

## 新型 $\gamma$ -TiAl 基合金的高温流变行为及组织演变

罗媛媛<sup>1,2</sup>, 奚正平<sup>2</sup>, 毛小南<sup>2</sup>, 吴金平<sup>2</sup>, 苏航标<sup>2</sup>, 杨英丽<sup>2</sup>, 宋飞飞<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学 材料学院 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072;

2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

**摘要:** 利用 Gleeble-3800 型热模拟试验机对经过 3 次真空自耗熔炼的 TiAl-3Ta-x(Cr,W)(摩尔分数, %)合金进行了热模拟等温压缩试验, 研究在 1 150~1 250 °C 及 0.01~1 s<sup>-1</sup> 应变速率下的高温流变行为及其微观组织演变。结果表明, 在合金的高温变形过程中, 曲线呈明显的先硬化后软化的流变行为特征, 应变速率的降低或温度的升高都会使合金的流动应力降低; 热变形使组织由粗大的铸态  $\gamma/\alpha_2$  近片层组织演变为细小的近等轴  $\gamma/\alpha_2$  组织。造成该合金流变软化和组织演变的主要原因是片层组织发生了动态再结晶, 其最佳高温塑性变形温度为 1 200 °C, 应变速率小于 1 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** TiAl 基高温合金; 高温流变行为; 流变软化; 本构方程; 组织演变

中图分类号: TG 146.4

文献标志码: A

## High temperature flow behavior and microstructure evolution of new $\gamma$ -TiAl alloy

LUO Yuan-yuan<sup>1,2</sup>, XI Zheng-ping<sup>2</sup>, MAO Xiao-nan<sup>2</sup>, WU Jin-ping<sup>2</sup>, SU Hang-biao<sup>2</sup>, YANG Ying-li<sup>2</sup>, SONG Fei-fei<sup>2</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials,

Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The samples of TiAl-3Ta-x(Cr,W) (molar fraction, %) were hot compressed by Gleeble-3800 thermal simulation tester. The high temperature flow behavior and microstructure evolution were studied at 1 200–1 300 °C and 0.01–1 s<sup>-1</sup>. The results show that alloy displays a flow characteristic of hardening followed by softening during hot compression. The reduction of the strain rate or the rise of temperature can make flow stress reduce. The microstructure of the alloy evolves from as-cast big size  $\gamma/\alpha_2$  to small size near-equiaxed  $\gamma/\alpha_2$ . Dynamic recrystallization (DRX) is the main reason that results in flow softening and micro-structure evolution of the alloy. The optimum temperature for hot forming of cast near lamella the alloy is 1 200 °C, and the strain rate should be less than 1 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** TiAl based alloy; high temperature flow behavior; flow softening; constitutive equation; microstructure evolution

与其他高温合金相比, TiAl 基合金具有优异的高比强度、低密度和优良的高温抗氧化能力和蠕变抗力等特质, 被广泛应用于航空发动机高压压气机叶片、低压涡轮叶片以及高速飞行器热端部件、翼、壳体等部件<sup>[1-4]</sup>。然而该类合金的室温脆性大、高温变形难、

热加工过程中的工艺塑性差、变形参数敏感等问题的存在, 在很大程度上限制其工业化条件下的生产和应用<sup>[5]</sup>。众所周知, TiAl 合金的铸态组织为粗大的柱状晶, 具有很低的室温塑性, 使粗大柱状晶破碎, 得到细小、均匀的等轴晶, 已经被认为是改善其室温塑性

的有效工艺。但 TiAl 合金属于难变形材料, 其变形应力受变形温度和变形应变速率的影响, 只有在一定的温度区间, 其变形抗力低于解理强度, 材料才可能进行无损热塑性变形, 并且, 随着温度升高, 变形抗力减小, 热加工容易进行。所以, 为了保证 TiAl 合金的热变形顺利进行, 热加工都需在较高的温度、较低的应变速率下进行。而对于新型 TiAl 合金来说, 变形温度和应变速率的选择至关重要, 研究该合金在不同温度和应变速率下的流变行为和组织演变, 对于掌握其在高温下的流变特性, 获得合理的热加工工艺参数有重要作用<sup>[6]</sup>。

