

TiAl 基合金动态再结晶临界模型建立

万志鹏, 孙 宇, 胡连喜, 于 欢

(哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 依据粉末冶金 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金热模拟压缩实验结果, 研究了变形温度为 950~1150 °C、应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹ 条件下材料的流变力学行为。采用 Poliak 和 Jonas 所提出的临界条件动力学理论, 确定了该合金的动态再结晶临界应变(ϵ_c)和临界应力(σ_c), 揭示了变形温度与应变速率对 ϵ_c 和 σ_c 的影响规律。结果表明, 温度补偿应变速率因子 Z 与 ϵ_c 、 σ_c 、 ϵ_p (峰值应变)和 σ_p (峰值应力)间的关系可以采用指数函数形式表征。建立了该合金动态再结晶临界发生模型: $\epsilon_c=1.2 \times 10^{-3} Z^{0.147}$, 动态再结晶临界应变与流变应力曲线峰值应变的比值约为 0.73。根据对模型的分析表明, 临界应变与 Z 参数之间呈现正相关性, 即随着 Z 参数的减小(变形温度升高或应变速率降低), 材料发生动态再结晶的临界应变减小, 说明变形温度的升高与应变速率的下降能够促进动态再结晶行为的发生。通过对热变形后微观组织的观察, 验证了所建立动态再结晶临界模型的可靠性。

关键词: Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金; 动态再结晶; 临界应变; Z 参数

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0835-05

TiAl 基合金以其优良的力学性能被认为是目前最具发展潜力的耐高温结构材料之一, 然而其室温塑性低、韧性差成为制约其发展的关键因素^[1,2]。为提高 TiAl 基合金的可成形性, 多选择在高温条件下对其进行塑性变形^[3-5]。TiAl 基合金在热成形过程中发生的动态再结晶(DRX)行为通过影响材料的显微组织状态进而决定了成形零件最终的力学性能^[6,7]。而在热变形过程中, 当材料的变形量达到某一临界应变, 即金属内部位错的塞积、缠结与增殖过程累积到一定临界密度时, 才会诱发动态再结晶的发生, 故动态再结晶临界条件是判断材料是否发生动态再结晶以及衡量其难易程度的关键。因此, 有必要对 TiAl 基合金 DRX 行为的发生机理和临界条件进行研究, 从而预测 TiAl 基合金热变形过程动态再结晶行为的发生。

通常认为, 应力-应变曲线的峰值应变预示着 DRX 行为的发生, 但材料在热变形过程中当应力达到峰值以前的某一应变时就已经发生了 DRX^[8,9]。根据文献^[10,11]报道, 材料发生动态再结晶过程的临界应变可以依据材料热变形应力-应变曲线获得, 依据基于热力学不可逆原理的动力学临界条件, 即认为 θ - σ 曲线的拐点与 $d\theta/d\sigma$ - σ 曲线的极值点相对应, 以此确定的阈值即为材料发生动态再结晶的临界应变, 该应变所对应的应力

即为临界应力。这种计算临界应变的方法被国内外学者普遍认可, 目前已成功的应用于镁合金^[12,13]、不锈钢^[14,15]以及钛合金^[16,17]材料。结果表明, 该方法所确定临界应变与实验值具有较高耦合度。但是, 目前关于 TiAl 基合金 DRX 临界模型尚缺乏系统研究。

本研究以粉末冶金(PM)Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金热模拟压缩实验所获得的真实应力-应变曲线为基础, 确定不同热变形参数下粉末冶金 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金加工硬化率曲线特征点。通过引入温度补偿应变速率因子(Z), 构建包含变形温度(T)与应变速率($\dot{\epsilon}$)影响的动态再结晶临界发生模型, 以期 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金热成形工艺的制定以及动态再结晶行为的数值模拟仿真提供参考和理论指导。

1 实 验

本实验中所采用的材料为粉末冶金 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金, 该材料利用预合金粉末选取 120 MPa/1250 °C/1.5 h 热等静压工艺参数制备。XRD 分析表明(如图 1a), 粉末冶金 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金组织包含 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相, 且材料的初始晶粒尺寸约为 3 μm 。从图 1b 合金初始组织中可进一步发现该材料的初始组织为少量 α_2 -Ti₃Al 相均匀弥散分布在 γ -TiAl 相

