文章编号: 1004-0609(2012)1-0072-08

# Delta 工艺 Inconel 718 合金热变形条件下的流变行为

杨平1,赵玉涛1,王安东1,缪栋2,陈刚1,何毅1

(1. 江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013; 2. 丹阳精密合金厂, 镇江 212352)

**摘 要**: 在 Gleeble-3500 热模拟实验机上对 Delta 工艺 Inconel 718 合金进行高温压缩实验,研究其高温压缩变形的流变应力行为。结果表明: δ 相时效态 Inconel 718 合金在本实验条件下具有正的应变速率敏感性,流变应力随着应变速率的降低和变形温度的升高而减小,动态再结晶是合金重要的软化机制。δ 相时效态 Inconel 718 合金的 热变形激活能为 497.407 kJ/mol,高温压缩峰值流变应力与变形温度和应变速率的关系可用双曲正弦函数表示。 关键词: Inconel 718 合金; Delta 工艺; 高温压缩; 流变应力; 热变形激活能 中图分类号: TG111.7 **文献标志码**: A

# Flow stress behavior of delta-processed Inconel 718 superalloy under hot compression deformation

YANG Ping<sup>1</sup>, ZHAO Yu-tao<sup>1</sup>, WANG An-dong<sup>1</sup>, MIAO Dong<sup>2</sup>, CHEN Gang<sup>1</sup>, HE Yi<sup>1</sup>

School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 210213, China;
 Danyang Precision Alloy Factory, Zhenjiang 212352, China)

Abstract: The flow stress behavior of the delta-processed Inconel 718 superalloy was investigated by the hot compression on Gleeble–3500 test machine. The results of the thermal simulation compression tests show that the flow stress is positively sensitive to the strain rate and the deformation temperature. The peak stress decreases with the decreasing strain rate and increasing deformation temperature. The dynamic recrystallization is the main softening mechanism of the hot deformation of the delta-processed Inconel 718 superalloy. The activation energy (Q) of the delta-processed  $\delta$  phase aged Inconel 718 superalloy is 497.407 kJ/mol. The relationships among the flow stress, the deformation temperature and the strain rate for the delta-processed Inconel 718 can be described by the hyperbolic sine-type function.

Key words: Inconel 718 superalloy; delta process; hot compression; flow stress; hot deformation activation energy

Inconel 718(国内相应牌号为GH4169)是制造发动 机涡轮盘、压气机盘等关键热端部件的重要材料,这 类部件通常在高温和高压交互作用下工作,要求材料 具有优良的抗低周疲劳性能。Inconel 718 合金中 Nb 的含量较高,容易形成偏析。通过锤或压力机锻造时, 其工艺参数难以准确控制,因而其锻件的晶粒度粗细 不均,即形成混晶组织而影响锻件的力学性能<sup>[1-2]</sup>。随 着发动机安全性、可靠性要求的提高,获得组织细小 均匀的锻坯及盘锻件成为关键。

Inconel 718 合金中以 γ"作为主要强化相, δ相是 γ"相的平衡相,也是 Inconel 718 合金的主要组成相之 一。δ 相的形貌、数量和分布对于合金的疲劳性能、 持久性能、抗缺口敏感性和热加工性能有很大影 响<sup>[3-6]</sup>。一般认为,呈粒状均匀分布适量的δ相有利于 合金的力学性能。由于δ相钉扎晶界、阻止晶粒长大 的作用<sup>[7]</sup>, RUIZ 等<sup>[8]</sup>提出了经δ相析出处理后再进行

基金项目: 江苏省科技成果转化项目(BA2007104); 江苏省先进金属材料高技术研究重点实验室开放课题资助项目(AMM200902)

