

WSTi3515S 阻燃钛合金超塑性变形行为及本构关系研究

张学敏¹, 曹宇霞¹, 李悦¹, 焦奔奇¹, 梁梦妍¹, 袁战伟¹, 曾卫东²

(1. 长安大学, 陕西 西安 710064)

(2. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 通过电子万能试验机对具有粗大晶粒的 β 型 WSTi3515S 阻燃钛合金进行了超塑性拉伸试验, 分析了热力学参数对超塑性及力学行为的影响, 建立了该合金超塑性本构关系。结果表明: WSTi3515S 阻燃钛合金可在较宽的温度范围及应变速率区间内 ($800 \sim 920 \text{ }^\circ\text{C}$, $0.0005 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$) 实现超塑性; 且在高温低应变速率条件下超塑性良好, 最大延伸率可达 556%。与细晶超塑性不同, WSTi3515S 合金在超塑性拉伸过程中, 稳态变形阶段很短甚至不出现, 变形主要集中在准稳态变形阶段, 且准稳态变形阶段越长, 获得延伸率越大。基于 Arrhenius 方程建立的本构方程精度不高, 而由逐步回归法构建的本构方程误差值基本在 5% 以内。

关键词: WSTi3515S 阻燃钛合金; 超塑性变形; 本构关系

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2018)05-015-05

Research on Superplastic Deformation Behavior and Constitutive Relationship of Burn-resistant WSTi3515S Alloy

Zhang Xuemin¹, Cao Yuxia¹, Li Yue¹, Jiao Benqi¹, Liang Mengyan¹, Yuan Zhanwei¹, Zeng Weidong²

(1. Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(2. State Key Laboratory of Solidification processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The superplastic tensile tests of burn-resistant WSTi3515S alloy with large grains were conducted on electronic universal testing machine. The effect of thermodynamic parameters on superplastic properties and mechanical behavior was analyzed, and the superplastic constitutive equation of the alloy was established. The results show that WSTi3515S alloy has superplasticity in a wide temperature and strain rate range i. e. $800 \sim 920 \text{ }^\circ\text{C}$ and $0.0005 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ respectively with the maximum elongation of 556% at high temperature and low strain rate. Different from fine-grained superplasticity, the steady state deformation stage in the true stress-strain curves during the superplastic tensile tests is very short or even absent. The deformation is mainly concentrated in the quasi-steady state deformation stage. Moreover, the longer the quasi-steady state deformation stage, the larger elongation is obtained. The constitutive equation of WSTi3515S alloy is constructed by Arrhenius equation and stepwise regression respectively. Error analysis shows that the constitutive equation constructed by the stepwise regression has a good accuracy, and the error value is less than 5%.

Key words: burn-resistant WSTi3515S alloy; superplastic deformation; constitutive equation

0 引言

为了防止发动机中钛合金燃烧事故的发生, 减

轻飞机重量, 满足高推重比先进航空发动机的需要, 各国竞相开展了阻燃钛合金的研制工作。2011 年, 西部超导材料科技股份有限公司联合西北有色金属研究院、北京航空材料研究院、西北工业大学等单位在美国研制的 Alloy C (Ti-35V-15Cr)、Alloy C⁺ (Ti-35V-15Cr-0.6Si-0.05C) 和我国研制的 Ti40 (Ti-25V-15Cr-0.2Si) 合金的基础上, 通过调整 V、Si、C 元素含量, 成功研制了一种新型高合金化 β 型阻

收稿日期: 2018-04-01

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51504037); 中国博士后科学基金项目 (2017M623085); 西北工业大学凝固技术国家重点实验室开放课题 (SKLSP201630)

