

GH2907 合金热变形本构方程

陈益哲^{1,2}, 庞玉华^{1,2}, 王建国³, 刘东³, 王龙祥⁴

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 陕西省冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

(3. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(4. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温热压缩实验, 分析了 GH2907 合金在变形温度 950~1100 °C、应变速率 0.01~10 s⁻¹、变形量 60%条件下的高温流变行为。结果表明: 合金的流变应力随着变形温度的升高或应变速率的降低而显著降低。利用 Arrhenius 双曲正弦方程和 Zener-Hollomon 参数计算出合金的热变形激活能 Q 为 463.043 kJ·mol⁻¹; 合金的应力-应变曲线具有明显的动态再结晶 (DRX) 特征, 变形量、变形温度以及应变速率对 DRX 体积分数均具有显著影响。在应变相同时, 提高变形温度或降低应变速率, 可以明显地提高合金的 DRX 体积分数。基于应力-位错关系和 DRX 动力学, 建立了加工硬化-动态回复和动态再结晶 2 个阶段的机理型本构模型, 可用于描述流变应力与应变速率和变形温度之间的关系。误差分析相关系数 R 为 0.987, 预测值与实验值吻合良好, 可用于表征预测 GH2907 合金的热变形行为。

关键词: GH2907 合金; 本构方程; 热变形激活能; 动态回复; 动态再结晶

中图分类号: TG132.3⁺³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3577-08

GH2907 是一种以铁-钴-镍为基的低膨胀高温合金, 用铌、钛、硅和微量的硼进行综合强化。在 650 °C 以下具有很高的强度、低的膨胀系数、良好的热疲劳性能以及几乎恒定不变的弹性模量。合金组织由 γ 固溶体, γ' 强化相、 ϵ 相、 ϵ'' 相、L 相、MC 相和 G 相等组成。 γ' 相是合金的主要强化相, ϵ 相和 ϵ'' 相显著提高合金的缺口持久性能。该合金适合于制造 650 °C 以下, 控制间隙大小的各类航空发动机环形件和机匣^[1]。

金属在热变形过程 (如轧制, 锻造和挤压) 中的流变行为非常复杂^[2]。在热变形的过程中, 加工硬化 (WH)、动态回复 (DRV) 和动态再结晶 (DRX) 经常发生在低堆垛层错能的金属和合金中^[3,4]。硬化和软化机制都会受到热加工工艺参数的显著影响, 如变形量、变形温度和应变速率。本构关系通常用于描述金属的塑性流变特性^[5]。目前, 本构关系大致可分为唯象型模型、微观机理模型和人工神经网络模型^[2]。其中唯象型本构模型和人工神经网络模型无法解释合金在高温流变过程中的微观机理, 而机理型本构模型是基于位错滑移、晶粒尺寸和动态再结晶等微观结构的演变机理, 预测材料的应力-应变关系^[6]。动态再结晶模型广泛应用于表征各种材料的高温变形行为中^[7]。

在此研究中, 通过等温热压缩实验分析了 GH2907 合金的热变形行为, 建立了加工硬化-动态回复和动态再结晶 2 个阶段的机理型本构模型, 描述流变应力与应变速率、变形温度和变形量之间的关系, 为后续高温塑性变形过程的数值模拟奠定基础。

1 实验

本实验所用的材料为 GH2907 合金锻态棒材, 化学成分如表 1 所示, 切取 $\Phi 8$ mm×12 mm 的热模拟压缩试样, 经过 1030 °C 保温 30 min 固溶处理, 如图 1 为变形前组织。可以看出微观组织呈现均匀状态, 平均晶粒尺寸约为 75 μ m。在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行轴向等温热压缩实验。变形温度为 950、1000、1050 和 1100 °C; 应变速率为 0.01、0.1、1 和 10 s⁻¹; 压缩变形量为 60%; 升温速率为 10 °C/s; 保温时间 10 min。压缩前在试样两端黏贴石墨片, 热压缩后立即水淬以保留其微观组织。将试样沿着压缩轴向切开, 在室温下经研磨抛光后, 用 HCl (50 mL) + CH₃CH₂OH (50 mL) + FeCl₃ (45 g) + H₂O (40 mL) + HF (15 mL) 溶液腐蚀, 使用 LWD300LT 光学显微镜观察合金的金相组织, 采用 Image-Pro-Plus 6.0 软件通过截线法测量组织的晶粒尺寸。

收稿日期: 2018-11-05

基金项目: 国家自然科学基金(51504195)

作者简介: 陈益哲, 男, 1992 年生, 硕士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: 957698190@qq.com

表 1 GH2907 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH2907 superalloy (wt%)

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Al	Ti	Cu	Co	B	Nb+Ta	Mo	Fe
0.028	0.49	0.33	0.058	37.83	0.0024	0.0060	0.016	1.71	0.021	14.13	0.0067	4.91	0.0032	40.4587

