

# GH79 合金高温变形行为及变形机理研究

周 舸, 张思倩, 张浩宇, 于雪梅, 刘丽荣, 陈立佳

(沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

**摘 要:** 利用 Gleeble-3800 热压缩模拟试验机, 对 GH79 合金高温热变形行为及变形机理进行了系统的研究。以高温压缩实验为基础, 以高温压缩过程的力学行为特征及微观组织演变规律为主线, 获得了该合金在不同应变速率、不同变形温度下的应变速率敏感性指数  $m$  值、变形激活能  $Q$  值、晶粒指数  $p$  值的变化规律。分别构建了不同失稳判据下的动态 DMM 热加工图及包含位错数量的变形机理图。应用热加工图理论分析了该合金的适合成形加工区和流变失稳区, 运用变形机理图预测了该合金高温变形过程基于柏氏矢量补偿的晶粒尺寸、模量补偿的流变应力下的位错演变规律及高温变形机理。

**关键词:** GH79 合金; 变形激活能; 应变速率敏感性指数; 晶粒指数; 热加工图; 变形机理图

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)12-3939-09

镍基高温合金是迄今为止在 600~1000 °C 高温条件下仍能够承受复杂应力作用, 且具备良好抗高温氧化、抗腐蚀等综合性能的金属材料<sup>[1]</sup>。因此, 在航空发动机、燃气轮机、运载火箭等高、精、尖端装备制造领域得到了广泛的应用。其在航空航天动力装备的制造领域应用率达到 60% 以上<sup>[2-5]</sup>。GH79 合金是在俄罗斯  $\Theta\Pi 742$  合金的基础上, 通过提高  $\gamma'$  相形成元素 (Al、Ti、Nb、Mo) 比例 (达到 8.5% 以上), 适当添加 W、V 等析出强化相元素, 科学合理地平衡其它元素含量, 自主研发设计的一种基于 Ni-Cr-Co 固溶体和 Ni<sub>3</sub> (Ti、Al、Nb) 型  $\gamma'$  强化相可调控的新型镍高温合金, 其高温使用性能由  $\Theta\Pi 742$  合金的 750 °C 提高至 800 °C, 是目前航空发动机涡轮盘零件的重要备选材料之一。然而, GH79 合金经过热处理后,  $\gamma'$  相的析出强化作用显著, 含量超过 50%。这使得该合金在热加工成形过程中, 位错运动需要克服大量  $\gamma'$  相的阻碍作用。因此, GH79 合金的热成形性能是制约该合金实际应用的关键问题之一。

目前, 我国自主研发的航空发动机涡轮盘件多采用等温锻造和粉末冶金的方法。在涡轮盘锻造过程中, 材料的热加工成形性能显得尤为重要。为此, 国内外学者及研究机构在镍基高温合金热变形行为及变形机理等研究方面开展了大量的研究工作。北京科技大学姚志浩<sup>[6,7]</sup>等人采用透射电子显微 (TEM) 观察分析技术, 结合理论模型计算, 揭示了镍基高温合金高温变

形过程中的亚稳态组织、动态再结晶组织的演变规律。西北工业大学许赵华<sup>[8]</sup>等人建立了 GH696 合金动态再结晶晶粒尺寸模型。中国航发北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室王涛等人<sup>[9]</sup>建立了 GH4720Li 合金高温变形本构方程, 并应用人工神经网络技术预测了该合金热变形过程的动态再结晶形核规律。东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室阚志<sup>[10]</sup>等人采用热加工图理论结合微观组织分析, 获得了 GH4720Li 合金高温变形过程的最佳工艺参数及相变特征。美国航空材料国防冶金研究实验室 Kumar 等人<sup>[11]</sup>对镍基高温合金高温变形过程的峰值应力本构模型进行了科学的修正, 建立了镍基高温合金高温变形过程的峰值应力新型本构关系模型。美国伊利诺斯理工学院 Mccarley<sup>[12]</sup>等人采用电子背散射衍射 (EBSD) 分析技术揭示了镍基高温合金热变形过程中堆垛层错能对其组织演变的影响规律。但是, 上述国内外研究内容及结果多集中在镍基高温合金高温变形过程的微观组织演变规律、本构关系模型、动态再结晶机制、热成形工艺优化等方面, 而对于析出强化型 GH79 合金高温变形过程的能量耗散与再分配、位错运动、变形机理等方面的研究内容报道较少。2017 年国际知名学术期刊 Science 报道了中国香港大学 He 等人<sup>[13]</sup>关于钢在高位错密度诱导下提高延伸率的研究工作, 充分证明位错运动行为在金属材料热成形过程中的重要作用。Langdon、Ashby、Mohamed<sup>[14-16]</sup>等人

收稿日期: 2018-12-25

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, 副教授, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: 53793938@qq.com

在 2000 年前后相继提出了归一化的应力与温度的蠕变和超塑性变形机理图, 恒定晶粒尺寸归一化应力和温度的变形机理图, 并在不锈钢、铝及铝基复合材料、镁合金、镍及其合金和钛合金等方面获得了应用<sup>[17-21]</sup>。但是上述变形机理图均未涉及到位错数量这一关键要素。如果能够通过模型推导, 将金属材料热变形过程中晶粒内位错数量引入到上述变形机理图中, 构建包含位错数量的变形机理图, 不仅可以准确预报合金的热变形机理, 还能够实现对金属材料热变形过程位错数量的定量化预测。

因此, 作者以 GH79 镍基高温合金高温压缩模拟试验为基础, 以该合金高温变形行为研究为主线, 以能量耗散与再分配、位错运动规律为重点, 从材料科学角度研究该合金高温变形行为及变形机理, 从而为 GH79 合金热加工成形过程的工艺优化、组织稳定性控制、缺陷预防等方面提供理论支撑。