通信作者: 张学敏 (1982—), 女, 副教授。

燃钛合金 WSTi3515S 合金 (Ti-35V-15Cr-xSi-yC)^[1]。目前已对该合金的热物理性能、力学性能、热暴露性能、工程化制备等方面进行了深入研究^[2-5], 但有关其超塑性成形的研究尚未见报道。这可能是由于 WSTi3515S 阻燃钛合金内部为单相粗大 β 晶粒, 不能满足细晶超塑性要求晶粒粒径小于 $10\ \mu\text{m}$ 的前提条件。然而, 近年研究表明具有粗大晶粒的钛合金在适当的变形条件下也具有良好的超塑性^[6-8]。大晶粒超塑性的实现对于缩短工艺流程, 提高生产效率具有重要意义。鉴于此, 研究了 WSTi3515S 阻燃钛合金超塑性拉伸的力学行为, 建立合金的超塑性本构方程, 旨在探讨 WSTi3515S 阻燃钛合金的最佳超塑性变形条件, 描述材料变形时热力学参数之间的关系模型, 为后续有限元数值模拟以及制定和优化成形工艺参数提供依据。

1 实验

实验材料为热轧退火态 WSTi3515S 合金, 其原始组织为粗大的单相 β 晶粒, 晶粒尺寸约为 $32\ \mu\text{m}$ (图 1)。通过线切割将试样加工成标距尺寸为 $10\ \text{mm} \times 6\ \text{mm} \times 2\ \text{mm}$ 的拉伸试样, 在试样表面涂覆高温抗氧化涂料。在大气气氛下, 采用 CMT4104 型电子万能实验机进行等温恒应变速率拉伸试验, 拉伸方向与轧制方向相同, 试验温度范围为 $800 \sim 920\ ^\circ\text{C}$ (温度间隔为 $40\ ^\circ\text{C}$), 应变速率为 0.0005 、 0.001 、 0.005 、 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 。

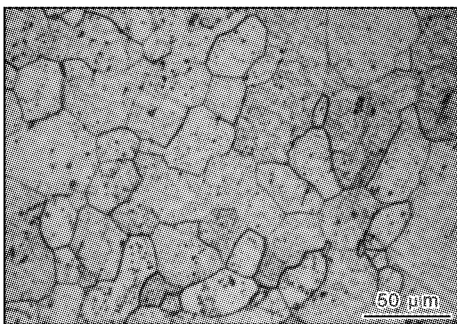


图 1 热轧退火态 WSTi3515S 合金的原始组织

Fig. 1 Original microstructure of roll-annealing WSTi3515S alloy

2 结果与分析

2.1 断裂延伸率

图 2 为 WSTi3515S 阻燃钛合金板材在不同条件下拉伸后的延伸率。从图 2 可以看出, 应变速率较低时 ($0.0005 \sim 0.001\ \text{s}^{-1}$), 试样的延伸率均达到

300% 以上, 表现出良好的超塑性能, 在变形条件为 $920\ ^\circ\text{C}$ 、 $0.0005\ \text{s}^{-1}$ 时获得最大延伸率 556% 。随着应变速率增加, WSTi3515S 合金的延伸率显著减小, 尤其在低温 ($800\ ^\circ\text{C}$) 下, 延伸率仅为 186% 左右。可见, WSTi3515S 合金的大晶粒超塑性行为对于应变速率和温度都非常敏感, 但是仍具有相当宽的超塑性温度范围及应变速率区间。

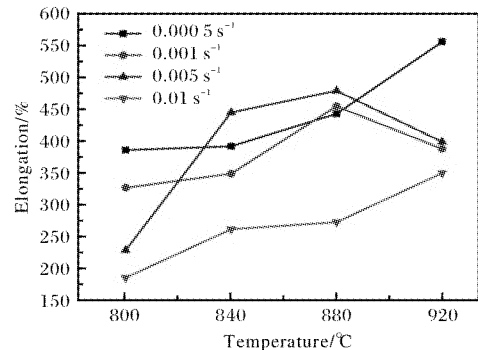


图 2 WSTi3515S 合金延伸率随温度的变化曲线

Fig. 2 Curves of elongation various with temperature of WSTi3515S alloy

2.2 真应力-真应变曲线

WSTi3515S 合金超塑性拉伸变形的真应力-真应变曲线如图 3 所示。从图 3 可以看出, WSTi3515S 合金在单轴拉伸过程中, 稳态变形阶段很短甚至不出现, 变形主要集中在准稳态变形阶段, 且准稳态变形阶段越长, 获得的延伸率越大。

