

# 10Cr12Ni3Mo2VN 超超临界机组用叶片钢的热变形行为

李俊儒<sup>1)</sup> 龚臣<sup>1)</sup> 陈列<sup>2)</sup> 佐辉<sup>2)</sup> 刘雅政<sup>1)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

2) 西宁特殊钢股份有限公司, 西宁 810005

**摘要** 利用 Gleeble-1500 热模拟实验机对 10Cr12Ni3Mo2VN 钢进行压缩实验, 研究了变形温度为 850~1200 °C, 应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup> 条件下的热变形行为. 结果表明, 随变形温度升高和应变速率降低, 再结晶晶粒尺寸增加. 变形温度 1200 °C, 经 60% 压缩变形后, 应变速率较高时再结晶晶粒呈等轴状, 应变速率较低时出现混晶. 通过传统直线拟合方法和 Levenberg-Marquardt 算法分别建立了热变形双曲正弦本构方程, 采用 Levenberg-Marquardt 算法可以一次性求解所有材料参数, 求解步骤简单, 结果可信, Levenberg-Marquardt 算法所得本构方程预测精度较传统方法更高. 利用加工硬化率-应力( $\theta$ - $\sigma$ ) 曲线, 通过二次求导, 准确测得临界应变, 并建立了临界应变、峰值应变与 Zener-Hollomon 因子(Z 因子)之间的关系方程.

**关键词** 10Cr12Ni3Mo2VN 钢, 热变形, 本构方程, 临界应变

中图法分类号 TG142.73 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2014)09-0000-00

## HOT DEFORMATION BEHAVIOR OF BLADES STEEL 10Cr12Ni3Mo2VN FOR ULTRA-SUPERCritical UNITS

LI Junru<sup>1)</sup>, GONG Chen<sup>1)</sup>, CHEN Lie<sup>2)</sup>, ZUO Hui<sup>2)</sup>, LIU Yazheng<sup>1)</sup>

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Xining Special Steel Co. Ltd., Xining 810005

Correspondent: LIU Yazheng, professor, Tel: (010)62333174, E-mail: lyzh@ustb.edu.cn

Supported by National High Technology Research and Development Program of China (No.2012AA03A502)

Manuscript received 2013-12-30, in revised form 2014-05-27

**ABSTRACT** 10Cr12Ni3Mo2VN steel is mainly made by forging and usually used to make last stage blades of ultra supercritical unit, demanding strict standards of microstructure property because of its hard service environment, so it is necessary to do deep research on its hot deformation behavior. The hot deformation behavior of 10Cr12Ni3Mo2VN steel was investigated through high temperature compression tests on the Gleeble-1500 thermal-mechanical simulator at 850~1200 °C and strain rate range of 0.01~10 s<sup>-1</sup>. The results show that dynamic recrystallization becomes more prone to happen and recrystallized grain size increases with increasing temperature and decreasing strain rate. Isometric crystal and mixed structure appeared after compressed 60% at 1200 °C with high and low strain rates respectively. A new method of establishing the hot deformation hyperbolic sine constitutive equation by Levenberg-Marquardt algorithm was proposed. Parameters of the constitutive equations established by traditional linear fitting and Levenberg-Marquardt algorithm have a similar value, and both of the constitutive equations have a high prediction precision, so the method of establishing constitutive equation by Levenberg-Marquardt algorithm is credible.

However, Levenberg-Marquardt algorithm can get all parameters at the same time with fewer and simpler

\*国家高技术研究发展计划资助项目 2012AA03A502

收到初稿日期: 2013-12-30, 收到修改稿日期: 2014-05-27

作者简介: 李俊儒, 男, 1990 年生, 博士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2013.00848

steps compared to traditional linear fitting. In addition, the values of critical strain for dynamic recrystallization initiation were determined from the work hardening rate-strain curves and a model related to Zener-Hollomon parameter for predicting critical and peak strain under different deformation parameters was established.

**KEY WORDS** 10Cr12Ni3Mo2VN steel, hot deformation, constitutive equation, critical strain

10Cr12Ni3Mo2VN 钢属于马氏体耐热钢, 主要用于制造超超临界机组末级叶片, 工作条件恶劣, 对钢材组织性能要求高<sup>[1,2]</sup>. 10Cr12Ni3Mo2VN 钢一般采用锻造工艺生产, 有关该钢种的热变形行为研究尚未见报道, 因此有必要对该钢种的热变形行为进行研究. 金属热变形过程中在一定变形条件下会发生动态再结晶行为, 完全动态再结晶有利于实现钢材组织的精细化均匀化控制. 迄今为止, 已有大量关于金属动态再结晶的报道<sup>[3-24]</sup>, 在这些报道中主要通过建立热变形本构方程的方法研究各变形参数对动态再结晶行为的影响规律, 其中, 一些报道还建立了动态再结晶临界应变预测模型<sup>[4-11]</sup>. 在建立热变形本构方程时, 部分报道通过偏微分和线性拟合的传统方法进行热变形本构方程求解<sup>[5,9,10,12-16]</sup>, 此方法不能一次求解热变形本构方程全部参数, 步骤较多. 曹金荣等<sup>[7]</sup>提出了一种采用最小平均差优化的方法, 可以一次性获得热变形本构方程, 但计算过程较为复杂. 寻找一种能够简单有效地求解热变形本构方程的方法具有重要意义.

本工作通过压缩热模拟实验研究了 10Cr12Ni3Mo2VN 钢热变形行为, 分析了变形参数对 10Cr12Ni3Mo2VN 钢热变形过程中的动态再结晶行为的影响规律. 分别通过传统直线拟合方法和 Levenberg-Marquardt 算法建立了热变形过程中的双曲正弦本构方程, 以及临界应变、峰值应变与 Zener-Hollomon 因子之间的关系, 对 10Cr12Ni3Mo2VN 钢组织性能的控制具有重要意义.

