

Ti-6246 合金的热变形本构方程及加工图

王国强, 陈志勇, 刘建荣, 王清江

(中国科学院 金属研究所钛合金研究部, 沈阳 110016)

摘要: 通过 Gleeble-3800 对 Ti-6246 钛合金进行等温单向压缩实验, 在变形温度 t 为 825~1 025 °C、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 0.001~10 s⁻¹ 时, 建立锻态 Ti-6246 合金的热变形本构方程, 采用动态材料模型(Dynamic material model, DMM)绘制出钛合金的热加工图。加工图显示 2 个加工失稳区(825 °C ≤ t ≤ 955 °C, $\dot{\epsilon}$ ≥ 0.7 s⁻¹ 和 955 °C ≤ t ≤ 990 °C, $\dot{\epsilon}$ ≥ 3 s⁻¹), 在该合金的变形过程中应该避免功率耗散系数 η 的峰值, 功率耗散因子的极大值出现在 850~870 °C, $\dot{\epsilon}$ = 0.001 s⁻¹。

关键词: Ti-6246 合金; 热模拟实验; 本构方程; 加工图

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Constitutive equation model and processing map Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy

WANG Guo-qiang, CHEN Zhi-yong, LIU Jian-rong, WANG Qing-jiang

(Titanium Alloy Laboratory, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Science, Shenyang 110016, China)

Abstract: The flow stress behavior of Ti-6246 titanium alloy was studied using single-pass hot compression tests on Gleeble-3800 thermal simulator in temperature of 825~1 025 °C and strain rate $\dot{\epsilon}$ of 0.001~10 s⁻¹. The constitutive equation and the processing map of the forged Ti-6246 titanium alloy were described by the dynamic material model (DMM) based on experiment data. Ti-6246 titanium alloy is stable under conditions of $t=860$ °C and $\dot{\epsilon}=0.001$ s⁻¹, but has poor workability under conditions of 825 °C ≤ t ≤ 955 °C, $\dot{\epsilon}$ ≥ 0.7 s⁻¹ and 955 °C ≤ t ≤ 990 °C, $\dot{\epsilon}$ ≥ 3 s⁻¹. The efficiency of power dissipation η reaches the highest value under temperature range of 850~870 °C and at strain rate of $\dot{\epsilon}=0.01$ s⁻¹.

Key words: Ti-6246 titanium alloy; isothermal compression; constitutive equation; processing map

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti-6246)合金是美国研发的具有较高强度的马氏体型两相钛合金^[1]。Ti-6246 综合性能优异, 6% Mo 能提高合金的 β 稳定化程度, 具有较高的室温强度、固溶时效及退火后获得良好的低周疲劳性能, 同时具有较高的高温蠕变强度^[2-4]。Ti-6246 合金可长期在 400 °C 左右使用, 短期工作温度可达 540 °C, 在航空工业中主要用于制造发动机压气盘或叶片^[1, 5]。合金的力学性能与材料热变形过程中的工艺参数有密切关系, 为了获得良好的产品, 提高 Ti-6246 组织性能, 必须深入研究其热变形性能, 以制定合理的热变形工艺参数^[6]。

加工图(Processing map)是 Prasad 等基于动态材料模型(DMM)理论发展的一种分析材料热变形行为的新方法^[7], 这种方法是将变形温度与应变速率空间

中的失稳图叠加至功率耗散图上得到的, 可以描述材料高温变形时组织变化同塑性参数间的关系, 判定材料高温变形过程中的安全区和流失失稳区, 为合金热变形时工艺参数的确定提供了选择范围^[8]。国外的文献对 Ti-6246 合金的加工图还未见详细报道。本文作者拟对 Ti-6246 合金不同温度和应变速率下得到的真应力-真应变曲线进行计算, 建立该合金热变形时的本构方程及热加工图, 为合金热变形工艺参数的选择提供理论依据。

1 实验

实验材料为宝钛公司提供的直径为 180 mm 的钛

合金棒材锻件, 合金相变点为 955 °C, 成分见表 1。在锻件上取 $d8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱体压缩试样。本文的热压缩实验在 Gleeble-3800 型热模拟实验机上进行, 热压缩实验温度 t 为 825、875、925、975 和 1 025

°C。每个温度对应以下 5 种应变速率: 0.001、0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} , 压缩至真应变 ε 为 0.9(压下量为 60%), 热变形结束迅速空冷。

表 1 Ti-6246 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6246 alloy (mass fraction, %)

Al	Sn	Zr	Mo	Ti
6.13	2.03	3.95	5.72	Bal.

