



δ 相时效态 GH4169 合金的热加工行为

陈 前, 王 岩

(中南大学 航空航天学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用热模拟试验机研究 δ 相时效态 GH4169 合金在变形温度为 980~1100 °C、应变速率为 $1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 条件下的热压缩变形行为, 绘制真应力-真应变曲线。结果表明: 该合金在变形过程中出现了明显的动态软化行为。利用摩擦修正后的峰值应力数据构建了该合金的热压缩本构方程, 获得了本构方程材料常数分别为 $\alpha=0.005626$ 、 $n=4.2643$ 、 $A=5.6185 \times 10^{17}$ 、 $Q=486.8 \text{ kJ/mol}$ 。构建了不同应变变量 ε 下合金本构方程材料常数的五次多项式组, 并根据多项式对其流变应力进行了预测。结果表明其预测数据与摩擦修正数据基本相符。利用动态材料模型方法建立了该合金在不同应变变量下的热加工图, 分析了其在不同变形条件下的动态再结晶特性及流变失稳行为。

关键词: GH4169 合金; 本构方程; 热加工图; 动态再结晶; 流变失稳

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

Hot working behavior of delta-processed GH4169 alloy

CHEN Qian, WANG Yan

(School of Aeronautics and Astronautics, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The hot compressive deformation behavior of delta-processed GH4169 alloy was investigated at temperature range of 980–1100 °C with strain rate from 1×10^{-3} to 1 s^{-1} by thermal simulator. The true stress–true strain curves were obtained. The results show that the apparent dynamic softening behaviors occur during deformation. By using the friction-corrected peak stress data, the constitutive equation of the alloy for hot compression was established. The material constants are obtained to be $\alpha=0.005626$, $n=4.2643$, $A=5.6185 \times 10^{17}$, $Q=486.8 \text{ kJ/mol}$, respectively. A group of five-order polynomials showing the relationship between material constants of the constitutive equation and the strain was constructed, by which the flow stress was predicted. The predicted data are in good agreement with the friction-corrected one. According to the methods of dynamic material model, the hot processing maps of the alloy at different strains were established. The dynamic recrystallized characteristic under different deformation conditions and the flow instability behavior were also analyzed.

Kew words: GH4169 alloy; constitutive equation; hot processing map; dynamic recrystallization; flow instability

GH4169 合金(Inconel 718)是以 $\gamma''(\text{Ni}_3\text{Nb})$ 相为主要强化相的时效硬化型高温合金, 在达到一定温度时, 亚稳的 γ'' 相将转变为正交有序结构的稳定相(δ 相)。GH4169 合金在 650 °C 以下时具有较高的强度和塑

性、良好的耐腐蚀性、抗疲劳性和抗氧化性以及断裂韧性等, 是目前航空航天领域中应用最为广泛的高温合金^[1]。作为制造先进航空发动机涡轮盘的主要材料, GH4169 合金在实际服役条件下极易产生应变控制的

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51301204; 51134003)

收稿日期: 2015-02-26; 修订日期: 2015-08-01

通信作者: 王 岩, 副教授, 博士; 电话: 0731-88877495; 传真: 0731-88877132; E-mail: wangyan@csu.edu.cn

高温低周疲劳损伤,从而严重影响部件的使用寿命^[2]。由 GH4169 合金制造的涡轮盘主要通过锻造工艺成型,由于合金中 δ 相的溶解温度处于其热加工温度范围内,因此, δ 相的含量、形貌和分布对其热加工过程中的力学行为和组织演化会产生很大影响。利用 δ 相的作用而发展起来的直接时效变形工艺,其锻造温度在 δ 相全溶温度以下,锻件进行时效处理后可获得 ASTM10 级或更细的晶粒尺寸。在此基础上,美国 Allied-Signal 公司提出了一种 δ 相时效处理变形工艺 (DP 工艺)^[3],在热加工前进行 δ 相析出处理,从而控制锻坯晶粒尺寸。利用该工艺制造的发动机涡轮盘部件的使用寿命明显优于传统细晶锻造工艺制造的部件的使用寿命^[3]。

近些年来,有关经 δ 相时效处理的 GH4169 合金的热加工行为已经成为国内外学者的研究热点^[4-15]。杨平等^[4]研究了 δ 相时效态 Inconel 718 合金的高温变形行为,构建了本构方程并得出了该合金的热变形激活能。YUAN 等^[5]和 WANG 等^[6]分析了 δ 相对 Inconel 718 合金高温变形行为和动态再结晶的影响,发现 δ 相的存在降低了合金动态再结晶的临界应变,促进了动态再结晶的发生。WANG 等^[7]研究了 δ 相对 GH4169 合金热变形过程中应变速率敏感因子和应变硬化因子的影响,证明了 δ 相的存在降低了应变硬化因子,并使一定变形条件下的应变速率敏感因子有所增大。韦家虎等^[8]和张海燕等^[9]分别研究了 δ 相含量、分布及形貌对 GH4169 合金热变形行为和微观组织的影响,发现随着 δ 相含量的增加,合金的变形抗力有所降低而变形激活能得到一定程度的提高;在相同变形条件下,合金动态再结晶的临界应变随 δ 相含量的增加显著降低,再结晶体积分数有所增大。WEN 等^[10]对比研究了固溶态和 δ 相时效态 Inconel 718 合金在高温变形过程中的加工硬化行为,发现当应变量较小时, δ 相能够阻碍位错运动,从而增强加工硬化行为;当应变量较大时, δ 相的存在有利于动态再结晶的发生,对动态软化行为起到促进作用。针对含有不同状态 δ 相的 GH4169(Inconel 718)合金, WANG 等^[11]、NING 等^[12]和 LIN 等^[13-14]还分别构建了热加工图,提出了建议的热加工安全区域和失稳区域。此外,李振荣等^[15]研究了热连轧对 GH4169 合金蠕变行为的影响,发现了合金在等温锻造期间的变形特征仅为孪晶形变,而合金在热连轧期间除产生孪晶外,在孪晶中还存在位错的双取向滑移。

锻造前的原始组织结构对合金热加工工艺参数的选择有着重要影响。对 GH4169 合金来说,原始晶粒尺寸的大小和 δ 相含量的控制将直接决定着锻坯的性

能,进而影响到合金的服役性能。然而,目前对 δ 相时效态 GH4169 合金热变形行为的研究多基于晶粒尺寸相对较小的 δ 相时效态合金,关于粗晶 δ 相时效态 GH4169 合金热加工行为的研究却鲜见报道。由于在实际生产中, GH4169 合金锻前初始晶粒尺寸往往相对粗大,因此,研究粗晶 δ 相时效态 GH4169 合金的热加工行为具有十分重要的现实意义。同时,系统研究粗晶 δ 相时效态 GH4169 合金的热加工行为以及原始晶粒尺寸和 δ 相的作用也具有重要的理论意义。本文作者针对经 δ 相时效处理的粗晶 GH4169 合金开展热模拟压缩实验,系统研究合金在变形温度为 980~1100 °C、应变速率为 $1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 范围内的高温流变行为,建立其本构方程^[4-6, 14, 16-18],构建其在不同应变量下的热加工图并分析其动态再结晶特性,并以此作为含 δ 相的粗晶 GH4169 合金的锻造工艺参数优化提供依据。

