

文章编号: 1004-0609(2003)05-1211-08

GH4169 合金热加工过程中的显微组织演化数学模型^①

刘 东, 罗子健

(西北工业大学 材料科学与工程学院, 西安 710072)

摘 要: 采用 Thermecmasto-Z 型热加工模拟试验机对 GH4169 合金热态变形过程中(温度范围为 960~1 020 ℃, 应变速率范围为 10^{-2} ~ 50 s^{-1} , 等效应变范围为 0.357~0.916 和变形后高温滞留阶段内(滞留时间为 0~15 s)的显微组织演化过程进行了实验研究, 定量地测定了试样内的动态再结晶晶粒尺寸和再结晶体积分数。根据实验结果, 指出了 GH4169 合金热加工过程中的主要显微组织演化过程是动态和亚动态再结晶, 确定了峰值应力和峰值应变与锻造热力参数间的关系, 建立了动态再结晶和亚动态再结晶过程的运动学方程和晶粒尺寸演化模型, 从而为预测和控制 GH4169 合金锻件的组织性能提供了依据。

关键词: GH4169 合金; 显微组织演化模型; 动态再结晶; 亚动态再结晶

中图分类号: TG 146.1; TG301; TG 111.7

文献标识码: A

热态变形过程中及随后高温滞留阶段材料内部显微组织演化过程是决定锻件最终组织性能的关键因素之一。近年来, 随着计算机及其相关技术在塑性加工领域中的广泛应用, 迫切需要建立能够很好描述热加工过程中材料内部显微组织演化过程的数学模型。本文作者利用 Thermecmasto-Z 型热加工模拟试验机对 GH4169 合金热态变形过程中及随后高温滞留阶段内的显微组织演化过程进行了实验研究, 建立了基于动态/亚动态再结晶过程的显微组织演化数学模型, 为预测和控制 GH4169 合金锻件组织性能, 优化锻造工艺提供了依据。

1 实验

实验材料为上钢五厂生产的 GH4169 合金直径为 11 mm 热轧棒材, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.044, Cr 18.98, Mo 3.05, Al 0.46, Ti 0.92, Nb 5.14, Si 0.13, Ni 52.61, 其余为 Fe。来料经 1 020 ℃, 15 min 均一化处理后加工成直径×高为 8 mm×12 mm 圆柱型试样, 试样原始组织为 ASTM 9 级均匀等轴晶粒(图 1), 相当于 GH4169 合金 DA(Direct Aging)工艺中预锻后饼坯的晶粒尺寸。采用 Thermecmasto-Z 型热加工模拟试验机进行等温恒应变速率压缩试验, 以专用玻璃润滑剂进行端面润滑。试验温度为 960, 980, 1 000, 1 020 ℃;

应变速率为 50, 10, 1, 0.1, 0.01 s^{-1} ; 真应变为 0.357, 0.693, 0.916; 变形结束后高温滞留时间为 0, 5, 10, 15 s。变形和保温过程结束后, 试样以氩气在 2 s 内冷却至 500 ℃以下, 以固定其高温组织, 冷却后的试样用线切割沿纵向剖开, 经研磨、抛光、腐蚀后, 采用 Quantimet-500 型自动图像分析仪定量测定试样晶粒尺寸和再结晶体积分数。

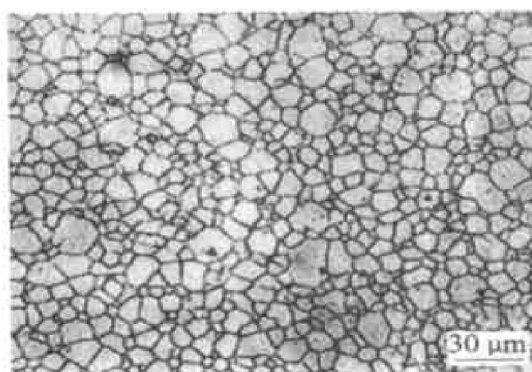


图 1 试样原始组织

Fig. 1 Original microstructure of specimen

2 实验结果

图 2 所示分别为变形温度为 1 020 和 980 ℃时不同应变速率下 GH4169 合金的流变应力曲线。可以看出, 应变速率和变形温度对 GH4169 合金的流变应力均有显著影响, 同时也影响流变应力出现峰

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59905021)

