



DP 工艺 Inconel 718 合金高温流变曲线修正及应变本构模型

司家勇^{1,2}, 廖晓航¹, 黄再旺², 江 亮²

(1. 中南林业科技大学 机电工程学院, 长沙 410004;

2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用等温热压缩实验研究 DP 工艺 Inconel 718 合金在变形温度为 900~1060 °C, 应变速率为 0.001~0.5 s⁻¹ 条件下的高温流变行为, 分析摩擦因数和绝热温升对真应力-真应变曲线的影响, 并对摩擦引起的流变应力误差进行了修正, 建立了基于应变量的应变本构模型。结果表明: 随着应变速率的增大和变形温度的降低, 摩擦因数的影响趋于明显, 变形激活能和材料常数是应变量的函数。对引入应变参数建立的用于预测工艺处理的 Inconel 718 合金不同变形量时的流变应力本构模型进行误差分析, 其实验值与预测值的相关性系数为 0.998, 平均相对误差绝对值为 3.87%, 能够用于准确预测不同变形量时合金的流变应力值。

关键词: Inconel 718 合金; DP 工艺; 流变行为; 应力修正; 本构模型

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

Revised hot deformation behavior and strain constitutive modeling of delta-processed Inconel 718 alloy

SI Jia-yong^{1,2}, LIAO Xiao-hang¹, HUANG Zai-wang², JIANG Liang²

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering,

Central South University of Forestry and Technology, Changsha 410004, China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The flow behavior of delta-processed (DP) Inconel 718 was studied by revised hot deformation at temperature range of 900–1060 °C and strain rate range of 0.001–0.5 s⁻¹. The effects of friction coefficient and temperature on the compressive deformation behavior, such as true stress–strain curves, were investigated, and the flow stress error caused by friction was revised. Then, the constitutive equation considering the compensation of strain was established. The results show that the effect of the friction is obvious with the increasing strain rate and the decreasing deformation temperature. The influence of strain was also incorporated by considering the variation of material constants as a function of strain. The prediction accuracy of developed constitutive modeling was assessed using standard statistical formulae. The correlation coefficient is 0.998 and the average absolute relative error is 3.87%. It is revealed that the proposed deformation constitutive equation gives an accurate estimate for the flow stress of delta-processed Inconel 718 alloy.

Key words: Inconel 718 alloy; delta process; flow behavior; stress revise; constitutive modeling

Inconel 718 合金是一种铌强化的沉淀硬化型铁镍基高温合金, 由于其优良的高温力学性能, 在航空工业中被广泛用于制造一些关键零部件, 如压气机盘、涡轮盘、轴和叶片等^[1-3]。Inconel 718 合金以体心四方

结构的 γ'' 相(Ni₃Nb) 为主要强化相, 同时辅以面心立方结构的弱强化相 γ' (Ni₃AlTi), 正交结构的 δ 相(Ni₃Nb) 是 γ'' 相的平衡相。Inconel 718 合金的组织性能对热加工工艺很敏感, 工艺控制不当会产生粗晶、混晶等现

象,进而影响锻件的持久缺口敏感性和冲击韧度等^[4]。由于 Inconel 718 合金中 δ 相通过钉扎晶界阻碍晶粒长大,目前开发了一种 δ 相时效处理(DP)工艺,即在变形前的合金中有意析出 δ 相,通过控制热加工过程中的变形工艺来获取晶粒均匀细小且性能优良的锻件。RUIZ 等^[5]通过这种 DP 工艺获得了平均晶粒尺寸等级 ASTM 8 级的直径为 150 和 200 mm 的 Inconel 718 合金锻坯,以及晶粒尺寸等级为 11 级的直径为 76 mm 和 38 mm 的棒坯。DIX 等^[6]利用 DP 工艺获得了晶粒尺寸等级为 9 级的 Inconel 718 合金锻坯,并通过闭模锻造获得了晶粒尺寸为 ASTM 13 级的涡轮盘锻件。BHOWAL 等^[7]将 Delta 工艺和 Gatorizing 工艺相结合获得了晶粒尺寸等级高于 ASTM 11 级的 Inconel 718 合金涡轮盘锻件。吕宏军等^[8]结合 Delta 工艺和轧制技术,可以得到 ASTM 12~14 级的超细晶粒组织 Inconel 718 合金板材。张海燕等^[9-10]研究了 Inconel 718 合金等温压缩变形过程中 δ 相的演变机制,在变形断裂和溶解断裂的综合作用下,片层/长针状 δ 相发生球化,转变为颗粒/短棒状 δ 相。YUAN 等^[11]对比了不同 δ 相含量对 Inconel 718 合金热变形行为的影响,结果显示, δ 相的存在不仅会降低合金的峰值应变和峰值应力,而且可以促进峰值应力后的流变软化过程。WANG 等^[12-13]研究了 δ 相溶解行为及对变形机制的影响,高温变形时 δ 相主要以弯曲、扭折和切断等方式来协调塑性变形,并在界面能降低的驱动力下由针状逐渐转变为短针状乃至球状,其动态再结晶机制主要是 δ 相诱发动态再结晶形核和非连续动态再结晶形核。CONE 等^[14]也观察了不同形态 δ 相合金轧制过程中的 δ 相转变过程。但目前针对经 DP 工艺处理 Inconel 718 合金变形行为的研究较少,且未见有关变形过程中摩擦及温升效应等影响的相关报道,尚未建立适用于 Inconel 718 合金流变应力预测的准确本构模型^[15-20]。