本研究以铸态 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金为研究对象, 进行恒温等应变速率热压缩模拟试验, 获得不同温度和应变速率下 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金的应力-应变曲线。利用光学显微镜(OM)和透射电子电镜(TEM)观察变形后合金的微观组织, 确定该合金的高温流变行为和组织演变与变形工艺参数之间的对应关系, 并分析其微观变形机制。

## 1 实验

所用材料经三次真空自耗熔炼和 1 000 °C、10 h 均匀化处理得到铸态 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金。实验材料的原始组织为  $\alpha_2+\gamma$  混合组织。等温恒应变速率压缩实验在 Gleeble-3800 型热模拟试验机进行, 从铸锭上切取直径×长度为 8 mm×12 mm 圆柱体试样, 压缩变形温度分别为 1 100、1 150、1 200、1 250 °C, 应变速率为 0.01、0.05、0.1、0.5、1 s<sup>-1</sup>, 变形量为 50%。实验采用真空感应加热, 升温速率为 5 °C/s, 升温至变形温度后保温 120 s 使试样的温度均匀化, 热变形完成后立即空冷, 然后沿着平行于压缩轴方向将试样切割成 2 部分, 制备金相试样, 采用 1%HF+3%HNO<sub>3</sub>+5%H<sub>2</sub>O(体积分数)腐蚀剂对试样进行腐蚀, 并采用奥林巴斯 PMG 3 卧式光学显微镜和 EM-200GX 型透射电镜上观察和分析压缩实验前后 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金微观组织。

## 2 结果与讨论

### 2.1 合金的真应力-应变曲线

图 1 所示为 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金在不同压缩变形条件下的应力-应变曲线及其对应的部分压缩后的试样外形。从图 1 可知, TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金在温度

1 150~1 250 °C 和不同应变速率下变形时, 初始变形阶段加工硬化, 达到峰值应力, 然后出现流变硬化。在变形温度较低(1 150 °C)时, 曲线尖峰明显, 峰值应力较大, 且当应力达到峰值后缓慢下降(图 1(a))。当变形温度较高时, 应力峰值普遍较低, 随着变形量的增加, 应力迅速下降, 在累积应变达到 0.5 以上时, 流变应力就趋于稳定了(见图 1(b)和图 1(c))。当变形温度一定时, 合金的流变应力随应变速率的减小而下降。高温和低应变速率条件下, 动态回复和动态再结晶等软