2 结果与分析

2.1 不同变形温度和应变速率下的真应力—真应变曲线

图 1 所示为 Ti-6246 合金不同变形温度和应变速

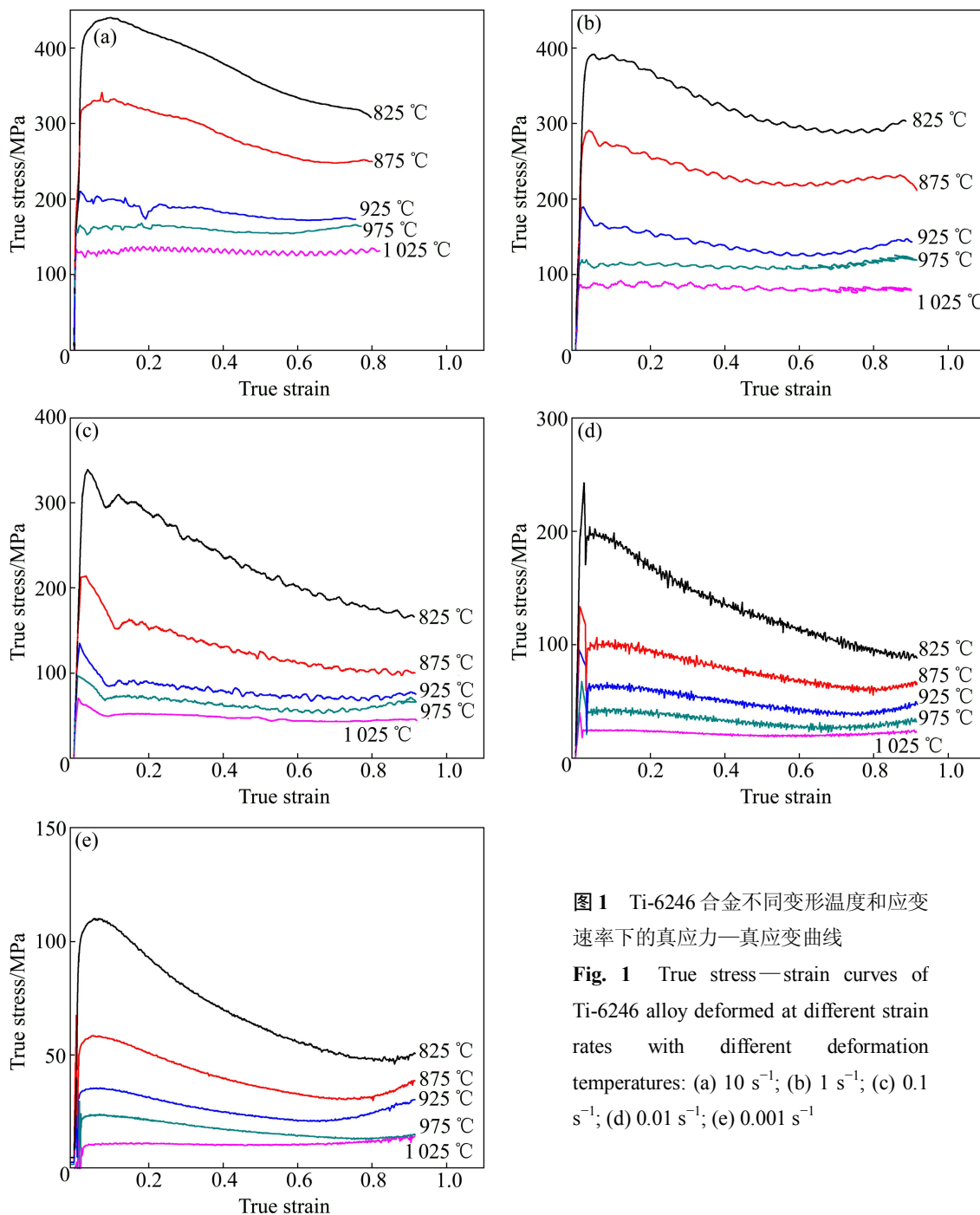


图 1 Ti-6246 合金不同变形温度和应变速率下的真应力—真应变曲线

Fig. 1 True stress—strain curves of Ti-6246 alloy deformed at different strain rates with different deformation temperatures: (a) 10 s^{-1} ; (b) 1 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 0.01 s^{-1} ; (e) 0.001 s^{-1}