收稿日期: 2002-08-23; 修订日期: 2002-11-20

作者简介: 刘 东(1969-), 男, 副教授, 博士。

通讯联系人: 刘 东, 副教授, 西北工业大学材料科学与工程学院; 电话: 029-8491000; E-mail: Liudong@nwpu.edu.cn

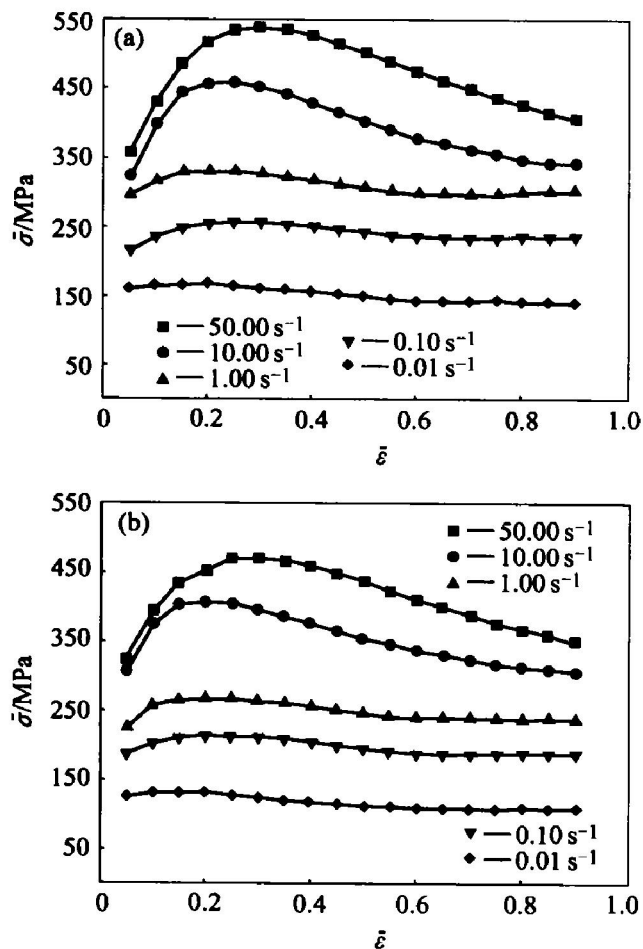


图2 不同条件下 GH4169 合金的流变应力曲线
Fig. 2 True stress-true strain curves
under different conditions
(a) $-980\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $-1\ 020\text{ }^{\circ}\text{C}$

值时的峰值应变 ε_p 和流变应力达到稳定值时的稳态应变 ε_s 。在试验温度和应变速率范围内, GH4169 合金在热态变形过程中呈现不同程度的应变软化现象, 峰值应变 ε_p 为 0.1~0.4, 并随应变速率的增大和温度的降低而增大。当 $\dot{\varepsilon} \leq 1\text{ s}^{-1}$ 时, 流动应力曲线中不仅出现峰值应力 σ_p , 而且随后出现稳态应力 σ_s ; 当 $\dot{\varepsilon} > 1\text{ s}^{-1}$ 时, 仅出现应力峰值, 在试验变形程度范围内, 无稳态应力出现。这 2 种类型的流变应力曲线均说明 GH4169 合金在热态变形过程中发生了动态再结晶, 前者动态再结晶过程已完成, 后者只发生了部分动态再结晶。变形后试样的金相观测结果也证实了这种现象。

图 3 所示为 $1\ 020\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 时不同变形程度下变形后试样的显微组织。从图可以看到动态再结晶的发展过程。随着应变的增加, 原始晶粒在被逐渐拉长的同时, 其体积逐渐被新生的动态再结晶晶粒取代, 动态再结晶晶粒在材料内所占的体积分数随应变的增加逐渐增大, 但动态再结晶晶粒尺寸

并未随应变的增加而发生明显变化。

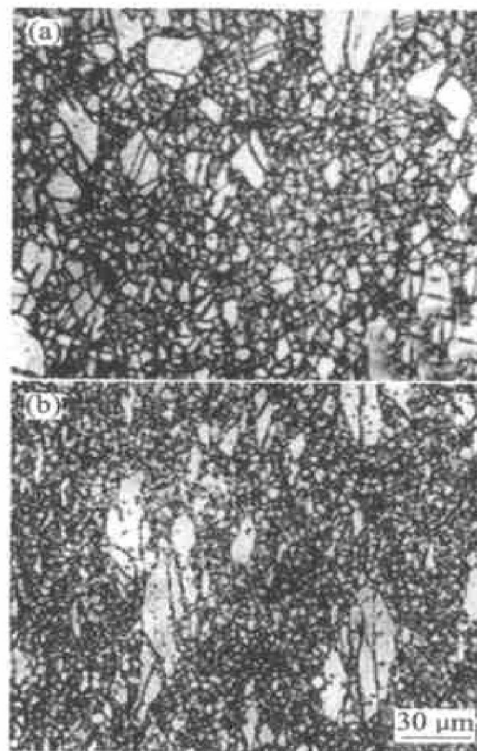


图3 不同变形程度下变形后
试样的显微组织

Fig. 3 Deformed microstructures of GH4169
alloy at different strains
(a) $\varepsilon = 0.357$; (b) $\varepsilon = 0.693$

图 4 所示为 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 0.693$ 时不同应变速率下变形后试样的显微组织。从图可以看出, 不同应变速率下变形时, 试样中均发生了明显的动态再结晶过程, 并且随应变速率的降低, 动态再结晶过程的发展速度加快。只是由于变形温度的降低, 图 4 中动态再结晶过程的发展程度比图 3(b) 中动态再结晶过程的发展程度低, 动态再结晶晶粒尺寸也比图 3(b) 中动态再结晶晶粒尺寸小。此外, 通过比较图 3 和图 4 还可以发现: 当试样在 δ 相溶解温度以上变形时 (对于实验用材料, δ 相溶解温度约为 $990\text{ }^{\circ}\text{C}$), 尚未动态再结晶的剩余原始晶粒发生了明显的长大; 而当在 δ 相溶解温度以下变形时, 由于变形过程中第二相的存在, 剩余原始晶粒并未长大, 其部分体积被新生的动态再结晶晶粒所占据, 晶粒尺寸与试样原始组织相比反而有所减小。

3 分析与讨论

GH4169 合金是一种 Nb 强化的沉淀硬化型 Ni-Fe 基高温合金, 基体是 Ni-Fe 基奥氏体 (γ 相), 主要强化相是体心四方的 Ni_3Nb (γ'' 相), 此外还存在