1 实验

实验用材料为国产锻造态 GH4169 合金,其化学成分(质量分数,%)如表 1 所示。将合金经 1200 °C、30 min 固溶处理后水冷,然后在 900 °C 时效处理 24 h 以获得含有大量 δ 相组织,时效处理后水冷至室温。图 1 所示为 δ 相时效态合金的金相组织。由图 1 可见,

表 1 GH4169 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of GH4169 alloy (mass fraction, %)

Ni	Cr	Fe	Mo	Nb+Ta	Al
53.44	18.09	17.69	3.07	5.43	0.46
Ti	C	Si	Mn	Co	Cu
0.97	0.04	0.078	0.065	0.18	0.065

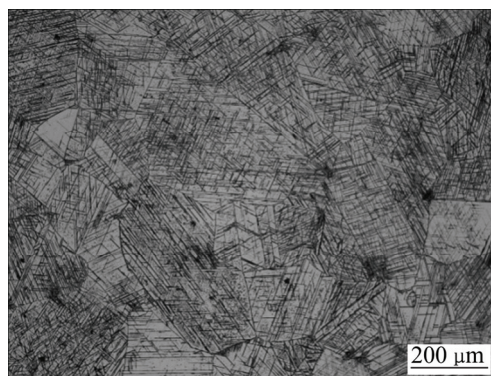


图 1 δ 相时效态 GH4169 合金的金相组织

Fig. 1 Optical microstructure of δ -processed GH4169 alloy

大量针状 δ 相从 γ 基体中析出, 定量分析结果显示其奥氏体平均晶粒尺寸约为 270 μm , δ 相的体积含量约为 10.58%。

将 δ 相时效处理后的合金利用线切割加工成尺寸为 $d\ 8\ \text{mm} \times 12\ \text{mm}$ 的圆柱试样, 然后在 Gleeble-3180 型热模拟试验机上进行热压缩实验, 试样两端用油剂石墨做为润滑剂, 实验温度分别为 980、1020、1060、1100 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率分别为 1×10^{-3} 、 1×10^{-2} 、 1×10^{-1} 、 $1\ \text{s}^{-1}$, 名义应变量为 50%。将试样以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度加热到预设温度, 保温 2 min 后进行压缩实验, 压缩结束后立即水冷以保留高温变形组织。利用热模拟试验机配有的微机处理系统自动采集应力、应变等数据, 并进行修正和计算, 绘制真应力-真应变曲线。采用线切割方法将压缩后的试样沿轴向剖开, 经砂纸打磨、机械抛光后, 在 REICHERTMe F3A 型光学金相显微镜上进行显微组织分析。

2 结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线修正

图 2 中虚线所示分别为热模拟试验机所采集的 δ 相时效态 GH4169 合金的真应力-真应变曲线。由图 2 可见, 试样在变形初期受到加工硬化的影响, 其真应力值迅速增加到最大, 之后由于动态再结晶的发生, 动态软化作用有所增加, 其真应力-真应变曲线逐渐趋于平稳。在相同变形温度条件下, 随着应变速率的提高, 合金的流变应力有所增加; 当应变速率相同时, 随着变形温度的升高, 合金的流变应力随之减少。以上结果与文献[4-6, 13]报道的 δ 相时效态 GH4169 合金高温变形流变应力变化规律相符。

在热模拟试验机压缩过程中, 试样与压头之间的摩擦会影响试样的变形^[19]。尽管使用润滑剂和石墨纸可以减小摩擦, 但随着变形温度和变形程度的增加, 试样与压头之间的接触面积会增加, 摩擦会变得越来越明显。摩擦的存在限制了变形时材料的径向流动, 改变了试样的单向压应力状态, 使得试样变形不均匀, 因此需要对测得的应力进行摩擦修正。EBRAHIMI 等^[20]的研究表明实测流变应力可利用式(1)进行修正:

$$\frac{p}{\sigma} = \frac{8bR_i}{H_i} \left\{ \left[\frac{1}{12} + \left(\frac{H_i}{R_i} \right)^2 \right]^{3/2} - \left(\frac{H_i}{R_i} \right)^3 - \right.$$

$$\left. \frac{m \exp(-b/2)}{24\sqrt{3}[\exp(-b/2)-1]} \right\} \quad (1)$$

式中: σ 为摩擦修正后的真应力; p 为热压缩过程中外部施加于试样上的压力(即未经修正的真应力); b 为圆度系数; m 为摩擦因子; H_i 和 R_i 分别为变形过程中试样的瞬时高度和瞬时半径; 其中 $R_i = R_0 \exp(-\varepsilon/2)$; $H_i = h_0 \exp(-\varepsilon)$; R_0 和 h_0 分别为试样的原始半径和原始高度。 b 和 m 可分别表示为

$$b = 4 \frac{R_M - R_T}{R_f} \frac{h}{h_0 - h} \quad (2)$$

$$m = \frac{3\sqrt{3}bR_f}{(12 - 2b)h} \quad (3)$$

式中: R_f 是变形后试样的平均半径, 可表示为 $R_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}}$; h 为试样高温压缩后高度; R_M 为最大鼓度半径; R_T 是变形后试样端面与压头的接触半径, 可表示为 $\sqrt{3 \frac{h_0}{h} R_0^2 - 2R_M^2}$ 。

根据式(1)~(3)对 δ 相时效态 GH4169 合金高温变形真应力数据进行摩擦修正, 修正后的真应力-真应变曲线如图 2 中实线所示。由图 2 可见, 修正曲线基本处于原始曲线的下方, 这是由于摩擦力对材料径向流动的限制使得变形抗力增大的缘故, 与文献[21-23]报道的摩擦修正规律一致。但通过与之前研究的相同变形条件下(1100 $^{\circ}\text{C}$)的数据^[6]相对比发现, 在变形前组织中 δ 相含量相近的条件下(WANG 等^[6]的研究中初始 δ 相体积含量约为 12.8%), 本实验合金的流变应力有明显下降, 这说明初始晶粒尺寸(WANG 等^[6]的研究中初始晶粒尺寸约为 180 μm)对流变应力也有较大影响。由于材料的高温强度取决于晶界强度, 可用 Hall-Petch 公式来描述^[24], 即

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{1/2} \quad (4)$$

式中: σ_s 为材料的强度; σ_0 为晶格摩擦压力; K 为材料常数; d 为晶粒直径。因此, 晶粒尺寸的增加导致了晶界面积的减小, 弱化了细晶强化作用, 故本实验中所用合金的高温变形流变应力有一定程度地降低。

材料在热变形过程中, 还可能存在试样温度高于预设温度的现象, 引起变形热效应^[25], 且在高应变速率条件下更为明显。图 3 所示为 δ 相时效态 GH4169 合金在不同变形条件下的温度曲线。由图 3 可知, 当应变速率为 $1\ \text{s}^{-1}$ 时, 变形温度为 980 $^{\circ}\text{C}$ 时的最高升温不超过 18 $^{\circ}\text{C}$; 变形温度为 1100 $^{\circ}\text{C}$ 时的最高升温不超过 14 $^{\circ}\text{C}$; 当应变速率为 $0.1\ \text{s}^{-1}$, 变形温度为 1200 $^{\circ}\text{C}$