率下的真应力—真应变曲线。从图1可知：在所有的应变速率下，热压缩过程中流变应力值随着变形温度的升高而减小，随应变速率的增加而增大。变形初期（达到真应力峰值前），真应力增加很快，在流变应力达到峰值前可以观察到轻微的加工硬化现象，材料在很小的应变下达到塑性屈服，真应力—真应变曲线几乎成直线上升，斜率很大。应变达到一定程度后，即流变应力迅速达到峰值后，随应变增加应力逐步减小，出现动态软化。

在图1(c)和(d)中，即应变速率为 1 s^{-1} 和 0.1 s^{-1} 时，曲线发生不连续屈服，随后发生明显而持续的软化。在许多钛合金中都发现了不连续屈服现象，位错的动态增殖理论对这种现象的解释被广泛接受^[9-11]。该理论认为在开始变形之前，晶体中可动位错密度很低；一旦塑性变形开始，可动位错便大量增殖，晶界的阻碍作用使产生的大量位错发生塞积，导致流动应力急剧升高。当位错密度达到某一临界值时， β 相中的动态回复突然增加，造成塞积的位错通过攀移等方式进入晶界内部，大量异号位错相互抵消，位错塞积减缓，从而导致流动应力大幅下降，出现不连续屈服现象。

2.2 Ti-6246 合金高温流变应力本构方程的建立

材料在热变形过程中，通常用 Arrhenius 热变形方程^[12-14]来分析其在热变形过程中的变形行为：

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n_1} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中： A 为结构因子； n_1 为材料硬化指数； α 为应力水平参数； Q 为材料的热变形激活能，它反映材料热变形的难易程度，是材料热变形过程中重要的力学性能参数； T 为热力学变形温度； σ 为峰值应力或稳态流变应力； R 为摩尔气体常数。式(1)可以在较宽的应变速率和变形温度范围内与实验数据相符合，广泛用于估计各种金属及合金的热变形激活能。

对不同材料高温塑性变形实验数据的仔细研究表明在低应力时：

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \quad (2)$$

在高应力时：

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

对式(2)和(3)分别取对数，可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma \quad (5)$$

根据不同条件压缩时流变应力与应变速率的实验数据，绘制相应的 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 关系曲线，如图2所示。本文选取 $\epsilon=0.7$ 时的稳态流变应力进行计算。对曲线进行线性拟合，求出拟合后直线的斜率，取倒数并求出平均值，得到 $\bar{n}_1=3.98164$ ， $\bar{\beta}=0.03382$ ， $\alpha=\beta/n_1=0.00849$ 。

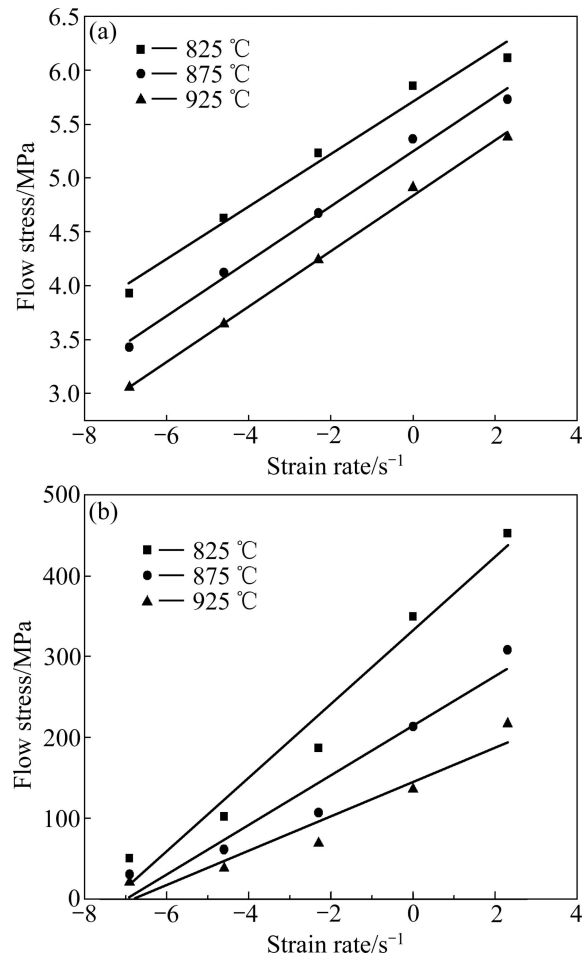


图2 流变应力与应变速率的关系

Fig. 2 Relationships between flow stress and strain rate: (a) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$; (b) $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$