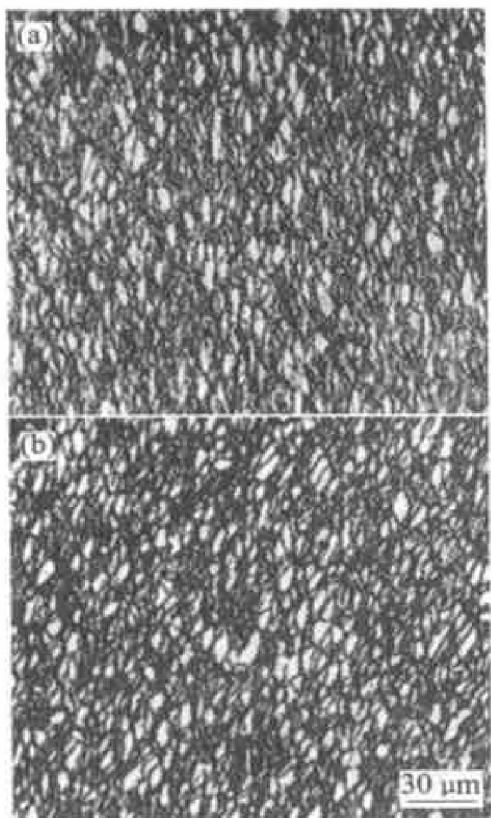


图 4 不同应变速率下变形后试样的显微组织

Fig. 4 Deformed microstructures at different strain rates

(a) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 1.0 \text{ s}^{-1}$

γ' 相、 δ 相等。一般认为,在层错能较低的面心立方奥氏体合金中,动态再结晶是热态变形过程中的重要软化机制,也是细化晶粒的主要途径之一^[1]。本实验获得的流变应力曲线的特征以及试样的金相观测结果都证实,动态再结晶是 GH4169 合金热态变形过程中主要的显微组织演化机制。在完整的热加工过程中,材料内部的显微组织演化过程除包括与变形过程伴随发生的动态过程以外,还包括变形结束后工件在高温滞留阶段材料内发生的静态弛豫过程,如静态再结晶、亚动态再结晶和晶粒长大等。亚动态再结晶由于不需要普通静态再结晶过程所需的孕育期,因而可以在很短的时间内完成。在锤上锻造和多道次连续轧制等由多次累积变形完成的热加工过程中,由于道次间隙一般较短,不足以发生静态再结晶^[2, 3],因此,除少数材料中的累积应变尚未达到动态再结晶临界应变的情况以外,亚动态再结晶是 GH4169 合金变形结束后在高温滞留阶段内的主要显微组织演化过程。根据有关文献和本研究等温恒应变速率压缩试验结果,变形结束后高温滞留阶段内发生的亚动态再结晶过程是改善 GH4169 合金锻件晶粒均匀性的一种重要机制^[4]。

因此,本研究针对 GH4169 合金在热加工过程中主要的显微组织演化过程,探讨建立基于动态和亚动态再结晶过程的显微组织演化模型。

3.1 峰值应力和峰值应变

根据等温恒应变速率压缩试验结果, GH4169 合金的峰值应力 σ_p 与锻造热力参数之间的关系可用双曲正弦型 Arrhenius 方程描述:

$$\sinh(0.0042 \cdot \sigma_p) = 6.5557 \times 10^{-4} \cdot Z^{0.215} \quad (1)$$

式中 Z 为 Zener-Hollomon 参数, $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp[Q/(RT)]$, Q 为变形激活能, R 为气体常数。对试验数据进行回归分析,可确定试验材料的变形激活能 $Q = 390 \text{ kJ/mol}$ 。Brand 等^[4]曾报道该合金锻态组织的变形激活能为 $Q = 389 \text{ kJ/mol}$ 。Camus 等^[5]通过研究认为 GH4169 合金在热加工状态下的变形激活能为 $(400 \pm 15) \text{ kJ/mol}$ 。这些数据与本研究确定的变形激活能十分吻合,与 GH4169 合金铸态组织相比,热加工状态下的变形激活能要略低于铸态组织的变形激活能 (423 kJ/mol) ^[6]。GH4169 合金峰值应力的试验数据和采用式(1)的计算结果如图 5 所示。

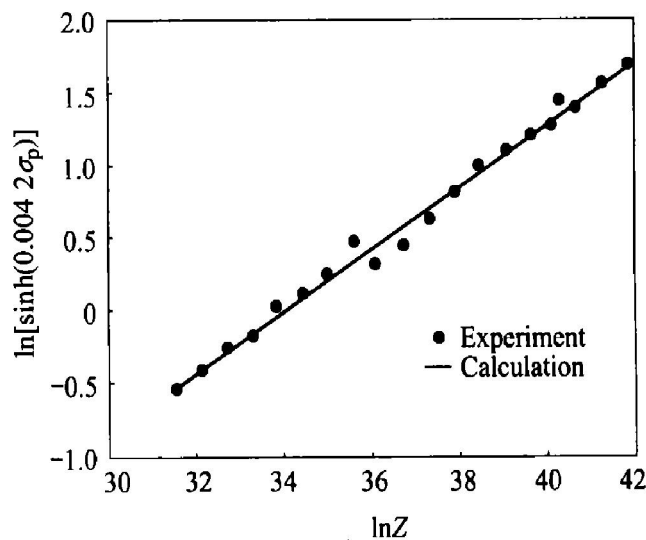


图 5 材料峰值应力 σ_p 与参数 Z 的关系

Fig. 5 Relationship between σ_p and Z of studied alloy

应用所确定的变形激活能,可建立峰值应变 ε_p 与参数 Z 之间的关系(见图 6)。许多文献资料在建立峰值应变 ε_p 与参数 Z 之间的关系时认为 ε_p 与 $\ln Z$ 之间呈线性关系,但对于 GH4169 合金,这并不符合该规律。根据试验获得的峰值应变数据,当 Z 值较大($\ln Z > 39$)或较小($\ln Z < 34$)时,峰值应变随 Z 值的增大而增大。当 Z 值取中等数值($34 \leq \ln Z \leq 39$)时,峰值应变随 Z 值的增大而减小。