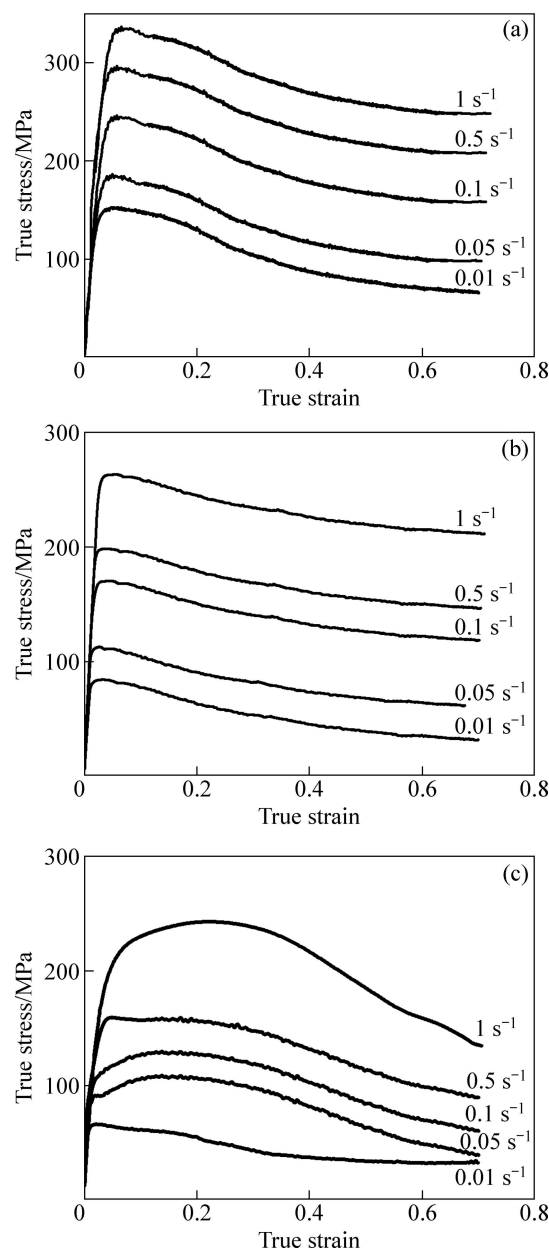


图 1 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金在不同压缩变形条件下的应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy at different temperatures and strain rates: (a) 1 150 °C; (b) 1 200 °C; (c) 1 250 °C

化过程和加工硬化快速达到平衡, 热塑性流变阶段趋于平稳, 如 1 200 °C、0.01 s<sup>-1</sup> 和 1 250 °C、0.01 s<sup>-1</sup>。该合金在高温低应变速率下, 其峰值应力达到最小值。根据已有的研究结果<sup>[7-8]</sup>, TiAl 合金的加工硬化主要由位错的增值引起。从微观上来看, 一方面由于变形量的增加, 晶粒内的位错密度增加, 来不及滑移的位错相互缠结、钉扎、塞积导致可动性降低, 流变应力增大, 合金硬化。TiAl 合金在高温变形初期的硬化现象, 提出小变形量( $\epsilon=0.02\sim0.2$ )下双态 TiAl 合金的高温变形机制为基于位错滑移和攀移的晶粒-基体变形机制。同样得出变形初期因位错滑移困难导致流变应力增加、合金硬化的结论。

动态流变软化通常由动态回复和动态再结晶、绝热温升引起剪切带、变形局部化、层片晶的变形(弯曲、扭折、转动和拉长等)及重新取向、相变等<sup>[9-10]</sup>因素引起。可见, 高温和低应变速率促进了该合金流变软化, 由于合金的高温变形是热激活的过程, 高温和低应变速率必将促进位错的开动和滑移, 加快扩散和晶界的滑动, 促进动态回复和再结晶过程, 降低变形抗力。

## 2.2 合金的本构方程

图 2 所示为合金在不同压缩条件下应力峰值随温度和应变速率的变化情况。从图 2 可知, 流变应力与温度呈负线性关系, 而与应变速率呈正线性关系。图 2(c)中  $\ln Z$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  之间保持严格的线性关系。

证明了该合金高温变形可以用双曲正弦模型来描述。低  $Z$  区表示低应变速率和高变形温度, 对应着低变形抗力; 而高  $Z$  区代表高应变速率和低变形温度, 对应高的变形抗力。图 2(c)中  $\ln Z$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  线性截距对应  $\ln A$ ,  $\ln A=40.67$ , 则  $A=4.6\times10^{17}$ 。根据公式所示:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中:  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  为与变形温度无关的常数;  $Q$  为变形激活能;  $R$  为普氏气体常数,  $R=8.3145 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ;  $T$  为热力学温度(K)。计算得到该合金的高温压缩变形的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 4.6\times10^{17} \cdot [\sinh(0.005073\sigma)]^{3.1} \cdot \exp\left(-\frac{570000}{RT}\right) \quad (2)$$

该合金的  $Q$  约为 570 kJ/mol, 激活能与合金的成分与微观组织有关<sup>[11]</sup>。

## 2.3 合金的组织演变

图 3 所示为该合金的铸态组织, 由  $\gamma/\alpha_2$  片层组成。图 4 所示为合金在不同温度, 不同应变速率下的微观组织。1 150 °C 下的变形组织为拉长的层片晶晶粒和大