## 1 实验方法

试样取自 10Cr12Ni3Mo2VN 钢回火后的锻材, 化学成分(质量分数, %)为: C 0.11, Si 0.20, Mn 0.75, Cr 11.8, Ni 2.7, Mo 1.7, V 0.3, N 0.042, Fe 余量. 试样加工为直径 8 mm, 长 20 mm 的圆柱试样, 等温-恒应变速率压缩实验在 Gleeble-1500 热模拟实验机上进行.

先将试样以 10 °C/s 的加热速率加热至 1200 °C 保温 3 min, 完成奥氏体化, 然后以 10 °C/s 的冷速冷却至变形温度等温 60 s, 变形温度分别为 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 和 1200 °C. 然后分别以 0.01, 0.1, 1 和 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率进行等温-恒应变速率压缩, 最大压缩量为 60%, 压缩过程中记录位移-载荷曲线, 压缩完成后立刻喷水冷却至室温.

压缩后试样沿轴线剖开, 试样抛光后采用配比为 40 g NaOH+100 mL H<sub>2</sub>O 的 NaOH 水溶液进行电解浸蚀, 显示晶界, 然后采用 Axio Scope.A1 型光学显微镜(OM)进行观察.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 真应力-真应变曲线和组织形貌

10Cr12Ni3Mo2VN 钢热变形过程中的真应力-真应变曲线如图 1 所示. 由图可知, 各变形条件下应力  $\sigma$  随应变  $\varepsilon$  增大均出现明显峰值, 表明发生动态再结晶<sup>[7]</sup>, 且随变形温度降低和应变速率升高, 峰值应力  $\sigma_p$  增大, 峰值应力对应的峰值应变  $\varepsilon_p$  增大.

在不同变形温度下, 以 0.1 s<sup>-1</sup> 应变速率压缩 60% 后 10Cr12Ni3Mo2VN 钢的显微形貌如图 2 所示. 由图可知, 随变形温度升高, 动态再结晶晶粒体积分数升高, 1150 °C 以上发生完全动态再结晶, 且随变形温度升高再结晶后晶粒尺寸增加, 这是由于温度越高, 原子热激活能量越高, 元素扩散、位错滑移和攀移以及晶界迁移的驱动力更大, 更容易发生动态再结晶<sup>[10]</sup>. 图 3 和 4 分别为变形温度 1200 °C, 以不同应变速率及不同压下量变形后 10Cr12Ni3Mo2VN 钢的显微组织. 由图 3 可知, 1200 °C 时以 0.01, 0.1, 1 和 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率压缩 60% 后试样均能发生完全动态再结晶, 且随应变速率降低, 再结晶后平均晶粒尺寸增大, 其中应变速率较高时(1 和 10 s<sup>-1</sup>), 再结晶后晶粒为等轴状(图 3a 和 b), 而应变速率较低时(0.01 和 0.1 s<sup>-1</sup>), 再结晶后呈混晶形貌. 由图 4 可以看出, 1200 °C 以 0.1 s<sup>-1</sup> 的应变速率压缩 30% 后即已发生完全动态再结晶(图 4a), 随变形量继续增大, 再结晶晶粒再次细化. 低应变速率下, 动态再结晶后显微组织呈混晶形貌以及随变形量增

大晶粒再次细化现象,这是由于低应变速率下,临界变形量较低,部分区域首先发生动态再结晶,这些新生成的再结晶晶粒有足够的时间长大,随应变量增加,晶粒长大与变形同时进行,当变形量再次达到临界变形量时发生新一轮动态再结晶,出现细小的新的再结晶晶粒(图 3d 和 4c),而新一轮的动态再结晶为部分动态再结晶,并未发生完全动态再结晶,因此导致最终晶粒形状不规则,呈混晶形貌.

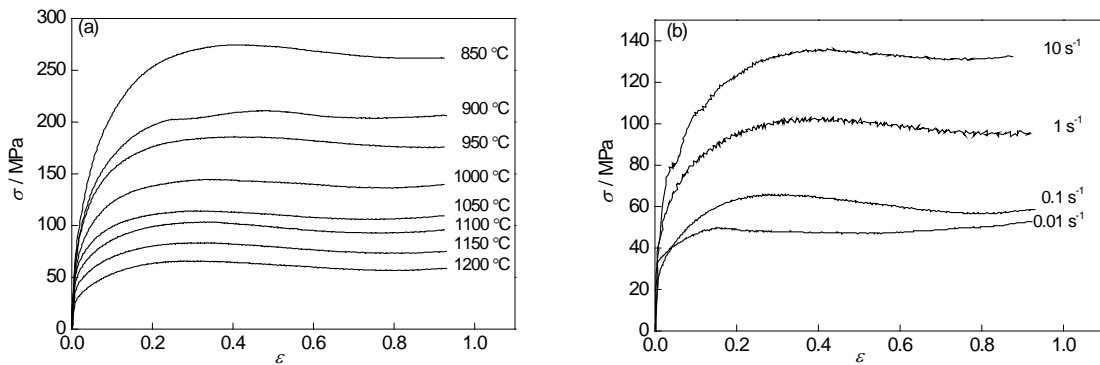


图 1 10Cr12Ni3Mo2VN 钢在不同温度和应变速率热变形后的真应力-真应变曲线  
 Fig.1 True stress-strain ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) curves of steel 10Cr12Ni3Mo2VN after hot deformation at different temperatures with strain rate  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$  (a) and at 1200 °C with different  $\dot{\epsilon}$  (b)