时的最高升温不超过 4 °C；当应变速率低于 0.1 s^{-1} ，温度基本处于稳定值。以上结果与文献[21]报道的镍

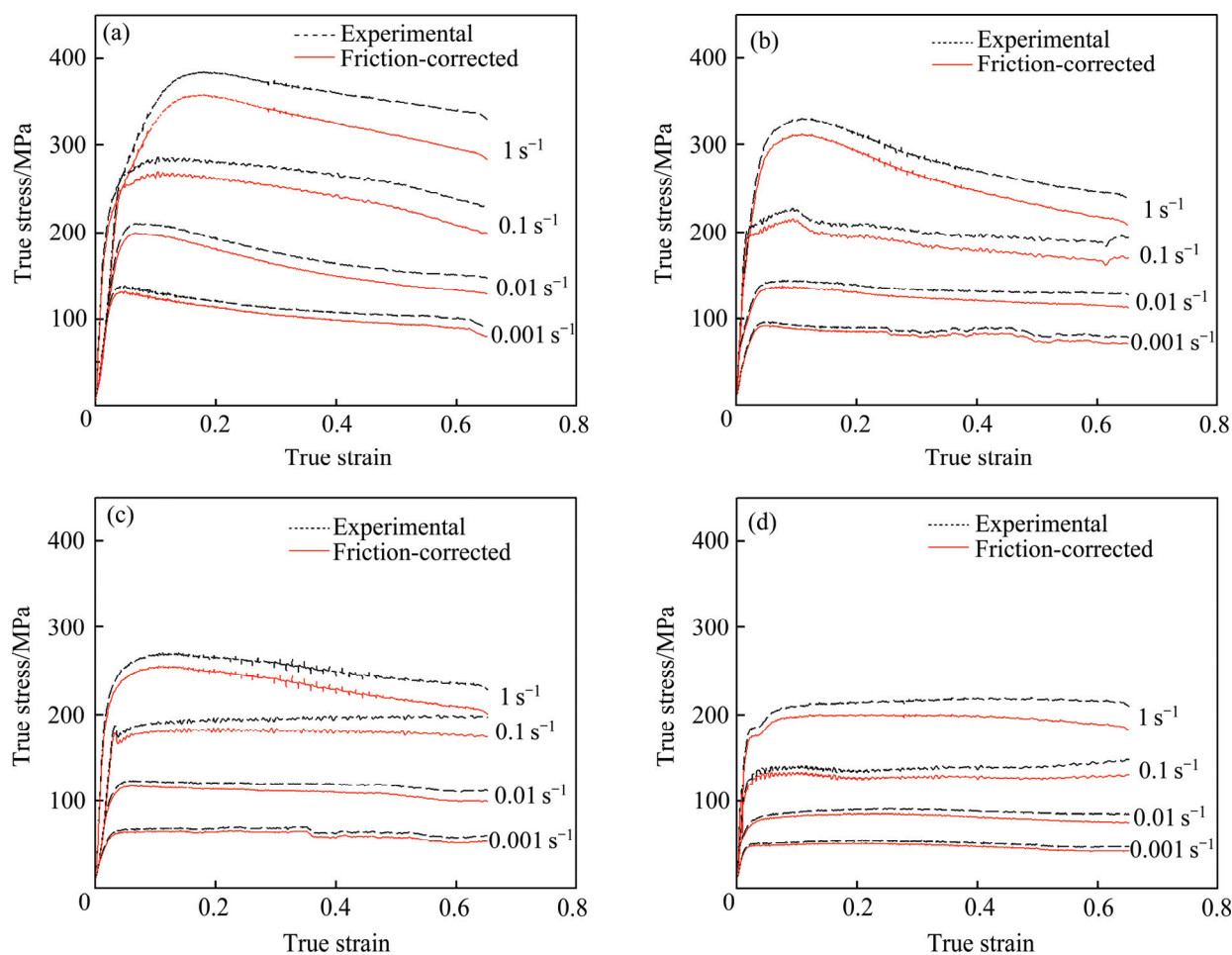


图2 不同变形条件下 δ 相时效态GH4169合金摩擦修正前后的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of delta-processed GH4169 alloy before and after friction correction under different deformation conditions: (a) 980 °C; (b) 1020 °C; (c) 1060 °C; (d) 1100 °C

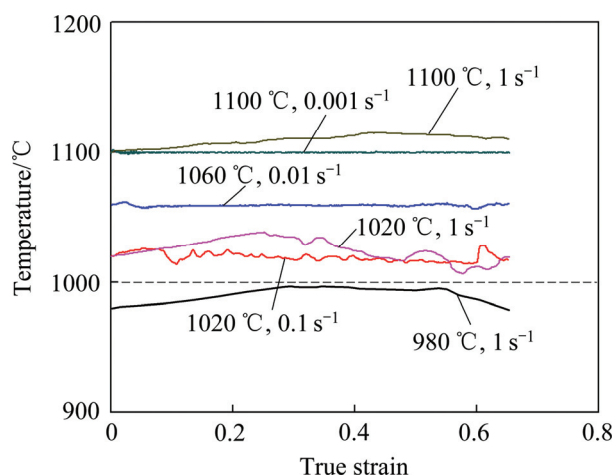


图3 不同变形条件下 δ 相时效态GH4169合金的瞬时温度曲线

Fig. 3 Instantaneous temperature curves of delta-processed GH4169 alloy under different deformation conditions

基高温合金高温变形过程中的升温温度相近, 可以忽略不计, 因此, 本实验中未进行真应力-真应变曲线的温度修正。

2.2 本构方程

利用摩擦修正后的峰值应力数据建立 δ 相时效态GH4169合金的热压缩本构方程。材料高温塑性变形的流变应力本构方程通常可用式(5)~(7)来表示^[6, 13, 26]:

1) 在低应力水平下,

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A_1 \sigma^n \quad (\alpha\sigma \leq 0.8) \quad (5)$$

2) 在高应力水平下,

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (\alpha\sigma \geq 1.2) \quad (6)$$

3) 在所有应力水平下,

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (\alpha\sigma \text{ 为任意值}) \quad (7)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; σ 为流变应力; 峰值应力为其最大值, σ_p ; α 、 β 、 n 和 A_1 、 A_2 、 A 为与温度无关的常数, 且满足 $\alpha = \beta/n$; Q 为材料变形激活能; R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度。

分别对式(5)和(6)两边取对数可得

$$\ln \sigma = \frac{1}{n_1} \ln \dot{\epsilon} - B_1 \quad (8)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln \dot{\epsilon} - B_2 \quad (9)$$

式中: B_1 和 B_2 分别为与温度有关的常数; n_1 为与温度无关的常数。当温度一定时, 将 δ 相时效态 GH4169 合金的峰值应力数据分别代入式(8)和(9)中, 并进行线性回归处理, 即可得 $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线, 分别如图 4(a)和(b)所示。其中, $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 回归线的斜率分别为 $1/\beta$ 和 $1/n_1$, $\alpha = \beta/n_1$ 。