收稿日期: 2010-12-14; 修订日期: 2011-04-01

通信作者:赵玉涛,教授,博士;电话: 0511-88797658; E-mail: zhaoyt@ujs.edu.cn

73

热形变的 Delta 工艺,通过适当热加工工艺能够获得 组织均匀细小的大尺寸 Inconel 718 锻坯件。

在热变形行为及工艺研究方面, THOMAS 等<sup>[9]</sup> 在对 Inconel718 合金高温热变形研究时发现, 合金的 流变行为与位错的运动、动态析出和 Ni 元素的自扩 散有关。KASHYAP 和 CHATURVEDI<sup>[10]</sup>求出了 Inconel718 合金高温塑性变形的激活能。WANG 等<sup>[11-12]</sup>研究了 Inconel718 合金在热变形条件下流变行 为、组织及 Delta 工艺下该合金的热加工特性及动态 再结晶。DIX 等<sup>[13]</sup>利用 Delta 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 13 级的涡轮盘锻件。BHOWAL 和 SCHIRRA<sup>[14]</sup>将 Delta 工艺和 Gatorizing 工艺相结合获 得了晶粒尺寸等级高于 11 级的 Inconel 718 合金涡轮 盘锻件。吕宏军等<sup>[15]</sup>通过 Delta 工艺轧制得到了晶粒 度为 12~14 级的超细晶合金板坯。在 Inconel 718 合 金热加工过程中,等温锻造虽然能够实现较好控制, 但其成本很高,在国内尚很少应用。若能在 Delta 工 艺中通过普通非等温锻造使 Inconel 718 合金获得细小 均匀的锻造组织,将具有非常重要的意义。本文作者 通过热压缩实验,采用两步锻造工艺模拟实际生产过 程,研究 Delta 工艺 Inconel 718 合金在不同变形温度 和应变速率下的流变行为,确定其本构方程,以期为 该合金加工工艺的研究和优化提供依据。

### 1 实验

试验用 Inconel 718 合金坯料,其生产方法采用真 空感应熔炼+电渣重熔,主要化学成分(质量分数,%) 如下: C 0.03, Ni 51.09, Cr 19.14, Nb 5.07, Mo 3.09, Al 0.67, Ti 1.09, Si 0.20, B 0.0037, S 0.0045, Mn 0.14, Fe 余量。

将试样在 1 040 ℃保温 1 h 进行均匀化固溶处理 后水冷至室温,以保证试样的微观组织为奥氏体固溶 体和少量的碳化物。δ 相的析出峰温度为 890~900 ℃,本试验选择在 900 ℃时效 24 h 析出大量 δ 相。

将固溶和时效处理后的试样加工成 d8 mm×15 mm 的圆柱状试样。热压缩实验在 Gleeble-3500 热模 拟实验机上进行,并在试样两端垫石墨片及钽片以减 小摩擦对应力状态的影响。Inconel 718 合金的热加工 温度通常在 900~1 100 ℃之间,本试验热压缩温度(开 始变形至终了变形温度)为 1 050~980 ℃、1 020~950 ℃和 980~920 ℃;采用 70%的总变形量,在开始变

形和终了变形温度下的变形量分配分别为 20%~50%、35%~35%和 50%~20%;变形速率选择 10、1、0.1 和 0.01 s<sup>-1</sup>。热模拟试验的升温速率为 10 ℃/s,第 一步保温时间为 3 min,第二步保温时间为 2 min,试 样经变形后气冷。

# 2 结果与分析

### 2.1 真应力一真应变曲线

 $\delta$ 相时效态 Inconel 718 合金在不同变形条件下的 真应力—真应变曲线如图1和2所示。根据真应力— 真应变曲线形状可以初步判定, $\delta$ 时效态 Inconel 718 合金在试验条件下发生了动态再结晶。在开始变形阶 段,位错密度随着变形程度的增加而不断增大,位错 间的交互作用又增大了位错运动的阻力,从而流变曲 线表现出加工硬化特征。随着变形程度的不断增加, 超过某一形变量后,累积的变形储存能超过再结晶所 需驱动力,发生动态再结晶软化,当软化速率与硬化 速率平衡时,流变应力达到最大值:随着再结晶的进 行,当软化速率大于硬化速率时,流变应力逐渐下降。 这种下降趋势在第二步变形中不太明显,在第二步变 形中,流变应力达到峰值后稍微下降或呈现平稳状态。 同时从图1和2可以看到: 在同一变形温度下, 随应 变速率的增加,峰值应力增大:在同一应变速率下, 随变形温度的升高,峰值应力明显下降,说明 $\delta$ 相时 效态 Inconel 718 合金在本实验条件下具有正的应变速 率敏感性。