因此,本文作者通过热压缩实验分析 δ 相时效态 Inconel 718 合金的热变形行为,探讨压缩变形过程摩擦力和温度变化对实验获取的真应力-真应变数据的影响,对热压缩实验数据进行修正,进而引入应变率参数,建立预测精度较高的 Inconel 718 合金高温流变应力本构模型,可为经 DP 工艺处理的 Inconel 718 合金热加工参数的制定和优化提供依据。

1 实验

试验用材料为辽宁抚顺特钢公司生产的直径为 200 mm 的 Inconel 718 合金锻棒,其化学成分为(质量

分数,%): C 0.036, Ni 52.12, Cr 18.75, Nb 5.36, Mo 2.99, Ti 1.00, Al 0.49, B 0.004, Si 0.10, Mn 0.02, Co 0.04, 余量为 Fe。对材料进行 δ 相时效处理, 1040 °C 保温 40 min 水冷,目的是消除原始组织存在的偏析和残余应力、应变,并保证合金的显微组织为奥氏体固溶体和少量的碳化物,随后在 900 °C 时效 24 h 析出一定量 δ 相,时效结束后水冷至室温,显微组织如图 1 所示。由图 1 可见,经 δ 相时效处理后,原始的奥氏体晶界已基本消失,合金的组织为魏氏体 δ 相组织, δ 相主要存在于晶内,表现为大量片层状/长针状和少量颗粒/短棒状 δ 相, δ 相的体积含量约为 9.6%,经截线法测量平均晶粒尺寸约为 150 μm 。将 DP 工艺处理的 Inconel 718 合金机加工成 $d 10 \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱形热压缩试样,高温热压缩试验在计算机控制的 MTS 力学试验机上进行,变形温度分别为 900、940、980、1020 和 1060 °C,应变速率分别为 0.001、0.005、0.01、0.05、0.1 和 0.5 s^{-1} ,变形量为 70%。热压缩试样达到指定变形量后,立即快速水淬冷却以保留其高温变形组织,将试验获取的压下量-载荷数据经过处理后得到材料的真应力-真应变曲线。采用电火花线切割将压缩后试样沿轴向切开,机械抛光后进行化学腐蚀,使用 Leica 光学显微镜和 Quanta 650 型扫描电镜进行试样显微组织观察。

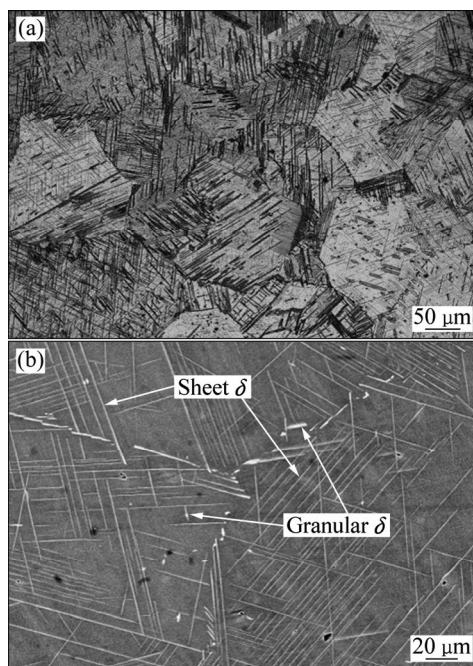


图1 Inconel 718 合金经 DP 工艺处理后的显微组织和 δ 相形貌

Fig. 1 Microstructure and morphology of δ phase of Inconel 718 alloy after DP process: (a) Optical microstructure; (b) SEM image showing distribution of δ phase

2 结果与分析

2.1 热压缩流变数据的修正

将通过热压缩实验获得的 δ 相时效态 Inconel 718 合金高温变形真应力-真应变曲线如图 2 所示。对于单向压缩实验, 影响实验精度的主要因素包括试样端面的摩擦力和试样的温度。理论上, 只有试样均匀变形, 压缩后试样中部无鼓度, 实验过程中试样温度均匀一致, 所测得的实验结果才能反映试样塑性变形过程的真实情况。但实际上由于摩擦的存在, 试样在压缩过程总会出现鼓肚的现象, 加上变形热效应的作用, 试样温度也会有所变化, 导致流变应力误差的产生,

而且在高应变速率条件下温度所引起的应力误差会较大。因此, 一般对于这两种原因引起的热压缩流变应力误差需进行修正。

2.1.1 压缩过程摩擦影响的修正

对于热模拟实验数据的摩擦修正, 已有一些理论和实验研究。严巍等^[21]引入平均等效应变的概念, 利用有限元理论和逐步逼近的方法, 得到最终的真应力-真应变曲线, 但这种方法的摩擦因数均需另外测定。TSENG 等^[22]用鼓肚的体积与变形部分体积的比值定义鼓肚, 由试样瞬时的高度、瞬时最大直径和瞬时最小直径来计算鼓肚形状的瞬时曲率半径, 并提出修正系数方程, 但如采用这种方法, 测量试样的瞬时尺寸比较困难。许树勤等^[23]结合有限元数值模拟方法, 给出了不同变形温度和应变速率变形条件下微粗

