

涡轮盘用 GH4742 合金动态再结晶行为

周 舸, 李鉴霖, 门 月, 张浩宇, 车 欣, 朱晓飞, 陈立佳

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

摘 要: 采用单道次等温压缩实验获得了 GH4742 合金在变形温度为 980~1100 °C, 应变速率为 0.005~5 s⁻¹ 条件下的应力-应变曲线。以实验数据为基础, 运用 KM 模型、Poliak-Jonas 准则、Avrami 模型较为系统地描述了该合金动态再结晶过程的流变应力、临界应变变量、组织演化动力学等特征。并在 Prasad 功率耗散率模型的基础上, 将动态再结晶组织转变体积分数引入其中, 获得了动态再结晶过程的能量变化规律, 借助微观组织表征技术, 揭示了该合金动态再结晶机理。研究表明: GH4742 合金随着变形温度的升高和应变速率的降低, 动态再结晶临界应变变量减小, 组织转变体积分数增加。发生完全动态再结晶时的功率耗散率大于 0.44, 形成机制为位错诱导的连续动态再结晶。

关键词: GH4742 合金; 动态再结晶; 物理模型; 热变形; 微观组织

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1318-07

GH4742 合金是一种以 Ni-Cr-C 为固溶体和以 Ni₃(Ti, Al, Nb) γ' 析出相沉淀强化型镍基变形高温合金。该合金在复杂服役条件下, 仍具备良好的抗高温氧化、抗腐蚀及高温力学性能等优点, 可用于制造在 600~900 °C 温度范围和高应力条件下工作的零部件, 是目前航空发动机涡轮盘的重要备选材料之一^[1-5]。相比于其它镍基高温合金, GH4742 合金经过热处理后, γ' 相含量大于 35%, 同时还有大量的 M₆C、M₂₃C₆、MC 等碳化物析出, 且析出物呈现弥散分布状态; 另一方面, 该合金基体相为 fcc 结构的 γ 相, 对 Co、Cr、W 等元素具有较大的溶解度, 固溶强化效果显著。然而, 在上述强化机制作用下, 合金在热加工成形过程中位错运动需要克服大量的析出相阻碍作用, 导致变形抗力增大。因此, 各国学者在该合金铸态组织均匀性控制、锻造过程组织性能优化、服役条件下的力学性能评价等方面开展了大量的基础性研究工作。

张北江等人^[6-8]采用高温扩散退火的方法, 实现了 GH4742 合金大型铸锭 γ' 相的均匀分布, 解决了高合金化镍基高温合金真空自耗铸态组织均匀化问题; 通过对热处理工艺参数的优化, 获得了该合金室温力学性能、高温持久性能与典型组织的最优化匹配; 采用有限元模拟的方法揭示了该合金大尺寸棒坯锻造过程的影响因素及宏观变形行为特征。王磊等人^[9,10]对该合金服役性能评价开展了相关研究, 通过高温低周疲劳试验, 揭示

了 γ' 相对疲劳裂纹扩展区的影响规律, 并对该合金时效处理后的疲劳性能进行了评价。Ding^[11]、Cao 等人^[12]对 GH4742 合金进行了不同温度、应变速率、变形量下的热变形行为研究, 运用热加工图理论, 较为系统地研究了 Prasad、Gegel、Malas、Murthy、Semiatin 5 种失稳判据下该合金的热加工成形性能。目前已有的研究表明, GH4742 合金在铸态组织均匀性控制、锻造态组织性能最优化调控及疲劳性能优化等方面均取得了重大突破, 为其实际应用奠定了良好的基础。但是, 随着航空发动机设计指标的不断提升, 对涡轮盘锻造工艺提出了更高的要求。通常情况下, 动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 是金属材料热变形中的重要软化机制之一, 可以降低变形抗力, 改善材料的成形能力, 提升材料综合力学性能。因而如何实现该合金锻造过程工艺参数与动态再结晶组织稳定化控制, 是目前提升 GH4742 合金锻造工艺水平的共性科学问题之一。为此, 马腾飞等人^[13]从工艺角度出发揭示了 GH4720Li 合金动态再结晶临界应变温度、应变速率及应变变量, 并计算了该合金的激活能。Mostafaei 等人^[14]基于流变应力变化特征提出了一种动力学方程, Jorge 等人^[15]报道了金属材料在应变变量较小时加工硬化与动态再结晶软化行为模型, 上述模型在镁合金、低碳钢等金属材料中获得了较好的应用。然而, 目前关于 GH4742 合金动态再结晶行为的相关研究报道中, 仅有东北大学 Cao 等

收稿日期: 2020-05-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51805335)