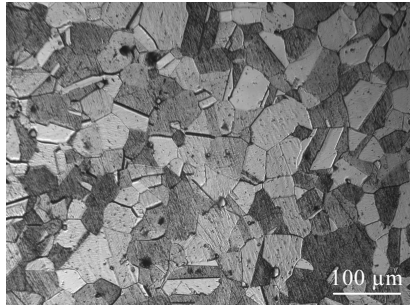


图 1 GH2907 合金的试样固溶处理后微观组织

Fig.1 Microstructure of GH2907 superalloy sample after solution treatment

2 结果与讨论

2.1 高温变形真应力-真应变曲线的分析

图 2 为 GH2907 合金在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。可以看出合金在不同变形条件下的流变应力曲线均出现先硬化后软化的趋势，表现出明显的动态再结晶特征。在变形初始阶段，由于位错产生和增殖导致位错密度快速增加，流变应力急剧升高，加工硬化作用明显；动态回复的软化作用较小，导致流变应力随着应变的增加而升高。随着应变的增加，动态软化机制的作用逐渐增强，流变应力的升高速率减缓，缓慢的达到峰值应力；由 DRV 和 DRX 引起的软化率大于加工硬化率，流变应力逐渐减小。随着变形量的不断增加，动态软化和加工硬化最终达到动态平衡，流变应力趋于平稳，进入稳态应力阶段。

从图 2a 中可见，应变速率相同时，流变应力随着变形温度的升高而降低。当变形温度升高，动态再结晶的进程加快，使软化作用更加明显，导致流变应力下降。加工硬化机制如位错交叉和堆积导致连续变形的应力越来越高^[8]，而空位扩散速率、螺型位错的交滑移和边缘位错的攀移随变形温度的升高而增加，导致动态回复更易发生，克服由位错堆积和缠绕造成的加工硬化^[9]，有利于在高温下晶界的滑动，动态再结晶晶粒（如图 3 所示）会加速降低流变应力^[10]。图 2b 为变形温度相同时，流变应力随着应变速率降低而减小。较低的应变速率可以为动态再结晶形核和生长

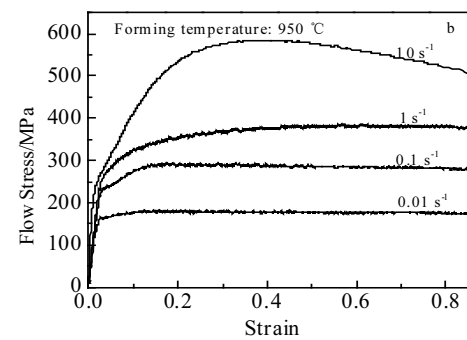
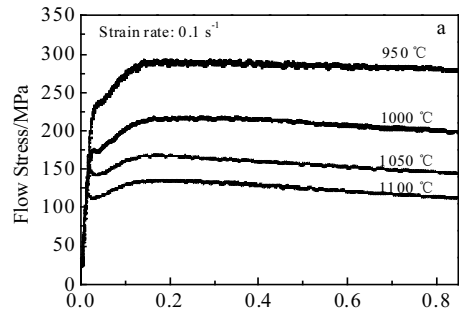


图 2 GH2907 合金在不同变形温度和应变速率下应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of GH2907 superalloy at different forming temperatures and strains rates: (a) 0.1 s^{-1} and (b) $950 \text{ }^\circ\text{C}$

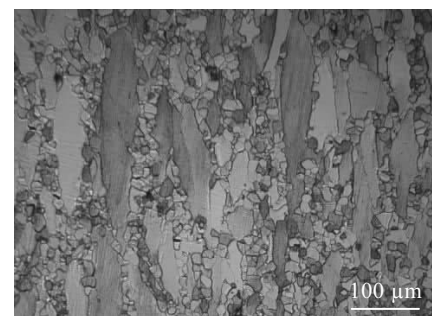


图 3 应变速率 10 s^{-1} 变形温度 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 下的试样微观组织

Fig.3 Microstructure of sample at the strain rate of 10 s^{-1} and forming temperature of $1100 \text{ }^\circ\text{C}$

以及位错运动（包括滑移，交滑移和攀移）提供更长的时间^[11,12]，动态再结晶晶粒的形核、长大进行的更加充分，软化效果明显，导致流变应力下降。

2.2 本构方程的建立

2.2.1 变形激活能

变形温度和应变速率对金属流变应力的综合影响可用 Zener-Hollomon 参数来表征^[13]。其表达式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 应变速率 (s^{-1}); T 绝对温度 (K); R 通用气体常数 ($8.314 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$); Q 热变形激活能 ($kJ \cdot mol^{-1}$)。