## 1 实验

实验材料为自主研制的 GH79 合金, 采用真空感应冶炼+真空电弧重熔 (VIM+VAR) 工艺冶炼, 合金化学成分为 (质量分数, %): C 0.061, Cr 11.15, Co 14.26, W 2.41, Mo 4.51, Al 3.10, Ti 2.75, Nb 2.75, V 0.61, Fe 0.56, Si 0.045, La 0.002, Ce 0.005, S 0.0009, P 0.005, Ni 余量。

将 GH79 合金加工成尺寸为  $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  的热压缩模拟试验试样, 并将试样两端面加工出 0.2 mm 深的凹槽。在 Gleeble-3800 热-力模拟试验机上进行单道次高温压缩模拟试验。工艺参数为: 温度: 900~1150 °C, 间隔 50 °C, 应变速率:  $5 \times 10^{-4} \sim 10 \text{ s}^{-1}$ , 应变: 0.6, 升温速度: 5 °C/s, 试验环境为低真空状态。为减少高温压缩实验过程中压头端面摩擦的影响, 避免出现试样明显的腰鼓、侧翻等不均匀变形现象, 在试样端面涂抹石墨进行润滑并加垫钽片。保温 3 min 后迅速水冷, 保留完整的高温组织。对实验中所获得的位移载荷曲线进行数学计算, 得到真应力-真应变曲线。

采用  $\text{CuSO}_4 (1.5 \text{ g}) + \text{HCl} (40 \text{ mL}) + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH} (20 \text{ mL})$  腐蚀剂, 选取变形后的 GH79 合金试样轴向进行金相试样制备, 在 OLYMPUS GX51 光学电子显微镜下进行观察, 该合金变形前金相组织如图 1 所示, 从图 1 中可以看出, GH79 合金原始组织较为均匀, 平均晶粒尺寸约为 45  $\mu\text{m}$ 。但是, 组织均匀等轴化程度不高。同时, 制备该合金变形后的透射电镜试样, 酸喷试剂如下, 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。在 Tecnai G<sup>2</sup> 20 透射电镜上进行观察。

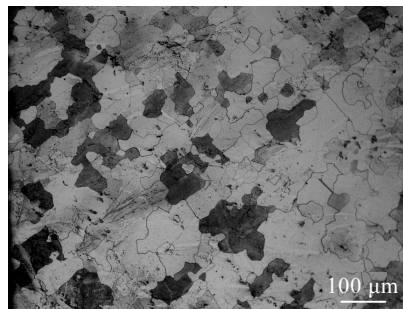


图 1 GH79 合金原始组织

Fig.1 Initial optical microstructure of GH79 superalloy

## 2 结果与讨论

### 2.1 GH79 合金高温变形行为的力学特征

GH79 合金高温压缩模拟试验 (变形温度: 900~1150 °C; 应变速率:  $5 \times 10^{-4} \sim 10 \text{ s}^{-1}$ , 应变: 0.6) 的应力-应变曲线如图 2 所示。从图 2 中可以看出, 该合金高温变形过程的流变应力随着应变速率的增大而增大, 且流变应力  $\sigma$  值与应变  $\varepsilon$  之间呈现出典型的加工硬化、软化、稳态特征。

选取该合金上述高温变形的典型条件下 (温度: 1000 °C, 应变速率:  $10 \text{ s}^{-1}$ ) 的流变应力曲线进行分析, 如图 3 所示。从图 3 中可以看出, GH79 合金高温变形于 0.026 时, 加工硬化现象显著, 加工硬化率 ( $\theta = \partial\sigma / \partial\varepsilon$ ) 高于 1000 MPa, 应变  $\varepsilon$  在 0.026~0.092 时, 加工硬化率开始降低, 应变  $\varepsilon$  超过 DRX 临界  $\varepsilon_c$  时, 加工硬化率降到最小值后, 随着应变的增加  $\theta$  值逐渐趋于平稳。根据 KM 模型<sup>[22,23]</sup>, 起始阶段 (图中 I 区) 流变应力迅速增加, 当应变超过  $\varepsilon_c$  后, 流变应力趋于平稳, 表现出典型的动态回复特征。但是, GH79 合金在高温变形过程中, 流变应力达到峰值应力  $\sigma_p$  后, 呈现出快速降低的趋势, 与理论模型之间存在  $\Delta\sigma$  的流变应力差, 这说明该合金在此过动态再结晶 (DRX) 软化机制占主导地位 (图中 II 区), 当应变  $\varepsilon$  接近 0.6 时, 达到平稳态 (图中 III 区)。该合金高温变形过程的软化效应的应变范围  $\varepsilon = 0.12 \sim 0.58$ , 按照上述方法, 获得该合金温度为 1000 °C, 不同应变速率下的软化效应应变范围如表 1 所示, 从表 1 的数据中可以看出, 该合金高温变形软化行为受应变速率敏感性影响较大。