作者简介: 周 舸, 男, 1985 年生, 博士, 讲师, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-25496253, E-mail: zhouge@sut.edu.cn

人^[12]揭示了该合金动态再结晶过程的微观组织转变规律, 而对于该合金动态再结晶软化过程的力学行为特征、临界应变条件、体积分数变化、能量转化等方面的研究均未见报道。

因此, 本研究选取涡轮盘用 GH4742 变形高温合金为研究对象, 以热压缩试验为基础, 运用 KM 模型对动态再结晶流变应力进行描述, 运用 Poliak-Jonas 准则对动态再结晶临界应变条件进行分析, 基于 Avrami 模型揭示动态再结晶体积分数演化规律, 并将动态再结晶力学行为、组织转变体积分数等参数引入到功率耗散率模型中, 获得动态再结晶过程的能量变化规律。借助透射电镜表征技术, 对上述模型化理论研究结果进行微观组织验证, 从而系统性地揭示 GH4742 合金动态再结晶行为, 为该合金热加工工艺参数制定与优化提供依据。

1 实验

实验材料为 GH4742 合金铸锭, 熔炼方法为真空感应冶炼 (VIM) + 真空电弧重熔 (VAR), 化学成分 (质量分数, %) 为: 0.053 C, 13.83 Cr, 9.96 Co, 2.41 W, 4.84 Mo, 2.67 Al, 2.52 Ti, 2.44 Nb, 0.005 V, 0.20 Fe, 0.002 La, 0.0038 Ce, 0.001 S, 0.005 P, 余量 Ni。

GH4742 合金热压缩试样尺寸为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$, 并将两端面加工成 0.2 mm 的凹槽。在 Gleeble-3800 热-力模拟试验机上进行单道次高温压缩模拟试验。实

验环境为低真空状态, 工艺参数的温度: 980~1100 °C, 间隔 40 °C, 应变速率: 0.005~5 s⁻¹, 真应变: 0.25、0.3、0.6, 实验后水冷保留完整的高温组织。在型号为 OLYMPUS GX51 光学显微镜下进行金相显微组织观察, 金相试样制备所采用的腐蚀剂为: CuSO₄ (1.5 g) + HCl (40 mL) + C₂H₅OH (20 mL)。采用型号为 Tecnai G² 20 的透射电镜, 对该合金动态再结晶行为进行微观组织表征。试样制备过程的酸喷试剂为: 甲醇:正丁醇:高氯酸=60%:34%:6%, 电流值: 40~45 mA, 电压值: 50 V, 温度: -40~35 °C。

2 结果与讨论

2.1 GH4742 合金热变形本构关系

图 1 为 GH4742 合金真应力-应变曲线。从图中可以看出, 该合金流变应力与变形温度、应变速率、变形量间存在一定的变化规律。从能量角度考虑, 该过程是一个热激活过程, 流变应力与热压缩工艺参数间满足 Arrhenius 本构关系模型^[16], 充分考虑变形量 ϵ 对流变应力 σ 的影响, 模型可转化为:

$$\epsilon^{n_3} \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1)$$

其中, n_3 、 n_1 为与应变有关的参数, Q 为变形激活能, R 为气体常数, T 为变形温度, A_1 为常数。对公式 (1) 两边进行对数变换可得:

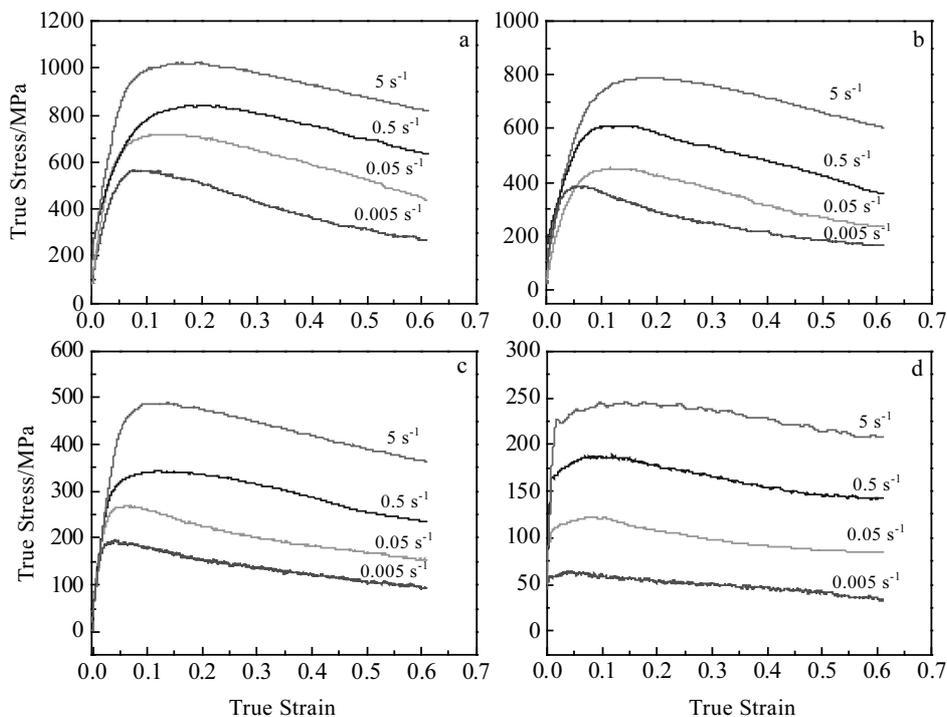


图 1 GH4742 合金真应力-应变曲线

Fig.1 True stress-true strain curves of GH4742 alloy under different deformation conditions: (a) 980 °C, (b) 1020 °C, (c) 1060 °C, and (d) 1100 °C

$$\ln \sigma = B_0 + B_1 \ln \dot{\epsilon} + B_2 \frac{1}{T} + B_3 \ln \epsilon \quad (2)$$

根据图 1 中的试验数据, 分别对 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln \sigma - \ln \epsilon$ 、 $\ln \sigma - 1/T$ 间的数学关系特征进行分析可知, $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln \sigma - \ln \epsilon$ 均服从近抛物线关系, $\ln \sigma - 1/T$ 之间近似线性关系。为了提高本构关系模型精度, 充分考虑应变速率与温度对流变应力的影响, 将修正因子 $\ln \dot{\epsilon}/T$ 引入模型中, 其模型具象化表示如下所示:

$$\begin{aligned} \ln \sigma = & b_0 + b_1 \ln \epsilon + b_2 (\ln \epsilon)^2 + b_3 (\ln \epsilon)^3 + \\ & b_4 \ln \dot{\epsilon} + b_5 (\ln \dot{\epsilon})^2 + b_6 (\ln \dot{\epsilon})^3 + \\ & b_7 \frac{1}{T} + b_8 \frac{\ln \dot{\epsilon}}{T} \end{aligned} \quad (3)$$

应用多元线性回归方法, 获得 $b_0 \sim b_8$ 参数的值, 如表 1 所示。

将图 1 与 GH4742 合金热变形本构关系模型结合可知, 该合金热变形过程流变应力随着变形温度的升高而降低, 随着应变速率的增大而增大。且应变初始阶段, 流变应力值迅速增大, 达到峰值后开始降低。当应变较大时, 流变应力呈现稳定状态。金属材料热变形过程流变应力变化的原因是加工硬化与加工软化过程的相互作用, 其科学本质是材料发生动态再结晶过程的微观组织转变行为, 因此, 需要对该合金热变形过程的动态再结晶行为进行研究。

2.2 GH4742 合金动态再结晶物理模型

金属材料在热变形过程中往往发生动态再结晶行为。其科学本质包含了多种物理模型, 如动态再结晶临界应变模型、动态再结晶动力学模型。

Poliak 和 Jonas^[17]认为, 发生动态再结晶时应变与应力满足如下关系:

$$-\frac{\partial^2 \theta}{\partial \sigma^2} = 0 \quad (4)$$

式中, $\theta = d\sigma/d\epsilon$ 为加工硬化率, σ 为流变应力。根据 2.1 节中 $\sigma - \epsilon$ 的本构关系, GH4742 合金热变形过程中发生动态再结晶时的临界应变模型为:

$$-\frac{\partial(\ln \theta)}{\partial \epsilon} = B_0 + B_1 \epsilon + B_2 \epsilon^2 \quad (5)$$

图 2 为该合金在 1060 °C, 不同应变速率条件下

的 $-\partial(\ln \theta)/\partial \epsilon - \epsilon$ 关系曲线。从图中可以看出, 当 $-\partial(\ln \theta)/\partial \epsilon$ 为最小值时, 所对应的应变量为临界应变 ϵ_c 。通过计算可得 GH4742 合金不同变形条件下的 ϵ_c , 如表 2 所示。

根据热力学不可逆条件下的 Poliak-Jonas 临界应变模型, 对表 2 中的 ϵ_c 进行多元线性回归, 可得 GH4742 合金动态再结晶临界应变模型:

$$\epsilon_c = \exp\left(-2.605 + 0.048 \ln \dot{\epsilon} + \frac{1478.40}{T}\right) \quad (6)$$