准稳态变形区可以分为 2 个阶段。第 1 阶段为真应力逐渐升高的应变硬化阶段。屈服之后, 试样在变形过程中表现出持续应变硬化行为, 这种现象在 Ti-6Al-4V 合金的超塑性变形中也有发现^[9-10]。研究认为, 适当的硬化可有效抑制颈缩。硬化速率越慢, 流动应力越稳定, 越容易获得高的延伸率。结合本研究中 WSTi3515S 合金的大晶粒特性, 认为超塑性变形出现应变硬化的原因主要是由位错塞积引起的。变形过程中只有处于有利取向的晶界才能产生滑移并参与合金变形, 其余晶粒特别是大晶粒仍发生晶内滑移。晶内滑移造成位错数量急剧上升, 导致位错塞积, 引起应力上升。第 2 阶段为真应力越过峰值后下降的应变软化阶段。超塑变形中产生应变软化的原因主要有 2 个: ①动态再结晶; ②几何颈缩。动态再结晶既可细化晶粒, 又能引起应力松弛, 使晶界滑移过程更容易进行, 促使进一步变形所需的应力显著降低。典型的动态再结晶现

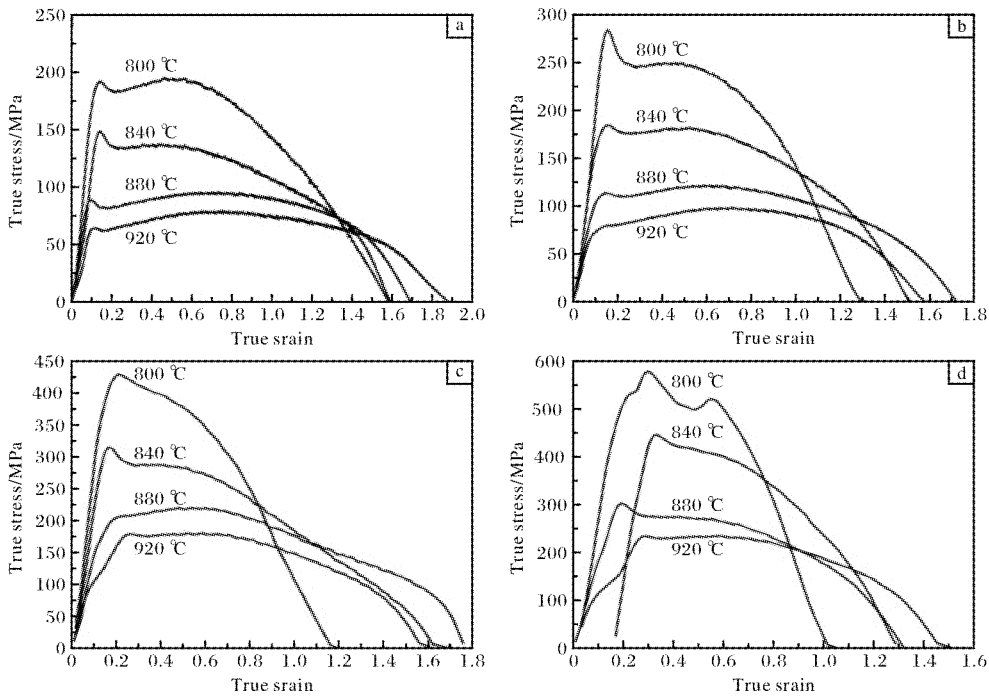


图 3 WSTi3515S 合金在不同应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves of WSTi3515S alloy at different strain rates: (a) 0.0005 s^{-1} ; (b) 0.001 s^{-1} ; (c) 0.005 s^{-1} ; (d) 0.01 s^{-1}

象已在粗晶 Ti40 阻燃钛合金超塑性变形中观察到, 其真应力-应变曲线与 WSTi3515S 合金的变化趋势类似^[11]。几何颈缩包括内颈缩和宏观颈缩。变形时因内部空洞所占体积的增大和试样变形不均匀性的增加, 流变应力的计算值会降低。