收稿日期: 2017-03-20

基金项目: 国家自然科学基金(51405110); 中国博士后科学基金(2014M551234); 高等学校博士学科点专项科研基金(20132302120002); 黑龙江省博士后基金(LBH-Z14096)

作者简介: 万志鹏, 男, 1991年生, 博士生, 哈尔滨工业大学金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86418613, E-mail: waynedapeng@163.com

基体中。

热压缩实验选用 $\Phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$ 的圆柱形标准热压缩试样。为减小压缩实验过程摩擦力的影响,在夹头与试样端面之间放置薄厚均匀的片状石墨片。试样以 $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度升高到变形温度为 $950 \sim 1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$,为使试样各部位温度分布均匀,保温 3 min ,分别以变形速率为 $0.001 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 进行等温压缩实验,最大变形量为 $\varepsilon=0.8$,变形后立即水冷以保留材料热成形后的高温组织。

2 结果与讨论

2.1 TiAl 基合金真应力-应变曲线

真应力-真应变曲线体现流变应力与形变参量之间的内在联系,应力-应变曲线的形状波动规律从宏观上反映了材料综合性能及微观组织的转变。如图 2 所示,曲线为粉末冶金 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金高温变形真应力-真应变关系。该流变力学曲线表现为明显的 DRX 特点,应力表现为随变形程度的增加,且应力在形变初始阶段快速升高,呈现出加工硬化现象,这一阶段位错密度由于材料变形量的增加而增大,位错间的塞积、缠结作用抑制了位错的运动。随着位错密度的增大,材料的变形储存能增加,动态回复(DRV)的软化作用不断增强,位错密度增速减缓,从而导致应

力增速减慢。到达峰值应力后,动态再结晶与动态回复的软化作用强于应变硬化作用而使得位错密度降低,应力值逐渐减小,最后逐渐达到稳定状态。如在 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}/0.01 \text{ s}^{-1}$ 进行热变形时,当形变储存能累积到一定数值,即变形量达到临界应变时,材料内部发生了动态再结晶行为。热加工过程中位错的增殖、塞积与位错缠结所累积的形变能提供了再结晶的驱动力^[18],该过程能够有效促进 DRX 晶粒形核与长大。热加工过程的再结晶现象能极大的促进位错密度的降低,从而引发流变应力下降。

2.2 TiAl 基合金动态再结晶临界条件

动态再结晶发生的临界条件通常采用组织观察或应力-应变曲线的方法确定,相较于应力-应变曲线法简单、快速的特点,通过组织观察的方法需要对大量的试样进行分析而且很难精确的确定新晶粒形成时的临界发生条件。应用流变应力曲线确定再结晶发生的临界条件在于再结晶过程引入了新的无应变的再结晶晶粒,从而通过改变加工硬化率的数值而改变流变应力曲线的形状。这种应用流变应力曲线判定 DRX 发生临界应变和临界应力的数理统计方法,首先由 V. F. Kocks 和 H. Mecking^[19]提出,随后 M. D. Ryan 和 H. J. McQueen^[14,20]提出了在流变应力曲线中确定临界发生条件的方法,并在此方法中引入了加工硬化率(θ)

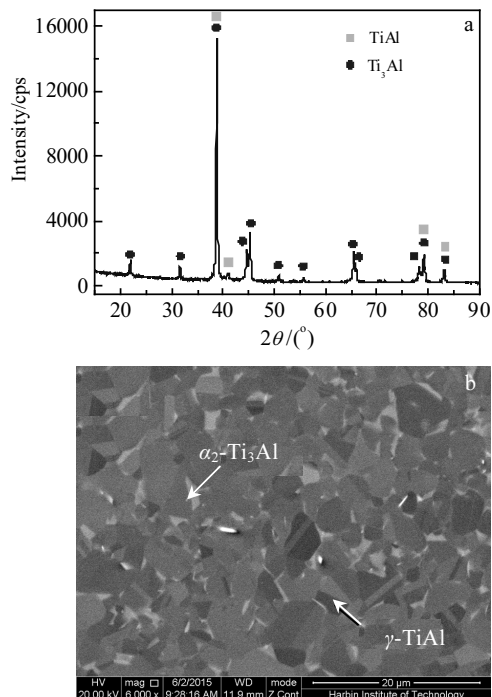


图 1 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金 XRD 图谱及 BSE 微观组织分布

Fig.1 XRD pattern (a) and BSE image (b) of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy

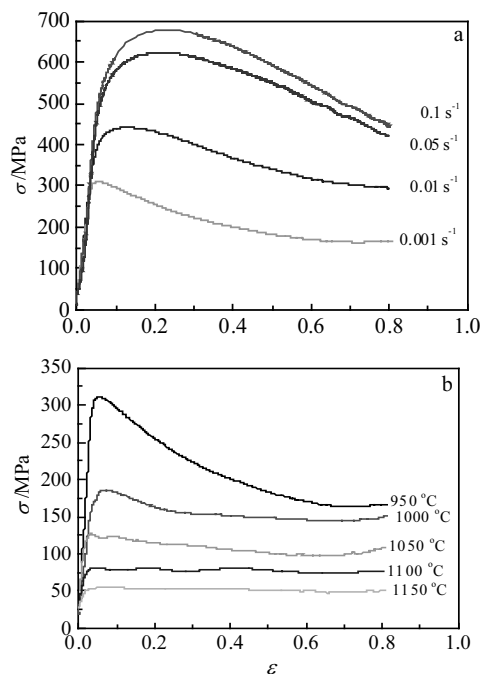


图 2 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金在不同工艺参数条件下应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy with various hot processing parameters: (a) $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and (b) $\dot{\varepsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$

的概念。为了更加深入的分析硬化行为,通过对应力-应变数据的处理,建立 θ - σ 关系,对真实应力-应变峰值点前的数据进行分析。从图 3 可以看出,加工硬化曲线包含 2 个阶段,第 1 阶段,由于动态回复的发生,加工硬化速率随着应变量的增加而快速减小。随后在第 2 阶段发生之初,由于动态再结晶的发生使得软化现象有所削减,加工硬化率曲线的斜率在该点出现了明显的拐点,依据 E. I. Poliak 和 J. J. Jonas^[21, 22] 所提出的临界条件动力学理论(P-J 法),该点即为发生动态再结晶的临界点,此时由于位错的增殖、塞积与缠结引起的变形储存能达到激发动态再结晶行为发生的极限值。

准确的确定再结晶的临界应变是建立动态再结晶动力学模型的前提,本研究采用 P-J 法^[21, 22] 确定动态再结晶过程的临界点,该方法中 θ - σ 曲线拐点的横坐标即对应动态再结晶发生的 σ_c , 即:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma_c} \left(\frac{\partial \theta}{\partial \sigma_c} \right) = 0 \quad (1)$$

图 4 为应变速率 0.05 s^{-1} 条件下 $d\theta/d\sigma$ - σ 曲线。可以发现图中曲线均存在明显的极值点,即该点的导数值为 0。因此,结合式(1)及图 4 中曲线可以确定 DRX 发生临界应力(σ_c)。随后在该变形条件下的真实应力-应变曲线中确定其对应的临界应变(ε_c)。

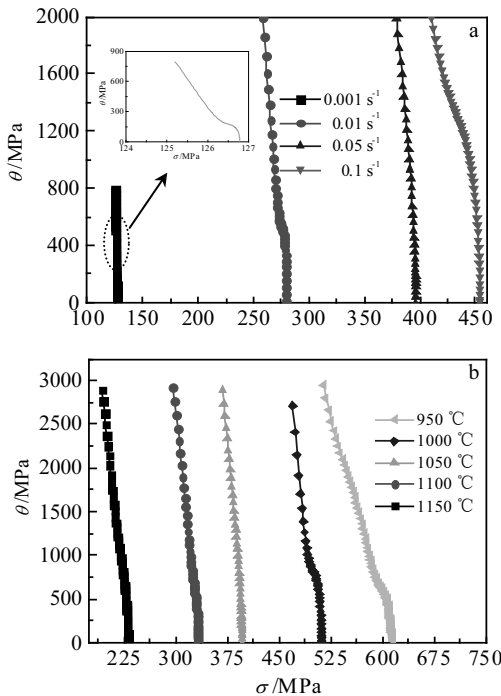


图 3 不同变形条件下 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金 θ - σ 曲线
Fig.3 θ - σ curves of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy deformed with various parameters: (a) $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and (b) 0.05 s^{-1}