图 3 为 GH4742 合金在温度为 980~1100 °C, 应变速率为 0.005~5 s⁻¹ 条件下的动态再结晶临界应变变化规律。从图中可以看出, 该合金动态再结晶临界应变 $\epsilon_c \in (0.2292 \sim 0.3471)$, 且在高温、低应变速率条件下, 该合金的临界应变较小, 合金容易发生动态再结晶, 而随着变形温度的减小和应变速率的增大, 临界应变逐渐增大, 动态再结晶行为出现了一定的滞后现象。这与该合金在热变形过程中能量耗散与再分配有关。临界应变模型能够反映出该合金发生动态再结晶的起始状态, 而无法对动态再结晶组织演化过程进行描述, 因此需要从动力学角度进行分析。

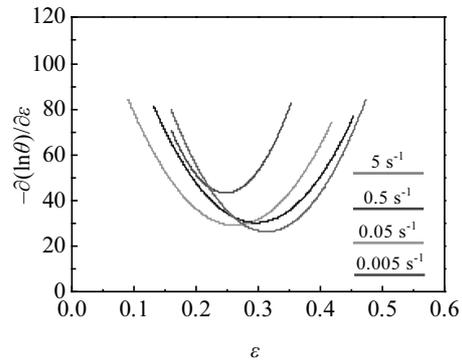


图 2 GH4742 合金在 1060 °C 和不同应变速率下 $-\partial(\ln \theta)/\partial \epsilon$ 与 ϵ 之间的关系曲线

Fig.2 $-\partial(\ln \theta)/\partial \epsilon - \epsilon$ curves of GH4742 superalloy at different strain rates and the temperature of 1060 °C

表 2 GH4742 合金不同热变形条件下动态再结晶临界应变值
Table 2 Critical strain of dynamic recrystallization during thermal deformation of GH4742 superalloy

Strain rate/s ⁻¹	Critical strain, ϵ_c			
	980 °C	1020 °C	1060 °C	1100 °C
0.005	0.2923	0.2639	0.2499	0.2292
0.05	0.3012	0.2847	0.2612	0.2401
0.5	0.3276	0.3056	0.2957	0.2787
5	0.3471	0.3246	0.3121	0.2901

表 1 GH4742 合金本构关系模型参数

Table 1 Parameters in constitutive equation of GH4742 alloy			
Parameter	Value	Parameter	Value
b_0	-4.622 22	b_5	0.000 838
b_1	-0.643 19	b_6	0.001 16
b_2	-0.195 51	b_7	13.111 46
b_3	-0.017 32	b_8	-0.177 63
b_4	0.267 95		

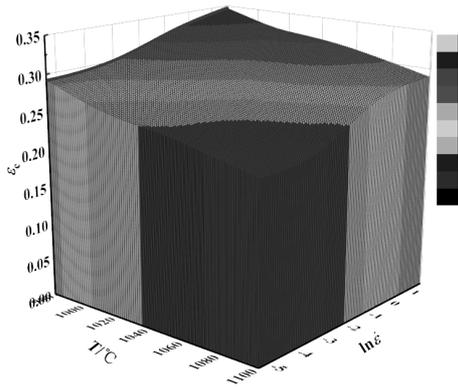


图 3 GH4742 合金动态再结晶临界应变与变形温度, 应变速率的关系

Fig.3 Relationship between critical strain (ϵ_c) and deformation temperature (T), strain rate ($\ln \dot{\epsilon}$) at dynamic recrystallization for GH4742 superalloy

Avrami 提出了金属材料动态再结晶过程中动力学转变经典模型^[18]:

$$X_d = 1 - \exp \left\{ -k \left[\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p} \right]^n \right\} \quad (7)$$

其中, ϵ -应变值; ϵ_c -临界应变值; ϵ_p -峰值应力应变值; K_1, K_2 为常数; X_d -动态再结晶分数, 即根据微观组织演变特征, 材料在变形过程中发生动态再结晶的晶粒体积占比。

据文献报道^[19], 当 $\epsilon_c < \epsilon_p < \epsilon_s$ (ϵ_s 为稳态应变) 时, X_d 与流变应力之间满足如下表达式:

$$X_d = \frac{(\sigma_c - \sigma)}{(\sigma_{SS}^A - \sigma_{SS}^B)} \quad (8)$$

其中, σ_c -临界应力; σ -流变应力; σ_{SS}^B -稳态应力; σ_{SS}^A -

未发生动态再结晶时的稳态应力。

在上述动力学模型求解时, ϵ_c 由表 2 可得, ϵ_p, ϵ_s 与其所对应的应力值由图 1 应力-应变曲线中可以得出, 结合公式 (7)、(8) 采用多项式拟合的方法可以计算得出 n 值与 k 值, 分别为 $n=1.58, k=0.96$, 因此 GH4742 合金动力学方程为:

$$X_d = 1 - \exp \left\{ -0.96 \left[\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p} \right]^{1.58} \right\} \quad (9)$$