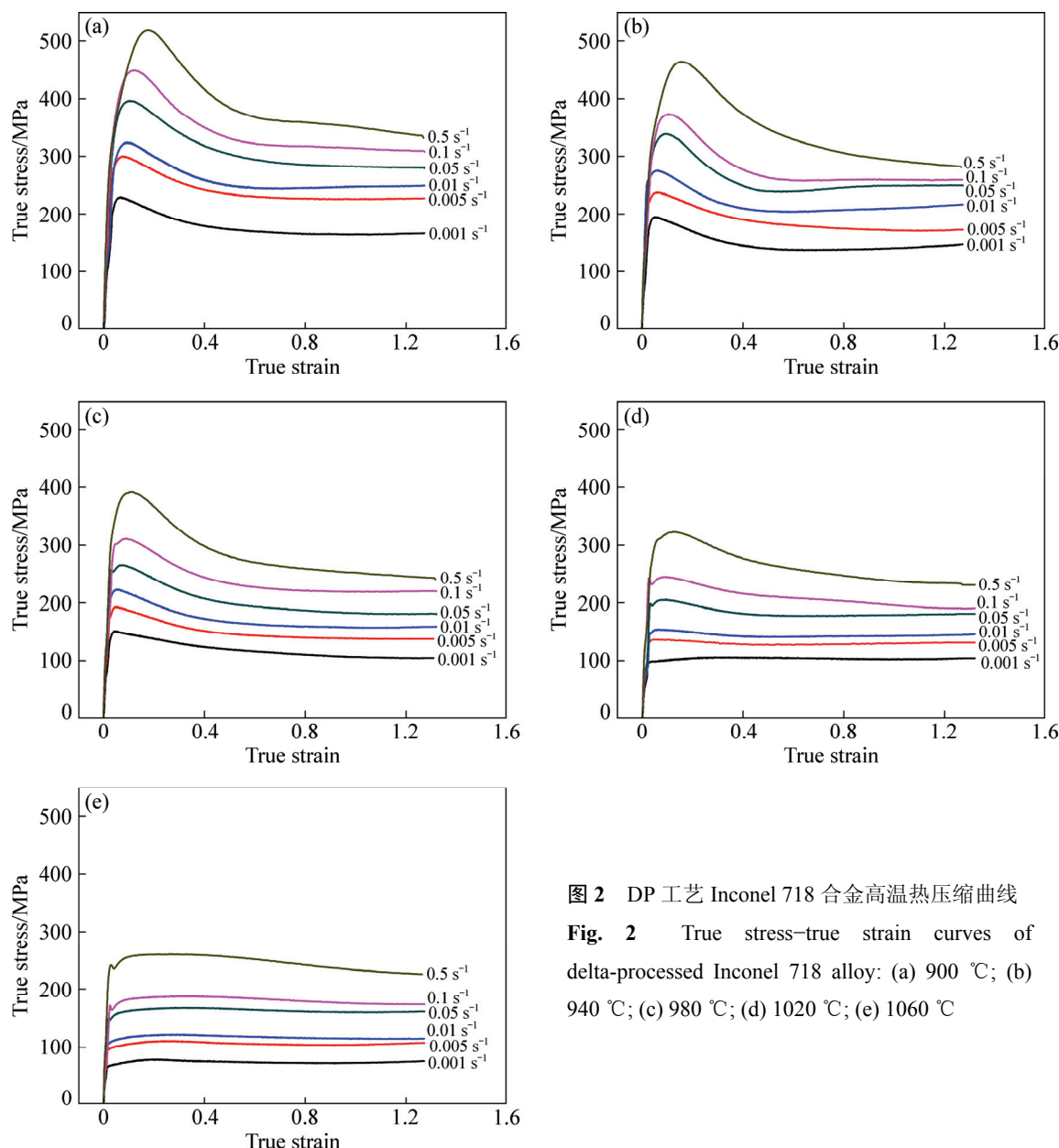


图 2 DP 工艺 Inconel 718 合金高温热压缩曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of delta-processed Inconel 718 alloy: (a) 900 °C; (b) 940 °C; (c) 980 °C; (d) 1020 °C; (e) 1060 °C