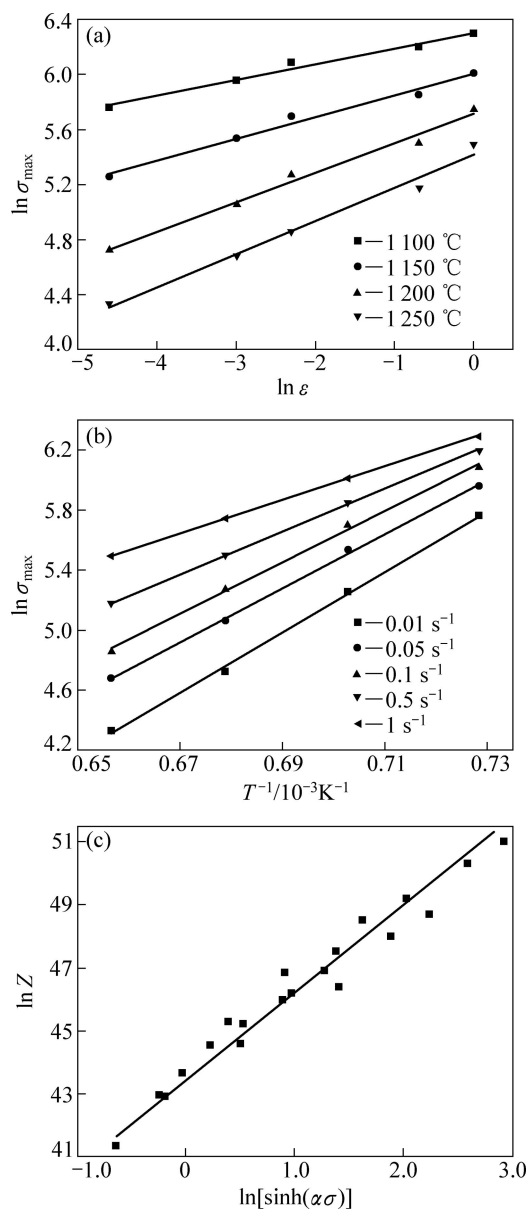


图 2 TiAl-3Ta-x(Cr,W) 合金应力峰值变化曲线及 Zener-Hollomon 参数  $Z$  与峰值应力  $\sigma_p$  的关系

Fig. 2 Variation of flow stress in  $\alpha_2+\gamma$  region for Ti-46Al-3Ta-2Cr-0.2W alloy: (a)  $\ln\sigma-\ln\epsilon$ ; (b)  $\ln\sigma-T^{-1}$ ; (c)  $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

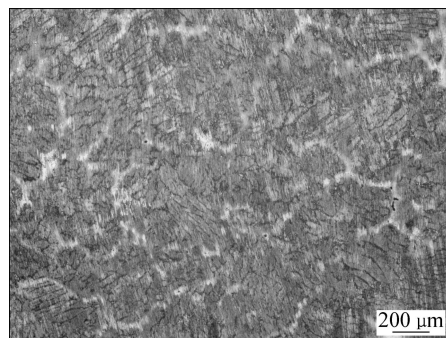


图 3 铸态 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金的显微组织

Fig. 3 Microstructure of as-cast TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy

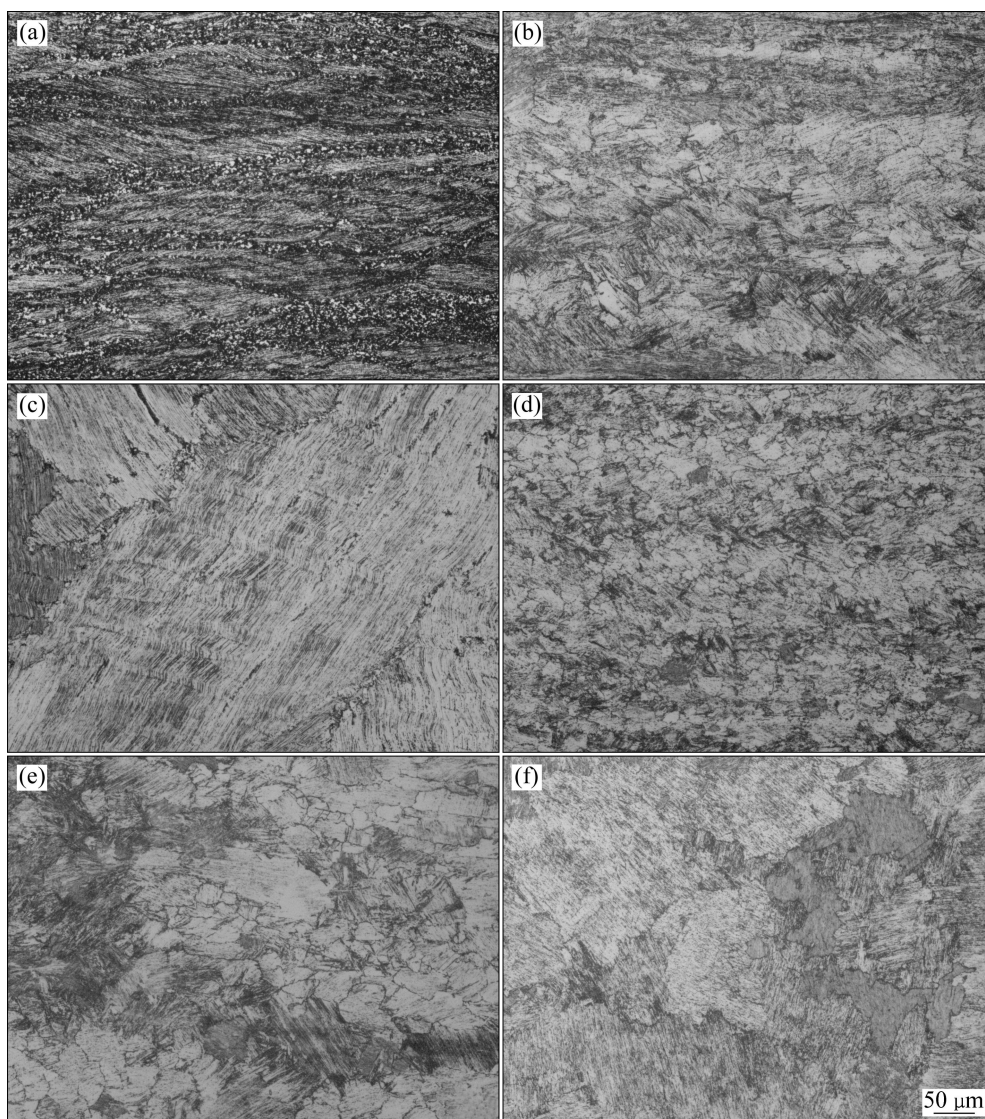


图 4 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金在不同变形条件下的微观组织

**Fig. 4** Microstructure of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy under different deformation conditions: (a) 1 150, 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 1 200, 0.01 s<sup>-1</sup>; (c) 1 250, 0.01 s<sup>-1</sup>; (d) 1 150, 1 s<sup>-1</sup>; (e) 1 200, 1 s<sup>-1</sup>; (f) 1 250, 1 s<sup>-1</sup>

量的动态再结晶的等轴层片晶晶粒(图 4(a), (d))。在 1 200 °C 变形条件下, 多为细小的等轴晶粒(图 4(b), (e)), 在 1 250 °C 变形条件下拉长的层片晶组织较少, 基本为等轴的再结晶层片晶粒(图 4(c), (f))。在 1 150 和 1 250 °C 变形温度下, 原始较粗大的层片晶组织都发生了再结晶细化和层片间距的细化。相同应变速率下, 变形温度越高, 再结晶晶粒长大明显; 相同温度下, 变形速率越小, 变形越充分, 再结晶晶粒越多, 晶粒细化越明显。ZHANG 等<sup>[12]</sup>研究认为: TiAl 基合金中含有高密度位错的晶粒属于动态再结晶, 不含有高密度位错的等轴晶粒属于静态再结晶。观察压缩样品细晶区的显微组织发现, 在不同变形温度和应变速率下, 合金均发生了不同程度的 DRX。在高温低应变