图 4 为 GH4742 合金不同变形条件下的动态再结晶体积分数演化规律。从图中可以看出, 曲线呈现典型的“S”型特征。当应变大于 ϵ_c 时, X_d 开始迅速增大, 该合金开始发生动态再结晶, 且 X_d 随着应变速率的增大和温度的降低而减小, 并随着应变量的增加逐渐趋于稳定状态, 即 X_d 接近 1。从图 4a、4b 中可以看出, 该合金在高温 (1020~1100 °C) 和低应变速率 (0.005~0.05 s^{-1}) 下, 当应变分别大于 0.3 和 0.31 时, 发生完全动态再结晶, X_d 接近 1, 而在低温和高应变速率时出现了一定的滞后现象, 发生完全动态再结晶的应变大于 0.4。上述现象的科学本质是金属材料在发生动态再结晶组织转变时存在能量的变化。

2.3 GH4742 合金动态再结晶能量耗散模型

金属材料热变形过程能量转化 (P) 主要包括材料发生变形所需要的能量 (G) 和组织演变过程所消耗的能量 (J) 两部分。从物理学角度, 金属材料动态再结晶过程的能量耗散可分为势能与动能。当发生动态再结晶组织转变时, 势必会引起原子势能的变化, 而在变形过程中位错运动、动能转化等则以热量形式耗散。因此根据 Prasad 等人^[20]提出的耗散结构理论模型:

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

当金属材料热变形过程发生动态再结晶行为时, 通过公

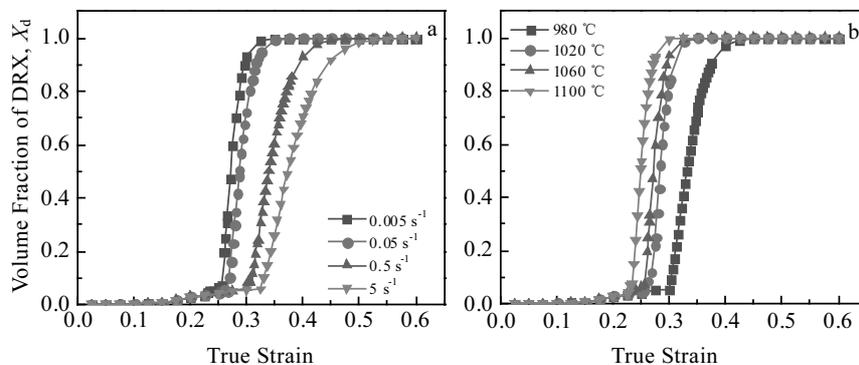


图 4 GH4742 合金动态再结晶体积分数演化规律

Fig 4 Volume fraction of DRX (X_d) evolution for GH4742 superalloy at temperature of 1060 °C (a) and strain rate of 0.005 s^{-1} (b)

式 (8) 将 X_d 引入 Prasad 模型中, 可得:

$$m = \frac{dJ}{dG} \frac{\partial \ln \sigma_{DRX}}{\partial \ln \epsilon} = \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma_{DRX}} \cdot \frac{d\sigma_{DRX}}{dX_{DRX}} \cdot \frac{dX_{DRX}}{d\dot{\epsilon}}$$

$$= \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma_{DRX}} (\sigma_{SS}^A - \sigma_{SS}^B) \frac{dX_{DRX}}{d\dot{\epsilon}} \quad (11)$$

根据上式, 通过计算可以得出该合金不同变形工艺 (温度、应变速率、变形量) 下的动态再结晶功率耗散率值。分别绘制变形量为 0.25、0.3 时该合金动态再结晶功率耗散率等值曲线, 如图 5 所示。

GH4742 合金在变形温度为 1060~1100 °C, 应变速率为 0.005~0.05 s⁻¹ 条件下, 动态再结晶临界应变 $\epsilon_c \in (0.2292 \sim 0.2499)$ 。当变形量为 0.25 时, 合金开始发生动态再结晶, $X_d \in (8.25\% \sim 10.28\%)$ 。动态再结晶体积分数最大值仅为 10.28%, 说明在上述变形条件下未发生完全动态再结晶, 其流变应力呈现缓慢降低直至稳态出现 (如图 1 所示), 此时该合金的功率耗散率 η 值大于 0.3 (如图 5a 所示)。而当变形量增大至 0.3 时, 在低应变速率 ($\dot{\epsilon} \leq 0.05 \text{ s}^{-1}$) 和高温 ($T \geq 1060 \text{ °C}$) 条件下, $\epsilon_c \in (0.2292 \sim 0.2957)$, 且 X_d 接近于 1, 发生完全动态再结晶, 此时功率耗散率 η 值大于 0.44 (如图 5b 所示)。而当温度低于 1020 °C 时, $X_d \in (9.25\% \sim 57.38\%)$ 发生未完全动态再结晶, 功率耗散率 η 值为 0.3~0.44 (如图 5b 所示)。因此, GH4742 合金在上述热变形过程中, 动态再结晶发生的临界能量条件为 η 值大于 0.3, 而发生完全动态再结晶的临界能量条件为 η 值大于 0.44。