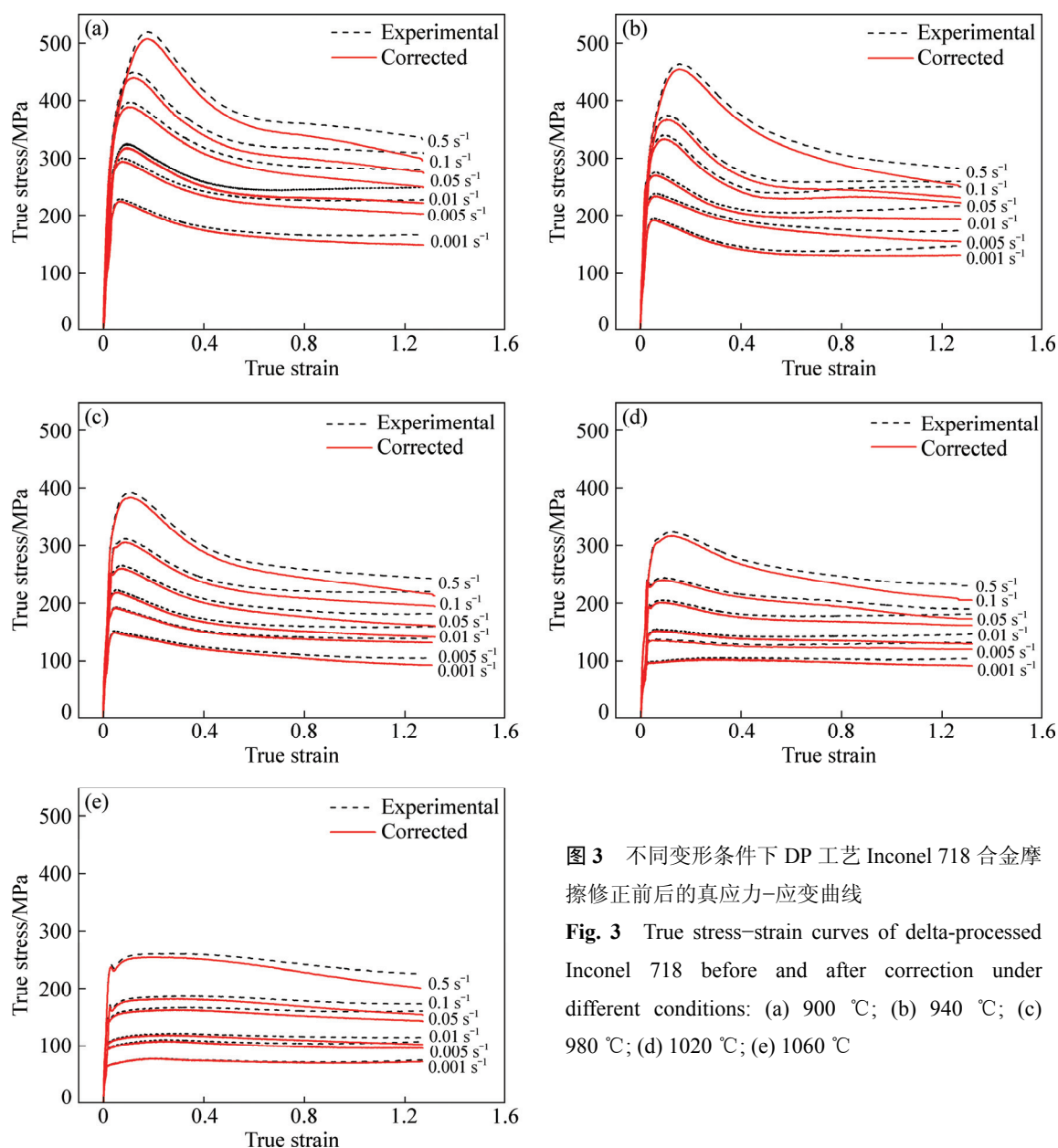


图3 不同变形条件下 DP 工艺 Inconel 718 合金摩擦修正前后的真应力-应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves of delta-processed Inconel 718 before and after correction under different conditions: (a) 900 °C; (b) 940 °C; (c) 980 °C; (d) 1020 °C; (e) 1060 °C

摩擦因数与鼓肚的关系图, 采用主应力法对应力-应变曲线进行修正, 这种方法认为原始材料的影响较小。本研究中采用相对简便的根据变形功法推导的镦粗变形力公式来计算摩擦修正后的真应力(σ_f)^[24]:

$$\sigma_f = \frac{F_i}{\frac{\pi}{4} D^2 \left(1 + \frac{m}{3\sqrt{3}} \frac{D}{l} \right)} \quad (1)$$

式中: F_i 为实验机记录的瞬时载荷; D 为试样瞬时直径; H 为试样瞬时高度; m 为摩擦因数。 m 的计算则采用 EBRAHIMI 等^[25]提出的能量法: 在圆柱坐标系下, 假设鼓肚形状为某圆周上的一段圆弧, 通过对速度场的描述, 由压缩后试样的高度和最大直径来反求摩擦因数, 即

$$m = \frac{(R/l)b}{(4/\sqrt{3}) - (2b/3\sqrt{3})} \quad (2)$$

其中

$$R = R_0 \sqrt{\frac{l_0}{l}} \quad (3)$$

$$b = 4 \frac{\Delta R}{R} \frac{l}{\Delta l} \quad (4)$$

式中: l 为压缩结束后试样的高度; $\Delta R = R_M - R_T$; R_M 为最大鼓肚半径; R_T 为与压头接触的试样底面半径, $R_T = \sqrt{3 \frac{l_0}{l} R_0^2 - 2R_M^2}$; Δl 为压缩结束后试样高度的变化。

采用该摩擦修正方法对热压缩实验获得的真应

力-真应变曲线进行摩擦修正, 修正后结果绘制成曲线, 结果如图 3 所示。

2.1.2 压缩过程温度影响修正

热变形过程势必产生热量, 在形变基体内部来不及散出, 可能会造成试样温度升高, 即产生所谓的绝热温升效应, 这一点在高应变速率下尤为明显。BARAGAR^[26]研究指出, 绝热温升效应所产生的温度升高(ΔT)为

$$\Delta T = \beta \frac{\bar{\sigma} \Delta \varepsilon}{\rho c} \quad (5)$$

式中: ρ 为密度; c 为比热容; $\Delta \varepsilon$ 为应变增量; $\bar{\sigma}$ 为应力增量值, 可以用式(6)求出:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\Delta \varepsilon} \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_0 + \Delta \varepsilon} \sigma d\varepsilon \quad (6)$$

式中: β 为产生热量所占总变形能量的比例, 一般认为热变形产生的能量大约 85%~90%转变为热量, 其余能量则转变为其他形式(例如用于微观结构变化等)。相应地, 绝热温升效应引起的试样温度升高会导致相应的流变应力值下降, 其下降值 $\Delta \sigma$ 可计算为

$$\Delta \sigma = \frac{Q}{n \alpha R} \left[\frac{1}{T + \Delta T} - \frac{1}{T} \right] \quad (7)$$

式中: Q 为变形激活能; n 为应力指数; α 为材料常数; T 为热力学温度; R 为摩尔气体常数, 8.314 J/(mol·K)。

与 Gleeble 热压缩实验不同, MTS 压缩实验时试样表面没有焊接测温热电偶, 无法测量试样变形过程中的温度变化。根据 BARAGAR^[26]的研究结果, 普通钢材以 2.0 s^{-1} 的应变速率进行热压缩实验时, 最大流变应力误差仅为 10.3 MPa。吾志岗等^[27]的研究结果表明, 当镍基高温合金应变速率为 1.0 s^{-1} 时, 试样最大温升为 $10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右, 这对于变形温度 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右的材料来说可以忽略不计。相应地, 本实验中的最大应变速率仅为 0.5 s^{-1} , 在热变形过程中的温度升高和相应的应力误差值均较小, 在后续的计算过程中可以忽略, 因此, 这里不对实验应力应变曲线进行温度修正。

