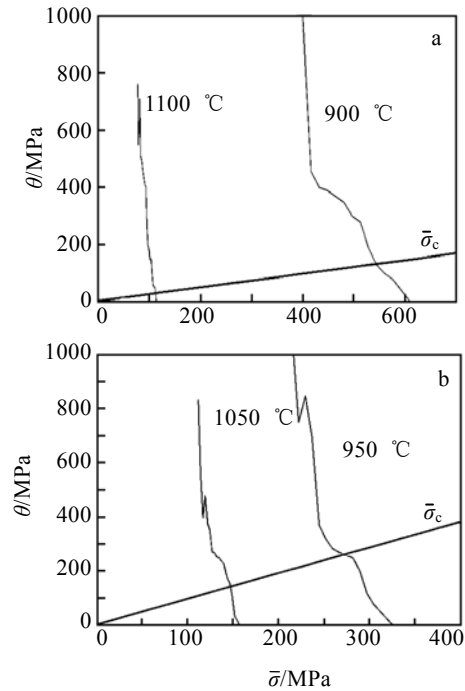


图 5 应变速率为 0.1 s⁻¹ 时不同温度下的应变硬化率
Fig.5 The strain-hardening rate at different temperatures at strain rate of 0.1 s⁻¹: (a) 1100, 900 °C and (b) 1050, 950 °C

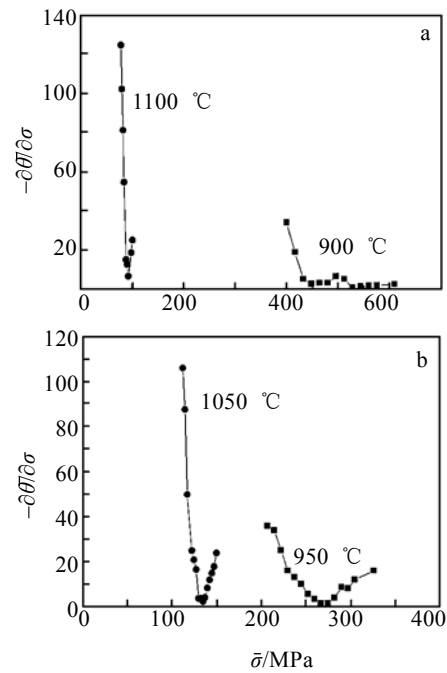


图 6 应变速率为 0.1 s⁻¹ 时不同温度下 $(-\partial\theta/\partial\bar{\sigma})$ 与 $\bar{\sigma}$ 的关系
Fig.6 The flow stress dependence of $(-\partial\theta/\partial\bar{\sigma})$ at different temperatures at strain rate of 0.1s⁻¹: (a) 1100, 900 °C

and (b) 1050, 950 °C

$$X = 1 - \exp[-\ln 2 \cdot (\bar{\epsilon} / \bar{\epsilon}_{0.5})^n] \quad (11)$$

式中: X 为动态再结晶体积分数; n 为 Avrami 指数; $\bar{\epsilon}_{0.5}$ 为动态再结晶体积分数达到 50% 时所需的等效应变。与 $\bar{\epsilon}_c$ 类似, 变形温度和应变速率对 $\bar{\epsilon}_{0.5}$ 具有显著影响, 通过对实验数据进行线性插值, 可确定 $\bar{\epsilon}_{0.5}$ 与变形条件的关系为:

$$\bar{\epsilon}_{0.5} = \exp\left(-4.935 + \frac{6762.1}{T} - 8.5 \times 10^{-2} \cdot \ln \bar{\epsilon}\right) \quad (12)$$