### 2.2 GH79 合金应变速率敏感性指数

金属材料热变形过程的本质特征满足 Backofen<sup>[24,25]</sup> 方程,

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \quad (1)$$

其中,  $\sigma$  为金属材料热变形过程的流变应力;  $\dot{\varepsilon}$  为应

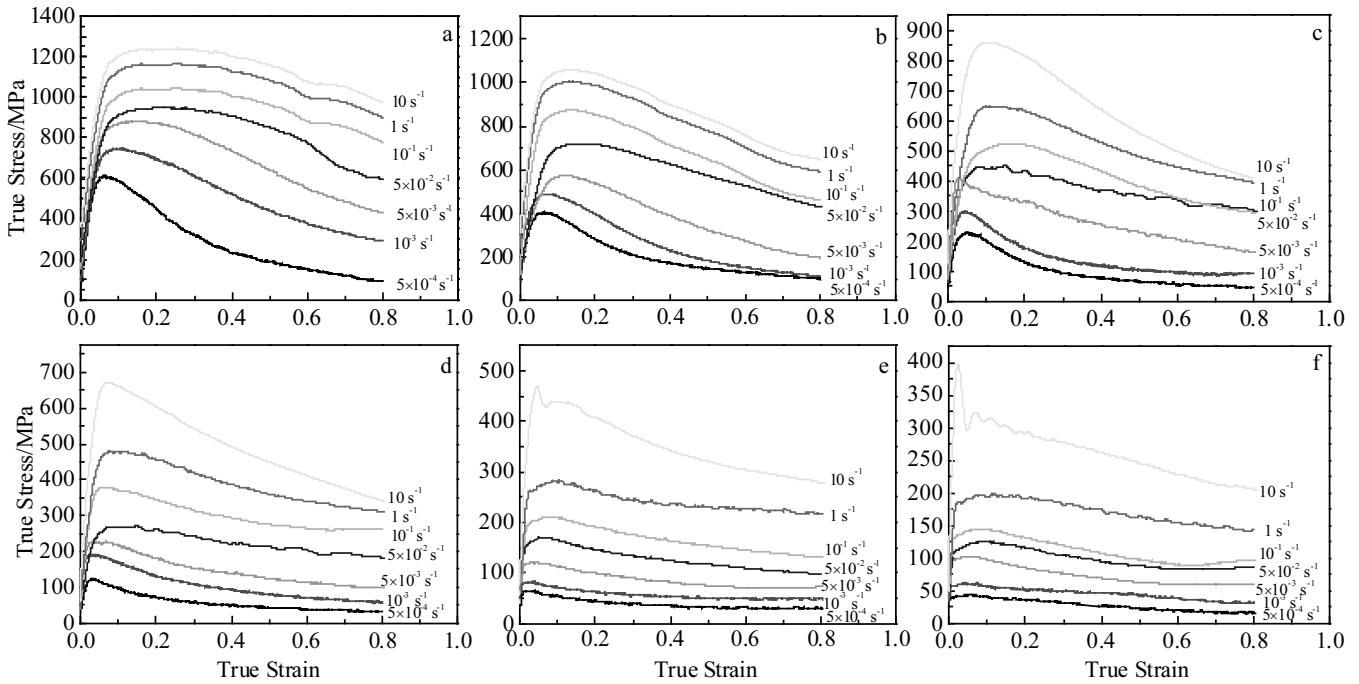


图 2 GH79 合金不同变形条件下的应力-应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of GH79 alloy under different deformation conditions: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C, (e) 1100 °C, and (f) 1150 °C

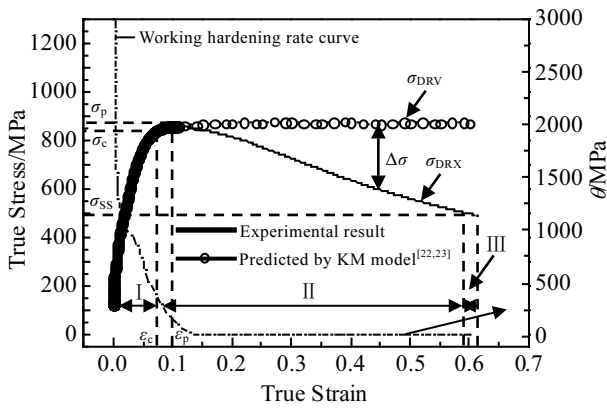


图 3 GH79 合金的流变应力曲线及加工硬化率曲线

Fig.3 Flow stress curve and working hardening rate curve of GH79 alloy

变速率;  $K$  为常数, 由材料特性决定;  $m$  为应变速率敏感性指数。对公式 (1) 经过数学变换可得:

$$m = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\epsilon}} \quad (2)$$

GH79 合金高温变形过程, 材料受应变速率影响较大, 属于典型的应变速率敏感性材料, 因此, 应变速率敏感性指数是衡量该合金热成型性能的重要指标之一。图 4 为该合金 900、950、1000、1050、1100、1150 °C, 应变量为 0.6 时的流变应力-应变之间的关系曲线。图中直线斜率即为该合金的应变速率敏感性指数  $m$  值, 如表 2 所示。

从表 2 中可以看出, GH79 合金的  $m$  值随着变形温度的升高呈现出先增大后减小的趋势, 且在 1100 °C 时达到最大值, 为 0.239。当温度升高到 1150 °C 时, 其  $m$  值低于 1100 °C, 这是由于该合金在高温变形过程中发生了由能量变化而引起的微观组织演变行为。

### 2.3 GH79 合金热变形激活能

GH79 合金高温变形是一个基于能量耗散与再分配的热激活过程, 变形工艺参数 (温度、应变速率、应变变量) 与流变应力之间的影响规律可用下式表示<sup>[25]</sup>:

表 1 GH79 合金 1000 °C 不同应变速率下软化机制应变范围

Table 1 Strain range of softening mechanism of GH79 alloy at 1000 °C and different strain rates							
$\dot{\epsilon} / s^{-1}$	$5 \times 10^{-4}$	$10^{-3}$	$5 \times 10^{-3}$	$5 \times 10^{-2}$	$10^{-1}$	1	10
$\epsilon$	0.11~0.35	0.11~0.38	0.08~0.49	0.20~0.50	0.17~0.51	0.14~0.56	0.12~0.58

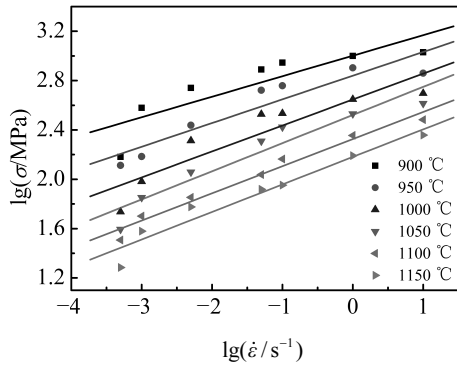


图 4 GH79 合金 lgσ-lgε̇ 曲线

Fig.4 lgσ-lgε̇ curves of GH79 alloy

表 2 GH79 合金不同温度下的应变率敏感性指数 *m* 值(ε=0.6)