2.2 热变形本构方程

选取经摩擦修正后的真应力-真应变曲线数值, 建立 DP 工艺 Inconel 718 合金热压缩过程的流变应力本构方程, 研究结果^[28-29]表明, 金属材料的高温变形是一个热激活过程, 在高温塑性变形条件下, 流变应力主要取决于应变(ε)、变形温度(T)和应变速率($\dot{\varepsilon}$), 通常应用下列式(8)~(10)来表示流变应力的本构模型:

1) 在低应力水平下,

$$\dot{\varepsilon} = A \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad \alpha \sigma \leq 0.8 \quad (8)$$

2) 在高应力水平下,

$$\dot{\varepsilon} = A \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad \alpha \sigma \geq 0.8 \quad (9)$$

3) 在所有应力水平下,

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad \alpha \sigma \text{ 为任意值} \quad (10)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; A 为结构因子, s^{-1} ; α 为应力水平参数, MPa^{-1} ; σ 可表示峰值应力或稳态流变应力, 或相应于某指定应变变量时对应的流变应力, 这里表示峰值应力; 且满足如下条件:

$$\alpha = \beta / n \quad (11)$$

根据高温压缩实验的结果, 基于式(10)建立 Inconel 718 合金高温变形条件下的本构模型。

ZENER 等^[30]提出并实验验证了应变速率($\dot{\varepsilon}$)和变形温度(T)的关系可用 Z 参数表示, 即 Zener-Hollomon 参数, 并结合式(10)可得:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = [A \sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (12)$$

分别对式(8)和(9)两边取对数, 可得:

在低应力水平下,

$$\ln \dot{\varepsilon} = B_1 + n \ln \sigma \quad (13)$$

在高应力水平下,

$$\ln \dot{\varepsilon} = B_2 + \beta \sigma \quad (14)$$

式中: B_1 和 B_2 为与温度有关的常数。

当温度一定时, β 和 n 分别为 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 曲线的斜率。用不同变形温度下峰值应力绘制 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 关系曲线, 其结果如图 4(a)和(b)所示, 然后对图 4 中曲线进行一元线性回归处理, 则其斜率分别为 n 和 β 。经循环计算代入可得, 在 $1020 \sim 1060 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的变形条件下, $\alpha \sigma \leq 0.8$, 故取 1020 和 $1060 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 n 的平均值与 900 、 940 和 $980 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 β 的平均值, 经计算后可得出 $n=5.38945$, $\beta=0.02376$, 则 $\alpha=\beta/n=0.004408 \text{ MPa}^{-1}$ 。

对式(10)两边取对数并微分可得

$$Q = R \left(\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right)_T \left(\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (15)$$

式(15)右边的两项分别为一定温度下 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线的斜率和一定应变速率下 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 关系曲线的斜率, 分别如图 5(a)和(b)所示。将所得的斜率的平均值代入式(15)后可得 Inconel 718 合金的热变形激活能 $Q=468.77 \text{ kJ/mol}$, 这与 WANG 等^[31]报道的 δ 相时效态 Inconel 718 合金激

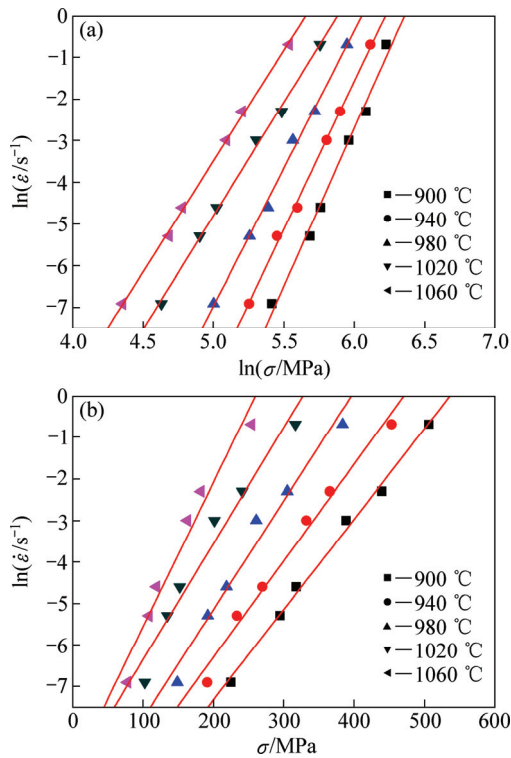
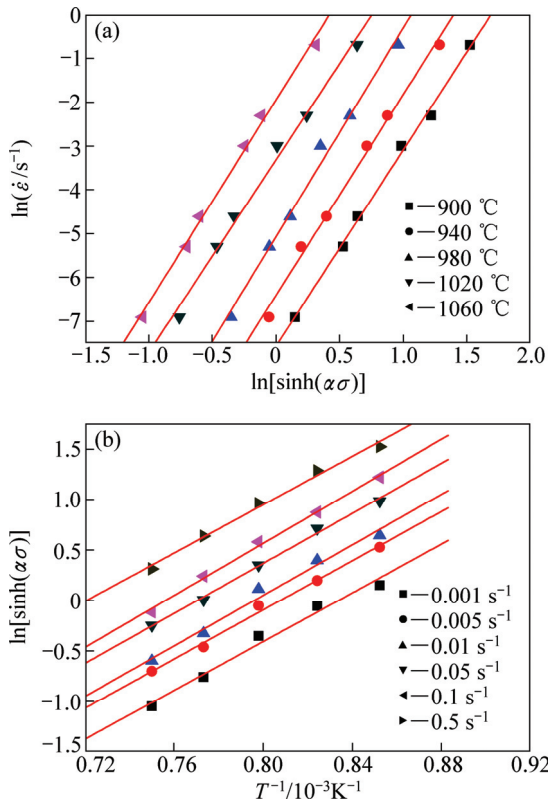