图 7 所示为式(11)的计算结果与实验数据的对比的动态再结晶体积分数的双对数曲线。

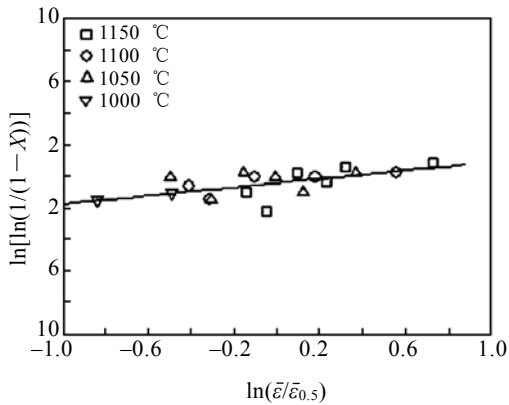


图 7 动态再结晶体积分数的双对数曲线

Fig.7 Double logarithmic plot of DRX fraction

双对数曲线的线性特征表明, 采用式(11)可以较好地描述 GH761 合金动态再结晶的演化规律, 图中直线的斜率即为 Avrami 指数 n 。根据回归结果, $n=1.39$, 其数值上介于一般高温合金和奥氏体不锈钢之间。

4.3 动态再结晶晶粒尺寸

晶粒尺寸对高温合金锻件的室温性能和高温性能都有显著影响。同时, 由于镍基高温合金以稳定的面心立方奥氏体为基体, 不存在同素异构转变, 热加工过程中形成的组织状态往往难以通过后续热处理过程进行调整。因此, 充分利用动态再结晶过程来调整和控制晶粒尺寸对于保证锻件冶金质量就显得尤为重要。定量金相测试结果表明, GH761 合金动态再结晶晶粒在形核后很快生长至一个特定尺寸, 而在随后的变形过程中晶粒尺寸无明显变化。动态再结晶晶粒尺寸主要由变形温度和应变速率决定。变形温度提高和应变速率降低, 动态再结晶晶粒尺寸增大。因此, 采用以下式(13)所示方程来描述 GH761 合金动态再结晶晶粒尺寸与参数 Z 之间的关系, 其计算结果与实验数据的对比示于图 8。

$$d_{\text{dyn}} = 9.5196 \times 10^{-1} \cdot Z^{0.07422} \quad (13)$$

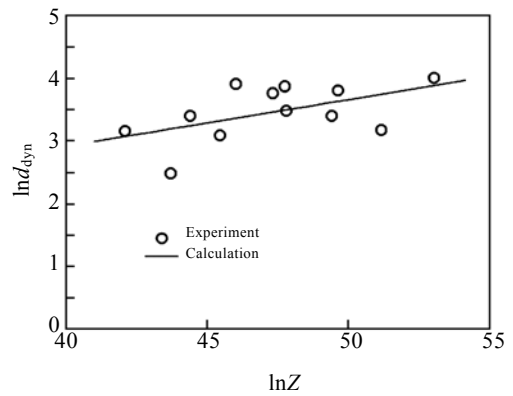


图 8 动态再结晶晶粒尺寸与 Z 参数的关系

Fig.8 Relationship between dynamically recrystallized grain size and Z parameter

4.4 GH761 合金热加工过程组织状态与热力参数的关系

综上所述, 式(10)~式(13)构成了 GH761 合金热态变形过程中的动态再结晶模型。利用所建立的模型, 可以方便地计算出 GH761 合金热态变形过程中组织状态与热力参数之间的对应关系。其中, 动态再结晶开始时的临界条件由式(10)给出, 而首轮动态再结晶完成的条件由式(11)按再结晶体积分数达到 95% 时确定。相应的计算结果与实验数据的比较示于图 9, 图中 I 区为未再结晶区域, II 区为部分再结晶区域, III 区为完全再结晶区域。从图中看出, 计算结果与实验数据吻合较好, 表明本研究所建立的动态再结晶模型可以较为客观地描述 GH761 合金的动态再结晶演化过程特性, 从而为分析预测和有效控制 GH761 合金锻件的显微组织奠定基础。