2.3 应变速率敏感指数 m 值分析

应变速率敏感指数 m 值是反映超塑性的重要指标, 表示材料的抗缩颈能力。在拉伸变形过程中, 必然会经历不均匀变形, 此时材料产生细颈, 较高的应变速率敏感指数有利于细颈的转移和扩散, 使变形更加均匀。一般认为, m 值大于 0.3 时材料才具有良好的超塑性, 且 m 值越大材料的超塑性越好, 抗缩颈能力越强。本研究采用斜率法对 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 进行拟合可得到 m 值, 如图 4 所示。变形温度为 800、840、880、920 °C 时的平均 m 值分别为 0.324、0.359、0.376、0.398, 随着温度升高, m 值逐渐增大, 表明在试验区间内材料具有良好的超塑变形能力和抗缩颈能力。

2.4 WSTi3515S 阻燃钛合金超塑性变形本构关系

WSTi3515S 合金在超塑性变形时受到多种热力参数的影响, 可通过建立这些参数与材料流动应力之间的函数关系即本构方程来表征其超塑性行为。

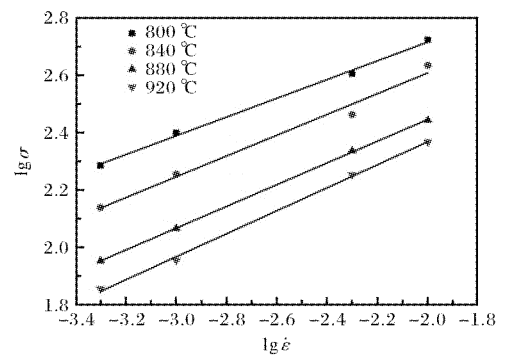


图 4 WSTi3515S 合金的 $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$ 关系曲线

Fig. 4 $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$ curves of WSTi3515S alloy

2.4.1 Arrhenius 方程

超塑性变形过程属于高温变形范畴, 也是一个热激活过程, 其变形温度、应变速率对流变应力的影响可用 Arrhenius 方程表示^[12]。

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A\sigma^n \quad (1)$$

式中, A , n 均为与温度无关的常数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力, MPa; Q 为超塑性变形激活能, kJ/mol; R 为气体常数, kJ/(mol·K)。

对方程(1)两边分别取自然对数, 并设变形激活能 Q 与温度 T 无关, 整理可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - Q/RT \quad (2)$$

由方程(2)求偏导可得:

$$n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \quad (3)$$

WSTi3515S 合金超塑性拉伸时流动应力与应变速率之间的双对数函数关系如图 5 所示。由图 5 可以看出, $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 较好地满足线性关系。在温度不变的情况下, n 值可以通过分别对 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合获得, 由图 5 求出各温度下 n 的平均值为 2.747。

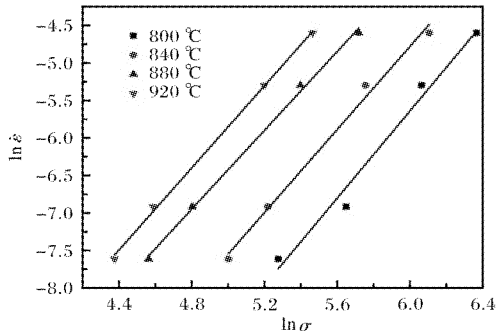


图 5 WSTi3515S 合金的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 关系曲线
Fig. 5 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ curves of WSTi3515S alloy

由方程(2)可导出变形激活能的表达式为:

$$Q = Rn \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (4)$$

其中, 令 $k = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)}$, 则:

$$Q = Rnk \quad (5)$$

图 6 为 WSTi3515S 合金流动应力与温度的关系曲线, 通过线性拟合得到 k 的平均值为 10.242, 将 k 值带入方程(5)得到 WSTi3515S 合金热变形的激活能 $Q = 229.485 \text{ kJ/mol}$ 。