图4 应变速率与流变应力关系曲线

Fig. 4 Relationship between strain rate and flow stress: (a)

ln $\dot{\epsilon}$ - ln σ ; (b) ln $\dot{\epsilon}$ - σ 图5 ln $\dot{\epsilon}$ - ln[sinh($\alpha\sigma$)] 曲线和 ln[sinh($\alpha\sigma$)] - 1/T 曲线Fig. 5 Curves of ln $\dot{\epsilon}$ - ln[sinh($\alpha\sigma$)] (a) and ln[sinh($\alpha\sigma$)] - 1/T (b)

活能 467 kJ/mol 相近, 但高于固溶态 Inconel 718 合金的激活能, 如 WEIS 等^[15]报道的激活能为 423 kJ/mol, YUAN 等^[11]报道的激活能为 443 kJ/mol, WANG 等^[12]报道的 443 kJ/mol, δ 相时效态 Inconel 718 合金激活能的增加可能与预先析出的 δ 相对热变形机制的影响有关。

将式(12)两边取对数, 可得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (16)$$

将所求 Q 值和不同变形温度下的应变速率代入式(12), 可得到不同的 Z 值, 绘制 $\ln Z$ - ln[sinh($\alpha\sigma$)] 关系曲线, 如图 6 所示, 可得 $n=4.55$, $A=2.923 \times 10^{17} \text{ s}^{-1}$, $\alpha=\beta/n=0.0052 \text{ MPa}^{-1}$ 。

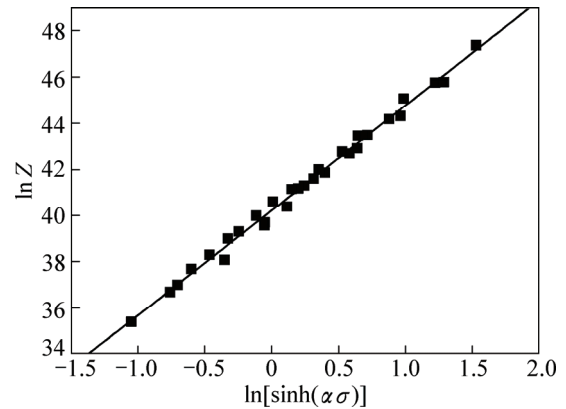
图6 流变应力与 Z 参数关系

Fig. 6 Relationship between flow stress and Zener-Hollomon parameter

将求得的 Q 、 n 、 A 和 α 等参数代入式(10), 获得修正后 DP 工艺 Inconel 718 合金的高温变形本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 2.923 \times 10^{17} [\sinh(0.0052\sigma)]^{4.55} \exp\left(-\frac{468.77 \times 10^3}{RT}\right) \quad (17)$$

继而, 采用上述计算 Q 、 n 、ln A 和 α 值的方法可计算出不同应变下的材料常数, 进行非线性拟合回归, 获得 α 、 Q 、 n 和 ln A 值与应变之间的函数关系式:

$$n = 5.282 - 14.545\varepsilon + 65.303\varepsilon^2 - 107.337\varepsilon^3 + 76.369\varepsilon^4 - 19.768\varepsilon^5 \quad (18)$$

$$\ln A = 46.407 - 84.198\varepsilon + 147.742\varepsilon^2 - 107.623\varepsilon^3 + 30.083\varepsilon^4 - 0.830\varepsilon^5 \quad (19)$$

$$\alpha = 0.00428 + 0.00741\varepsilon - 0.02858\varepsilon^2 + 0.04721\varepsilon^3 - 0.03228\varepsilon^4 + 0.00783\varepsilon^5 \quad (20)$$

$$Q = 532.124 - 788.329\varepsilon + 1021.956\varepsilon^2 - 192.660\varepsilon^3 - 358.969\varepsilon^4 + 164.103\varepsilon^5 \quad (21)$$

式(18)~(21)并综合式(10)构成DP工艺Inconel 718合金高温变形本构模型, 利用该模型可用于预测特定真应变时的流变应力值, 也可利用式(12)来计算不同应变条件时的真应力数值:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (22)$$

为了检验所建立引入应变参数参数的 DP 工艺 Inconel 718 合金流变应力本构模型的预测精度, 将依据模型计算数据和实验获取经修正后的真应力-真应

变数据进行了分析比较, 如图7所示, 引入标准统计参数即相关系数(R_r)和平均相对误差绝对值(E)来对其进行评价:

$$R_r = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (23)$$

$$E = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (24)$$

式中: E_i 为实验值; P_i 为预测值; $\bar{E}$ 和 $\bar{P}$ 分别为 E_i 和 P_i 的平均值; N 为所研究数据点数目。

利用数据处理软件 Origin 计算出实验数据值和预

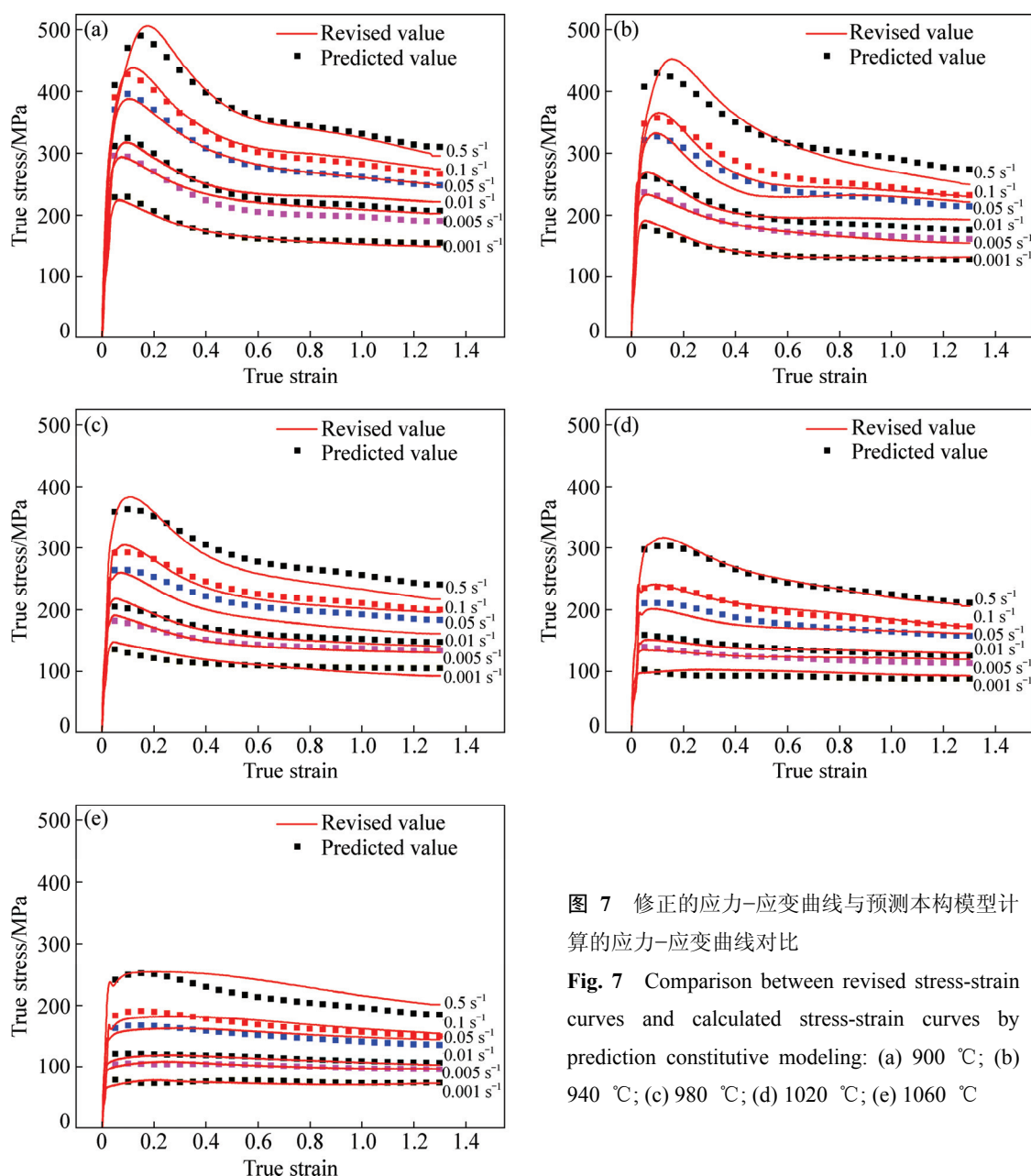


图7 修正的应力-应变曲线与预测本构模型计算的应力-应变曲线对比

Fig. 7 Comparison between revised stress-strain curves and calculated stress-strain curves by prediction constitutive modeling: (a) 900 °C; (b) 940 °C; (c) 980 °C; (d) 1020 °C; (e) 1060 °C

测数据值的相关性系数为 0.998, 平均相对误差绝对值为 3.87%, 说明预测值和实验值吻合度较高, 所建立的引入应变量的流变应力本构模型能够准确的预测 DP 工艺 Inconel 718 合金不同变形量时的实际应力值, 如图 8 所示。

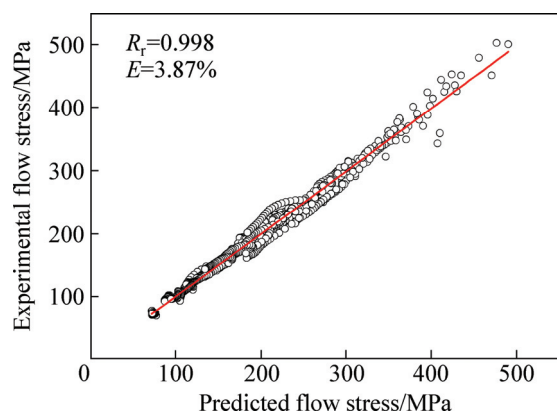


图 8 实验数据和预测数值统计

Fig. 8 Correlations between experimental and predicted flow stress

3 结论

1) 分析了经 DP 工艺处理的 Inconel 718 合金高温热压缩过程中的摩擦因数和绝热温升效应的影响, 并对摩擦引起的流变应力差异进行了修正, 随着应变速率的增大和变形温度的降低, 摩擦因数的影响趋于明显。

2) 经 DP 工艺处理的 Inconel 718 合金变形激活能 (Q) 和材料常数 (如 n 、 α 和 A) 与其应变量有关, 本研究中实验条件下变形激活能数值变化范围为 395~463 kJ/mol。

3) 引入应变量建立了用于预测 DP 工艺处理的 Inconel 718 合金不同变形量时的流变应力本构模型, 误差分析表明, 实验值与预测值的相关性系数为 0.998, 平均相对误差绝对值为 3.87%, 能够准确预测不同变形量时的流变应力值。

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] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京: 科学出版社, 2010.