2.1.1 应变速率对 Inconel 718 合金流变应力的影响

图 1 所示为  $\delta$  相时效态 Inconel 718 合金在不同应 变速率下的真应力一真应变曲线。由图 1 可见:在相 同温度下,随着应变速率的降低,流变应力显著降低。 在较高(10 s<sup>-1</sup>)和较低应变速率(0.01 s<sup>-1</sup>)下,随变形的 进行,超过峰值应变后流变软化速率大于硬化速率, 曲线下降趋势明显。而当应变速率为 1 s<sup>-1</sup>和 0.1 s<sup>-1</sup>时, 流变应力随变形程度的增大下降较平缓,流变软化速 率略大于硬化速率。

应变速率对流变应力的影响在于:应变速率的增加会使位错运动速度增大,从而提高变形抗力;应变 速率的提高一方面能够促进再结晶的发生,另一方面 使变形时间缩短,减少了再结晶形核和晶粒长大的时 间,因此,应变速率对流变应力的影响受这几方面的 综合作用。

图 3 所示为 Inconel 718 合金在不同应变速率下热



**图 2** 不同变形条件下  $\delta$  时效态 Inconel 718 合金在不同应变速率下的真应力—真应变曲线 **Fig. 2** True stress—true strain curves for delta-processed Inconel 718 superalloys compressed at different deformation temperatures and stain rates: (a) 10 s<sup>-1</sup>; (b) 1 s<sup>-1</sup>; (c) 0.1 s<sup>-1</sup>; (d) 0.01 s<sup>-1</sup>



图 3 Inconel 718 合金在不同应变速率下热变形后的显微组织

**Fig. 3** Optical microstructures of Inconel 718 supperalloys compressed at 1 050–980 °C, 35%–35% and different strain rates: (a)  $10 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $1 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ 

变形后的显微组织。从图 3(a)看出,变形作用使  $\delta$  相内部的亚晶界或高位错密度区增多,从而促进  $\delta$  相溶解断裂,开始溶解,并出现部分再结晶。图 3(b)中出现了明显的混晶组织,这是由于应变速率较大,动态回复率低,位错增殖率增加,形变组织中的位错密度大,积聚的形变储存能也大,因而易形成不均匀的组织。当应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup>时,再结晶已完全进行, $\delta$ 相呈颗粒均匀分布在晶界周围,如图 3(c)所示。而当应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup>时,只有少量  $\delta$  相分布在晶界,晶粒明显长大,如图 3(d)所示。

#### 2.1.2 变形温度对 Inconel 718 合金流变应力的影响

由不同变形温度下 δ 时效态 Inconel 718 合金的真 应力一真应变曲线(图 2)可见:在相同的应变速率和 应变下,较高温度下其流动应力及峰值应力较小。在 较高应变速率(10 s<sup>-1</sup>、1 s<sup>-1</sup>),温度从 1 050 ℃下降到 1 020 ℃时其流变应力和峰值应力仅略微增大,而在较 低应变速率下(0.1 s<sup>-1</sup>、0.01 s<sup>-1</sup>),流变应力增大明显。 温度对流变应力的影响主要在于:一方面温度的升高 使原子动能增加,原子热振动的振幅增大,原子间的 结合力变弱,从而使临界剪切应力降低;另一方面温 度的升高使热激活作用增强,从而使激活能控制的再结晶形核速率及晶核长大的驱动力增大,同时较高的 温度有利于位错的攀移、交滑移和位错结点脱锚,因 此,温度的升高促进和增强回复与动态再结晶的发生, 从而使流变应力降低。图 4 所示为合金在变形量为 50%~20%时不同变形温度下的显微组织。可见,在 同一应变速率下,温度的升高在促使δ相溶解的同时, 还能促进热变形合金的动态再结晶和晶粒长大。

#### 2.2 δ 时效态 Inconel 718 合金的本构方程

金属和合金的高温塑性变形是一个受热激活控制的过程。热变形过程中,材料在任何应变或稳态下的高温流变应力σ强烈地取决于变形温度T和应变速率 έ。其流变行为可用应变速率έ、温度T和流变应力 σ之间的关系进行描述。

结合 Zener-Hollomon 参数<sup>[16]</sup>Z= *ċ* exp[*Q*/(*RT*)],通常采用以下 3 种 Arrhenius 关系表示材料的本构关系:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

(4)



**图 4** Inconel 718 合金在不同变形温度下热变形后的显微 组织

Fig. 4 Optical microstructures of Inconel 718 supperalloys compressed under different conditions: (a) 980–920 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (b) 1 020–950 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>

$$\dot{\varepsilon} = A_3 [\sinh(\alpha \sigma)^n] \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
 (3)