$\ln Z \leq 39$) 时, 峰值应变基本上维持在 0.2~0.25。因此, 在采用 $\ln Z$ 的 3 次多项式拟合峰值应变数据时, 取得了较好的效果(相关系数为 0.985)。所得关系如下:

$$\ln \varepsilon_p = A_1 (\ln Z)^3 + A_2 (\ln Z)^2 + A_3 \ln Z + A_4 \quad (2)$$

式中 A_1, A_2, A_3, A_4 为与试验材料原始组织状态有关的材料参数。通过对试验数据进行非线性回归, 可得:

$$A_1 = 4.8465 \times 10^{-3}, A_2 = -5.3488 \times 10^{-1},$$

$$A_3 = 1.9663 \times 10^1, A_4 = -2.4236 \times 10^2.$$

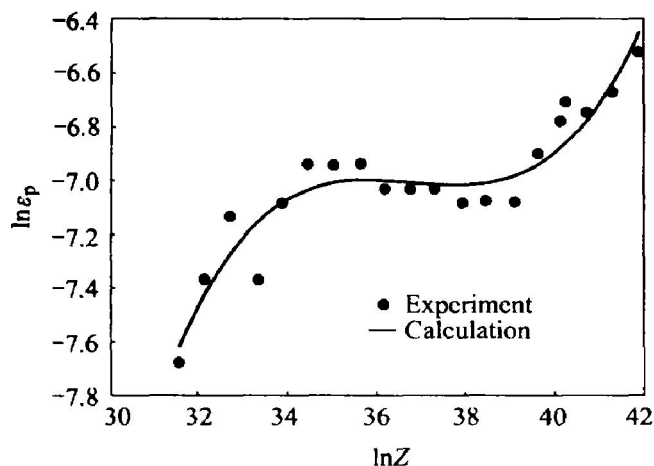


图 6 材料峰值应变与参数 Z 的关系

Fig. 6 Relationship between ε_p and Z of studied alloy

3.2 动态再结晶运动学方程

一般认为, 在一定的变形条件下, 动态再结晶开始时的临界应变 ε_c 与峰值应变 ε_p 之间存在以下关系:

$$\varepsilon_c = \beta \cdot \varepsilon_p \quad (3)$$

式中 β 为常数, 一般取 $\beta = 0.8 \sim 0.9$, 根据式(2)确定的峰值应变数值和试验数据, 对于本研究所用试验材料, 取 $\beta = 5/6$ 。

试验数据表明, GH4169 合金的动态再结晶体积分数与真应变之间呈“S”型曲线关系。因此, 可用以下形式的 Avrami 方程描述 GH4169 合金动态再结晶的演化过程:

$$\varphi_d = 1 - \exp \left[-0.693 \cdot \left(\frac{\bar{\varepsilon} - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{1.15} \right] \quad (4)$$

式中 φ_d 为动态再结晶体积分数; $\bar{\varepsilon}$ 为等效应变; ε_c 为按式(3)确定的动态再结晶临界应变; $\varepsilon_{0.5}$ 为动态再结晶体积分数为 50% 时的应变。通过对试验数据进行样条函数插值, 可确定 $\varepsilon_{0.5}$ 与锻造热力参数的关系如下:

$$\varepsilon_{0.5} = 0.0019 \cdot Z^{0.126} \quad (5)$$

综上所述, 式(3)至式(5)构成了 GH4169 合金的动态再结晶运动学方程。

采用所建立的运动学方程计算得到的动态再结晶体积分数及相应的金相观测结果见图 7。图中曲线表示所建立的运动学方程的计算结果, 试验观测数据以数据点示出。在试验参数范围内, 所建立的运动学方程能较好反映 GH4169 合金热态变形过程中动态再结晶的演化情况, 应用该方程计算得到的 GH4169 热态变形后显微组织与锻造热力参数间的关系见图 8, 图中计算结果与试验数据吻合良好。对于一般工程材料, 在 $\bar{\varepsilon} - \ln Z$ 坐标系中, 各区域的分界线通常为直线; 但对于 GH4169 合金, 随着 Z 的增加, 分界线向大应变方向偏移。这是由于 GH4169 合金中第二相的存在造成的, 当 Z 值较大时, 第二相颗粒对动态再结晶的启动和发展都有较强的阻碍作用。因此, 在低温高速变形时, 开始和完成动态再结晶过程都需要更大的变形, 以获得更大的驱动力。

3.3 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。因此, 长期以来, 人们对于金属在热加工过程中的晶粒尺寸变化规律进行了大量研究^[7, 8]。在建立 GH4169 合金动态再结晶晶粒尺寸模型时, 曾应用常用的数学模型进行尝试, 未能取得满意效果。根据等温恒应变速率压缩试验结果, 对于 GH4169 合金, 动态再结晶晶粒在形核后会很快生长至一个特定尺寸, 在随后的变形过程中, 晶粒尺寸并无明显变化, 就试验温度和应变速率范围而言, GH4169 合金的再结晶晶粒尺寸一般都很小 ($< 15 \mu\text{m}$), 并与原始晶粒尺寸无关, 仅随温度和应变速率的变化而变化^[4, 6, 10]。基于以上事实, 采用如下形式的方程描述动态再结晶晶粒尺寸 D_d 的变化规律:

$$\ln D_d = F_1 + F_2 \cdot \frac{T - T_p}{1000} \quad (6)$$

式中 T 为变形温度; T_p 为 δ 相溶解温度, 对于所用试验材料, $T_p = 1263 \text{ K}$; F_1, F_2 为应变速率的函数, 通过对试验数据进行非线性回归, 可确定 F_1 和 F_2 :

$$F_1 = 9.685 \left[\frac{\ln \dot{\varepsilon}}{10} \right]^4 - 5.296 \left[\frac{\ln \dot{\varepsilon}}{10} \right]^3 - 1.342 \left[\frac{\ln \dot{\varepsilon}}{10} \right]^2 + 1.61 \left[\frac{\ln \dot{\varepsilon}}{10} \right] + 1.361 \quad (7)$$

$$F_2 = 2.61 \times 10^{-2} (\ln \dot{\varepsilon})^4 + 9.76 \times 10^{-2} (\ln \dot{\varepsilon})^3 - 5.93 \times 10^{-1} (\ln \dot{\varepsilon})^2 - 1.51 \ln \dot{\varepsilon} + 10.26 \quad (8)$$