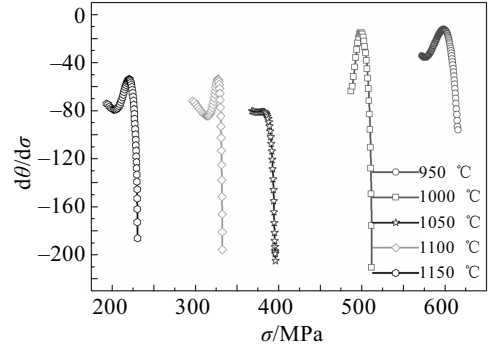


图 4 应变速率为 0.05 s^{-1} 条件下 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金 $d\theta/d\sigma$ - σ 曲线

Fig.4 $d\theta/d\sigma$ - σ curves of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy deformed at strain rate of 0.05 s^{-1} and various deformation temperatures

2.3 应变速率补偿温度因子

通过引入包含温度与应变速率的单一变量温度补偿应变速率因子(Z),建立包含 Z 参数的 DRX 临界发生模型,该模型能够对 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金在一定热变形参数下发生 DRX 的临界条件进行理论预测。应用式(2)所述的双曲正弦型 Arrhenius 公式能够计算 Z 参数^[23, 24]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (2)$$

式中: A , α 为材料常数; n 为加工硬化常数; Q 为变形激活能(kJ/mol); R 为气体常数; T 为绝对温度(K)。

对式(2)进行对数运算,并变换可以得到:

$$\log \dot{\varepsilon} - \log A = n \log [\sinh(\alpha\sigma_p)] - \frac{Q}{RT} \quad (3)$$

因此,热变形激活能(Q)可以表示为:

$$Q = R \frac{\partial \log [\sinh(\alpha\sigma_p)]}{\partial (1/T)} \bigg|_{\dot{\varepsilon}} \frac{\partial \log \dot{\varepsilon}}{\partial \log [\sinh(\alpha\sigma_p)]} \bigg|_T \quad (4)$$

图 5 分别表述了 $\log \dot{\varepsilon}$ 与 $\log [\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 以及 $\log [\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 与 $1/T$ 之间的关系。可以计算得出, PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金的热变形激活能为 $332.79 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$, 对比发现 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金的热变形激活能大于 TiAl 自扩散激活能($Q=260 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)^[25]。因此,动态再结晶为该材料的软化机理。不同热加工工艺参量与 Z 参数之间关系:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(332790/RT) \quad (5)$$

依据所获得 ε_c 和 ε_p 数据,建立了临界值与热变形工艺参数 ($\ln Z$) 之间的关系,如图 6 所示。由此建立了 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金发生 DRX 的临界发生模型,如式(6)所示。

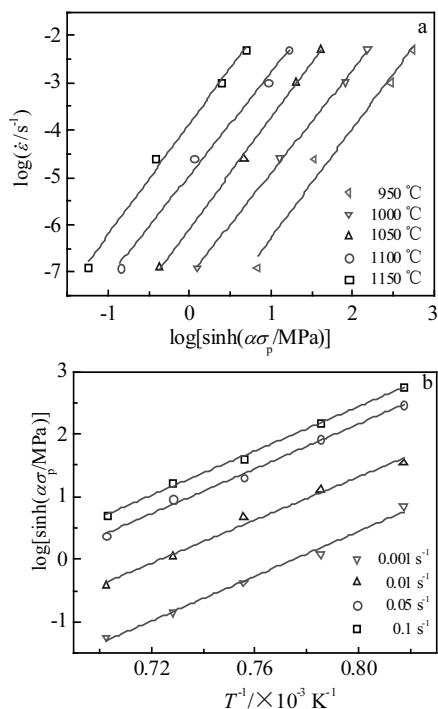


图 5 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金应力与热变形参量关系曲线

Fig.5 Relationships between stress and hot deformation parameters of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy: (a) $\log \dot{\epsilon}$ - $\log[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ and (b) $\log[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ - T^{-1}