2.4 GH4742 合金动态再结晶显微组织

图 6 为 GH4742 合金不同变形条件下的金相显微组织。可以看出, 原始组织为粗大的铸态组织, 晶粒尺寸大于 100 μm (图 6a)。而热变形后的组织为典型的动态再结晶组织, 但是因热变形条件不同, 变形组织又分为不完全再结晶组织、完全再结晶组织以及再结晶长大组织 (图 6b~6f)。当变形量 ϵ 为 0.25 时, 在

高温低应变速率 ($T=1060 \text{ °C}$, $\dot{\epsilon}=0.005 \text{ s}^{-1}$) 下, 粗大晶粒逐渐被动态再结晶晶粒所替代, 且分布于大晶粒周围, 呈现出细小、等轴化趋势, 且晶界呈现锯齿状 (图 6b), 说明合金发生了不完全动态再结晶, 此时 $X_d=10.28\%$ 。在低温、高应变速率 ($T=980 \text{ °C}$, $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$) 下, 仅有少部分组织发生了动态再结晶, $X_d \leq 5\%$, 其金相组织为类似于原始铸态的粗大组织 (图 6e)。上述结果验证了动态再结晶动力学模型的可靠性。当变形量增大至 0.3 时, 该合金发生了完全动态再结晶 ($X_d=100\%$), 金相组织呈现大量细小的等轴状, 原始铸态粗大晶粒消失, 晶粒尺寸约为 10 μm (图 6c), 功率耗散率 $\eta=0.4 \sim 0.49$, 该组织具有良好的热加工性能。随着温度的降低 (1060 °C \rightarrow 980 °C), $X_d=57.38\%$, 发生部分动态再结晶 (图 6d)。这是由于当温度较低时, 动态再结晶组织转变驱动力降低, 无法满足发生完全再结晶组织转变的能量要求, 此时 $\eta=0.3 \sim 0.44$ 。该合金在图 6f 所示的条件下变形时, 发生了完全动态再结晶, 并且晶粒呈现长大现象, 晶粒尺寸约为 35 μm , $X_d=100\%$, η 大于 0.4。这是由于随着变形量的增大, 变形储能增加, 在较高温度下原子扩散能力增大, 位错运动加剧, 动态再结晶形核率增加。与此同时应变速率较低, 使得形核的新晶粒有充分的时间发生合并长大。

图 7 为 GH4742 合金在不同变形条件下的 TEM 照片。从图 7a 中可以看出, 合金在该条件下变形时仅有部分晶粒呈现细小等轴状, 且周围存在大量的位错缠结。而尺寸较大的晶粒内部存在大量位错, 位错通过滑移、攀移、交滑移等作用逐步形成位错网。选取图 7a 中再结晶晶界处进行高倍观察, 晶界呈现出明显的弯曲形貌, 晶界附近形成了位错网, 晶内存在大量的位错 (如图 7b 所示), 因此该合金动态再结晶为位错诱导的弓出形核机制。图 7c 为合金发生完全再结晶时的 TEM 照片。大部分晶粒呈现等轴状, 由于变形较

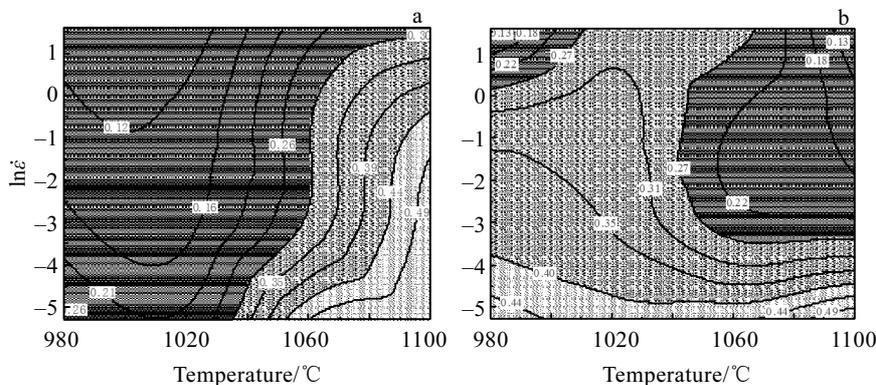


图 5 GH4742 合金动态再结晶功率耗散率分布图

Fig.5 Power dissipation maps for GH4742 superalloy at different temperatures and strain rates: (a) $\epsilon=0.25$ and (b) $\epsilon=0.3$