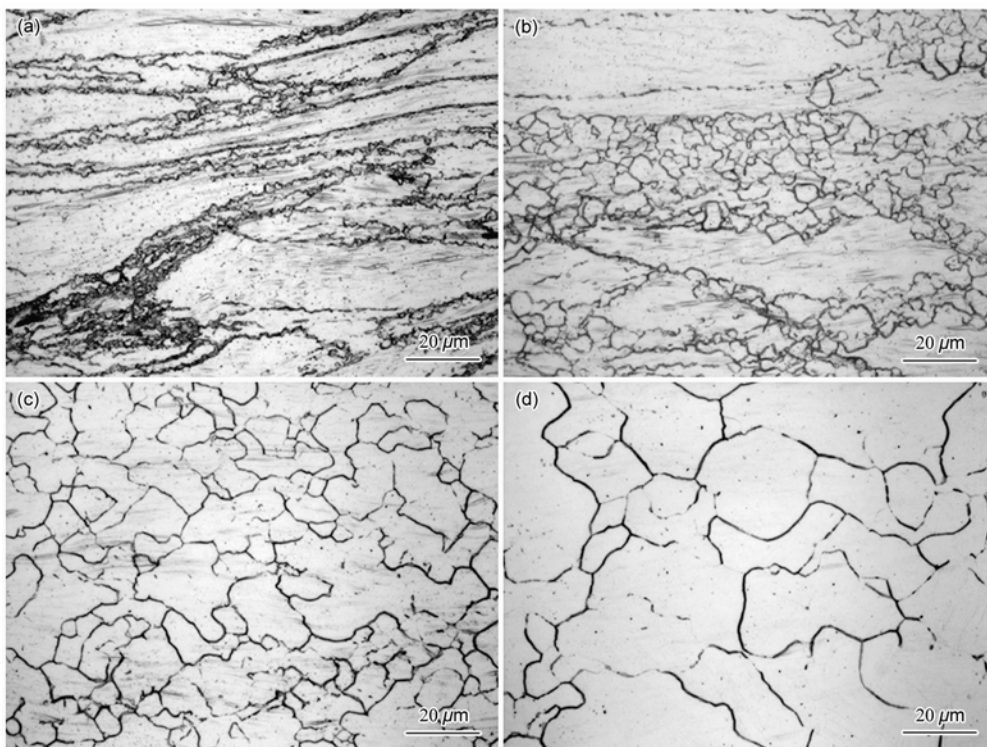


图 2 10Cr12Ni3Mo2VN 钢在  $0.1 \text{ s}^{-1}$  应变速率下在不同变形温度压缩 60%后的显微组织  
 Fig.2 Microstructures of steel 10Cr12Ni3Mo2VN after compressed 60% with  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$  at 900 °C (a), 1000 °C (b), 1100 °C (c) and 1200 °C (d)

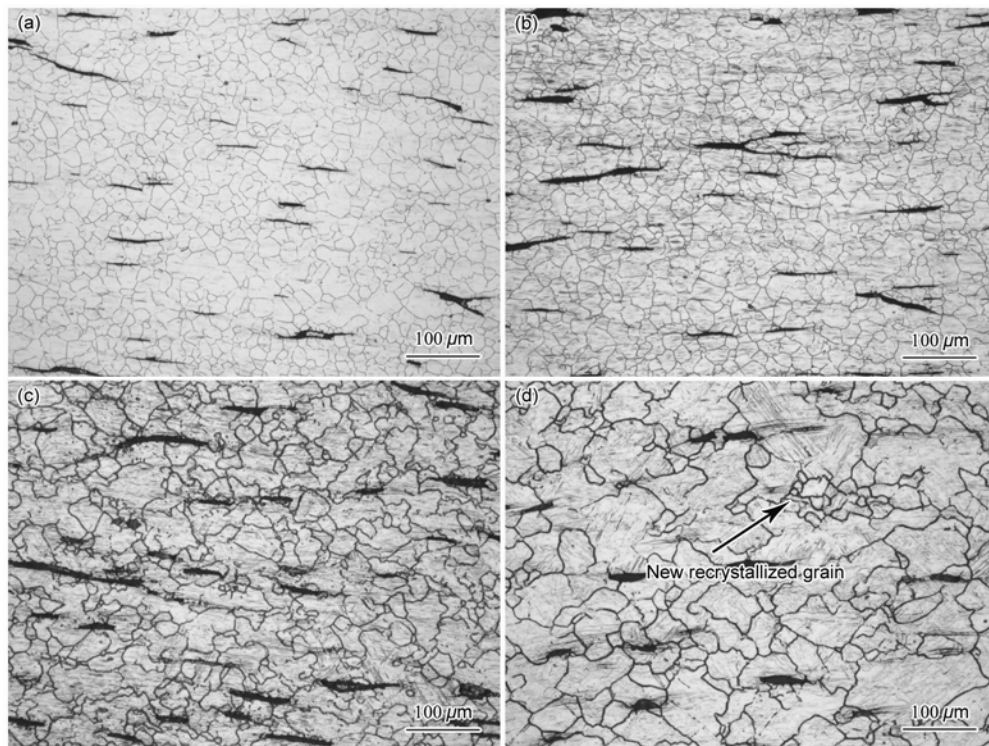


图 3 10Cr12Ni3Mo2VN 钢在 1200 °C 以不同应变速率压缩 60% 后的显微组织

Fig.3 Microstructures of steel 10Cr12Ni3Mo2VN after compressed 60% at 1200 °C with  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$  (a),  $1 \text{ s}^{-1}$  (b),  $0.1 \text{ s}^{-1}$  (c) and  $0.01 \text{ s}^{-1}$  (d)