对式(7)两边取对数并进行微分可得

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right]_T \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (10)$$

式中: 右边两项分别为一定温度下 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$ 回归线 (见图 4(c)) 斜率的倒数和一定应变速率下 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - T^{-1}$ 回归线 (见图 4(d)) 的斜率, 而 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$ 回归线的截距为 $[Q/(RT) - \ln A]/n$ 。

利用式(5)~(10)及回归分析方法, 并通过计算机反复迭代, 直至 n 值的平均偏差最小, 即可得 δ 时效态 GH4169 合金高温压缩变形本构方程的材料常数分别为: $\alpha=0.005626$, $n=4.2643$, $A=5.6185 \times 10^{17}$, $Q=486.8$ kJ/mol。将变形参数和激活能 Q 值代入求出 Z 值, 并绘制 δ 时效态 GH4169 合金峰值应力与 Z 参数的关系如图 5 所示。由图 5 可见, $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \ln Z$ 之间的线性拟合关系较好, 这也验证了利用双曲正弦函数关系建立合金流变应力本构方程的准确性。

因此, 以 Z 参数表示的 δ 时效态 GH4169 合金高温压缩流变应力方程为

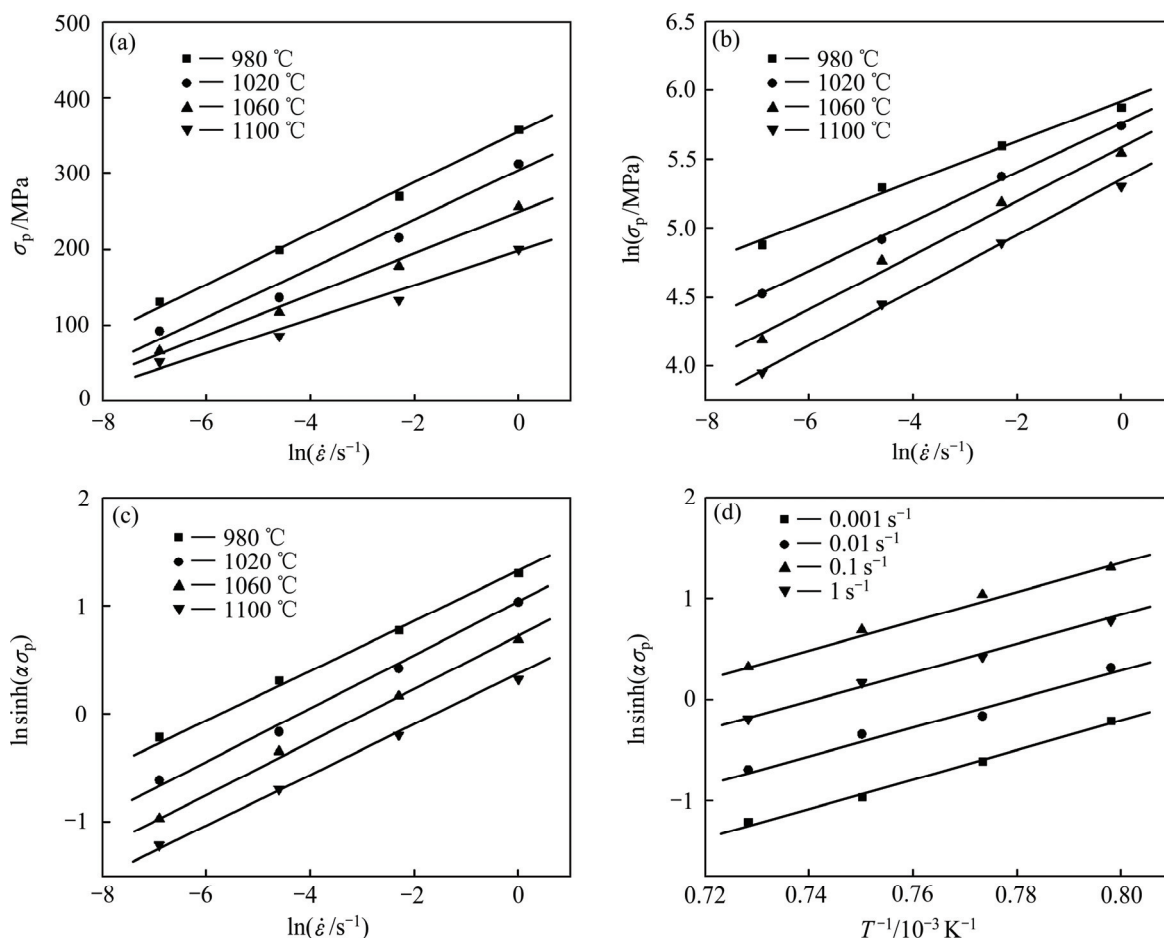


图 4 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩峰值应力与应变速率和变形温度之间的关系

Fig. 4 Relationships between peak stress and strain rate and deformation temperature for hot compression of delta-processed GH4169 alloy: (a) $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$; (b) $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$; (c) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$; (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - T^{-1}$

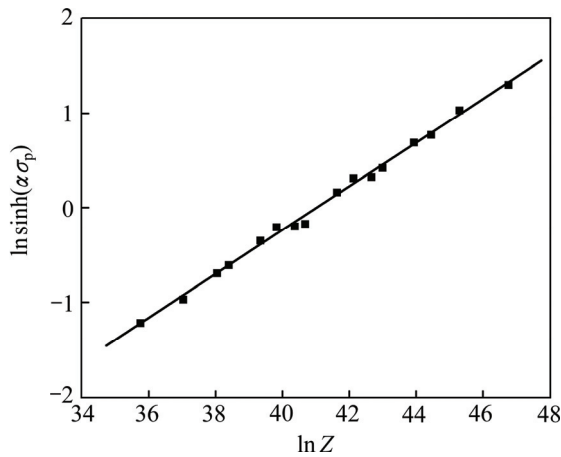


图 5 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩峰值应力与 Z 参数的关系曲线

Fig. 5 Relationship between peak stress and Zener-Hollomon parameter for hot compression of delta-processed GH4169 alloy

$$\sigma = \frac{1}{0.005626} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{5.6195 \times 10^{17}} \right)^{1/4.2643} + \left[\left(\frac{Z}{5.6185 \times 10^{17}} \right)^{1/4.2643} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (11)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[486800/(RT)] \quad (12)$$

本实验中所得的 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩变形激活能为 486.8 kJ/mol, 高于 YUAN 等^[5]、LIN 等^[27]所报道的针状 δ 相时效态 GH4169 合金的高温压缩变形激活能值。分析可知, 初始晶粒尺寸及 δ 相含量的差异是造成此偏差的主要原因。NA 等^[28]的研究已表明, 随着初始晶粒尺寸的增大, 动态再结晶发生