金属的热变形是一个热激活过程, 通常采用 3 种不同形式的 Arrhenius 方程表示 σ 与 $\dot{\epsilon}$ 和 T 的关系^[14]:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp[-Q/RT] \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp[-Q/RT] \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/RT] \quad (4)$$

式中: $A_1, A_2, A, n_1, \alpha, \beta$ 均与温度和应变速率无关, n 应变速率敏感性指数相关的参数。 α 与 n_1 和 β 的关系:

$$\alpha = \beta / n_1 \quad (5)$$

对公式 (2)、(3) 和 (4) 分别取对数可得:

$$\ln \sigma = \frac{1}{n_1} \ln \dot{\epsilon} + \frac{1}{n_1} \left(\frac{Q}{RT} - \ln A_1 \right) \quad (6)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln \dot{\epsilon} + \frac{1}{\beta} \left(\frac{Q}{RT} - \ln A_2 \right) \quad (7)$$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} (\ln \dot{\epsilon}) + \frac{Q}{RT} - \frac{\ln A}{n} \quad (8)$$

为了准确描述 GH2907 合金的高温变形特性, 采用峰值应变处数据构建合金的本构关系^[15]。不同变形条件下的峰值应力 σ_p 可在对应的应力应变曲线中得到, 通过公式 (6) 和 (7) 采用峰值应力与应变速率之间的关系计算 n_1 和 β 的值。图 4 和图 5 分别是线性回归拟合得到 $\ln\sigma$ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 与 σ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 之间的关系图, 计算出 $n_1=6.1601$ 和 $\beta=0.0265 MPa^{-1}$ 。由公式 (5) 得出 $\alpha=0.0043 MPa^{-1}$ 。

对公式 (8) 取偏微分得:

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

在温度 T 一定的情况下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 呈线性关系, 图 6 所示拟合出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 直线, 即斜率 $n=4.5425$; 在应变速率 $\dot{\epsilon}$ 一定的条件下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1/T$ 呈线性关系, 如图 7 所示拟合出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 直线, 即斜率为 12.26。将这 2 个斜率值代入公式 (9) 中, 可求出合金的变形激活能 $Q=463.043 kJ \cdot mol^{-1}$ 。

2.2.2 加工硬化和动态回复模型

金属材料的流变应力受到晶体内部位错密度的影响, 位错密度随应变的变化一般受到位错塞积与湮灭之

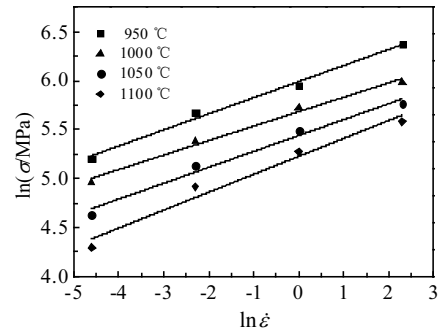


图 4 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 关系

Fig.4 Relationship diagram between $\ln\sigma$ and $\ln\dot{\epsilon}$

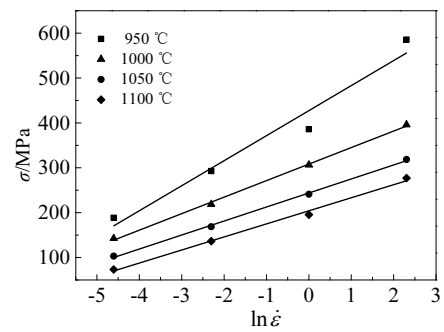


图 5 σ - $\ln\dot{\epsilon}$ 关系

Fig.5 Relationship diagram between σ and $\ln\dot{\epsilon}$

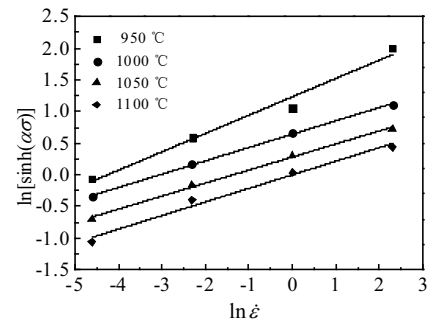


图 6 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 关系

Fig.6 Relationship diagram between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln\dot{\epsilon}$

间的竞争控制, 而位错密度对应变的关系可表示^[16]:

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = U - \Omega\rho \quad (10)$$

式中, $d\rho/d\epsilon$ 为位错密度增加率; U 表示加工硬化引起的位错密度增加量, 在一定的应变下可视为常数; $\Omega\rho$ 表示由于动态回复而引起的位错湮灭和重新排列, Ω 为动态回复系数^[17]; ρ 为位错密度。对方程 (10) 积分可得:

$$\rho = \frac{U}{\Omega} - \left(\frac{U}{\Omega} - \rho_0 \right) e^{-\Omega\epsilon} \quad (11)$$