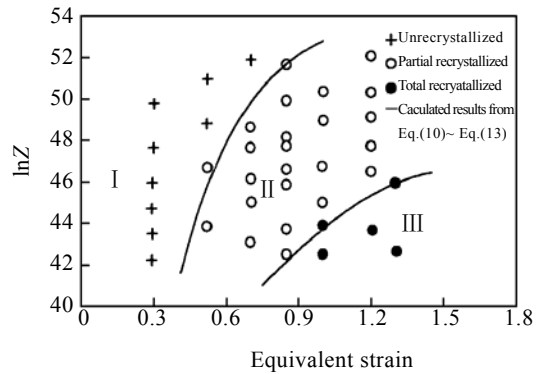


图 9 GH761 合金显微组织与热力参数的关系

Fig.9 Relationship between the microstructure of superalloy

GH761 and thermal-mechanical parameters

5 结 论

1) GH761 合金的流动应力具有较强的温度和应变速率敏感性, 随着变形温度的降低和应变速率的提高, 流动应力显著增大。各种变形条件下, GH761 合金表现出不同程度的应变软化现象, 低于 1000 °C 变形时, GH761 合金的流动应力曲线峰值应力明显而不出出现稳态应力。

2) 动态再结晶是 GH761 合金热态变形过程中的重要组织演化机制。由于合金化程度高, 尤其是高的 γ' 含量, 使得 GH761 合金动态再结晶具有一些特殊之处。相对于一般变形高温合金, GH761 合金的动态再结晶需要更加苛刻的热力学条件。动态再结晶演化过程可用 Avrami 型方程描述。

3) 由于 GH761 合金热态变形过程中流动应力的变化范围较大, 采用双曲正弦 Arrhenius 型方程为基础构造本构方程更为合适。误差分析结果表明, 本研究建立的本构方程计算精度较高, 能够比较精确地描述 GH761 合金热加工过程中的流动行为。

4) 建立了 GH761 合金热变形过程中动态再结晶演化过程的物理模型, 结果显示, 所建立的模型与实验数据吻合较好。利用所建立的模型, 可以方便地计算热加工过程中 GH761 合金的组织状态与变形条件间的对应关系, 从而为分析预测和有效控制 GH761 合金锻件的组织性能奠定基础。

参考文献 References

- [1] Yang Shulin(杨树林), Sun Wenru(孙文儒), Wang Zhaokun(王照坤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(6): 929
- [2] Yang Shulin(杨树林), Sun Wenru(孙文儒), Guo Shouren(郭守仁) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(12): 1249
- [3] McQueen H J, Ryan N D. *Materials Science and Engineering* [J], 2002, A322: 43
- [4] Sung-II Kim, Yeon-Chul Yoo. *Materials Science and Engineering*[J], 2001, A311: 108
- [5] Naderi M, Durrenberger L, Bleck W. *Materials Science and Engineering*[J], 2008, A478: 130
- [6] McQueen H J, Jonas J J. *J Appl Metalworking*[J], 1985, 3(3): 233
- [7] Liu Dong(刘东). *Deformation-Heat Transfer-Microstructure Evolution Coupled Analysis for Forging Processes of Difficult to Deformation Materials*(难变形材料锻造过程的有限元变形-传热-组织演化耦合分析)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 1998
- [8] McQueen H J. *Materials Science and Engineering*[J], 2004, A387: 203
- [9] Poliak E I, Jonas J J. *Acta Mater*[J], 1996, 44(1): 127

Flow Behavior and Dynamic Recrystallization Model for GH761 Superalloy during Hot Deformation

Liu Pengfei¹, Liu Dong¹, Luo Zijian¹, Sun Wenru², Guo Shouren², Hu Zhuangqi²

(Northwestern Polytechnical University, Xian 710072, China)

(Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The deformation behavior and evolution process of dynamic recrystallization for GH761 superalloy were studied with isothermal compression test in the temperature range of 950 °C~1150 °C and the strain rate range of 0.1 s⁻¹~30 s⁻¹. The effect of thermodynamic parameters on flow stress was analyzed. A constitutive relationship was proposed based on the Arrhenius equation for the GH761 superalloy. The initiation and evolution of dynamic recrystallization were investigated with quantitative microstructure analysis. The volume fraction and grain size of dynamic recrystallization were established as functions of the Zener-Hollomon parameter. It is found that the calculation results of the proposed model are well agreed with the experimental data. Therefore, the proposed model can lay foundation of the quality control and process design for the forging process of GH761 superalloy.

Key words: GH761 superalloy; constitutive equation; dynamic recrystallization model; grain size

Tel: 0086-29-88460545