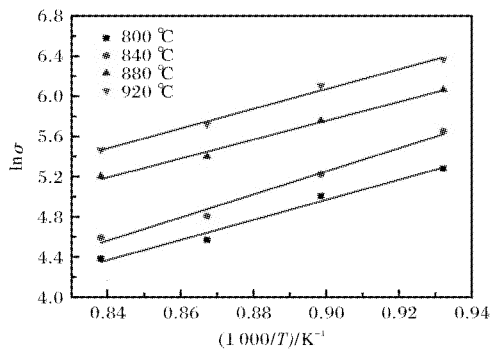


图 6 WSTi3515S 合金的 $\ln \sigma - 1/T$ 关系曲线
Fig. 6 $\ln \sigma - 1/T$ curves of WSTi3515S alloy

由式(2)可知, $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 拟合直线的截距即为 $\ln A - Q/RT$ 的值, 将 Q 、 R 、 T 值代入即可求得 A 值。

经计算 A 的平均值为 $e^{3.574}$ 。

将上述所求得 $\bar{n} = 2.747$, $Q = 229.346 \text{ kJ/mol}$,

$\bar{A} = e^{3.574}$ 带入方程(3)可得到:

$$\dot{\epsilon} = e^{3.574} \sigma^{2.747} \exp \left(\frac{-229.346}{RT} \right) \quad (6)$$

由于 Arrhenius 方程又可表示为 $\sigma = f(\dot{\epsilon}, T)$, 则方程(6)亦可表示为:

$$\sigma = \exp \left(\frac{\ln \dot{\epsilon} + 229.346/RT - 3.574}{2.747} \right) \quad (7)$$

为了验证所建立的本构方程的精确度, 对不同温度下的流动应力计算值与实验值进行比较, 结果如图 7 所示。从图 7 可以看出, 所有数据点的相对误差均小于 15%, 但部分数据点的相对误差超过了 10%, 所构建的本构方程的精度并不高, 因此需要通过更好的方式建立精度更高的本构模型。

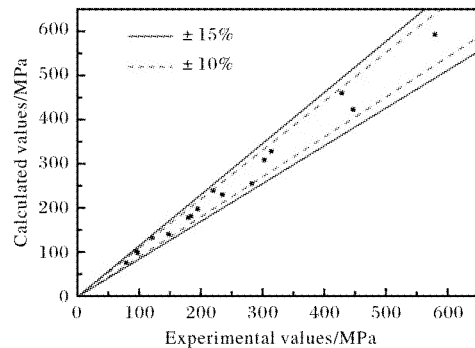


图 7 Arrhenius 本构方程误差精度效果图

Fig. 7 Diagram of error precision of Arrhenius constitutive equation

2.4.2 多项式模型

多项式模型由于其计算精度高、拟合系数数量级相近等特点, 已被广泛应用于经济、医学、交通、工业控制等领域。常见的多项式模型包括温度幂指数模型^[13-14]、逐步回归模型^[15-16]和正交多项式模型^[17]。本研究在逐步回归模型基础上, 充分考虑应变、应变速率和温度对流动应力的综合影响, 提出如下本构模型:

$$\ln \sigma = b_0 + b_1 \dot{\epsilon} + b_2 T + b_3 \epsilon + b_4 \dot{\epsilon}^2 + b_5 \left(\frac{1}{T} \right) + b_6 \left(\frac{1}{T} \right)^2 + b_7 \left(\frac{1}{T} \right) \dot{\epsilon} + b_8 \epsilon^2 + b_9 \epsilon T + b_{10} \dot{\epsilon} \epsilon \quad (8)$$

利用 SPSS 软件对实验数据进行多元线性回归所获得的回归系数: $b_0 = -8.046$, $b_1 = 186$, $b_2 = 0.006$, $b_3 = 0$, $b_4 = -10805.508$, $b_5 = 0$, $b_6 = 10065622.27$, $b_7 = 27872.619$, $b_8 = 0.946$, $b_9 = -1184.197$, b_{10}

= 35.738。

对多项式模型本构方程计算的流动应力值与实验值进行比较,结果如图8所示。由图8可以看出,计数值与实验值吻合程度较好,所有数据点的相对误差均小于10%,相对误差小于5%的数据点占总数据点的81.25%。因此,所构建本构方程的精度较高,能够满足数值模拟的精度要求。