式中, ρ_0 为初始位错密度。已知与高温下的内应力相比, 有效应力可以忽略不计^[16]。所施加的应力可以通过位错密度的平方根直接估算^[18]:

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (12)$$

式中: α 材料常数; μ 剪切模量; b 泊氏矢量。将方程 (12) 代入方程 (11) 中可得出加工硬化-动态回复期间的流变应力表达式:

$$\sigma = \left[\sigma_{\text{sat}}^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_{\text{sat}}^2) e^{-\Omega \epsilon} \right]^{0.5} \quad (\epsilon < \epsilon_c) \quad (13)$$

饱和应力 σ_{sat} :

$$\sigma_{\text{sat}} = \alpha \mu b \sqrt{U / \Omega} \quad (14)$$

屈服应力 σ_0 :

$$\sigma_0 = \alpha \mu b \sqrt{\rho_0} \quad (15)$$

方程 (13) 中包括 σ_{sat} 、 σ_0 、 Ω 3 个未知参数。Mcqueen 认为临界应力、峰值应力、饱和应力及再结晶开始点均与硬化率曲线相关^[19]。通过建立加工硬化率和应力之间的关系分析材料动态再结晶的特征, 不同变形温度和应变速率下的饱和应力 σ_{sat} 可以在对应的 θ - σ 曲线得到。加工硬化率 θ 可表示:

$$\theta = \left(\frac{d\sigma}{d\epsilon} \right)_{\epsilon, T} \quad (16)$$

图 8 为变形温度为 950 °C 时的加工硬化率 θ 和应力 σ 之间的关系图, 饱和应力 σ_{sat} 在 θ - σ 曲线上获得。首先找出 θ - σ 曲线的拐点, σ_{sat} 可以确定为 θ - σ 曲线上通过入射点的切线水平截距。如图 9 所示将各变形条件下的 σ_{sat} 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 σ_{sat} 和 Z 参数的关系方程:

$$\sigma_{\text{sat}} = 0.2132Z^{0.1665} \quad (17)$$

Poliak 和 Jonas 认为合金的动态再结晶过程在未达到峰值应力 σ_p 对应的应变前已经发生, 动态再结晶

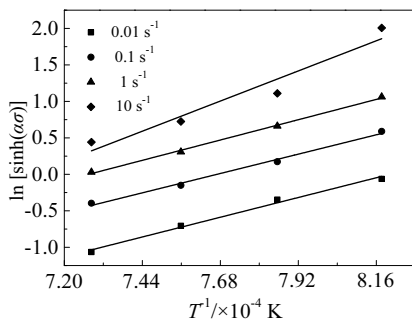


图 7 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 关系

Fig.7 Relationship diagram between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $1/T$

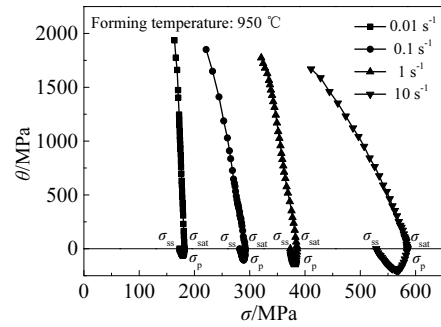


图 8 950 °C 时不同应变速率下 θ 与 σ 的关系

Fig.8 Relationship between θ and σ under the temperature of 950 °C and different strain rates

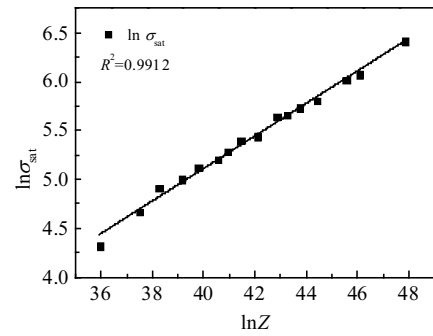


图 9 $\ln\sigma_{\text{sat}}$ 和 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.9 Relationship between $\ln\sigma_{\text{sat}}$ and $\ln Z$ parameter

软化行为的发生对应着最大的能量储存和最小的耗散效率^[19]。为定量找出临界应变 ϵ_c , 可根据 $(-\partial\theta/\partial\sigma)$ - σ 曲线的极值点来确定, 即利用热力学系统的增量功平衡方法可得出动态再结晶发生的临界条件:

$$\frac{\partial}{\partial\sigma} \left(-\frac{\partial\theta}{\partial\sigma} \right) = 0 \quad (18)$$