Table 2 Strain rate sensitivity (*m*) of GH79 alloy at different temperatures (ε=0.6)

<i>T</i> /°C	900	950	1000	1050	1100	1150
<i>m</i>	0.174	0.199	0.219	0.228	0.239	0.223

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中,  $\sigma$  为流变应力,  $n$  为加工硬化指数,  $m$  为应变率敏感性指数,  $\dot{\varepsilon}$  为应变率,  $T$  为变形温度,  $Q$  为变形激活能,  $R$  为气体常数,  $K$  为材料特征常数。在某一应变率下, 公式 (3) 经过数学变换可得:

$$Q = 2.303R \cdot \left[\frac{\partial \lg \sigma}{\partial (1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} \cdot \left[\frac{\partial \lg \dot{\varepsilon}}{\partial \lg \sigma}\right]_T \quad (4)$$

图 5 为 GH79 合金高温变形过程 lgσ-1/*T* 曲线, 图中曲线的斜率即为公式 (4) 中  $[\partial \lg \sigma / \partial (1/T)]_{\dot{\varepsilon}}$ , 结合图 4 的结果, 可以计算出该合金应变为 0.6 时的热变形激活能  $Q$  值, 结果如表 3 所示。

图 6 为 GH79 合金热变形激活能  $Q$  值、应变率

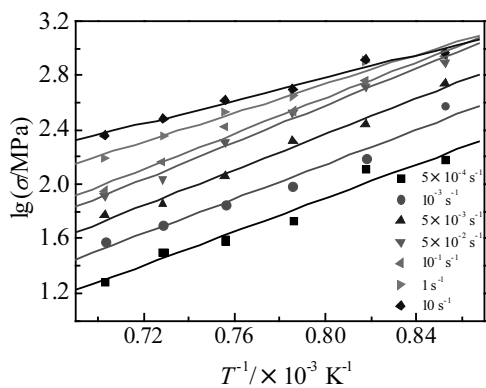


图 5 GH79 合金 lgσ-1/*T* 曲线

Fig.5 lgσ-1/*T* curves of GH79 alloy

表 3 GH79 合金热变形激活能  $Q$  值(ε=0.6)

Table 3 Values of activation energies  $Q$  during hot deformation (ε=0.6) of GH79 alloy (kJ/mol)

$\dot{\varepsilon}$ /s⁻¹	Temperature/°C					
	900	950	1000	1050	1100	1150
$5 \times 10^{-4}$	693.80	614.30	553.74	517.31	499.77	528.91
$10^{-3}$	666.77	590.37	532.16	497.15	480.30	508.30
$5 \times 10^{-3}$	737.73	653.20	588.80	550.06	531.41	562.39
$5 \times 10^{-2}$	678.03	600.34	541.15	505.55	488.41	516.89
$10^{-1}$	654.38	579.40	522.28	487.92	471.38	498.86
1	596.94	528.54	476.31	445.09	430.00	455.07
10	474.17	419.84	378.45	353.55	341.57	361.48

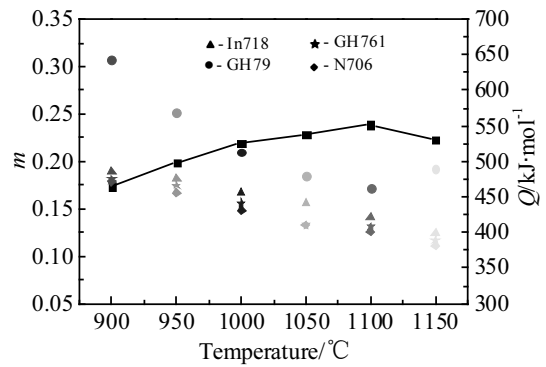


图 6 GH79 合金  $Q$ 、 $m$  值随温度的变化曲线

Fig.6 Variations of  $Q$ ,  $m$  for GH79 alloy with temperature

敏感性指数  $m$  值随变形温度的变化曲线。从图中可以看出, 该合金的热变形激活能  $Q$  值在 341.57~737.73 kJ/mol, 且随着变形温度的升高, 呈现出先降低后升高的变化规律, 在温度为 1100 °C 时达到最小值。有色金属研究总院 Guo 等人<sup>[26]</sup>对 GH625 合金热压缩过程的动态再结晶微观机理进行了系统的研究, 结果表明: 随着变形温度增加, 位错运动加剧, 有利于亚晶界形成, 亚晶形成后与大量位错运动交互作用形成大角度晶界, 从而诱导动态再结晶行为的发生, 本研究中所涉及的 GH79 合金动态再结晶机制与上述研究结论相符合。此时, 合金的应变率敏感性指数  $m$  值达到最大值 0.239。当变形温度继续升高时, 发生了  $\gamma$  相、 $\gamma'$  相之间的转变, 变形激活能升高。但是, 在上述变形温度下, GH79 合金的热变形激活能均高于 GH761 合金、In718 合金、N706 合金<sup>[27-29]</sup>, 变形时需要消耗较大的能量, 热变形较为困难。

## 2.4 GH79 合金热变形过程的微观组织演变

金属材料的高温变形过程的微观组织演变规律对其热成形性能有着重要的影响作用。晶粒尺寸的计算方法如下式所示<sup>[30]</sup>:

$$d = 1.74L \quad (5)$$

其中,  $d$  为平均晶粒尺寸,  $L$  为金相显微组织线截距。图 7 为 GH79 合金温度为 1100 °C, 应变速率为  $5 \times 10^{-3}$ 、 $5 \times 10^{-2}$ 、1、 $10 \text{ s}^{-1}$  的金相照片。按照公式 (5) 结合图 7, 计算出该合金上述变形条件下的晶粒尺寸分别为: 23.13、18.43、11.9、 $9.21 \mu\text{m}$ 。