根据 Zener-Hollomon 参数的定义^[15]，可以得到

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} \quad (6)$$

式中： A 、 α 、 n_2 和 Q 均为材料常数。

对(6)式两边取对数，可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - \frac{Q}{RT} + n_2 \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (7)$$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n_2} (\ln \dot{\epsilon} - \ln) + \frac{Q}{n_2 R} \cdot \frac{1}{T} \quad (8)$$

将 $\alpha=0.008\ 49$ 代入式中, 绘制 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/t$ 的关系曲线, 如图 3 所示。对曲线进行线性拟合, 根据拟合后曲线的斜率和截距计算可得 $n_2=2.706\ 433$, $[Q/(n_2R)]=19.104\ 96$, $\ln A=41.925\ 63$ 。则 $Q=429.886\ 3$ 。

由应变变量 $\epsilon=0.7$ 的稳态应力求出合金的高温压缩本构方程的材料常数见表 2。

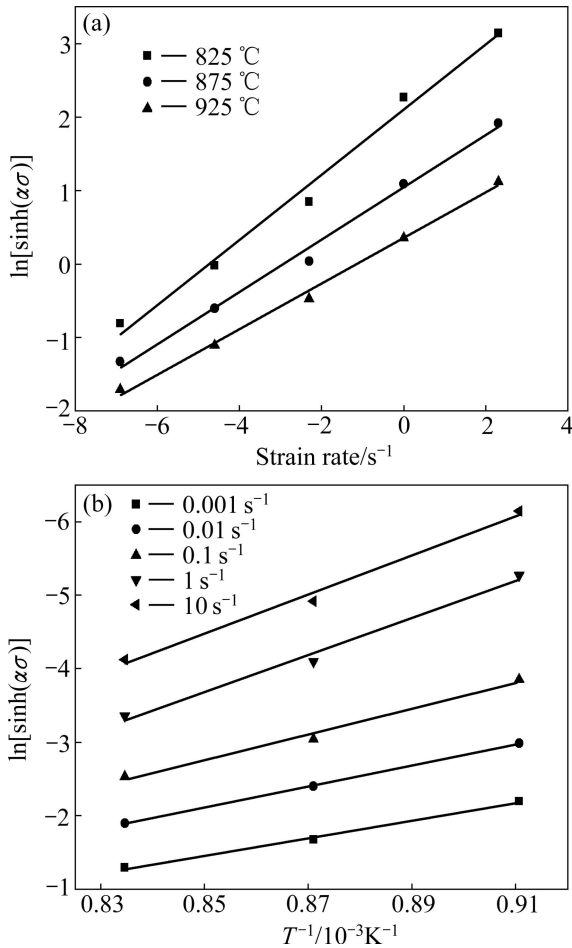


图 3 流变应力与应变速率以及流变应力与变形温度之间的关系

Fig. 3 Relationships between flow stress, strain rate and deformation temperature: (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$; (b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/t$

表 2 Ti-6246 合金高温流变应力本构方程的材料常数

Table 2 Material constants of high temperature flow stress constitutive equation of Ti-62426 alloy

α/MPa^{-1}	n_2/MPa	A/s^{-1}	$Q/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
0.008 49	2.706 433	$1.614\ 6\times 10^{18}$	429.886 3

将表 2 中的材料常数代入式(3)中, 可得 Ti-6246 的高温流动应力本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 1.61 \times 10^{18} [\sinh(0.0085\sigma)]^{2.7} \exp\left(-\frac{429886.3}{RT}\right) \quad (9)$$

其中 Z 参数可表示为

$$Z = 1.61 \times 10^{18} [\sinh(0.0085\sigma)]^{2.7} \quad (10)$$

2.3 Ti-6246 合金的热加工图的建立与分析

在真应力—真应变曲线上选取某个温度不同应变速率下某个特定应变的应力值, 并根据 $\lg\sigma$ 与 $1/t$ 符合线性关系对流变应力 σ 进行修正, 其中 t 为不含温差的真实温度。采用 3 次样条函数拟合 $\ln\sigma$ 与 $\ln\dot{\epsilon}$ 的关系曲线, 按照公式 $m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon}\partial\sigma}{\sigma\partial\dot{\epsilon}} = \frac{\partial\ln\sigma}{\partial\ln\dot{\epsilon}}$ 计算出应变速率敏感因子 m , 选取不同温度重复此过程。按照公式 $\eta = 2m/(m+1)$ 算出功率耗散因子 η 值, 按照失稳判据公式计算出不同温度和不同应变速率所对应的 ζ 值。根据 η 值和 ζ 值画出功率耗散图和失稳流变图并叠加, 得到合金在该应变变量下的热加工图。重复上述过程可得到不同应变变量下的加工图。