图 10 为变形温度为 950 °C 时的 $(-\partial\theta/\partial\sigma)$ - σ 曲线关系图。从图中可以看出不同应变速率下的 $(-\partial\theta/\partial\sigma)$ 数值随流变应力的升高先减小后增大, 曲线的极小值点即对应加工硬化率曲线的拐点。以此可以确定临界应力 σ_c , 再通过真应力-真应变曲线可以得到临界应变 ϵ_c 。如图 11 所示将各变形条件下的 ϵ_c 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 ϵ_c 与 Z 参数的关系方程:

$$\epsilon_c = 0.0008546Z^{0.1237} \quad (19)$$

屈服应力 σ_0 可以从真应力-真应变曲线中得到, 如图 12 所示将各变形条件下的 σ_0 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 σ_0 和 Z 参数的关系方程:

$$\sigma_0 = 0.2353Z^{0.1527} \quad (20)$$

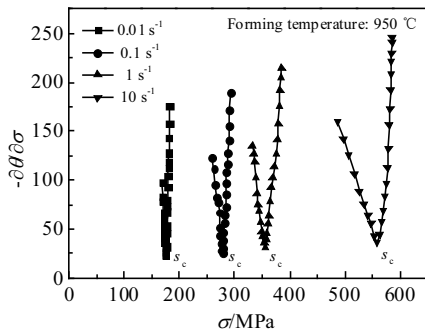


图 10 950 °C 时不同应变速率下 $-(\partial\theta/\partial\sigma)$ 与 σ 的关系

Fig.10 Relationship between $-(\partial\theta/\partial\sigma)$ and σ at the temperature of 950 °C and different strain rates

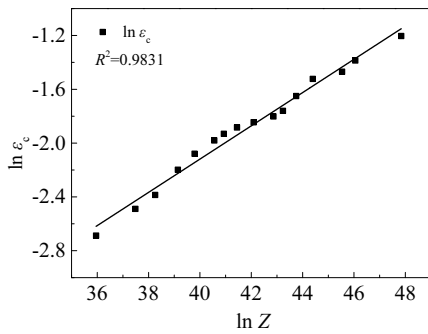


图 11 $\ln \varepsilon_c$ 和 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.11 Relationship between $\ln \varepsilon_c$ and $\ln Z$ parameter

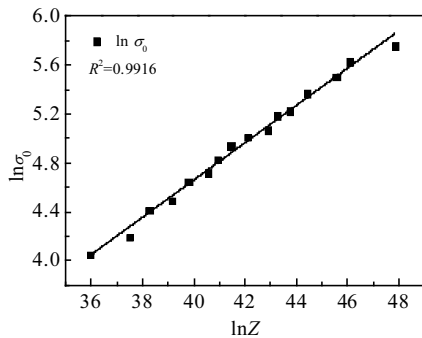


图 12 $\ln \sigma_0$ 与 $\ln Z$ 参数的关系图

Fig.12 Relationship between $\ln \sigma_0$ and $\ln Z$ parameter

根据方程 (13) 可以得出动态回复系数 (Ω) :

$$\Omega = \frac{1}{\varepsilon} \ln \left(\frac{\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2}{\sigma_{sat}^2 - \sigma^2} \right) \quad (21)$$

基于临界应变 ε_c 之前的应变 ε , 对各变形条件确定基于临界应变 ε_c 之前的应变 ε , 对各变形条件确定

动态回复系数 Ω 。用公式(21)建立 $\ln[(\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2)/(\sigma_{sat}^2 - \sigma^2)]$ 与应变 ε 的关系, 如图 13 所示拟合出直线的斜率就是 Ω 值。如图 14 所示将各变形条件下的 Ω 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 Ω 与 Z 参数的关系方程:

$$\Omega = 9362.8031Z^{-0.1489} \quad (22)$$

2.2.3 动态再结晶模型

当材料的应变大于临界应变 ε_c 时, 动态再结晶的形核和生长将发生在晶界、孪晶界和剪切带附近。动态再结晶的形核主要依赖于位错密度的不断增大, 特别是在高变形温度和低应变速率下, 动态再结晶的发生更明显。动态再结晶的体积分数 (X_D) 可采用 Avrami 模型表示^[16]:

$$X_D = 1 - \exp \left[-K_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^{n_d} \right] \quad (\varepsilon \geq \varepsilon_c) \quad (23)$$

式中: ε_c 和 ε_p 分别是临界应变和峰值应变; K_d 和 n_d 是材料常数。同时, X_D 也可以表示^[20]:

$$X_D = \frac{\sigma_{rec} - \sigma}{\sigma_{sat} - \sigma_{ss}} \quad (24)$$

式中: σ_{rec} 动态回复为主要软化机制时的应力, 可用公式 (13) 计算; σ 流变应力; σ_{sat} 加工硬化和动态回复之间的平衡饱和应力; σ_{ss} 动态再结晶引起的稳态应力。将不同条件下的应力 σ 、 σ_{rec} 、 σ_{sat} 和 σ_{ss} 代入公式 (24) 中, 可得出 GH2907 合金再结晶动力学曲线。在应变相同时, 提高变形温度或降低应变速率, 可以明显地提高合金的 DRX 体积分数。将公式 (24) 代入 (23) 中, 动态再结晶期间的流变应力可以表示:

$$\sigma = \sigma_{rec} - (\sigma_{sat} - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp \left[-K_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^{n_d} \right] \right\} \quad (25)$$