Arrhenius<sup>[30]</sup>本构关系通用模型, 如下所示:

$$\dot{\epsilon} = \frac{AD_0Gb}{kT} \cdot \left(\frac{b}{d}\right)^p \cdot \left(\frac{\sigma}{G}\right)^{1/m} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

其中,  $d$  为晶粒尺寸,  $D_0$  为扩散系数,  $b$  为柏氏矢量,  $G$  为剪切模量,  $k$  为波尔兹曼常数,  $R$  为理想气体常数。

图 8 为 GH79 合金应变速率-晶粒尺寸的关系曲

线, 根据公式 (6) 可知, 图中直线斜率为反映该合金晶粒尺寸对其热成形性能影响的晶粒指数  $p$  值。1100 °C 时, 合金的晶粒指数为 2.02。按照上述方法, 能够获得该合金其它不同温度下的  $p$  值, 如图 9 所示。

从图 9 中可以看出, GH79 合金晶粒指数  $p$  值随温度的变化规律与应变速率敏感性指数  $m$  值相同, 均在 1100 °C 时到峰值。据文献报道<sup>[29]</sup>, 当  $p$  值大于 2 时, 材料具有较好的成形性能, 此时的热变形激活能  $Q$  值最小, 因此, 该合金在 1100 °C 时, 该合金的成型性能较好。

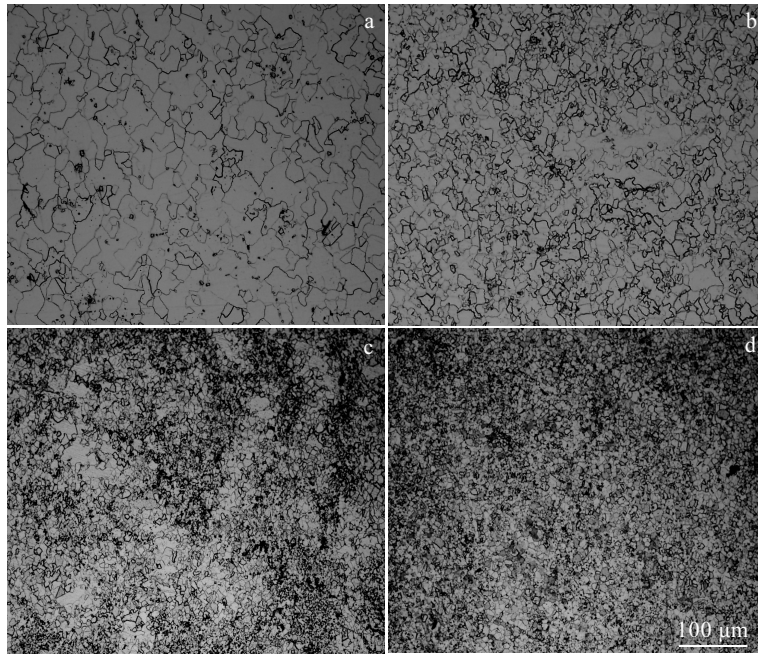


图 7 GH79 合金在 1100 °C 下不同应变速率的微观组织 ( $\epsilon=0.6$ )

Fig.7 Microstructures of GH79 alloy deformed at 1100 °C and different strain rates: (a)  $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , (b)  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , (c)  $1 \text{ s}^{-1}$ , and (d)  $10 \text{ s}^{-1}$

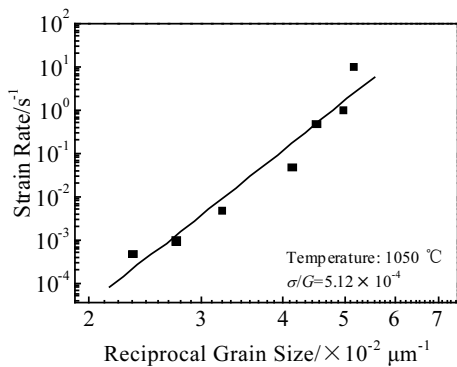


图 8 GH79 合金应变速率-平均晶粒尺寸曲线

Fig.8 Strain rate as a function of average grain size in GH79 alloy

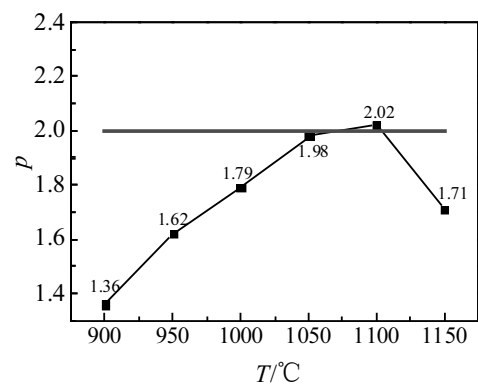


图 9 GH79 合金晶粒指数  $p$ -温度关系曲线

Fig.9  $p$ - $T$  curve of GH79 alloy

### 2.5 GH79 合金热加工图

Prasad 等人<sup>[31]</sup>根据能量耗散理论, 将金属材料热变形过程的系统能量  $P$  分为耗散量 ( $G$ ) 和耗散协量 ( $J$ ), 其数学定义如下所示:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (7)$$

经过理论推导及数学变化, 提出一个能够反映材料热变形过程能量耗散与再分配的无量纲参数  $\eta$ , 如下式所示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (8)$$

Prasad、Gegel、Malas、Murthy、Semiati<sup>[31-35]</sup>提出了金属材料热变形过程的流变失稳判据。

Gegel 根据热力学第二定律, 充分考虑流变失稳与温度敏感度参数  $s$  之间的关系, 提出了 Gegel 失稳判据:

$$\frac{\partial \eta}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} > 0, \frac{\partial m}{\partial (\ln T)} < 0 \quad (9)$$