的临界应变量(ϵ_c)增大, 动态再结晶体积含量有所减小。这意味着动态再结晶晶粒形核和长大过程需要克服的势垒有所增大, 需要更大范围的热激活。因此, 与之前的研究结果^[6]($Q=467$ kJ/mol)相比, 本实验中材料的变形激活能值有所提高。同时, 张海燕等^[9]的研究也表明, 随着 δ 相含量的增加, GH4169 合金的变形激活能有所增加。由于 δ 相时效态 GH4169 合金高温变形过程中伴随着 δ 相溶解及球化的相变过程, 这一过程与形变过程耦合在一起, 也成为合金扩散热激活的一部分, 因此, 大量 δ 相的存在对本实验合金变形激活能的提高也有所贡献。

采用上述计算 Q 、 n 、 $\ln A$ 和 α 值的方法进一步计算出不同应变量 ϵ 下合金的高温压缩本构方程材料常数, 如图 6 所示。因此, δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩本构方程及其材料常数可以采用以应变量为自变量的五次多项式描述如下:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma &= \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \\ \alpha &= 0.02227 - 0.25275\epsilon + 1.35957\epsilon^2 - 3.47559\epsilon^3 + 4.29896\epsilon^4 = 2.0391\epsilon^5 \\ n &= 0.21478 + 61.80584\epsilon - 330.58133\epsilon^2 + 852.8327\epsilon^3 - 1075.21548\epsilon^4 + 524.23831\epsilon^5 \\ Q/1000 &= 461.70692 + 626.92359\epsilon - 5358.05\epsilon^2 + 12245\epsilon^3 - 10417.2\epsilon^4 + 1927.9\epsilon^5 \\ \ln A &= 24.43954 + 271.54533\epsilon - 1596.23234\epsilon^2 + 3870.22646\epsilon^3 - 4302.14234\epsilon^4 + 1761.54688\epsilon^5 \end{aligned} \right. \quad (13)$$

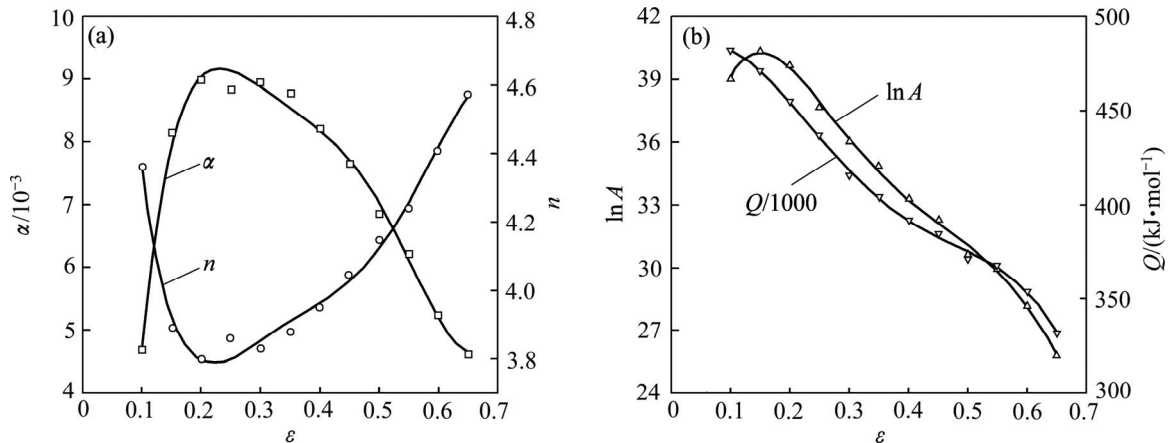


图 6 不同应变量下 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩变形本构方程材料常数

Fig. 6 Material constants of constitutive equation for hot compression of delta-processed GH4169 alloy under different strains: (a) α and n ; (b) $\ln A$ and Q

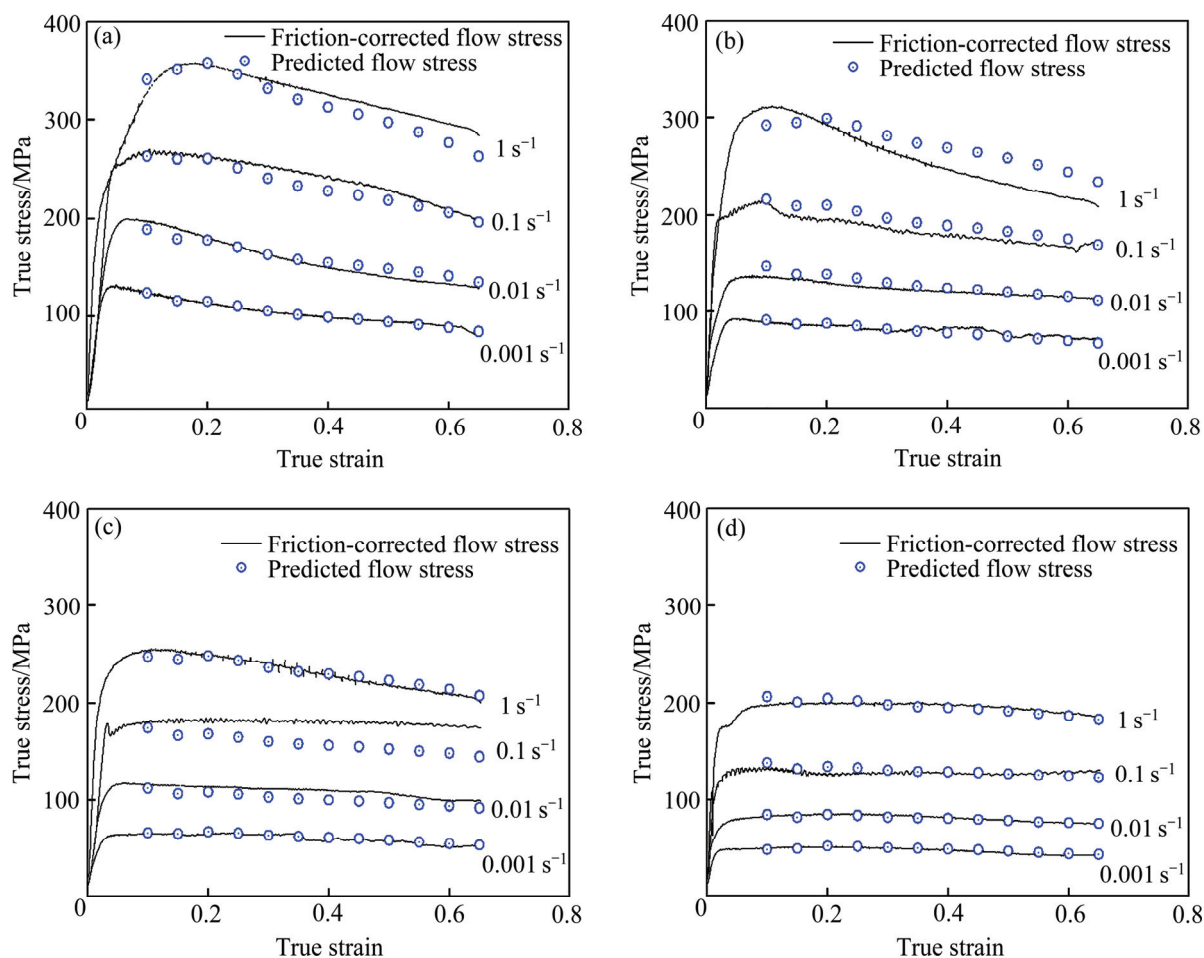


图 7 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩真应力-真应变摩擦修正曲线与预测曲线对比

Fig. 7 Comparison of true stress-true strain curves between friction-corrected one and predicted one of delta-processed GH4169 alloy: (a) 980 °C; (b) 1020 °C; (c) 1060 °C; (d) 1100 °C