速率下, 再结晶较为充分, 再结晶晶粒尺寸较大, 说明在低应变速率下, 再结晶晶粒有充分的时间长大, 因此晶粒尺寸较大。反之, 在低温低应变速率下变形的合金虽然也发生了 DRX, 但不完全, 仍存在残留的  $\alpha_2+\gamma$  层片。

### 3 结论

1) TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金在高温变形过程中呈现出先硬化后软化的流变特征, 动态再结晶是导致该合金软化的主要因素, 同时获得了该合金的本构方程。

2) TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金的动态再结晶在高温低

应变速率下易发生再结晶。

3) 具有两相、近片层组织的铸态 TiAl-3Ta-x(Cr,W) 合金的最佳高温塑性变形温度为 1 200 °C, 应变速率应小于  $1 \text{ s}^{-1}$ 。

## REFERENCES

- [1] LORIA E A. Gamma titanium aluminides as prospective structural materials[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9/10/11): 1339–1345.
- [2] WU Xin-hua. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10/11): 1114–1122.
- [3] CLEMENS H, CHLADIL H F, WALLGRAM W, ZICKLER G A, GERLING R. In and ex situ investigations of the  $\beta$ -phase in a Nb and Mo containing  $\gamma$ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2008, 16(6): 827–833.
- [4] KONG Fan-tan, CHEN Yu-yong, ZHANG D L, ZHANG S Z. High temperature deformation behavior of Ti-46Al-2Cr-4Nb-0.2Y alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 539(30): 107–114.
- [5] 林均品, 陈国良. TiAl 基金属间化合物的发展[J]. *中国材料进展*, 2009, 28(1): 31–35.  
LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. *Materials China*, 2009, 28(1): 31–35.
- [6] 张 继, 仲增镛. TiAl 金属间化合物工程实用化研究与进展[J]. *中国材料进展*, 2010, 29(2): 9–13.  
ZHANG Ji, ZHONG Zeng-yong. Research and development of TiAl intermetallics-based alloys[J]. *Materials China*, 2010, 29(2): 9–13.
- [7] NIU H Z, CHEN Y Y, XIAO L, KONG F T, ZHANG C J. High temperature deformation behaviors of Ti-45Al-2Nb-1.5 V-1Mo-Y alloy[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(12): 1767–1774.
- [8] 孔凡涛, 张树志, 陈玉勇. Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y 合金的高温变形及加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(B10): 233–236.  
KONG Fan-tao, ZHANG Shu-zhi, CHENG Yu-yong. Hot deformation and processing map of Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(B10): 233–236.
- [9] CHENG Liang, CHANG Hui, TANG Bin, KONG Hong-chao, LI Jin-shan. Deformation and dynamic recrystallization behavior of a high Nb containing TiAl alloy[J]. *Journal of Alloys and Compound*, 2013, 552(5): 363–369.
- [10] 李慧中, 李 洲, 刘 咏, 张 伟, 王海军. TiAl 基金合金的高温塑性变形行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 79–85.  
LI Hui-zhong, LI Zhou, LIU Yong, ZHANG Wei, WANG Hai-jun. Plastic deformation behavior of TiAl based alloy at hightemperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010(1): 79–85.
- [11] KIM H Y, SOHN W H, HONG S H. High temperature deformation of Ti-(46–48) Al-2W intermetallic compounds[J]. *Material Science Engineering A*, 1998, 251(1/2): 216–225.
- [12] ZHANG W J, LORENZ U, APPEL F. Recovery, recrystallization and phase transformations during thermomechanical processing and treatment of TiAl-based alloys[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(11): 2803–2813.

(编辑 赵 俊)