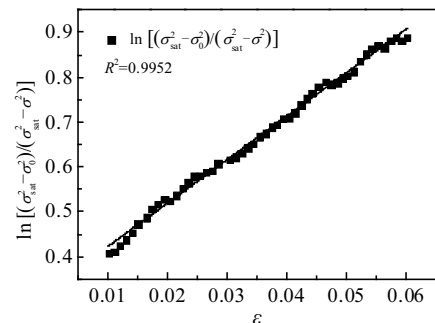


图 13 1100 °C/0.01 s⁻¹ 条件下 $\ln[(\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2)/(\sigma_{sat}^2 - \sigma^2)]$ - ε 的关系

Fig.13 Relationship between $\ln[(\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2)/(\sigma_{sat}^2 - \sigma^2)]$ and ε at the temperature of 1100 °C and strain rate of 0.01 s⁻¹

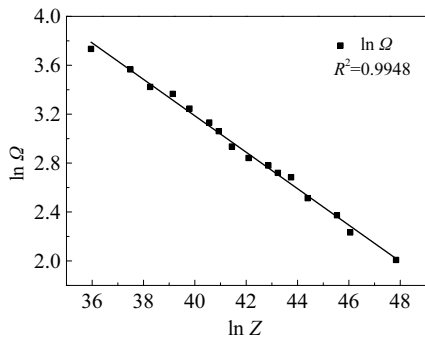


图 14 $\ln Q$ 和 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.14 Relationship between $\ln Q$ and $\ln Z$ parameter

方程 (25) 中包括 ε_c , ε_p , σ_{ss} , K_d 和 n_d 5 个未知参数。稳态应力 σ_{ss} 可以在真应力-真应变曲线中得到, 如图 15 所示将各变形条件下的 σ_{ss} 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 σ_{ss} 和 Z 参数的关系方程:

$$\sigma_{ss} = 0.1636Z^{0.1699} \quad (26)$$

峰值应变 ε_p 通过真应力-真应变曲线上峰值应力 σ_p 所对应的应变确定, 如图 16 所示将各变形条件下的 ε_p 与 Z 参数进行线性拟合, 得到 ε_p 和 Z 参数的关系方程:

$$\varepsilon_p = 0.002953Z^{0.09839} \quad (27)$$

为了确定材料常数 K_d 和 n_d , 对方程 (23) 取对数:

$$\ln[-\ln(1 - X_D)] = \ln K_d + n_d \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right) \quad (28)$$

对 $\ln[-\ln(1 - X_D)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 曲线进行线性拟合, 如图 17 所示, 取直线截距和斜率的平均值即 K_d 和 n_d 。如图 18 所示为 K_d 和 Z 参数的关系, 则 K_d 与 Z 参数的关系式可表征为:

$$K_d = 0.06446 \ln Z - 1.7172 \quad (29)$$

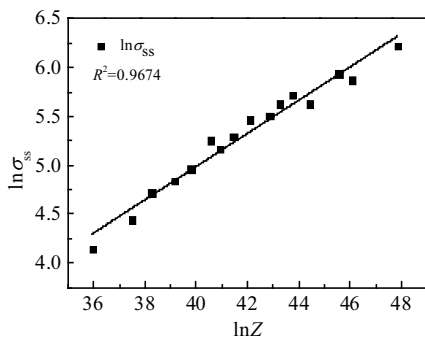


图 15 $\ln \sigma_{ss}$ 和 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.15 Relationship between $\ln \sigma_{ss}$ and $\ln Z$ parameter

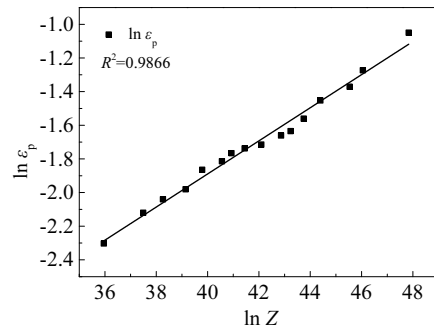


图 16 $\ln \varepsilon_p$ 和 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.16 Relationship between $\ln \varepsilon_p$ and $\ln Z$ parameter

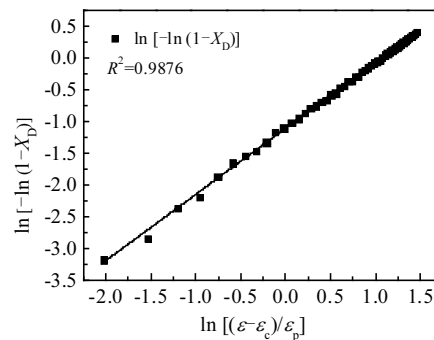


图 17 1100 °C/0.01 s⁻¹ 条件下 $\ln[-\ln(1 - X_D)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 的关系