利用关系式(13)的函数模型, 绘制不同变形条件下 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩流变应力曲线, 并与修正后的曲线进行比较, 如图 7 所示。通过标准统计参数的相关性系数(R_r)和平均相对误差绝对值(AARE)进一步验证本构方程的精度, 如图 8 所示。由图 7 和 8 可知, 流变应力修正值与预测值的相关性较好, 在测试应变范围内, 相关性系数(R_r)为 0.99567, 平均相对误差绝对值为 4.0106%。

2.3 热加工图及动态再结晶特性

基于热力学动态材料模型(DMM)建立的热加工图可以直接反映材料在不同变形条件下的宏观规律以及不同变形区域的微观变形机制, 有利于材料热加工性分析, 并可获得优化的热加工温度和应变速率^[11, 29]。材料在一定应力下的应变速率敏感指数 m 可表示为^[11]

$$m = dJ/dG = [\partial(\lg \sigma)/\partial(\lg \dot{\epsilon})]_{\epsilon, T} \quad (14)$$

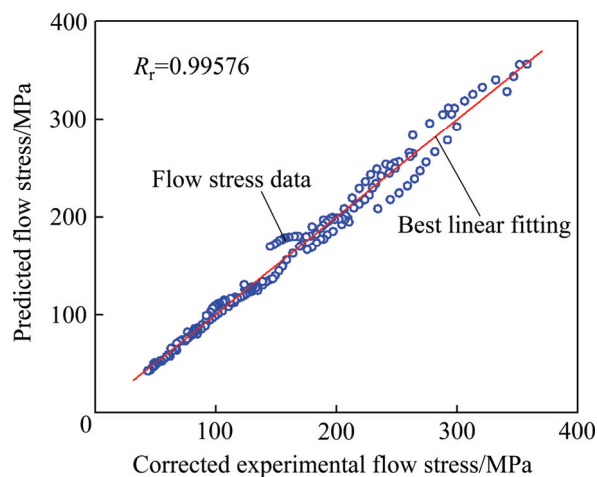


图 8 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩流变应力摩擦修正值与预测值的相关性

Fig. 8 Correlation between friction-corrected experimental and predicted flow stress for hot compression of delta-processed GH4169 alloy

对于非线性能量耗散体, 用 η 来表示显微组织演变引起的能量耗散效率, 其表达式如下^[11]:

$$\eta = J / J_{\max} = 2m / (2m + 1) \quad (15)$$

式中: η 为功率耗散因子; J 为显微组织演变耗散的能量; $J_{\max}$ 为显微组织演变耗散的最大能量。PRASAD 等^[30]根据动态材料模型原理, 提出流变失稳的判据:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \partial \lg[m / (m + 1)] / \partial \lg \dot{\epsilon} + m < 0 \quad (16)$$

其中, 失稳参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 作为变形温度和应变速率的函数, 其值为负的区域为流变失稳区域。

根据本实验中获得的低温压缩实验数据, 采用动态材料模型方法, 在变形温度和应变速率的平面内绘制出 η 的等值线, 并用阴影线表示 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 的区域, 即可得出 δ 相时效态 GH4169 合金的热加工图。图 9 所示为合金在变形温度为 980~1100 °C、应变速率为 $1 \times 10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、应变量为 0.4、0.5 和 0.6 时的热加工图。由图 9 可见, δ 相时效态 GH4169 合金的耗散效率基本处于 10%~50% 之间。当应变量为 0.4 时, 局部的 η 极大值出现在高温低速率区(见图 9(a)中右下方区域); 当应变量从 0.4 增加到 0.5 和 0.6 时, 功率耗散图的变化表现为其右下方区域逐渐向低温区域延伸, 耗散效率有所增加; 在应变量为 0.6 时, 最大耗散因子增加至 52%, 这与之前研究的该合金热加工功率耗散图的变化规律基本相符^[11]。

耗散效率的变化以及局部区域存在的耗散率极大值均与合金不同的高温变形机理密切相关, 其中 η 值为 30%~55% 的区域通常为典型的动态再结晶区域^[31]。由于应变量为 0.6 时, 试样的状态接近于高温压缩变形结束时的状态, 因此对图 9 做进一步的分析。由图 9 可知, 在应变速率为 $1 \times 10^{-1.15} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 变形温度 1000~1100 °C 之间存在一个典型的动态再结晶区域, η 值为 33%~52% 之间。为验证热加工图的正确性, 对不同变形条件下合金的金相组织进行了观察。图 10 所示为 δ 相时效态 GH4169 合金在不同变形条件下高温压缩后的金相组织($\epsilon=50\%$)。由图 10(a)~(c)可以看出, 应变速率为 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时 δ 相时效态 GH4169 合金在不同变形温度下其长针状 δ 相均发生了明显的球化溶解, 并伴随有动态再结晶的发生。在变形温度为 1020 °C 时(见图 10(a)), 可观察到部分残留的 δ 相, 此时在原始晶界及孪晶界附近已发生少量的动态再结晶; 随着变形温度的升高(见图 10(b)和(c)), δ 相逐渐完全溶解, 动态再结晶体积分数有所增加, 动态再结晶晶粒尺寸也随之长大。在变形温度为 1060 °C、应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, δ 相已完全溶解, 动态再结