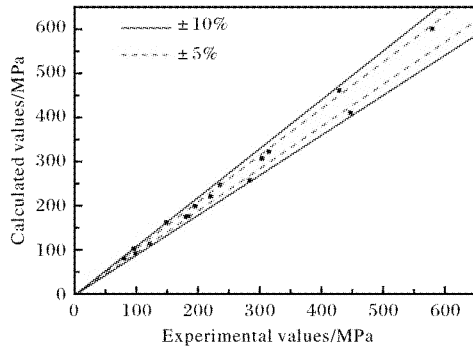


图8 多项式模型本构方程误差精度效果图

Fig. 8 Diagram of error precision of polynomial model constitutive equation

3 结论

(1) 原始晶粒粗大的 WSTi3515S 合金可在较宽的温度范围及应变速率区间内实现超塑性。合金在高温低应变速率条件下具有良好的超塑性能,延伸率均在300%以上。最佳超塑性变形条件为920 °C、 0.0005 s^{-1} ,该条件下获得的最大延伸率为556%。

(2) WSTi3515S 合金在超塑性拉伸过程中,稳态变形阶段很短甚至不出现,变形主要集中在准稳态变形阶段,且准稳态变形阶段越长,获得的延伸率越大。

(3) 采用 Arrhenius 型方程建立的 WSTi3515S 合金超塑性本构关系精度不高;采用多项式模型构建的本构方程,相对误差基本在5%以内,能够满足数值模拟的精度要求。

参考文献

- [1] 赖运金,雷强,马凡蛟,等.一种高合金化 β 型钛合金的熔炼方法:CN10014795.8[P].2011-04-16.
- [2] Lai Y J, Zhang P X, Zhang X M, et al. Physical properties of WSTi3515S burn-resistant titanium alloy[J]. Rare Metals, 2016, 35(5): 361-366.
- [3] 赖运金,张维,王晓亮,等. WSTi3515S 阻燃钛合金的工程化制备及力学性能研究[J]. 钛工业进展, 2015, 32(6): 13-18.
- [4] 马凡蛟,赖运金,辛社伟,等. WSTi3515S 阻燃钛合金热暴露性能[J]. 锻压技术, 2017, 42(5): 147-151.
- [5] 赖运金,张平祥,辛社伟,等. 热处理对 WSTi3515S 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(6): 1469-1473.
- [6] 何鸿博,周文龙,陈国清,等. 晶粒尺寸对 TC4 钛合金超塑性行为及变形机理的影响[J]. 机械工程材料, 2009, 33(3): 78-82.
- [7] Griffiths P, Hammond C. Superplasticity in large grained materials[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1972, 20(7): 935-945.
- [8] Bao R Q, Huang X, Cao C X. Deformation behavior and mechanisms of Ti-1023 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(2): 274-280.
- [9] Patankar S N, Escobedo J P, Field D P, et al. Superior superplastic behavior in fine-grained Ti-6Al-4V sheet [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 345(1/2): 221-227.
- [10] Meier M, Mukherjee A K. The strain hardening behavior superplastic Ti-6Al-4V[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(2): 331-336.
- [11] Zhang X M, Zeng W D, Li Y, et al. The superplasticity and microstructure evolution of coarse-grained Ti40 alloy [J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(16): 1919-1925.
- [12] Kreuss G. Deformation Processing and Structure[M]. Ohio: American Society for Metal, 1984.
- [13] Bragg L, Nye J F. A dynamical model of a crystal structure [J]. Proceedings of the Royal Society A, 1947, 190(1023): 474-481.
- [14] Balluffi R W, Tan T Y. Comments on the range of applicability of the grain boundary(secondary) dislocation model to high angle grain boundaries [J]. Scripta Metallurgica, 1972, 6(11): 1033-1040.
- [15] 吴琳,王克鲁,鲁世强.基于逐步回归法的TB6钛合金本构关系研究[J].热加工工艺,2010,39(8):29-31.
- [16] 沈昌武. TA15、TC11 钛合金热变形材料本构模型研究[D].西安:西北工业大学,2007.
- [17] 崔军辉,杨合,孙志超. Aermet100 钢等温压缩力学行为及正交多项式本构模型的建立[J].塑性工程学报,2009,16(6):18-22.