Fig.17 Relationship between $\ln[-\ln(1 - X_D)]$ and $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ under the temperature of 1100 °C and strain rate of 0.01 s⁻¹

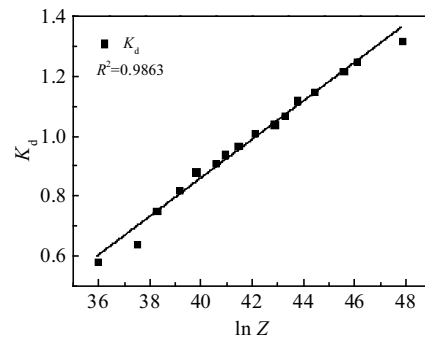


图 18 K_d 与 $\ln Z$ 参数的关系

Fig.18 Relationship between K_d and $\ln Z$ parameter

如图 19 所示为 n_d 和 Z 参数的关系, 则 n_d 与 Z 参数的关系式可表征为:

$$n_d = 0.1076 \ln Z - 2.7864 \quad (30)$$

2.3 本构方程的验证

为了验证本构模型的预测精度, 将测量和预测结果进行了比较。图 20 为各变形条件下 GH2907 合金的测量和预测的流变应力曲线。表明预测流变应力与测

量流变应力吻合较好。但是,加工硬化-动态回复时期在变形温度为 950 °C, 应变速率 10 s⁻¹ 时流变应力有一定的偏差, 由图 21 可见, 其变形条件下微观组织中的晶粒拉长, 动态再结晶现象不太明显。而此机理型本构模型适用于合金的动态再结晶模型, 导致测量值与预测值之间存在偏差。图 22 为各变形条件下预测和测量流变应力的散点图。为了进一步评估本研究建立的本构模型的预测精度, 流变应力可用相关系数 (R) 来预测:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (X_i - \bar{X})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^N (Y_i - \bar{Y})^2}} \quad (31)$$

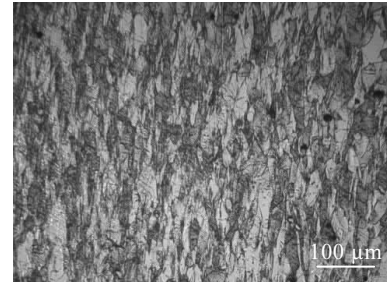


图 21 应变速率 10 s⁻¹ 变形温度 950 °C 下的试样微观组织
Fig.21 Microstructure of sample at the strain rate of 10 s⁻¹ and forming temperature of 950 °C

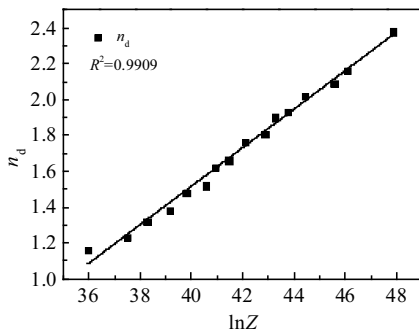


图 19 n_d 与 lnZ 参数的关系
Fig.19 Relationship between n_d and lnZ parameter

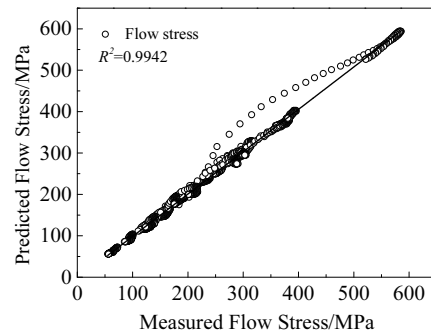


图 22 测量和预测流变应力之间的相关性
Fig.22 Correlation flow stress between measured and predicted flow stress

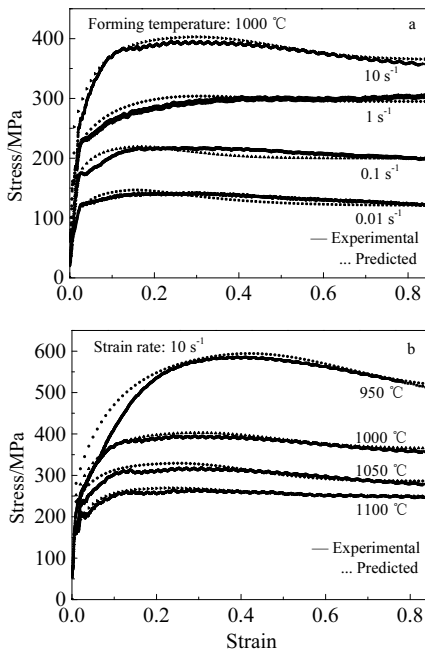


图 20 预测应力-应变曲线和实验所得曲线的对比
Fig.20 Comparisons of the predicted and measured stress-strain curves of samples under the testing condition: (a) 1000 °C and (b) 10 s⁻¹