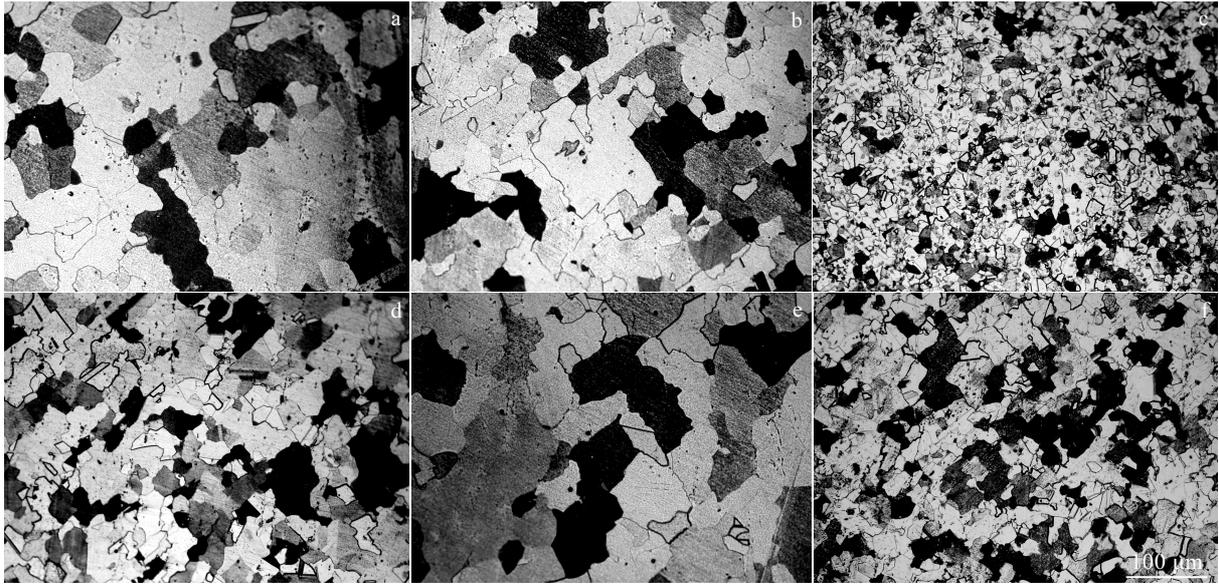


图 6 GH4742 合金不同变形条件下的金相显微组织

Fig.6 OM microstructures of GH4742 alloy under different deformation conditions: (a) initial; (b) $T=1060\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.005\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.25$; (c) $T=1060\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.005\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.3$; (d) $T=980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.05\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.3$; (e) $T=980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=5\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.25$; (f) $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.005\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.6$

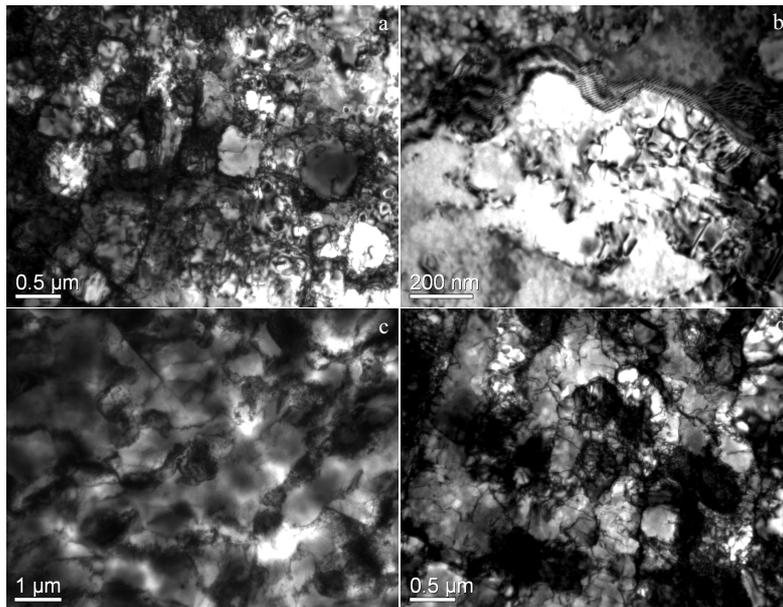


图 7 GH4742 合金不同变形条件下的 TEM 显微组织

Fig.7 TEM microstructures of GH4742 alloy under different deformation conditions: (a, b) $T=1060\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.005\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.25$; (c) $T=1060\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.005\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.3$; (d) $T=980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.05\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.3$