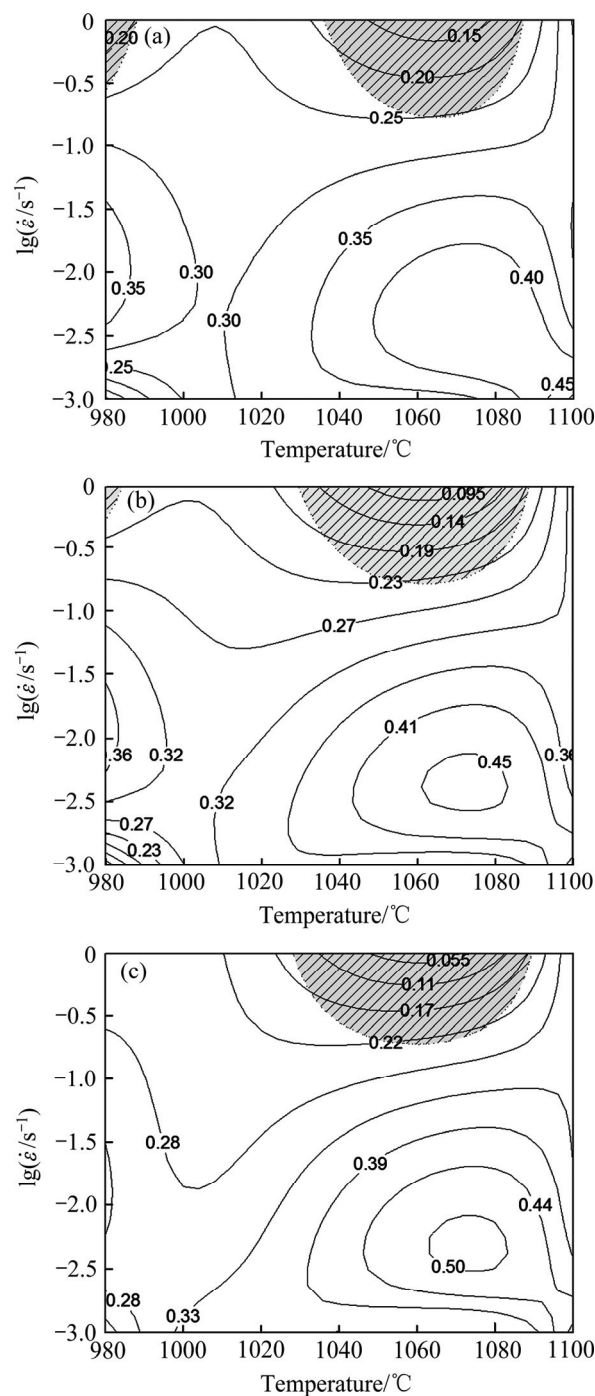


图 9 δ 相时效态 GH4169 合金在不同应变量的热加工图
Fig. 9 Hot processing maps of delta-processed GH4169 alloy at different strains (Notation: Numbers inside Fig. 9 on line represent energy dissipation efficiency, i.e. η values): (a) 0.4; (b) 0.5; (c) 0.6

晶基本趋于完全, 再结晶晶粒有一定程度地长大(见图 10(d))。以上分析结果与热加工图所反映出的动态再结晶区域相吻合。在 1060 °C、 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 尽管动态再结晶尚未完全, 但耗散功率相对较高。这说明

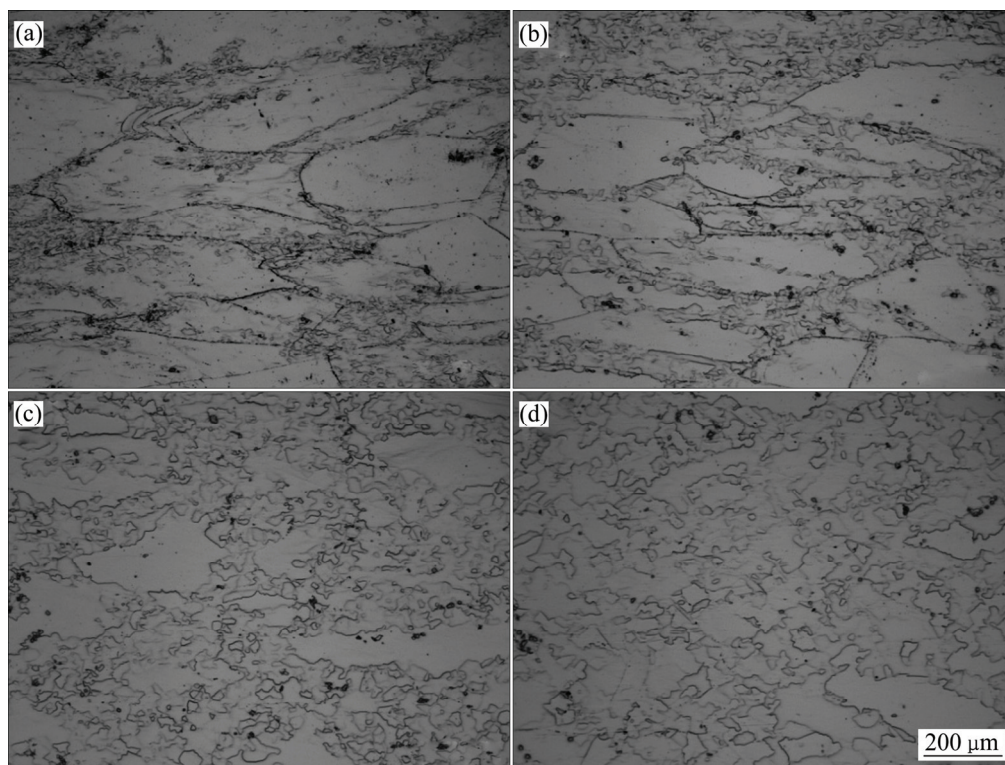


图 10 δ 相时效态 GH4169 合金在不同变形条件下高温压缩后的金相组织($\epsilon=50\%$)

Fig. 10 Optical microstructures of delta-processed GH4169 alloy under different deformation conditions: (a) 1020 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (b) 1060 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (c) 1100 °C, $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) 1060 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

在此变形条件下,材料显微组织耗散引起的熵增加的变化率最大,最有利于体系向自发过程转变,即有利于塑性变形向稳态变形方向转变。

图 9 中阴影区域所展示的 δ 相时效态 GH4169 合金在不同应变率下的流变失稳区多对应于 $1 \times 10^{-0.75} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、1030~1090 °C 变形条件范围内,失稳的发生可能与绝热剪切带的形成以及大量 δ 相存在而造成的裂纹萌生有关^[13-14]。此外,粗大的原始晶粒尺寸也可能是造成实验材料发生流变失稳的原因之一。如前所述,晶界面积的增加会产生细晶强化作用,从而减小晶间裂纹萌生的可能性^[24]。因此,相对细小的初始晶粒更有利于避免 δ 相时效态 GH4169 合金高温变形流变失稳的发生。

3 结论

1) δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩变形过程中出现了明显的动态软化行为;经摩擦修正后,合金流变应力值有所降低,摩擦修正曲线基本处于实验曲线

的下方。

2) 利用摩擦修正峰值应力数据获得的 δ 相时效态 GH4169 合金高温压缩变形激活能为 486.8 kJ/mol;以 Z 参数描述的合金高温压缩流变应力方程可表示为

$$\sigma = \frac{1}{0.005626} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{5.6195 \times 10^{17}} \right)^{1/4.2643} + \left[\left(\frac{Z}{5.6185 \times 10^{17}} \right)^{1/4.2643} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

3) 构建了以应变量为自变量的 δ 相时效态 GH4169 合金本构方程材料常数的五次多项式组,根据该多项式预测的流变应力数据与摩擦修正数据基本相符。

4) 随着应变量的增加, δ 相时效态 GH4169 合金的动态再结晶区域有所扩大,耗散效率有所增加;应变量为 0.6 时,典型的动态再结晶发生在应变速率为 $1 \times 10^{-1.15} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 1000~1100 °C 的变形条件范围内;合金的流变失稳多处于应变速率为 $1 \times 10^{-0.75} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 1030~1090 °C 的变形条件范围内。