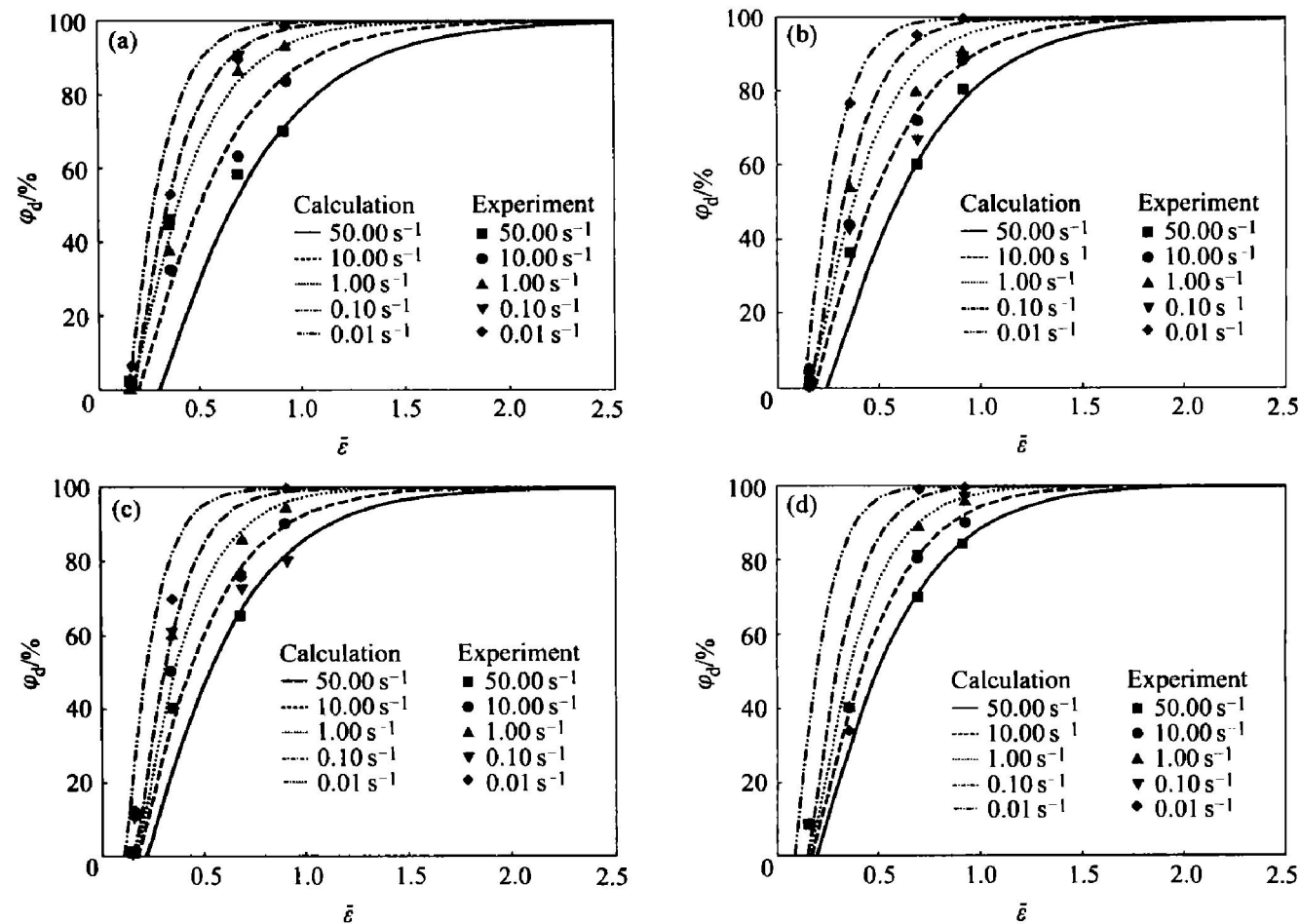


图 7 不同变形条件下动态再结晶的演化过程

Fig. 7 Dynamic recrystallization kinetics under different conditions
(a) -960 °C; (b) -980 °C; (c) -1 000 °C; (d) -1 020 °C

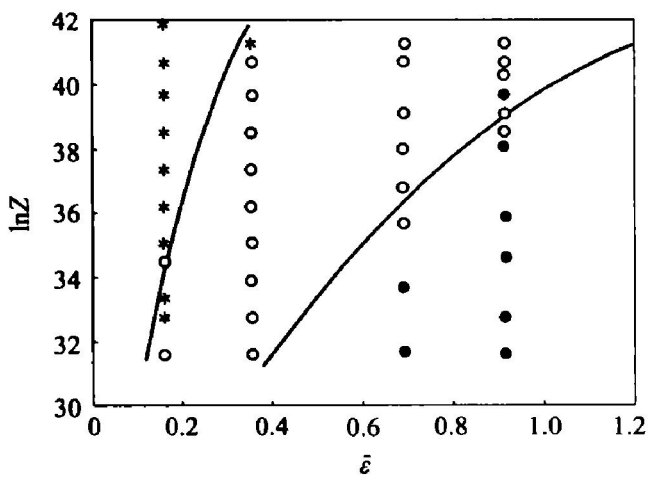


图 8 GH4169 合金显微组织与热力参数的关系

Fig. 8 Relationship between microstructure and thermomechanical parameters of GH4169 alloy