Prasad 等根据最大熵产生率原理, 提出了 Prasad 失稳判据:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left( \frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (10)$$

Malas 等在 Gegel 判据的基础上, 引入 Lyaponov 函数  $L(\eta, s)$  进行修正, 提出了 Malas 失稳判据:

$$\frac{\partial m}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} > 0, \frac{\partial m}{\partial (\ln T)} < 0 \quad (11)$$

Murthy 等在 Prasad 判据的基础上, 将应变速率敏感性指数  $m$  值进行模型化处理如公式 (12), 结合公式 (13) 推导出一种适合任何应力-应变速率曲线的 Murthy 失稳判据:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \Rightarrow \frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \dot{\epsilon} = \sigma \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = m \sigma \quad (12)$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{J}{\sigma \dot{\epsilon} / 2} \Rightarrow \frac{J}{\dot{\epsilon}} = \frac{1}{2} \eta \sigma \quad (13)$$

$$2m < \eta \quad (14)$$

Semiati<sup>n</sup> 根据力平衡的方法定义参数, 提出一种流动失稳判据:

$$\alpha = \frac{1}{\dot{\epsilon}} \cdot \frac{d\dot{\epsilon}}{d\sigma} = \left( -\frac{1}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\dot{\epsilon}} \right) \frac{1}{m} = -\frac{\gamma}{m} \quad (\alpha > 5) \quad (15)$$

按照上述方法, 绘制 GH79 合金高温热变形过程基于不同失稳判据下的热加工图, 如图 10 所示。图中功率耗散率变化规律采用等值曲线形式表示, 阴影部分为流变失稳区。

热加工图分析结果表明, 图 10 左上角区域 (温度范围: 900~955 °C, 应变速率范围: 1~10 s<sup>-1</sup>)、右下角区域 (温度范围: 1130~1150 °C, 应变速率范围: 5×10<sup>-4</sup>~10<sup>-2</sup> s<sup>-1</sup>) 分别出现了多种流变失稳判据叠加现象。因此, GH79 合金在上述工艺区间热加工成形性能较差。在★区域 (温度为 1050~1120 °C, 应变速率为 5×10<sup>-4</sup>~10<sup>-2</sup> s<sup>-1</sup>) 区域, 功率耗散率  $\eta$  值大于 0.5, 且未落入流变失稳区, 因此, 在上述工艺区间, 该合金的热成形性能较好。

### 2.6 GH79 合金包含位错数量的变形机理图

在 RWS 变形机理图的基础上, 将位错模型通过本构方程引入其中, 构建包含位错数量、晶粒尺寸、应变速率、流变应力等变量的变形机理图。

#### 2.6.1 变形机理图的构建

金属材料在高温变形过程中, 用如下形式的本构方程描述:

$$\dot{\epsilon}_i = A_i \left( \frac{b}{d_i} \right)^p \cdot \frac{D}{KTb^2} \cdot \left( \frac{\sigma_i}{E} \right)^n \quad (16)$$

式中  $A_i$ 、 $m$ 、 $P$  为材料常数,  $\sigma_i$  为应力,  $\dot{\epsilon}_i$  为稳态应变速率,  $E$  为杨氏模量,  $d_i$  是晶粒尺寸,  $b$  是柏氏矢量,  $D$  是扩散系数, 主要包括晶格扩散系数  $D_L$  和晶界扩散系数  $D_{gb}$ 。

单个晶粒内部位错根数计算公式为<sup>[36]</sup>:

$$n_i = 2 \left[ (1-\nu) \pi d_i \tau_i \right] / (Gb) \quad (17)$$

式中,  $n_i$  是晶粒内部位错根数,  $\nu$  是泊松比,  $\tau_i$  是切应力 (MPa),  $\tau_i = 0.5\sigma_i$ 。将 GH79 合金在 950、1050 °C 下的压缩试验数据代入公式 (16)、(17), 求解上述本构方程, 绘制横坐标为模量补偿应力, 纵坐标为柏氏矢量补偿的晶粒尺寸的包含位错数量的 RWS 变形机

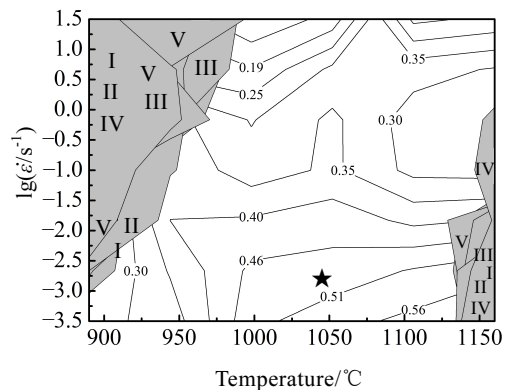


图 10 GH79 镍基高温合金不同失稳判据加工图  
Fig.10 Processing maps through different instability criterions for GH79 alloy at  $\epsilon=0.6$  (I-Prasad; II-Gegel; III-Malas; IV-Murthy; V-Semiati<sup>n</sup>)

理图。计算过程所需物理参数如表 4 所示。

2.6.2 变形机理图的应用

图 11 为 950、1050 °C 下的包含位错数量的 RWS 变形机理图。对 GH79 合金在上述变形温度下的柏氏矢量补偿的归一晶粒尺寸 (( $d/b$ ) $\times 10^{-7}$ )、模量补偿的归一流体应力 (( $\sigma/E$ ) $\times 10^4$ ) 进行计算, 如表 5 所示。

根据图 11a 结合表 5 可以得出, 在 950 °C 时, GH79 合金在较高应变速率下, 落入 ( $6.25 \times 10^6$ ) (24908) (2488) (1258) (215) 位错多边形区, 合金的变形机理为应力指数为 5 的晶格扩散控制的位错滑移机理。随着应变速率的降低, 落入 ( $6.25 \times 10^6$ ) ( $5.72 \times 10^8$ ) (58) (17) (215) 位错多边形区, 合金的变形机理为应力指数为 7 的晶格扩散控制的位错滑移机理。