REFERENCES

- [1] KENNEDY R L. Allvac[®] 718[™] superalloy for the next forty years[C]//LORIA E A. Sixth International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives. Pennsylvania: TMS, 2005: 1–14.
- [2] 王 岩, 邵文柱, 甄 良. GH4169 合金 δ 相的溶解行为及对变形机制的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(2): 341–350.
WANG Yang, SHAO Wen-zhu, ZHEN Liang. Dissolution behavior of δ phase and its effects on deformation mechanism of GH4169 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 341–350.
- [3] RUIZ C, OBABUEKI A, GILLESPIE K. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of delta processed alloy 718[C]//ANTOLOVICH S D. Seventh International Symposium on Superalloys. Pennsylvania: TMS, 1992: 33–42.
- [4] 杨 平, 赵玉涛, 王安东, 缪 栋, 陈 刚, 何 毅. Delta 工艺 Inconel 718 合金热变形条件下的流变行为[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(1): 72–80.
YANG Ping, ZHAO Yu-tao, WANG An-dong, MIAO Dong, CHEN Gang, HE Yi. Flow stress behavior of delta-processed Inconel 718 superalloy under hot compression deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 72–80.
- [5] YUAN H, LIU W C. Effect of the δ phase on the hot deformation behavior of Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 408: 281–289.
- [6] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L, ZHANG B Y. Hot deformation behavior of delta-processed superalloy 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 3218–3227.
- [7] WANG K, LI M Q, LUO J, LI C. Effect of the δ phase on the deformation behavior in isothermal compression of superalloy GH4169[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 4723–4731.
- [8] 韦家虎, 董建新, 喻 健, 姚志浩, 付书红. δ 相对 GH4169 合金热变形行为的影响[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 72–78.
WEI Jia-hu, DONG Jian-xin, YU Jian, YAO Zhi-hao, FU Shu-hong. Influence of δ phase on hot deformation behavior of GH4169 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 72–78.
- [9] 张海燕, 张士宏, 程 明, 赵 忠. GH4169 合金 Delta 工艺中的变形行为和微观组织演变[J]. 材料研究学报, 2014, 28(3): 211–220.
ZHANG Hai-yan, ZHANG Shi-hong, CHENG Ming, ZHAO Zhong. Deformation behavior and microstructure evolution of GH4169 alloy during the delta process[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2014, 28(3): 211–220.
- [10] WEN D X, LIN Y C, CHEN J, CHEN X M, ZHANG J L, LIANG Y J, LI L T. Work-hardening behaviors of typical solution-treated and aged Ni-based superalloys during hot deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 618: 372–379.
- [11] WANG Y, ZHEN L, SHAO W Z, YANG L, ZHANG X M. Hot working characteristics and dynamic recrystallization of delta-processed superalloy 718[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 474: 341–346.
- [12] NING Y Q, FU M W, CHEN X. Hot deformation behavior of GH4169 superalloy associated with stick δ phase dissolution during isothermal compression process[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 540: 164–173.
- [13] LIN Y C, DENG J, JIANG Y Q, WEN D X, LIU G. Effects of initial δ phase on hot tensile deformation behaviors and fracture characteristics of a typical Ni-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 598: 251–262.
- [14] WEN D X, LIN Y C, LI H B, CHEN X M, DENG J, LI L T. Hot deformation behavior and processing map of a typical Ni-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 591: 183–192.
- [15] 李振荣, 田素贵, 赵忠刚, 陈礼清, 刘相华. 热连轧对 GH4169 合金蠕变行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(7): 1541–1547.
LI Zhen-rong, TIAN Su-gui, ZHAO Zhong-gang, CHEN Li-qing, LIU Xiang-hua. Influence of hot continuous rolling on creep behaviors of GH4169 superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(7): 1541–1547.
- [16] 张 毅, 刘 平, 田保红, 陈小红, 刘 勇. Cu-Ni-Si-P-Cr 合金高温热变形行为及动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 970–977.
ZHANG Yi, LIU Ping, TIAN Bao-hong, CHEN Xiao-hong, LIU Yong. Hot deformation behaviors and dynamic recrystallization of Cu-Ni-Si-P-Cr alloy at elevated temperatures[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 970–977.
- [17] 王 国, 惠松晓, 叶文君, 米绪军. Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金的热压缩变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(8): 2223–2230.
WANG Guo, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, MI Xu-jun. Hot compressive behavior of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe low cost titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(8): 2223–2230.
- [18] 梁文杰, 潘清林, 何运斌. 含钕 Al-Cu-Li-Zr 合金的热变形行为及组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(5): 988–995.
LIANG Wen-jie, PAN Qing-lin, HE Yun-bin. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Al-Cu-Li-Zr alloy containing Sc[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(5): 988–995.
- [19] SHEN G, VEDHANAYAGAM V, KROPP E, ALTANI T. A method for evaluating friction using a back-ward extrusion-type forging[J]. J Mater Process Technol, 1992, 33: 109–123.
- [20] EBRAHIMI R, NAJAFIZADEH A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming[J]. J Mater Process

- Technol, 2004, 152: 136–143.
- [21] 吾至岗, 李德富. GH625 镍基合金的高温压缩变形行为及组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1321–1327.
- WU Zhi-gang, LI De-fu. Hot compression deformation behaviors and microstructure evolution of GH625 Ni-based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1321–1327.
- [22] LI J B, LIU Y, WANG Y, LIU B, LU B, LIANG X Q. Constitutive equation and processing map for hot compressed as-cast Ti-43Al-4Nb-1.4W-0.6B alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23: 3383–3391.
- [23] LIN Y C, XIA YU C, CHEN X M, CHEN M S. Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate[J]. Computational Materials Science, 2010, 50: 227–233.
- [24] SUI F L, XUA L X, CHEN L Q, LIU X H. Processing map for hot working of Inconel 718 alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211: 433–440.
- [25] 彭大暑. 金属塑性加工原理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2004: 194–195.
- PENG Da-shu. Principles of metal forming processes[M]. Changsha: Central South University Press, 2004: 194–195.
- [26] 韦家虎, 董建新, 付书红, 姚志浩, 张麦仓. 形变参数对 GH4169 合金热变形行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(7): 58–65.
- WEI Jia-hu, DONG Jian-xin, FU Shu-hong, YAO Zhi-hao, ZHANG Mai-cang. Influence of deformation parameters on hot deformation behavior of GH4169 superalloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(7): 58–65.
- [27] LIN Y C, WEN D X, DENG J, LIU G, CHEN J. Constitutive models for high-temperature flow behaviors of a Ni-based superalloy[J]. Materials and Design, 2014, 59: 115–123.
- [28] NA Y S, YEOM J T, Park N K, LEE J Y. Simulation of microstructures for alloy 718 blade forging using 3D FEM simulator[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 141: 337–342.
- [29] 王 博, 易丹青, 丁学锋, 姚草根, 王 斌, 傅 上. FGH4169 合金的高温变形行为[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2013, 44(11): 4408–4415.
- WANG Bo, YI Dan-qing, DING Xue-feng, YAO Cao-gen, WANG Bin, FU Shang. Hot deformation behavior of FGH4169 superalloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2013, 44(11): 4408–4415.
- [30] PRASAD Y V R K, SESHACHAYULU T. Modelling of hot deformation for microstructural control[J]. Inter Mater Rev, 1998, 43(6): 243–258.
- [31] BALASUBRAHMANYAM V V, PRASAD Y V R K. Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti-10V-4.5Fe-1.5Al in hot upset forging[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 336(1/2): 150–158.

(编辑 龙怀中)