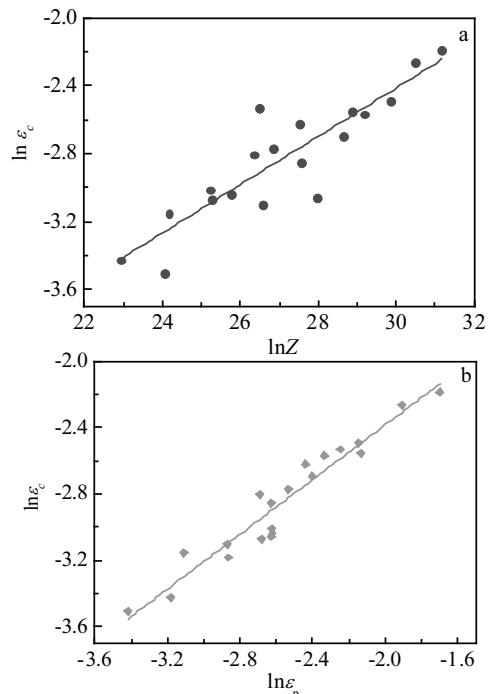


图 6 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金 Z 参数与再结晶临界发生条件之间的关系

Fig.6 Relationships between Z parameter and DRX critical conditions of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy: (a) $\ln \epsilon_c$ - $\ln Z$ and (b) $\ln \epsilon_c$ - $\ln \epsilon_p$

$$\begin{cases} \epsilon_c = 0.73\epsilon_p \\ \epsilon_c = 1.2 \times 10^{-3} Z^{0.147} \end{cases} \quad (6)$$

如图7所示,应用P-J法并结合应力-应变曲线分析得到,当热变形工艺参数为950 °C/0.05 s⁻¹材料发生动态再结晶的临界应变为0.106。为验证所建立动态再结晶临界模型的可靠性,对PM Ti-47Al-2Nb-2Cr合金热变形工艺参数为950 °C/0.05 s⁻¹/0.11下的微观组织进行分析(见图8)。从图8a中可以看出 α_2 -Ti₃Al在 γ -TiAl基体中呈现均匀的弥散分布状态。由图8b可见,晶粒发生大塑性变形沿流动方向被拉长,且微观组织分析表明试样中存在大量的形变组织和少量晶粒尺寸细小的动态再结晶晶粒,说明该条件下材料进入了发生动态再结晶行为的初始阶段。因此,应用P-J法所建立的Ti-47Al-2Nb-2Cr合金临界模型能够有效的预测其发生动态再结晶行为的临界应变。

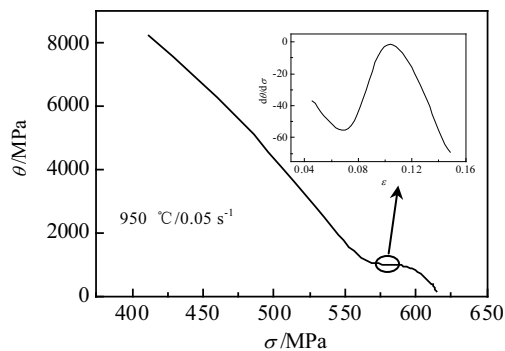
图 7 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr合金 θ - σ 曲线

Fig.7 θ - σ curves of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy

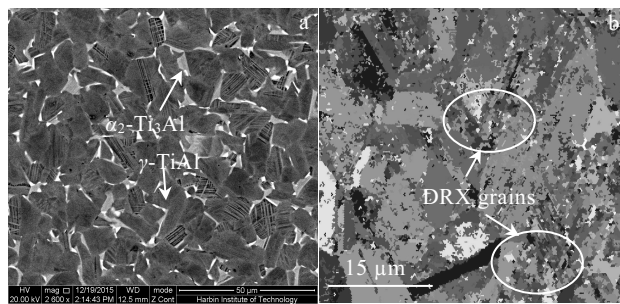


图 8 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金微观组织

Fig.8 Microstructures of PM Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy at 950 °C/0.05 s⁻¹/0.11: (a) BSE map and (b) IPF map