根据图 11b 结合表 5 可以得出, 在 1050 °C 时,

表 4 镍基高温合金物理参数

Table 4 Physical parameters of nickel-based superalloys<sup>[37]</sup>

$b=2.5 \times 10^{-10}$ m		$E=2.07 \times 10^5$ MPa		$\nu=0.29$		$k=1.38 \times 10^{-23}$ J/K	
$D_{L950} \text{ } ^\circ\text{C}=8.01 \times 10^{-17}$ m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>		$D_{L1050} \text{ } ^\circ\text{C}=3.75 \times 10^{-17}$ m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>					
$D_{gb950} \text{ } ^\circ\text{C}=3.5 \times 10^{-11}$ m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>		$D_{gb1050} \text{ } ^\circ\text{C}=2.3 \times 10^{-10}$ m <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup>					

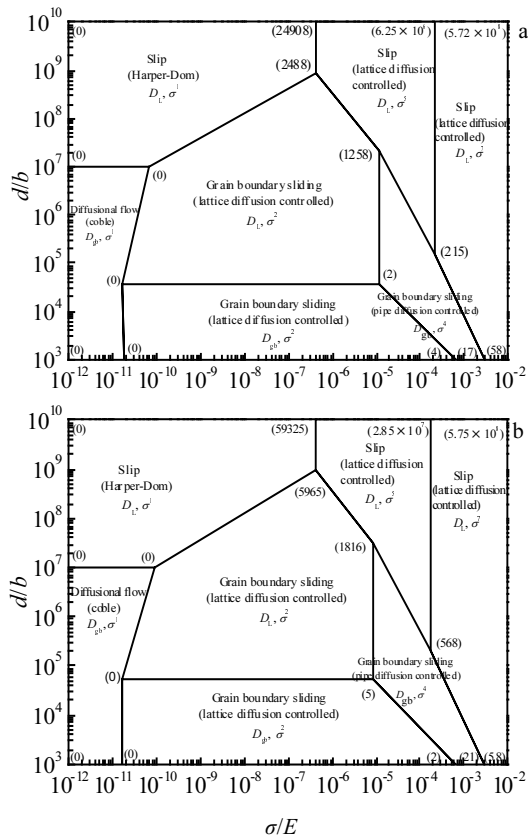


图 11 镍基高温合金不同温度下的变形机理图

Fig.11 Deformation mechanism maps for nickel-base high superalloy constructed at 950 °C (a) and 1050 °C (b)

表 5 GH79 合金高温变形实验数据计算结果

Table 5 Calculated results for hot compression deformation of GH79 alloy

$T/^\circ\text{C}$	$(d/b) \times 10^{-7}$	$(\sigma/E) \times 10^4$	$\dot{\epsilon} / \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$
950	12.6~9.3	9.2~46.9	5~100
1050	9.7~8.3	2.7~23.5	5~100

GH79 合金在较高应变速率下, 落入 ( $2.85 \times 10^7$ ) (59 325) (5965) (1816) (568) 位错多边形区, 合金的变形机理为应力指数为 5 的晶格扩散控制的位错滑移机理。随着应变速率的降低, 落入 ( $2.85 \times 10^7$ ) ( $5.75 \times 10^8$ ) (58) (21) (568) 位错多边形区, 合金的变形机理为应力指数为 7 的晶格扩散控制的位错滑移机理。

通过图 11a、11b 结合 GH79 合金热变形行为特征可以得出, 当温度为 950 °C, 较低应变速率时, 该合金的变形机理为应力指数 7 的晶格扩散控制机理, 此时, 应变速率敏感性指数  $m$  值、晶粒度指数  $p$  值较低, 热变形激活能较高, 功率耗散率  $\eta$  值较小, 且落入热加工图的流变失稳区。而当温度为 1050 °C 时, 该合金的变形机理为应力指数 5 的晶格扩散控制机理, 此时, 应变速率敏感性指数  $m$  值、晶粒度指数  $p$  值, 明显升高, 变形激活能降低, 功率耗散率  $\eta$  值接近峰值, 且未落入热加工图的流变失稳区。这是由于 GH79 合金在 1050 °C 下变形时, 有利于位错运动加剧, 位错滑移现象显著, 如图 12a 所示。大量的位错运动诱导亚晶

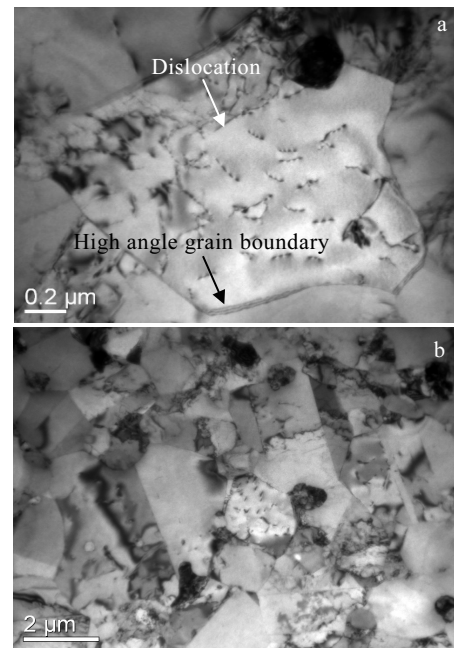


图 12 GH79 合金透射电镜照片

Fig.12 TEM microstructures of GH79 superalloy at 1050 °C ( $\epsilon=0.6$ )

的形成,亚晶通过吸收晶界处的位错,转变为大角晶界,从而成为再结晶的核心。随着热压缩变形的进行,合金发生了充分的动态再结晶行为,形成等轴状再结晶组织,如图 12b 所示。因此,该状态下合金应力指数较低,成形性能较好。