- —Complete recrystallization;
- —Part recrystallization;
- * —Unrecrystallization

式(6)的计算结果和相应的试验数据见图9。可以看出, GH4169 合金动态再结晶晶粒尺寸除受变形温度的影响外, 还受应变速率的影响。当 $\dot{\epsilon}$ 较小时, 晶粒尺寸随应变速率的增大而减小; $\dot{\epsilon}$ 约为 10^{-2} s^{-1} 时, 晶粒尺寸达到最小值, 随后晶粒尺寸随 $\dot{\epsilon}$ 的增大而增大。在建立的动态再结晶晶粒尺寸模型中, 由于采用了应变速率的多项式确定参数 F_1 和 F_2 , 因而可以很好地反映晶粒尺寸与应变速率之间的复杂关系。

动态再结晶晶粒尺寸随应变速率的非单调性变化, 可以用形核率 N 和晶粒长大速率 G 的共同作用来解释, 它们之间存在如下关系:

$$D_d = K (G/N)^m \tag{9}$$

由上式可知, 动态再结晶晶粒尺寸由 G/N 决定, 应变速率对 G 和 N 都有显著影响: 1) 应变速率增大, 变形不均匀性增加, 形核率 N 也增大; 2) 应变速率增大, 各种软化机制不能充分进行, 工件内储能升高, 再结晶晶核的长大速率增大; 3) 应变速率提高, 变形热效应增强, 工件内的温升使晶粒长

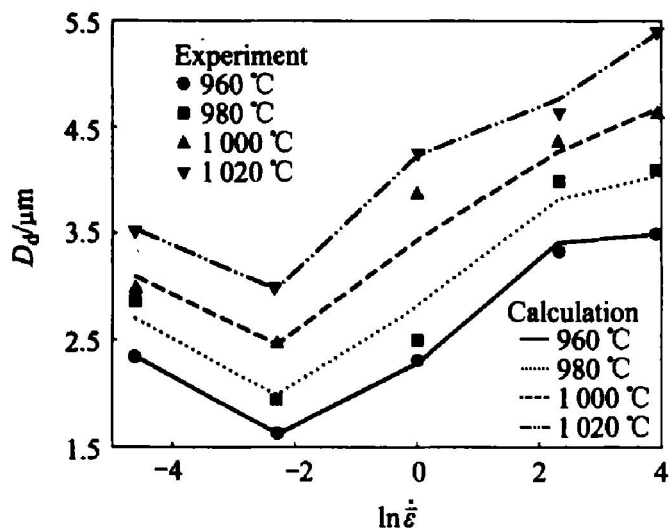


图9 不同变形条件下动态再结晶晶粒尺寸

Fig. 9 Dynamic recrystallization grain size under different conditions

大的趋势增强。总之,实际的动态再结晶晶粒尺寸是上述因素共同作用的结果。当应变速率较低时,变形热效应和存储能的增加均不显著,形核率 N 是影响晶粒尺寸的主要因素;当应变速率较高时,存储能的增加和变形热效应逐渐显著,晶粒长大速率 G 成为影响晶粒尺寸的主要因素,因而呈现晶粒尺寸随应变速率的非单调性变化。

3.4 亚动态再结晶运动学方程

亚动态再结晶是 GH4169 合金在变形后高温滞留阶段内主要的显微组织演化过程,同时也是改善 GH4169 合金锻件晶粒均匀性的重要机制。由于实际热加工过程中工件都不可避免地要在高温下滞留一段时间,亚动态再结晶过程对 GH4169 合金锻件的组织性能具有决定性作用,因而有必要对 GH4169 合金热态变形结束后的亚动态再结晶过程作进一步研究。

图 10 所示为 1 020 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon} = 0.693$ 时,试样经试验温度下保温 10 s 后的显微组织。可以看出,变形结束后试样内的混晶组织已完全被均匀的等轴晶粒所取代,说明此时试样内的亚动态再结晶过程已经完成。与试样的原始组织(图 1)相比,亚动态再结晶组织的晶粒更加细小均匀;与相应规范下的锻态组织(图 3(b))相比,经过亚动态再结晶以后材料的显微组织均匀性大大提高。这对于保证锻件具有良好的综合力学性能是十分有益的。

试验结果表明, GH4169 合金的亚动态再结晶演化过程主要取决于温度、应变、应变速率和滞留

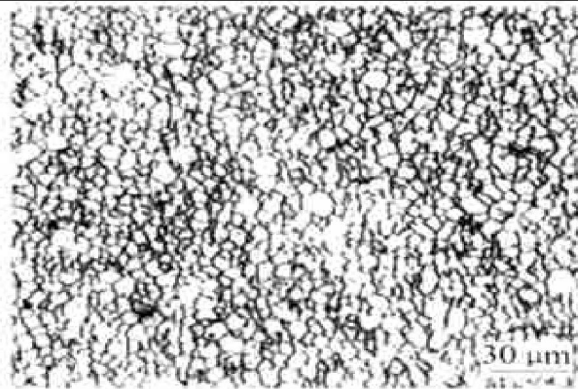


图 10 试样保温 10 s 的显微组织

Fig. 10 Microstructure of the studied alloy dwelling for 10 s $\bar{\epsilon} = 0.693$