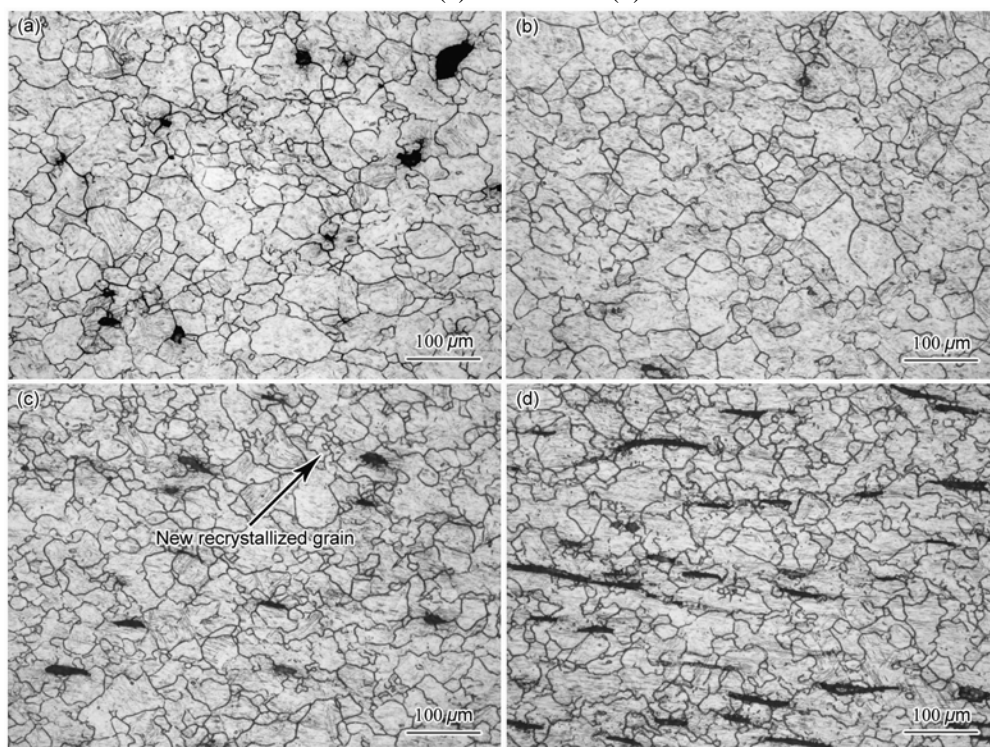


图 4 10Cr12Ni3Mo2VN 钢在 1200 °C 以  $0.1 \text{ s}^{-1}$  应变速率不同压缩量变形的显微组织

Fig.4 Microstructures of steel 10Cr12Ni3Mo2VN after compressed 30% (a), 40% (b), 50% (c) and 60% (d) at 1200 °C with strain rate  $0.1 \text{ s}^{-1}$

## 2.2 传统直线拟合方法求解热变形本构方程

金属材料热变形过程中变形温度、应变速率与峰值应力之间的关系为<sup>[13,14]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma_p^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma_p < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma_p) \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma_p > 1.2 \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \exp(-Q/RT) \quad \alpha = \beta/n_1 \quad (3)$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率,  $s^{-1}$ ;  $A, A_1, A_2, \alpha, \beta, n, n_1$  为材料常数,  $\alpha = \beta/n_1$ ;  $\sigma_p$  为峰值应力, MPa;  $Q$  为热变形激活能, J/mol;  $T$  为变形温度, K;  $R$  为气体常数, 8.3145 J/(mol·K). 式(1)适用于峰值应力值较低时( $\alpha\sigma_p < 0.8$ ), 式(2)适用于峰值应力值较高时( $\alpha\sigma_p > 1.2$ ), 式(3)所示的双曲正弦函数适用于较宽的范围, 且能更好地描述变形参数与峰值应力之间的关系. 传统求解方法是首先求解  $\beta$  和  $n_1$ , 然后求得  $\alpha$  近似值, 再对其它参数进行求解.

对式(1)和(2)两边分别取自然对数可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma_p - Q/RT \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma_p - Q/RT \quad (5)$$

当变形温度恒定时, 利用偏微分可求得:

$$n_1 = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right]_T \quad (6)$$

$$\beta = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_p} \right]_T \quad (7)$$

根据式(6)和(7)可知,  $n_1$  和  $\beta$  分别可以通过  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$  和  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$  关系曲线斜率得到, 由于式(1)适用于低峰值应力, 式(2)适用于高峰值应力, 因此, 分别以变形温度为 1050~1200 °C 时的数据拟合  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$  关系曲线和以变形温度为 850~1000 °C 时的数据拟合  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$  关系曲线, 结果如图 5a 和 b 所示. 得到  $n_1$  的平均值为 6.7348,  $\beta$  的平均值为 0.03858, 由此得到  $\alpha = \beta/n_1 = 0.00573$ .

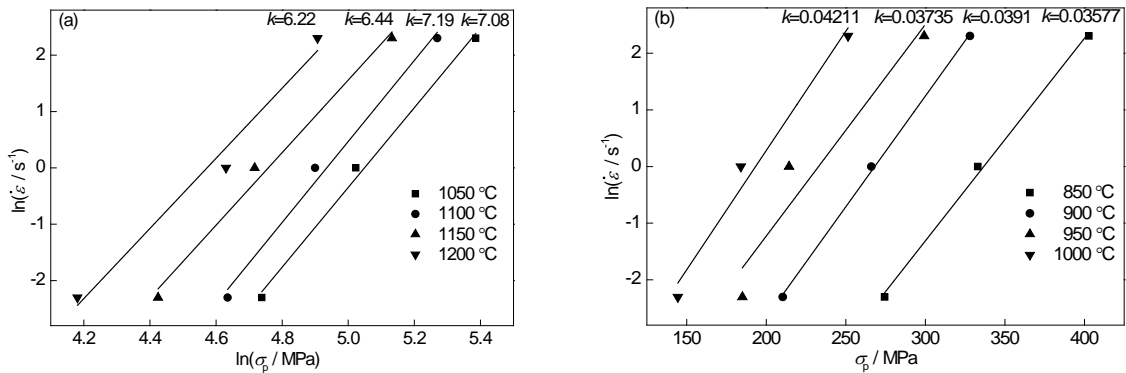


图 5 峰值应力  $\sigma_p$  与应变速率  $\dot{\epsilon}$  之间的关系

Fig.5 Relationships between strain rate  $\dot{\epsilon}$  and peak stress  $\sigma_p$  ( $k$ —slope)

(a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$       (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$

对式(3)两边分别取自然对数可得:

$$\ln \dot{\epsilon} + Q/RT = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] \quad (8)$$

当分别假定变形温度不变和应变速率不变时, 利用偏微分可得:

$$n = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]} \right]_T \quad (9)$$

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

根据式(9)和(10)可知,  $n$  和  $Q$  分别可以通过  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1/T$  关系曲线斜率得到, 结

果如图 6 所示, 根据拟合直线斜率可得平均值:  $n=5.799, Q=382.219 \text{ kJ/mol}$ .