3 结 论

1) 在相同变形量下,随着变形速率的增加与温度的降低,PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金流变应力随之升高,表现出明显的应变速率与热变形温度敏感性特征。真实应力-应变曲线随着应变量的增大先升高后下降最

后进入平稳状态, 呈现出明显的单峰值动态再结晶曲线特征。温度的上升以及应变率的降低能够促进 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金动态再结晶行为的发生。

2) 通过 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金真实应力-应变曲线数据的分析, PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金的热变形激活能(Q)为 $332.79 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$, 通过引入 Z 参数, 建立了 PM Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金动态再结晶临界发生模型:

$$\begin{cases} \varepsilon_c = 0.73\varepsilon_p \\ \varepsilon_c = 1.2 \times 10^{-3} Z^{0.147} \end{cases}$$

参考文献 References

- [1] Kim Y W. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 623
- [2] Lin Junpin(林均品), Chen Guoliang(陈国良). *Materials China* (中国材料进展)[J], 2009, 28(1): 31
- [3] Lin J P, Xu X J, Wang Y L *et al.* *Intermetallics*[J], 2007, 15(5): 668
- [4] Sun Y, Hu L X, Ren J S. *Materials Characterization*[J], 2015, 100: 163
- [5] Sun Y, Wan Z P, Hu L X *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 86: 922
- [6] Appel F, Wagner R. *Materials Science & Engineering R Reports*[J], 1998, 22 (5) :187
- [7] Sun Y, Hu L X, Ren J S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24: 1313
- [8] Han Y, Liu G W, Zou D N *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 565: 342
- [9] Xu Y, Hu L X, Sun Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 578: 402
- [10] Wen D S, Zong Y Y, Wang Y Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 656: 151
- [11] Sun Y L, Xie J P, Hao S M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 649: 865
- [12] Xu Y, Hu L X, Sun Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(6): 1683
- [13] Xu Y, Hu L X, Sun Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 580: 262
- [14] Ryan N D, McQueen H J. *Canadian Metallurgical Quarterly*[J], 1990, 29: 147
- [15] Han Y, Wu H, Zhang W *et al.* *Materials and Design*[J], 2015 69: 230
- [16] OuYang D L, Fu M W, Lu S Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 619: 26
- [17] Liang H Q, Guo H Z, Ning Y Q *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 63: 798
- [18] Quan G Z, Luo G C, Liang J T *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2015, 97: 136
- [19] Mecking H, Kocks U F. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29: 1865
- [20] McQueen H J, Ryanand N D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322: 43
- [21] Poliak E I, Joans J J. *Acta Materialia*[J], 1996, 44: 127
- [22] Mirzadeh H, Cabrera J M, Najafizadeh A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 108
- [23] Shukla A K, Narayana Murty S V S, Sharma S C *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 75: 57
- [24] Zhang P, Hu C, Zhu Q *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 65: 1153
- [25] Mishin Y, Herzig C. *Acta Materialia*[J], 2000, 48: 589

Modeling of the Critical Conditions on Dynamic Recrystallization for TiAl-based Alloy

Wan Zhipeng, Sun Yu, Hu Lianxi, Yu Huan

(National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The flow stress behavior of powder metallurgy (PM) Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy during hot deformation was investigated at 950~1150 °C and strain rates of 0.001~0.1 s⁻¹. The influence of deformation parameters on the critical conditions of the dynamic recrystallization behavior was studied. Based on the analysis of flow stress curves under different hot processing parameters, the critical strain (ε_c) and critical stress (σ_c) are obtained with the help of the critical condition theory proposed by Poliak and Jonas. It is also shown that the critical condition model is established by employing the strain rate and temperature compensation factor (Z): $\varepsilon_c = 1.2 \times 10^{-3} Z^{0.147}$. The occurrence of dynamic recrystallization behavior is promoted with the increasing of deformation temperature or the decreasing of strain rate. Moreover, the reliability of the established model is verified by the observation of deformed microstructure.

Key words: Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy; dynamic recrystallization; critical strain; Z parameter

Corresponding author: Hu Lianxi, Professor, National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86418613, E-mail: hulx@hit.edu.cn