且 $\alpha$ 、 $\beta$ 和n之间满足关系:

 $\alpha = \beta/n$ 

式中: *Q* 为变形激活能; *σ* 为稳态或峰值应力; *R* 为 摩尔气体常数; *α* 为应力水平参数; *β* 为应变参数; *n* 为应力指数; *A*<sub>1</sub>、*A*<sub>2</sub>和 *A*<sub>3</sub>均为结构因子。

其中,幂指数关系式(1)适用于高应力水平(ao> 1.2);指数关系式(2)适用于低应力水平(ao<0.8);双 曲正弦关系式(3)是在式(1)和(2)的基础上提出的一种 修正式<sup>[17-18]</sup>,适用于较宽范围的应力水平。

对式(1)~(3)两边分别取对数,可得:

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln \dot{\varepsilon} - \frac{1}{\beta} \ln A_1 + \frac{Q}{\beta RT}$$
(5)

$$\ln \sigma = \frac{1}{n} \ln \dot{\varepsilon} - \frac{1}{n} \ln A_2 + \frac{Q}{nRT}$$
(6)

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma_{\rm p})] = \frac{1}{n}\ln\dot{\varepsilon} - \frac{1}{n}\ln A_3 + \frac{Q}{nRT}$$
(7)

假设 $\delta$ 时效态 Inconel 718 合金高温压缩流变应力 与应变速率分别满足上述 3 种关系,将其峰值应力与 应变速率数据(名义应变为 35%(真应变 67%)时,下同) 分别代入式(5)~(7),并采用最小二乘法进行线性回归 处理,可得到相应的 $\sigma$ —ln $\dot{\epsilon}$ 和 ln $\sigma$ —ln $\dot{\epsilon}$ 的关系曲线, 分别如图 5(a)和(b)所示。由式(5)和(6)可知,当温度一



**图 5**  $\delta$  相时效态 Inconel 718 合金高温压缩峰值应力与应变 速率的关系

**Fig. 5** Relationship between peak stress and strain rate of delta-processed Inconel 718 supperalloys: (a)  $\sigma_p - \ln \dot{\varepsilon}$ ; (b)  $\ln \sigma_p - \ln \dot{\varepsilon}$ ; (c)  $\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 

将δ相时效态 Inconel 718 在不同应变速率下峰值 应力与变形温度的数据代入并进行线性回归处理,得 到流变应力与变形温度的关系如图6 所示。



**图 6**  $\delta$  相时效态 Inconel 718 合金高温压缩峰值应力与变形 温度的关系

**Fig. 6** Relationship between peak stress and deformation temperature of delta-processed Inconel 718 supperalloys

根据图 5 的线性回归结果得到不同温度下  $\delta$  相时效态 Inconel 718 合金在热压缩变形过程中的参数 a < n 和  $\beta$ (见表 1)。 $\alpha$  与各变形条件下的峰值真应力  $\sigma_p$  的乘积  $\alpha\sigma$  列于表 2。

表1 不同温度下 Inconel 718 合金的热压缩变形常数

 Table 1
 Constants of delta-processed Inconel 718 supperalloys

 at different deformation temperatures

Temperature/°C	$\beta^{-1}$	$n^{-1}$	α
980	50.731 24	0.129 60	0.002 554 639
1 020	48.612 75	0.153 60	0.003 159 665
1 050	48.026 02	0.182 25	0.003 794 818

表 2 不同变形条件下 Inconel 718 合金的  $\alpha \sigma_p$  值

**Table 2**  $\alpha \sigma_{\rm p}$  values of Inconel 718 supperalloys under different deformation conditions

Strain rate/s <sup>-1</sup>	$\alpha\sigma_{ m p}$			
	980 ℃	1 020 °C	1 050 °C	
10	1.879 960 7	1.610 519 6	1.483 079 1	
1	1.416 974 3	1.193 866 5	0.989 140 5	
0.1	1.093 335 4	0.769 507 0	0.730 437 8	
0.01	0.758 042 1	0.573 529 7	0.405 093 4	