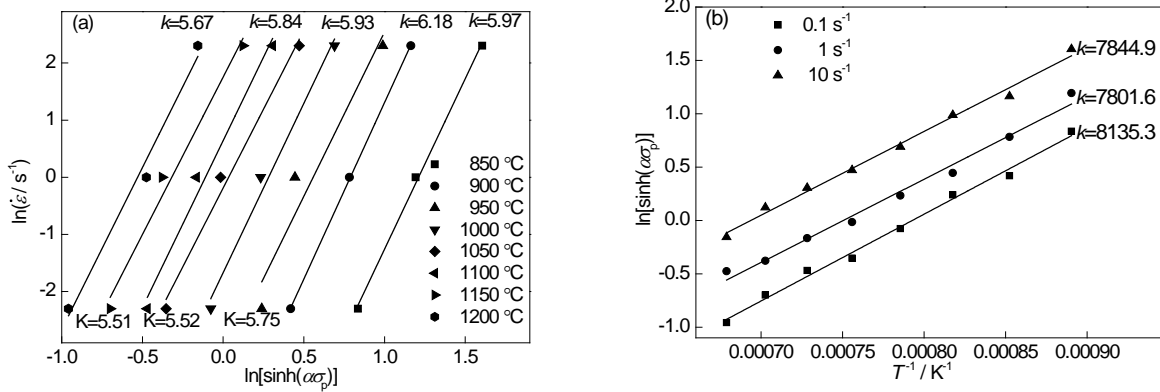


图 6 峰值应力与应变速率和变形温度之间的关系

Fig.6 Relationships between peak stress and strain rate, peak stress and deformation temperature  $T$  ( $\alpha$ —material constant)

(a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  (b)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1/T$

$A$  值可通过  $\ln \dot{\epsilon} + Q/RT - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  关系曲线求得, 图 7 为  $\ln \dot{\epsilon} + Q/RT - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  关系曲线. 根据曲线关系可得  $n=5.773, \ln A=34.31, A=7.95 \times 10^{14}$ .

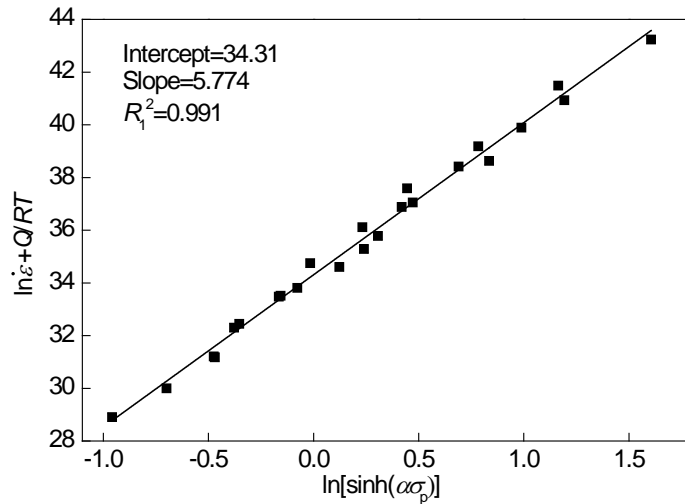


图 7  $\ln \dot{\epsilon} + Q/RT$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  关系

Fig.7 Relationships between  $\ln \dot{\epsilon} + Q/RT$  and  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  ( $Q$ —hot deformation activation energy,  $R_1^2$ —determination coefficient)

引入 Zener-Hollomon 因子( $Z$  因子)<sup>[4-5,13]</sup>:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \tag{11}$$

由此得到热变形双曲正弦本构模型:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n = \dot{\epsilon} \exp(382219/RT) = 7.95 \times 10^{14} [\sinh(0.00573\sigma_p)]^{5.7736} \tag{12}$$

### 2.3 基于 Levenberg-Marquardt 算法的新型热变形本构方程求解方法

目前报道的动态再结晶双曲正弦本构方程的求解方法基本采用前文所述传统求解方法<sup>[5,9,10,12-16]</sup>, 通过式(1)和(2)对数据进行拟合, 分别求得局部范围内的参数  $\beta$  和  $n_1$  值, 然后求出式(3)中参数  $\alpha$  的近似解, 此时求得的  $\alpha$  值并非所有数据的全局解. 此外双曲正弦模型中的参数  $n$  和  $Q$  也是各变形参数下拟合得到的近似

平均值, 而非最优解, 且传统方法求解过程中需多次拟合, 步骤复杂, 不能一次求得所有参数.

本工作在数据分析过程中发现借助于 Matlab 数据分析软件, 采用最小二乘法中的 Levenberg-Marquardt 算法可以一次性拟合求得动态再结晶双曲正弦本构方程中各参数的全局优化解. Levenberg-Marquardt 算法是一种发展成熟且运用广泛的算法, Matlab 数据分析软件中有成熟的算法模型, 采用此方法能更好地考虑全局数据与各参数之间的关系, 且步骤简单.

由于动态再结晶双曲正弦本构方程为高度非线性函数, 为提高拟合精度, 首先对式(3)进行变形:

$$A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \Rightarrow \sigma_p = \frac{1}{\alpha} \cdot \operatorname{arcsinh} \left[ \exp \left( \frac{1}{n} \ln \dot{\varepsilon} + \frac{1}{n} \cdot \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T} - \frac{1}{n} \ln A \right) \right] \quad (13)$$

$$\text{令: } y = \sigma_p, \quad x_1 = \ln \dot{\varepsilon}, \quad x_2 = \frac{1}{T}, \quad p_1 = \frac{1}{n}, \quad p_2 = \frac{1}{n} \cdot \frac{Q}{R}, \quad p_3 = \frac{1}{n} \ln A, \quad p_4 = \frac{1}{\alpha}$$

得:

$$y = p_4 \cdot \operatorname{arcsinh} [ \exp ( p_1 \cdot x_1 + p_2 \cdot x_2 - p_3 ) ] \quad (14)$$

代入实验数据, 利用 Matlab 数据分析软件采用 Levenberg-Marquardt 算法对式(14)进行拟合求解. Levenberg-Marquardt 算法计算过程中需要设定合适的初始值以便于计算的收敛, 根据文献[5, 7, 12~14]的报道可知, 各类钢的双曲正弦本构方程系数  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$  和  $\ln A$  的值相差不大, 都处于同一数量级, Levenberg-Marquardt 算法计算表明, 选用文献[5, 7, 12~14]中任一钢种的  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$  和  $\ln A$  值所得  $p_1$ ,  $p_2$ ,  $p_3$  和  $p_4$  作为初始值均能获得很好的收敛效果, 且最终求解结果几乎没有差别.