GUO Jian-tin. Materials science and engineering for superalloys[M]. Beijing: Science Press, 2010.
[3] 罗恒军, 谢静, 程瑾. GH4169 合金涡轮盘锻件晶粒度分析和控制[J]. 大型铸锻件, 2010, 6: 17-19.
LUO Heng-jun, XIE Jing, CHENG Jin. Analysis and control of grain size of GH4169 alloy turbine disc forging[J]. Heavy Casting and Forging, 2010, 6: 17-19.
[4] 庄景云. 变形高温合金 GH4169 锻造工艺[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
ZHUANG Jin-yun. Forging process of wrought super alloy GH4169[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008.
[5] 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.
[6] DIX A W, HYZAK J M, SINGH R P. Application of ultra fine grain alloy 718 forging billet[C]/ANTOLOVICH S D. Superalloys. Warrendale, PA: TMS, 1992: 23-32.
[7] BHOWAL P R, SCHIRRA J J. Full scale Gatorizing TM of fine grain Inconel718[C]/LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives. Warrendale, PA: TMS, 2001: 193-201.
[8] 吕宏军, 姚草根, 张凯峰, 贾新朝. GH4169 合金细晶成形工艺与机理及其性能研究[J]. 机械工程材料, 2003, 27(1): 15-18.
LÜ Hong-jun, YAO Cao-gen, ZHANG Kai-feng, JIA Xin-chao. Fine-grain forming process, mechanism and properties of GH4169 alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2003, 27(1): 15-18.
[9] 张海燕, 张世宏, 程明. Delta 工艺中 Inconel 718 合金中 δ 相的演变机制[J]. 金属学报, 2009, 45(12): 1451-1455.
ZHANG Hai-yan, ZHANG Shi-hong, CHENG Ming. Evolution of δ phase in Inconel 718 alloy during delta process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(12): 1451-1455.
[10] ZHANG H Y, ZHANG S H, CHENG M. Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed Inconel 718 alloy[J]. Materials Characterization, 2010, 61: 49-53.
[11] YUAN H, LIU W C. Effect of the delta phase on the hot deformation behavior of Inconel 718[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 408: 281-289.
[12] WANG Y, ZHEN L, SHAO W Z, YANG L, ZHANG X M. Hot working characteristics and dynamic recrystallization of delta-processed superalloy 718[J]. J Alloy Compd, 2009, 44: 341-346.
[13] 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): 341-349.
WANG Yan, 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): 341-349.
[14] CONE F P. Observations on the development of delta phase in Inconel 718 alloy[C]/LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706

- and various derivatives. Warrendale, PA: TMS, 2001: 323–332.
- [15] WEIS M J, MATAYA M C, THOMPSON S W. The hot deformation behavior of an as-cast alloy 718 ingot[C]//LORIA E A. Superalloys 718. TMS, Warrendale, PA, 1989: 135–154.
- [16] ZHOU L X, BAKER T N. Effects of strain rate and temperature on deformation behaviour of IN 718 during high temperature deformation[J]. Mater Sci Eng A, 1994, 177: 1–9.
- [17] ZHANG J M, GAO Z Y, ZHUANG J Y, ZHONG Z Y. Mathematical modeling of the hot-deformation behavior of superalloy IN718[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30: 2701–2713.
- [18] GUEST R P, TIN S. The dynamic and metadynamic recrystallization of IN718[C]//LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, Warrendale, PA: TMS, 2005: 373–383.
- [19] THOMAS A, EL-WAHABI M, CABRERA J M, PRADO J M. High temperature deformation of Inconel 718[J]. J Mater Process Technol, 2006, 177: 469–472.
- [20] 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): 72–79.
- YANG Pin, 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): 72–79.
- [21] 严巍, 陈国学. 轴对称压缩流动应力-应变曲线有限元修正方法的研究[J]. 塑性工程学报, 2004, 11(4): 19–21.
- YAN Wei, CHEN Guo-xue. Study on the correction of the material flow stress-strain curves in axisymmetric compression test[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2004, 11(4): 19–21.
- [22] TSENG A A, HORSKY J, RAUDENSKY M, KOTRBACEK P. Deformation behavior of steels in mushy state[J]. Mater Design, 2001, 22(2): 83–92.
- [23] 许树勤, 陈志英, 张善元. 锻粗试验中鼓度与摩擦的相关性研究[J]. 锻压技术, 2004, 29(5): 46–48.
- XU Shu-qin, CHEN Zhi-ying, ZHANG Shan-yuan. Research on the relation between bulging and friction in cylinder upsetting[J]. Forging & Stamping Technology, 2004, 29(5): 46–48.
- [24] 汪大年. 金属塑性成形原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1982: 140.
- WANG Da-nian. Principles of metal forming[M]. Beijing: China Machine Press, 1982: 140.
- [25] EBRAHIMI R, NAJAFIZADEH A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming[J]. J Mater Process Technol, 2004, 152(20): 136–143.
- [26] BARAGAR D L. The high temperature and high strain-rate behavior of a plain carbon and an HSLA steel[J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1987(14): 295–307.
- [27] 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.
- [28] LAASRAOUI A, JONAS J J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22(7): 1545–1557.
- [29] KARHAUSEN K, KOPPER R. Model for integrated process and microstructure simulation in hot forming[J]. Steel Research, 1992, 63(6): 247–256.
- [30] ZENER C, HOLLOMOM J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1994, 15(1): 22–26.
- [31] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L, ZHANG B Y. Hot deformation behavior of delta-processed superalloy 718[J]. Mater Sci and Eng A, 2011, 528: 3218–3227.

(编辑 龙怀中)