时间。这些参数与亚动态再结晶体积分数 φ_{md} 之间的关系可用下式表示:

$$\varphi_{\text{md}} = 1 - \exp \left[-0.693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^2 \right]$$

式中 t 为滞留时间; $t_{0.5}$ 为亚动态再结晶体积分数为 50% 时的滞留时间,根据试验数据, $t_{0.5}$ 与锻造热力参数间的关系如下:

$$t_{0.5} = 1.346 \times 10^{-3} \cdot \dot{\epsilon}^{-0.86} \cdot \bar{\epsilon}^{-1.36} \cdot \exp \left[\frac{8875}{T} \right] \quad (11)$$

由式(10)和式(11)计算得到的不同热力参数下亚动态再结晶体积分数随时间的变化情况以及相应条件下的试验观测结果见图 11。可以看出,随着温度升高,应变和应变速率增大,亚动态再结晶发展速度加快。在试验温度和应变速率范围内,亚动态再结晶进行的速度较快,一般在 15 s 以内完成。从目前国内 GH4169 合金锻件生产的现场数据看,变形结束后锻件转运至水冷槽的时间一般为 10~20 s。因此, DA 工艺生产的 GH4169 合金锻件水冷后的组织很大程度上取决于亚动态再结晶过程。因此,在预测锻件组织演化情况时,必须综合考虑动态和亚动态再结晶过程,才能获得符合实际的结果。

3.5 亚动态再结晶晶粒尺寸

根据试验观测结果,亚动态再结晶晶粒尺寸一般比相应的动态再结晶晶粒尺寸要大,随着应变和应变速率的增加以及温度的降低,亚动态再结晶晶粒尺寸逐渐减小。亚动态再结晶晶粒尺寸与热力参数间的关系如下:

$$D_{\text{md}} = 5.38 \times 10^{-3} \cdot \bar{\epsilon}^{(9.56 - 8.03 \times 10^{-3} T)} \cdot \dot{\epsilon}^{(2.9 \times 10^{-2} T - 1.17 \times 10^{-5} T^2 - 18.13)}.$$

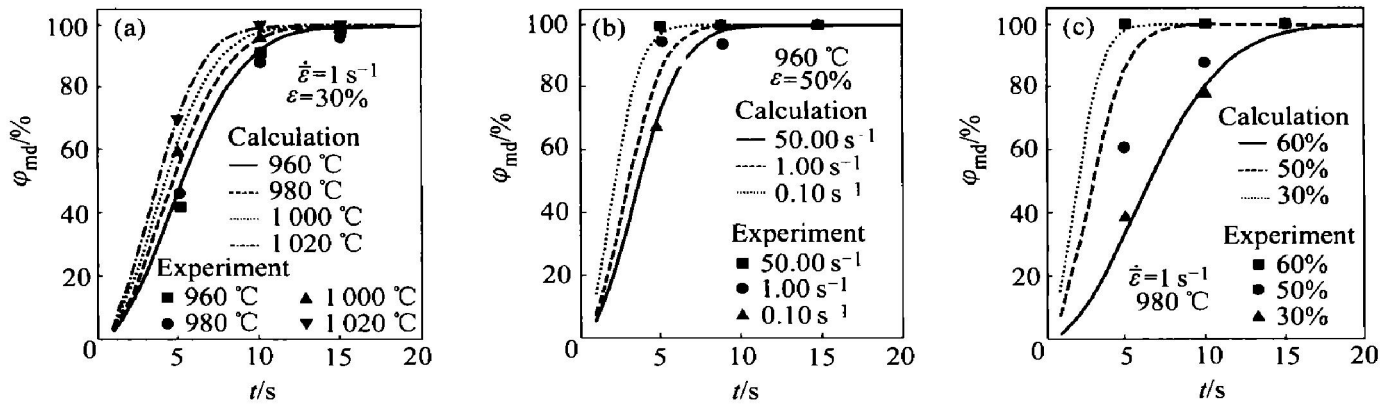


图 11 亚动态再结晶体积分数与时间的关系

Fig. 11 Metadynamic recrystallization kinetics
(a) —Different temperatures; (b) —Different strain rates; (c) —Different strains

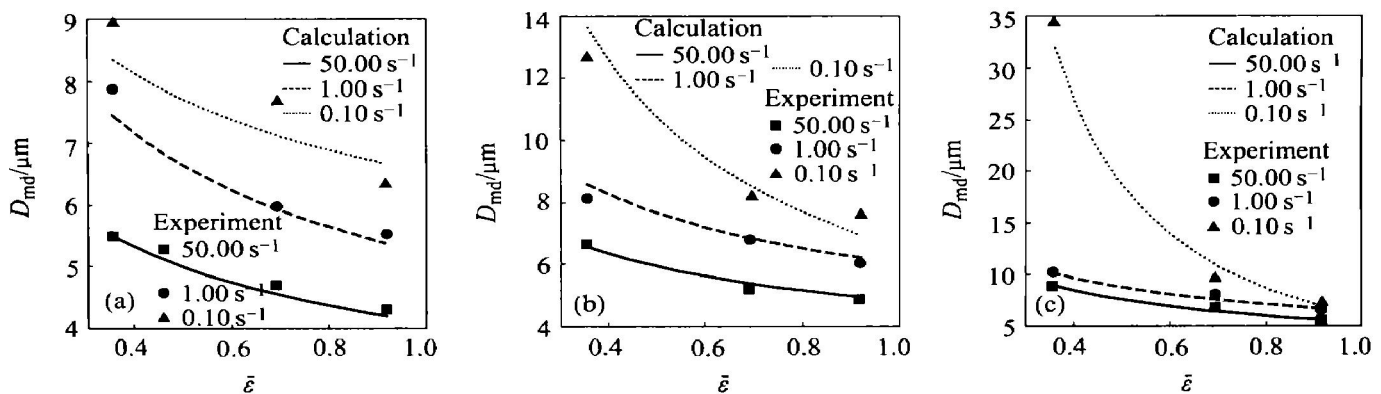


图 12 不同变形条件下亚动态再结晶晶粒尺寸

Fig. 12 Metadynamic recrystallization grain size under different conditions
(a) —980 °C; (b) —1000 °C; (c) —1020 °C