采用 Levenberg-Marquardt 算法一次性拟合求解得到:

$$\begin{cases} p_1 = 0.15175 \\ p_2 = 7164.439 \\ p_3 = 5.622 \\ p_4 = 217.874 \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} \alpha = 0.00459 \\ n = 6.59 \\ Q = 391.938 \text{ kJ/mol} \\ \ln A = 37.04 \end{cases}$$

由此得到热变形双曲正弦本构模型:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n = \dot{\varepsilon} \exp(391938/RT) = 1.22 \times 10^{16} [\sinh(0.00459\sigma_p)]^{6.59} \quad (15)$$

分别将采用传统方法求解所得参数值与采用 Levenberg-Marquardt 算法求解所得参数值代入式(13), 计算不同变形参数下的理论峰值应力,  $\sigma_p$  实测值与理论计算值之间的关系如图 8 所示. 由图 7 可知, 传统算法和 Levenberg-Marquardt 算法二种方法所得预测值与实际测量值之间的相关性较高, 判定系数  $R_1^2$  相近, 均达 0.99 以上. 同时, 这里引入平均相对误差  $\delta^{[13]}$ :

$$\delta = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_e - \sigma_t}{\sigma_e} \right| \quad (16)$$

式中,  $\sigma_e$  为峰值应力实测值,  $\sigma_t$  为利用本构方程计算所得峰值应力预测值,  $N$  为实验数据个数 ( $N=32$ ), 计算得出, 传统算法和 Levenberg-Marquardt 算法二种方法所得预测值与实际测量值之间的平均相对误差分别为 3.5% 和 3.6%.

此外, 变形温度 1100, 1200 °C, 应变速率 0.01 s<sup>-1</sup> 时 10Cr12Ni3Mo2VN 钢的峰值应力分别为 66.9, 49.8 MPa, 采用传统方法和 Levenberg-Marquardt 算法求解本构方程过程中均未将这二个数据纳入拟合过程. 传统方法所得本构方程的对变形温度 1100, 1200 °C, 应变速率 0.01 s<sup>-1</sup> 时的峰值应力预测值分别为 66.47 和 45.42 MPa, Levenberg-Marquardt 算法预测值为 67.82 和 49.98 MPa.

上述分析表明采用传统算法和 Levenberg-Marquardt 算法建立的本构方程均具有较高的预测精度. 同时, 采用 Levenberg-Marquardt 算法求解所得热变形本构方程中各项系数值与采用传统方法所得系数值相近, 表明利用 Levenberg-Marquardt 算法求解热变形本构方程的方法是可靠的. 而相比于传统方法, 采用 Levenberg-Marquardt 算法可一次性计算获得双曲正弦本构方程所有系数, 步骤更加简单.

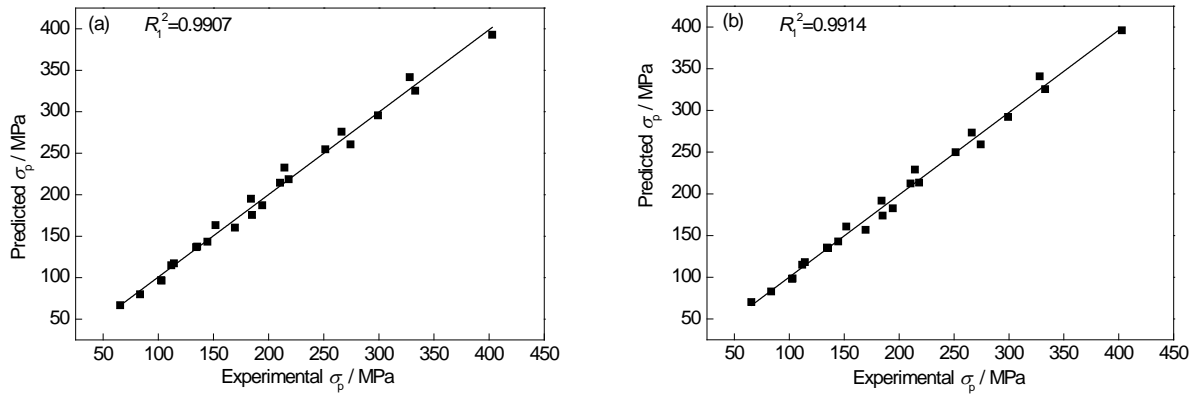


图 8  $\sigma_p$  实验值与预测值的相关性

Fig.8 Correlation between the experimental and predicted  $\sigma_p$  from the constitutive equation derived from classical (a) and Levenberg-Marquardt (b) algorithms

2.4 临界应变预测模型

动态再结晶临界应变  $\epsilon_c$  的确定对于研究热变形非常重要，目前临界应变的测定主要有金相法和通过加工硬化率-应力( $\theta$ - $\sigma$ )曲线特征点( $\theta=d\sigma/d\epsilon$ )测量<sup>[7,21]</sup>。其中金相法实验工作量大，操作复杂，难以精确测量  $\epsilon_c$ 。本工作通过  $\theta$ - $\sigma$  曲线特征点测量  $\epsilon_c$ ，并建立  $\epsilon_c$ ,  $\epsilon_p$  与  $Z$  因子之间的关系模型( $\epsilon_p$  为峰值应力对应的应变变量)，用以预测不同变形参数下的应变特征值。