小, 部分晶界尚未完全清晰, 但是再结晶等轴化趋势较为显著。图 7d 为该合金动态再结晶组织演化分数约为 50%时的 TEM 照片。可以看出原始晶粒(尺寸较大)与晶晶粒(尺寸较小)交互共存, 且晶界呈现出典型的弯曲、三叉、锯齿状特征, 周围存在大量的位

错。这说明该合金动态再结晶长大过程主要为晶界滑移机制, 位错运动起到协调促进作用。

3 结 论

1) GH4742 合金在热变形过程中, 流变应力随着

变形量的增加呈现出典型的动态再结晶软化特征, 其峰值应力与稳态应力均随着应变速率的增大和温度的降低而增大, 且表现出明显的应变速率敏感性特征。

2) GH4742 合金发生动态再结晶时临界应变变量 $\varepsilon_c \in (0.2292 \sim 0.3471)$, X_d 随着应变速率的增加和温度的降低而减小, 动力学曲线呈现典型的“S”型特征, 发生完全再结晶时功率耗散率 η 值大于 0.44, 发生不完全再结晶时 η 值为 0.3~0.44。

3) 该合金在热变形过程中动态再结晶形核机制为位错诱导的弓出形核机制, 长大过程主要受晶界滑移控制, 位错运动起到协调作用。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Superalloy Materials*(高温合金材料学(上册))[M]. Beijing: Science Press, 2008: 165
- [2] Roger C R. *Materials Today*[J], 2007, 10(3): 57
- [3] Chen Guoliang(陈国良). *Superalloy*(高温合金学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 15
- [4] Shi Changxu(师昌绪), Zhong Zengyong (仲增墉). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 1997, 33(1): 1
- [5] Sajjadi S A, Nategh S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 307(1-2): 158
- [6] Xu Guohua(胥国华), Zhang Beijiang(张北江), Qin Heyong(秦鹤勇) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2007(6): 26
- [7] Wang Zixing(王资兴), Huang Shuo(黄烁), Zhang Beijiang(张北江) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(3): 417
- [8] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄烁), Zhang Wenyun(张文云) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [9] Zhang Xingshuo(张星硕), Wang Lei(王磊), Liu Yang(刘杨) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2019, 33(10): 721
- [10] Kong Weiwen, Yuan Chao, Zhang Baoning *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2019, 751(28): 226
- [11] Zhou Ge, Ding Hua, Cao Furong *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2014, 30(3): 217
- [12] Zhang Yun, Cao Furong, Lin Kaizhen *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 3091
- [13] Ma Tengfei(马腾飞), Li Yuli(李宇力), Zhou Xuan(周宣) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 201
- [14] Mostafaei M A, Kazeminezhad M. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 544: 88
- [15] Jorge A M, Regone W, Balancin O. *Journal of Material Processing Technology*[J], 2003, 142(2): 415
- [16] Hanlon D H, Sietsma J, Zwaag S V D. *ISIJ International*[J], 2001, 41(9): 1028
- [17] Poliak E I, Jonas J J. *Acta Metallurgica*[J], 1996, 44(1): 127
- [18] Estrin Y, Mecking H. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 32(1): 57
- [19] Mcqueen H J, Blum W. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 290(1-2): 95
- [20] Prasad Y V R K. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 82

Dynamic Recrystallization Behavior of GH4742 Superalloy Used in Turbine Disk

Zhou Ge, Li Jianlin, Men Yue, Zhang Haoyu, Che Xin, Zhu Xiaofei, Chen Lijia

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: The stress-strain curves of GH4742 superalloy at deformation temperature of 980~1100 °C and strain rate of 0.005~5 s⁻¹ were acquired through single-pass isothermal compression experiments. The flow stress, critical strain capacity and structure evolution dynamics of GH4742 during dynamic recrystallization were systematically described on basis of experimental data using KM model, Poliak-Jonas criterion, and Avrami model. Then based on the Prasad power dissipation rate model, the structural transformation volume fraction was introduced to determine the energy variation rules during dynamic recrystallization. The mechanism underlying the dynamic recrystallization of GH4742 was revealed with the help of microstructure characterization. It is found that the critical strain capacity of GH4742 during dynamic recrystallization decreases and the structural transformation volume fraction increases with the rise of deformation temperature or the decline of strain rate. The power dissipation rate of complete dynamic recrystallization is larger than 0.44, and the forming mechanism is dislocation-induced continuous dynamic recrystallization.

Key words: GH4742; dynamic recrystallization; physical models; hot deformation; microstructure

Corresponding author: Chen Lijia, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-25496253, E-mail: chenlijia@sut.edu.cn