### 3 结 论

1) GH79 合金在温度为 900~1150 °C,应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 10 \text{ s}^{-1}$ ,应变为 0.6 时的  $m$  值为 0.174~0.239;  $Q$  值为 341.57~737.73 kJ/mol; 晶粒度指数  $p$  值 1.36~2.02; 当温度为 1100 °C 时,  $Q$  值达到最小值,  $m$ 、 $p$  值均达到最大值。

2) GH79 合金动态 DMM 热加工可以得出,该合金适合加工成形工艺区间为:温度为 1050~1120 °C,应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ,流变失稳区间为:900~955 °C,  $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$  和 1130~1150 °C,  $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。

3) 获得了 GH79 合金包含位错数量的 RWS 变形机理图。揭示了该合金基于模量补偿应力、柏氏适量补偿的晶粒尺寸下的位错数量关系,并实现了对该合金高温变形机理的预报。

#### 参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys(高温合金材料学(上册))*[M]. Beijing: Science Press, 2008: 165
- [2] Reed R C. *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. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 307(1-2): 158
- [6] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(6): 1199
- [7] Wu Kai(吴凯), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(4): 645
- [8] Xu Zhaohua(许赵华), Li Hong(李宏), Li Miaoquan(李淼泉). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(8): 1551
- [9] Wang Tao(王涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Sun Yu(孙宇) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(1): 83
- [10] Kan Zhi(阚志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡军). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(2): 363
- [11] Kumar S S S, Raghu T, Bhattacharjee P P et al. *J Mater Sci*[J], 2015, 50(19): 6444
- [12] Mccarley J, Alabbad B, Tin S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(5): 1615
- [13] He B B, Hu B, Yen H W et al. *Science*[J], 2017, 10: 1126
- [14] Langdon T G, Mohamed F A. *Mater Sci Eng*[J], 1978, 32(2): 103
- [15] Ashby M F. *Acta Metall*[J], 1972, 20(7): 887
- [16] Mohamed F A, Langdon T G. *Metal Trans*[J], 1974, 5(11): 2339
- [17] Ruano O A, Wadsworth J, Sherby O D. *J Mater Sci*[J], 1985, 20(10): 3735
- [18] Mishra R S, Mukherjee A K. *Mater Sci Eng A*[J], 1997, 234-236: 1023
- [19] Sajjadi S A, Nategh S. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 307: 158
- [20] Tanaka H, Yamada T, Sato E et al. *Scripta Mater*[J], 2006, 54: 121
- [21] Chung S W, Higashi K, Kim W J. *Mater Sci Eng A*[J], 2004, 372: 15
- [22] Bussiba A, Ben Artye A, Shteechman A et al. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 302(1): 56
- [23] Lin Y C, Chen X M, Wen D X et al. *Comput Mater Sci*[J], 2014, 83: 282
- [24] Yuan H, Liu W C. *Mater Sci Eng A*[J], 2005, 408: 281
- [25] Zhao Meilang(赵美兰). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2008
- [26] Guo Qingmiao, Li Defu, Guo Shengli et al. *Journal of Mechanical Engineering*[J], 2011, 47(6): 51
- [27] Zhang Bin(张斌), Zhang Hongbing(张鸿冰), Ruan Xueyu(阮雪榆). *Journal of Shanghai Jiaotong University(上海交通大学学报)*[J], 2003, 37(10): 1517
- [28] Zhu Lijuan(朱丽娟), Wu Di(吴迪), Zhao Xianming(赵宪明). *Journal of Northeastern University, Natural Science(东北大学学报, 自然科学版)*[J], 2004, 25(11): 1065
- [29] Umamoto M, Hiramatsu A, Moriya A et al. *ISIJ International* [J], 1992, 32(3): 306
- [30] Long Zhengdong(龙正东), Ma Peili(马培立), Zhong Zengyong(仲增墉). *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 1996, 8(2): 31
- [31] Prasad Y V R K. *Journal of Material Engineering and Performance*[J], 2003, 12: 638
- [32] Gegel H L, Malas J C, Doraivelu S M et al. *Modelling Techniques Used in Forging Process Design in: Metals*



- Handbook, Forming and Forging*[M]. OH: ASM International, 1988: 417
- [33] Malas J C, Seetharaman V. *JOM*[J], 1992(6): 8
- [34] Murty S V S N, Rao B N. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 254(1-2): 76
- [35] Semiatin S L, Jonas J J. *Formability and Workability of Metals: Plastic Instability and Flow Localization*[M]. OH: ASM International, 1984: 51
- [36] Cao Furong(曹富荣). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 1999
- [37] Frank S, Rüsing J, Herzig C. *Intermetallics*[J], 1996, 4: 611

## Elevated Temperature Compression Deformation Behavior and Mechanism of GH79 Superalloy

Zhou Ge, Zhang Siqian, Zhang Haoyu, Yu Xuemei, Liu Lirong, Chen Lijia  
(Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

**Abstract:** The hot compression deformation of GH79 superalloy was investigated systematically on a Gleeble-3800 thermal simulating tester. Based on the hot compression test, the high temperature deformation behavior and microstructure evolution were investigated, and the variation of strain rate sensitivity exponent  $m$ , activation energy  $Q$  and grain size exponent  $P$  values at different strain rates and different temperatures were obtained. The dynamic DMM hot processing map based on different instability criteria was drawn while the deformation mechanism maps incorporating dislocations inside the grains were obtained. The processing map was used to analyze the processing instability regime and appropriate processing regime. With the deformation mechanism maps, the Burgers vector compensated grain size, the dislocation evolution rule at modulus compensated flow stress and the hot deformation mechanisms were elucidated.

**Key words:** GH79 superalloy; deformation activation energy; strain rate sensitivity exponent; grain size exponent; processing map; deformation mechanism map

---

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