由于加工硬化率  $\theta$  的求解过程是对应力-应变曲线的微分过程，而实际实验记录过程中由于仪器的原因，记录的并不是光滑的曲线，而是一系列上下浮动的数据点，因此首先对原始数据进行曲线拟合，以获得光滑曲线。应变速率为  $1\text{ s}^{-1}$ ，部分变形温度下 10Cr12Ni3Mo2VN 钢的  $\theta$ - $\sigma$  曲线如图 9 所示。由图 9 可见，随应变变量增大，由于发生动态回复作用，加工硬化率逐渐降低，当应变变量达到临界应变时，发生动态再结晶，软化作用增大，加剧了加工硬化率的降低速率，表现在  $\theta$ - $\sigma$  曲线上即曲线出现拐点，而直接从  $\theta$ - $\sigma$  曲线上很难精确测量拐点值，文献[20, 25, 26]计算得出，当  $d^2\theta/d\sigma^2=0$  时，对应  $\theta$ - $\sigma$  曲线上拐点，即  $d\theta/d\sigma$  出现极值时，开始发生动态再结晶。图 10a 所示为应变速率  $10\text{ s}^{-1}$  的  $\sigma$ - $d\theta/d\sigma$  曲线，可以较为准确的测定临界应变  $\epsilon_c$ 。图 10b 所示为应变速率为  $10\text{ s}^{-1}$  时的  $\epsilon_c$  和  $\epsilon_p$ 。

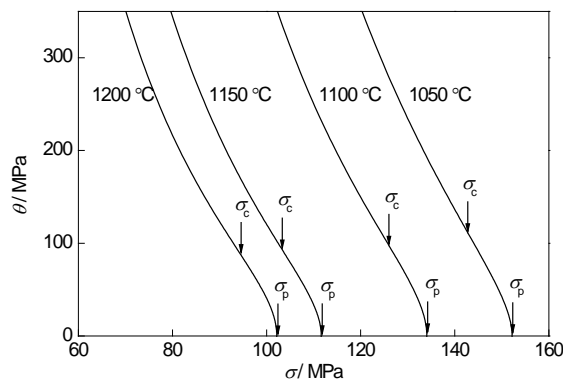


图 9 10Cr12Ni3Mo2VN 钢加工硬化率-真应力( $\theta$ - $\sigma$ )曲线

Fig.9  $\theta$ - $\sigma$  curves of 10Cr12Ni3Mo2VN steel after hot deformation at different temperatures with strain rate  $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$  ( $\theta=d\sigma/d\epsilon$ ,  $\theta$ —work hardening rate,  $\sigma_c$ —critical stress)

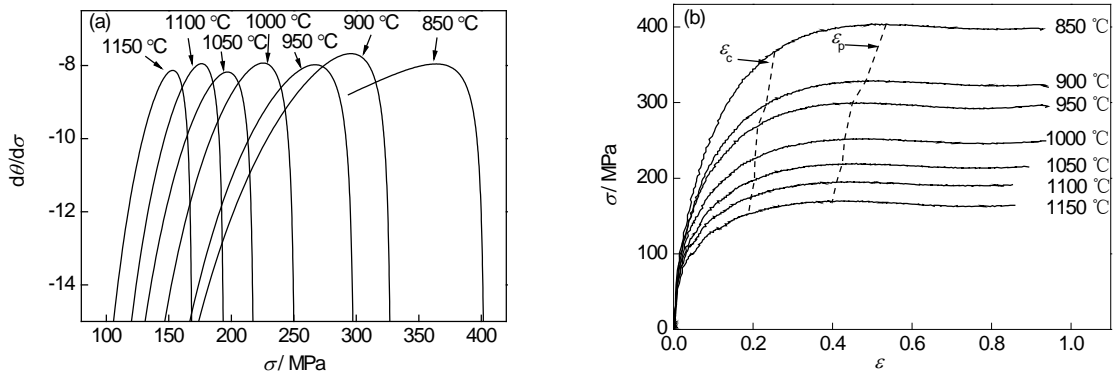


图 10 10Cr12Ni3Mo2VN 钢  $d\theta/d\sigma$ - $\sigma$  曲线和不同变形温度下的  $\epsilon_c$  和  $\epsilon_p$

Fig.10  $d\theta/d\sigma$ - $\sigma$  curves,  $\epsilon_c$  and  $\epsilon_p$  of 10Cr12Ni3Mo2VN steel after hot deformation at different temperatures with strain rate  $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$  ( $\epsilon_c$ —critical strain,  $\epsilon_p$ —peak strain)

当初始晶粒尺寸一定时,  $\epsilon_c, \epsilon_p$  与  $Z$  因子之间存在如下关系<sup>[5,7]</sup>:

$$\begin{cases} \epsilon_c = B_1 Z^{m_1} \\ \epsilon_p = B_2 Z^{m_2} \end{cases} \quad (17)$$

式中,  $B_1, B_2, m_1, m_2$  是材料常数. 由式(17)可知,  $B_1, B_2, m_1, m_2$  可通过  $\ln\epsilon_c$ - $\ln Z$  和  $\ln\epsilon_p$ - $\ln Z$  关系曲线求得, 如图 11 所示. 由此可得:

$$\begin{cases} \epsilon_c = 0.0391Z^{0.0375} \\ \epsilon_p = 0.1003Z^{0.0429} \end{cases} \quad (18)$$

根据上述公式能够预测一定变形条件下的临界应变和峰值应变, 对 10Cr12Ni3Mo2VN 钢热加工工艺的制定提供理论依据.