$$\exp(5.49 \times 10^{-3} T) \quad (12)$$

应用上式计算所得结果见图 12。可以看出, 计算数据与试验观测结果吻合良好。当变形温度超过 δ 相溶解温度, 并且应变和应变速率较低时, 亚动态再结晶晶粒急剧长大。因此, 为了获得晶粒细小的 GH4169 合金锻件, 制定锻造工艺时应考虑该合金的上述特点。

4 结论

1) GH4169 合金热加工过程中的主要显微组织演化过程是动态和亚动态再结晶。在应用显微组织演化模型分析和预测锻件组织性能时, 必须综合考虑动态和亚动态再结晶过程的影响。

2) GH4169 合金动态再结晶运动学方程为:

$$\varphi_d = 1 - \exp \left[-0.693 \cdot \left(\frac{\bar{\varepsilon} - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{1.15} \right]$$

3) GH4169 合金动态再结晶晶粒尺寸与锻造热

力参数间的关系为:

$$\ln D_d = F_1 + F_2 \cdot \frac{T - T_p}{1000}$$

4) GH4169 合金亚动态再结晶运动学方程为:

$$\varphi_{md} = 1 - \exp \left[-0.693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^2 \right]$$

5) 亚动态再结晶晶粒尺寸可由下式确定:

$$D_{md} = 5.38 \times 10^{-3} \cdot \bar{\varepsilon}^{(9.56 - 8.03 \times 10^{-3} T)}$$

$$\cdot \bar{\varepsilon}^{(2.9 \times 10^{-2} T - 1.17 \times 10^{-5} T^2 - 18.13)}$$

$$\exp(5.49 \times 10^{-3} T)$$

REFERENCES

- [1] McQueen H J, Jonas J J. Recent Advances in hot working: fundamental dynamic softening mechanisms[J]. J Appl Metalworking, 1985, 3(3): 233 - 241.
- [2] Luton M J, Dorel R, Petkovic R A. Interaction between deformation, recrystallization and precipitation in niobium

- steels[J]. Metall Trans, 1980, 11A: 411.
- [3] 孙本荣, 曾秀珍. 热连轧含 Nb 低碳钢板卷奥氏体再结晶研究[J]. 金属学报, 1988, 24(2): B112 - B113.
- Sun Benrong. Zeng Xiuzhen. Austenitic recrystallization during hot strip continuous rolling in low carbon Nb steel[J]. Acta Metal Sinica, 1988, 24(2): B112 - B113.
- [4] Brand A J, Karhausen K, Kopp R. Microstructural simulation of nickel base alloy INCONEL718 in production of turbine discs[J]. J Mater Sci Technol, 1996, 12: 963 - 969.
- [5] Camus G, Pieraggi B, Chevet F. The Development of direct age 718 alloy for gas turbine engine disk application [A]. Gachdev A K, Embury J D. Formability and Metallurgical Structure[C]. Warrendale: TMS, 1986. 324 - 330.
- [6] Weis M J, Mataya M C, Thompson S W, et al. The hot deformation behavior of an As cast alloy 718 ingot[A]. Loria E A. Superalloy 718-Metallurgy and Application [C]. Warrendale: TMS, 1989. 154 - 162.
- [7] Sellars C M, Whiteman J A. Recrystallization and grain growth in hot working[J]. J Mater Sci, 1979, 3: 187 - 194.
- [8] Sellars C M. Modeling microstructural development during hot rolling[J]. J Mater Sci Technol, 1990, 6: 1072 - 1081.
- [9] Shen G S, Semiatin S L, Shivpuri R. Modeling microstructural development during the forging of waspaloy [J]. Metal Mater Trans A, 1995, 26A: 1795 - 1803.
- [10] Zhang J M, Gao Z Y, Zhuang J Y, et al. Mathematical modeling of the hot deformation behavior of superalloy IN718[J]. Metal Mater Trans A, 1999, 30A: 2701 - 2712.
- [11] Park N K, Kim I S, Na Y S, et al. Hot forging of a nickel base superalloy[J]. J Mater Processing Technol, 2001: 111: 98 - 102.
- [12] Imbert C A C, McQueen H J. Dynamic recrystallization of D2 and W1 tool steel[J]. Mater Sci Technol, 2000, 16: 532 - 538.

Mathematical model for microstructure evolution of GH4169 alloy during hot working process

LIU Dong, LUO Zrjian

(College of Materials Science and Technology,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The microstructure evolution processes of GH4169 alloy during hot deformation and dwelling period after deformation were studied using Thermecmaster-Z hot working simulator, at temperature from 960 °C to 1 020 °C, equivalent strain rate from 10^{-2} s^{-1} to 50 s^{-1} , true strain from 0.357 to 0.916, and dwelling time from 0 s to 15 s. It is found that the dominant microstructure evolution processes are dynamic recrystallization and metadynamic recrystallization. The microstructure evolution models including kinetics and grain sizes of dynamic and metadynamic recrystallizations are established in order to predict microstructure and grain size of GH4169 alloy forgings.

Key words: GH4169 alloy; microstructure evolution model; dynamic recrystallization; metadynamic recrystallization

(编辑 李艳红)