式中: X_i 和 Y_i 分别是测得和预测的流变应力; \bar{X} 和 \bar{Y} 分别是 X_i 和 Y_i 的平均值。 N 是调查中使用数据的数量。计算得出 $R=0.987$, 表明预测值和实测数据之间存在较好的相关性。因此, 可用来描述 GH2907 合金的流变行为。

3 结 论

1) GH2907 合金的流变应力随着应变速率的降低或者变形温度的升高而显著降低, 其热变形激活能 Q 为 463.043 kJ·mol⁻¹。GH2907 合金的应力-应变曲线具有明显的动态再结晶特征, 变形量、变形温度和应变速率对动态再结晶体积分数均具有显著影响。

2) 建立了 GH2907 合金加工硬化-动态回复期间和动态再结晶期间的机理型本构模型, 并对该模型的预测能力进行了验证。模型精度较高, 相关系数 R 为 0.987, 能够准确的表征预测 GH2907 合金的高温流变行为。

参考文献 References

- [1] Editorial Board (编辑委员会). *China Aeronautical Materials Handbook*(中国航空材料手册第 2 卷)[M]. Beijing: China Standard Press, 2001: 175
- [2] Lin Y C, Chen X M. *Materials & Design*[J], 2011, 32(4): 1733
- [3] Chen M S, Lin Y C, Ma X S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 556: 260
- [4] Momeni A, Dehghani K, Ebrahimi G R. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2011, 509(39): 9387
- [5] Mandal S, Bhaduri A K, Sarma V S. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2012, 43(2): 410
- [6] Wu B, Li M Q, Ma D W. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 542(18): 79
- [7] Chen F, Feng G, Cui Z. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2016, 47(3): 1229
- [8] Lin Y C, Chen X M, Wen D X *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2014, 83(2): 282
- [9] Chen F, Cui Z, Chen S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 528(15): 5073
- [10] Quan G Z, Li G S, Chen T *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(13): 4643
- [11] Lin Y C, Chen M S, Zhong J. *Materials Letters*[J], 2008, 62(14): 2132
- [12] Momeni A, Dehghani K. *Metals & Materials International*[J], 2010, 16(5): 843
- [13] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [14] He A, Xie G, Zhang H *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 52(24): 677
- [15] Yang X M, Guo H Z, Liang H Q *et al.* *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2016, 25(4): 1347
- [16] Lin Y C, Chen M S, Zhong G J. *Mechanics Research Communications*[J], 2008, 35: 142
- [17] Laasraoui A, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22(1): 151
- [18] Dong D, Chen F, Cui Z. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 634: 103
- [19] Poliak E I, Jonas J J. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 127
- [20] Kong L X, Hodgson P D, Wang B. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, S89-90(8): 44

Constitutive Equation for Hot Deformation of GH2907 Superalloy

Chen Yizhe^{1,2}, Pang Yuhua^{1,2}, Wang Jianguo³, Liu Dong³, Wang Longxiang⁴

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Shaanxi Province Metallurgical Engineering Technology Research Center, Xi'an 710055, China)

(3. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(4. Guizhou Anda Aviation Forging Co. Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: Isothermal compression test of GH2907 superalloy was conducted by Gleeble-3500 thermal simulator, the deformation behavior of the superalloy was studied at the forming temperature of 950~1100 °C and the strain rate of 0.01~10 s⁻¹. The results show that the flow stress of the superalloy decreases significantly with the forming temperature increasing or the strain rate decreasing. The deformation activation energy (Q) of the superalloy was calculated to be 463.043 kJ·mol⁻¹ by Arrhenius equation and Zener-Hollomon. Furthermore, the stress-strain curve of the superalloy has obvious dynamic recrystallization (DRX) characteristics, and the strain, forming temperature and strain rate all have significant effect on the DRX volume fraction. At the same strain, the DRX volume fraction of the superalloy increases significantly as the forming temperature increases or the strain rate decreases. Based on the stress-dislocation relationship and DRX kinetics, the physically-type constitutive models of the two stages including work hardening-dynamic recovery and dynamic recrystallization were established to describe the relationships between flow stress and hot working parameters. According to the error analysis, the correlation coefficient R is 0.987 and the prediction value is in good agreement with the experimental. Therefore it can be used to accurately describe the thermal deformation behavior of GH2907 superalloy.

Key words: GH2907 superalloy; constitutive equation; activation energy of thermal deformation; dynamic recovery; dynamic recrystallization

Corresponding author: Pang Yuhua, Ph. D., Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: pyhyj@126.com