由表 2 可知,应变速率为 10 s<sup>-1</sup>以及应变速率为 1 s<sup>-1</sup>且变形温度≤980 ℃时,属于高应力水平下的变形,符合幂指数公式(5);当应变速度为 0.01 s<sup>-1</sup>以及 应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup>且变形温度≥1 020 ℃时,属于低应 力水平下的变形,符合指数公式(6)。

对式(7)两边求导,可得变形激活能 *Q* 的表达式 如下:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(\frac{1}{T})} \right\}_{\dot{\varepsilon}} \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_{T}$$
(8)

可见,式中 $\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(\frac{1}{T})}$ 代表  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 

关系曲线的斜率,令其为 k;式中 $\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}$ 代表 ln[sinh( $\alpha\sigma$ )]—ln  $\dot{\varepsilon}$ 关系曲线斜率的倒数 n。即有: *Q=Rnk*。

如前所述,由图 5(a)中  $\sigma_p$ —ln  $\dot{\epsilon}$  拟合曲线的斜率 得出  $\beta_0$ =0.020 4;由图 5(b)中 ln $\sigma_p$ —ln  $\dot{\epsilon}$  拟合曲线的斜 率得到  $n_0$ =6.446,根据式(4),则  $a_0=\beta_0/n_0$ =0.003 16。 由式(7)可知,当温度一定时,ln[sinh( $\alpha\sigma_p$ )]—ln  $\dot{\epsilon}$  呈线 性关系。将  $a_0$  值与应变速率和峰值应力值代入式(7), 用最小二乘法线性回归得到 ln[sinh( $\alpha\sigma_p$ )]—ln  $\dot{\epsilon}$  的斜率 (见图 5(c)),取其平均值  $n_1$ ,则根据式(4)得到一个调 整后的  $a_1$  值。将  $a_1$  值重新代入式(7),绘制相应的 ln[sinh( $\alpha\sigma_p$ )]—ln  $\dot{\epsilon}$  和 ln[sinh( $\alpha\sigma_p$ )]—l/T 图,用最小二 乘法线性进行回归,分别取直线斜率的倒数和直线斜 率平均值得到相应的  $n_2$ 和  $k_1$ 值。重复上面的迭代步 骤,直至 n 值的平均偏差最小,此时得到的材料常数 更为真实可靠。

利用上述方法求得: α=0.007 99, n=2.484, Q=497.407 kJ/mol。

将 Q 值代入 Z 参数表达式,则有 Z= έ exp[497 407/(RT)]。

将式(8)代入式(3)得:

$$Z=A_3[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{9}$$

对式(9)两边取自然对数,则

$$\ln Z = \ln A_3 + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{10}$$

即有

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \ln Z - \frac{1}{n} \ln A_3$$
(11)

截距。

将所求得的 Q 值、试验数据  $\dot{\varepsilon}$  和 T 值代入式(8), 可得到对应的  $\ln Z$  值。取  $\ln Z$  和对应的  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ , 用最小二乘法线性回归法绘制相应的  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ —  $\ln Z$  曲线,如图 7 所示,根据直线截距可得  $A_3$ = 4.177×10<sup>16</sup>。



**图7**  $\delta$ 相时效态 Inconel 718 合金高温压缩峰值应力与 Z 参数关系

**Fig. 7** Dependence of peak stress on *Z* parameter of deltaprocessed Inconel 718 superalloys

由此,可以得到 $\delta$ 相时效态 Inconel 718 合金高温 压缩本构方程为

$$\dot{\varepsilon} = 4.177 \times 10^{16} [\sinh(\alpha \sigma_p)^{2.484}] \exp\left(-\frac{497\,407}{RT}\right)$$
(12)

## 3 结论

1) 在相同温度下,随着应变速率的降低, $\delta$ 相时 效态 Inconel 718 合金的流变应力显著降低。在较高 (10 s<sup>-1</sup>)和较低(0.01 s<sup>-1</sup>)应变速率下,随变形的进行, 超过峰值应变后流变软化速率大于硬化速率的几率 大,曲线下降趋势明显。而在应变速率分别为 1 s<sup>-1</sup> 和 0.1 s<sup>-1</sup>时,流变应力随变形程度的增大下降较平缓, 流变软化速率稍大于硬化速率。

2) 在相同的应变速率和应变下,较高温度下合金的流变应力及峰值应力较小。在较高应变速率下(10 s<sup>-1</sup>, 1 s<sup>-1</sup>),温度从1050℃下降到1020℃时其流变应力和峰值应力略微增大,而在较低应变速率下(0.1 s<sup>-1</sup>, 0.01 s<sup>-1</sup>),流变应力增大较多。