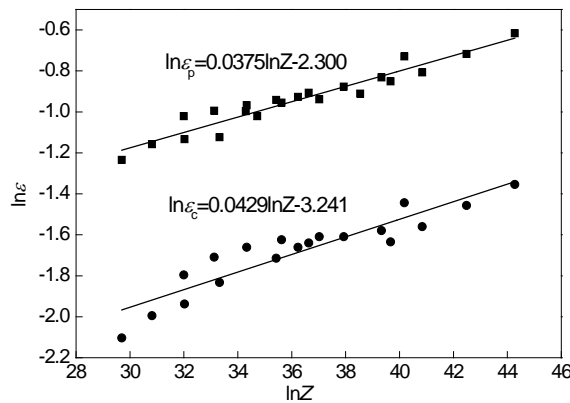


图 11  $\ln\epsilon_c, \ln\epsilon_p$  与  $\ln Z$  关系

Fig.11 Relationship between  $\ln\epsilon_c, \ln\epsilon_p$  and  $\ln Z$  ( $Z$ —Zener-Hollomon parameter)

### 3 结论

(1) 10Cr12Ni3Mo2VN 钢在高温和高应变速率(1 和  $10\text{ s}^{-1}$ )变形后再结晶晶粒呈等轴状, 低应变速率下 ( $0.01$  和  $0.1\text{ s}^{-1}$ )变形后再结晶晶粒呈混晶形貌, 这是由于低应变速率下, 再结晶晶粒有足够时间长大, 晶粒长大和变形同时进行, 再次达到临界变形量时发生新的动态再结晶, 而新一轮的动态再结晶为部分动态再结晶, 导致出现混晶组织.

(2) 提出了利用 Levenberg-Marquardt 算法建立热变形双曲正弦本构方程的方法, 通过传统直线拟合方法和 Levenberg-Marquardt 算法分别建立了热变形双曲正弦本构方程, 均具有较高的预测精度. 与传统直线

拟合方法相比,采用 Levenberg-Marquardt 算法求解步骤简单,可以一次性求解所有材料参数,求解结果可信。

(3) 利用 10Cr12Ni3Mo2VN 钢的加工硬化率-应力曲线,通过二次求导,准确测得临界应变,拟合得出临界应变、峰值应变与 Zener-Hollomon 因子的关系方程,可以预测一定变形条件下的临界应变和峰值应变,为 10Cr12Ni3Mo2VN 钢热加工工艺的制定提供理论依据。

## 参考文献

- [1] Xie X X, Yang G, Chen J C, Yang G X, Fan H. *Heat Treat*, 2009; 24(5): 35  
(谢学林, 杨 钢, 陈敬超, 杨功显, 范 华. 热处理, 2009; 24(5): 35)
- [2] Masuyama F. *ISIJ Int*, 2001; 41: 612
- [3] McQueen, H J. *Mater Sci Eng*, 2004; A387: 203
- [4] Fernández A I, Uranga P, Lopez B, Rodriguez-Ibabe J M. *Mater Sci Eng*, 2003; A361: 367
- [5] Quan G Z, Li G S, Chen T, Wang Y X, Zhang Y. W, Zhou J. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 4643
- [6] Chen M S, Lin Y C, Ma X S. [J]. *Mater Sci Eng*, 2012; A556: 260
- [7] Cao J R, Liu Z D, Cheng S C, Yang G, Xie J X. *Acta Metall Sin*, 2007; 43: 35  
(曹金荣, 刘正东, 程世长, 杨 钢, 谢建新. 金属学报, 2007; 43: 35)
- [8] Wu L Z, Li X S, Chen J, Zhang H B, Cui Z S. *J Iron Steel Res Int*, 2010; 17(7): 51
- [9] Tan Z L, Xiang S. *Trans Mater Heat Treat*, 2013; 34(5): 42  
(谭智林, 向 嵩. 材料热处理学报, 2013; 34(5): 42)
- [10] Wei J, Tang G B, Liu Z D. *J Iron Steel Res*, 2008; 20(3): 31  
(魏洁, 唐广波, 刘正东. 钢铁研究学报, 2008; 20(3): 31)
- [11] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. *Metall Mater Trans*, 2008, 39A: 1359
- [12] Song R B, Zhang Y K, Wen X L, Jia Y S. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 34  
(宋仁伯, 张永坤, 文新理, 贾翼速. 金属学报, 2011; 47: 34)
- [13] Wei H L, Liu G Q, Xiao X, Zhang M H. *Acta Metall Sin*, 2013; 49: 731  
(魏海莲, 刘国权, 肖翔, 张明赫. 金属学报, 2013; 49: 731)
- [14] Chen L, Wang L M, Du X J, Liu X. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 52  
(陈 雷, 王龙妹, 杜晓建, 刘晓. 金属学报, 2010; 46: 52)
- [15] Wang Z X, Liu X F, Xie J X. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1378  
(王智祥, 刘雪峰, 谢建新. 金属学报, 2008; 44: 1378)
- [16] McQueen H J, Ryan N D. *Mater Sci Eng*, 2002, A322: 43
- [17] Jia B, Peng Y. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 507  
(贾斌, 彭艳. 金属学报, 2011; 47: 507)
- [18] Cao Y, Di H S, Zhang J Q, Ma T J, Zhang J C. *Acta Metall Sin*, 2013; 49: 811  
(曹 宇, 邸洪双, 张敬奇, 马天军, 张洁岑. 金属学报, 2013; 49: 811)
- [19] Kim S I, Yoo Y C. *Mater Sci Eng*, 2001; A311: 108
- [20] Jonas J J, Quelenec X, Jiang L, Martin É. *Acta Mater*, 2009; 57: 2748
- [21] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. *Mater Sci Eng*, 2008; A485: 664
- [22] Belyakov A, Miura H, Sakai T. *Mater Sci Eng*, 1998; A255: 139
- [23] El Wahabi M, Cabrera J M, Prado J M. *Mater Sci Eng*, 2003; A343: 116
- [24] Cho J R, Jeong H S, Cha D J, Bae W B, Lee J W. *J Mater Process Technol*, 2005, 160: 1
- [25] Poliak E I, Jonas J J. *Acta Mater*, 1996; 44: 127
- [26] Laasraoui A, Jonas J J. *Metall Trans*, 1991; 22A: 1545