3) δ相时效态 Inconel 718 合金的热变形激活能为

497.407 kJ/mol, 其峰值流变应力与变形温度和变形 速率的关系可用如下公式描述:

$$\dot{\varepsilon} = 4.177 \times 10^{16} [\sinh(\alpha \sigma_{\rm p})^{2.484}] \exp\left(-\frac{497\,407}{RT}\right)$$

#### REFERENCES

- [1] 庄景云,杜金辉,邓 群. GH4169 合金及其锻件晶粒形貌的 特点[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(7): 44-48.
   ZHUANG Jing-yun, DU Jin-hui, DENG Qun. Grain morphologies characteristics of alloy GH4169 and forgings[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 15(7): 44-48.
- [2] 刘 东, 罗子健. GH4169 合金锻件的混晶组织[J]. 热加工工艺, 2004(9): 3-5.

LIU Dong, LUO Zi-jian. Mixed grain structrue of GH4169 alloy forgings[J]. Hot Working Technology, 2004(9): 3–5.

- [3] CAI D Y, ZHANG W H, NIE P L, LIU W C, YAO M. Dissolution kinetics of  $\delta$  phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718[J]. Materials Characterization, 2007, 58(3): 220–225.
- [4] 洪班德, 伊 晓, 孟庆昌. δ-Ni<sub>3</sub>Nb 对 Inconel 718 合金低周疲 劳断裂行为的影响[J]. 金属学报, 1991, 27(1): 55-60.
  HONG Ban-de, YI Xiao, MENG Qing-chang. Effect of δ-Ni<sub>3</sub>Nb on low cycle fatigue racture of Inconel 718[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1991, 27(1): 55-60.
- [5] 周晓虎. GH4169 合金涡轮盘锻件粗晶质量分析和控制[J]. 锻造, 2004(5): 9-11.

ZHOU Xiao-hu. Analysis and control of coarse grain formation of GH4169 alloy turbine wheel[J]. Forging, 2004(5): 9–11.

- [6] HUANG YI, LANGDON T G. The evolution of delta-phase in a superplastic Inconel 718 alloy[J]. Full Journal of Materials Science, 2007, 42(2): 421–427.
- [7] MURALIDHARAN G, THOMPSON R G. Effect of second phase precipitation on limiting grain growth in alloy 718[J].
   Scripta Materialia, 1997, 36(7): 755–761.
- [8] RUIZ C, OBABUEKI A, GILLESPIE K. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of delta-processed alloy 718[C]//Proceedings of Superalloys 1992. Warrendale: TMS, 1992: 33-42.
- [9] THOMAS A, EI-WAHABI M, CABRERA J M, PRADO J M. High temperature deformation of Inconel 718[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177: 469–472.
- [10] KASHYAP B P, CHATURVEDI M C. Activation energy for superplastic deformation of In718 superalloy[J]. Scripta Mater, 2000, 43: 429–433.
- [11] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L, YANG L, ZHANG X M. Flow behavior and microstructures of superalloy 718 during high

temperature deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 497: 479-486.

- [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]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 474: 341–346.
- [13] DIX A W, HYZAK J M, SINGH R P. Application of ultra fine grain alloy 718 forging billet[C]//Proceedigns of Superalloys 1992. Warrendale: TMS, 1992: 23–32.
- [14] BHOWAL P R, SCHIRRA J J. Full scale Gatorizing<sup>™</sup> of fine grain Inconel 718[C]//Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. Warrendale: TMS, 2001: 193–201.
- [15] 吕宏军,姚草根,张凯峰,贾新朝. GH4169 合金细晶成型工
   艺与机理及性能研究[J]. 机械工程材料, 2003, 27(1): 15-17, 50.

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): 15–17, 50.

- [16] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. Applied Physics, 1944, 15(1): 22–27.
- WANG Y, LIN D L. A correlation between tensile flow stress and Zener-Hollomon factor in TiAl alloy at high temperatures[J]. Materials Science, 2000, 19: 1185–1188.
- [18] SHI H, MCLAREN A J, SELLARS C M, SHAHANI R, BOLINGBROKE R. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 1997, 13(3): 210–216.

(编辑 陈卫萍)