图 4 所示为 $\epsilon=0.7$ 时 Ti-6246 的热加工图。图中阴影部分为加工失稳区(等值线上数字表示功率耗散系数)。从图 4 可以看出: Ti-6246 合金的功率耗散系数大约在 0.3~0.55 之间。加工图上连续的阴影(失稳区)按照失稳原因不同可以分为 2 部分: I 区($825\text{ }^\circ\text{C} \leq t \leq 955\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} \geq 0.7\text{ s}^{-1}$)和 II 区($955\text{ }^\circ\text{C} \leq t \leq 990\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} \geq 3\text{ s}^{-1}$)。材料在热加工过程中的失稳现象包括楔形开裂、孔洞产生、微裂纹的产生、流变局域化及绝热剪切带的产生。在高应变速率下, 变形时间较短, 加上钛合金热导率较低, 加工过程中在合金中产生的热量来不及传递给环境介质, 致使材料局部温度升高, 从而使

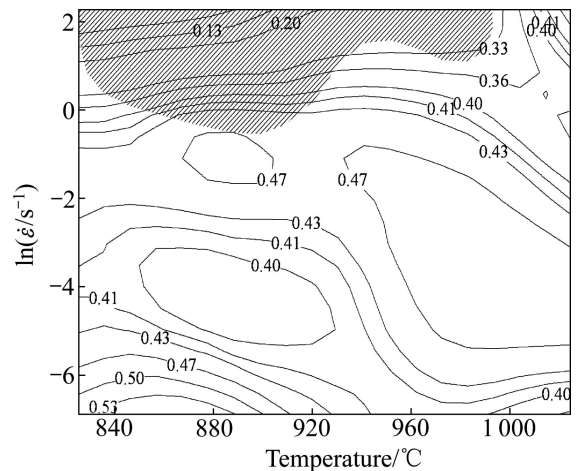


图 4 Ti-6246 合金的加工图($\epsilon=0.7$)

Fig. 4 Processing map of Ti-6246 alloy($\epsilon=0.7$)

该部位流变抗力降低, 塑性变形局域化, 当满足绝热条件时, 便在材料中产生流变局域化变形带(Flow localization bands), 发生失稳流变^[16], 对应加工图上的 I 区。这可以通过微观组织观察证实, 如图 5(a)所示。由图 5(a)可以看到: 流变局域化变形带(箭头所指)与压缩方向呈 45°, 在流变局域化变形带中的晶粒十分细小, 使经过热加工的材料微观组织不均匀。热变形后, 样品均未开裂, 在微观组织观察中, 未发现孔洞、微裂纹, 因此, 材料失稳是由流变局域化造成的。

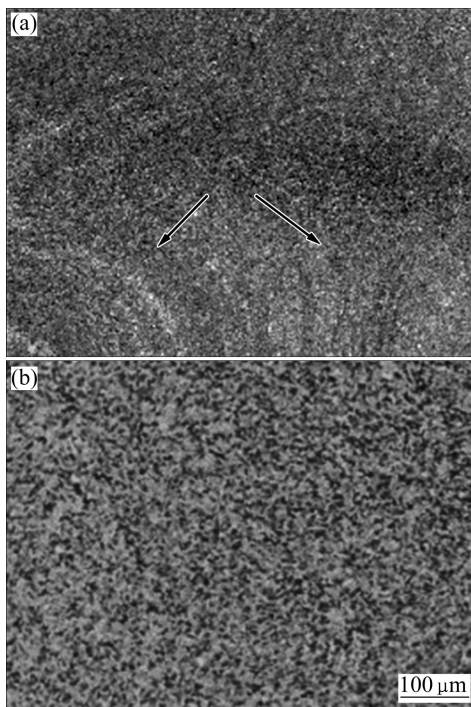


图 5 Ti-6246 合金热变形后的显微组织

Fig. 5 Microstructures of Ti-6246 alloy at different strain rates and temperatures: (a) $t=875\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$; (b) $t=875\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$

功率耗散因子的极大值出现在 $t=860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$ 。该区域所对的真应力—真应变曲线的形状为, 初始加工硬化, 达到极值后开始软化, 然后达到稳态值。这样的流变行为特点表明, 在塑性变形过程中发生了动态再结晶。对应的组织如图 5(b)。此外, 由热加工图还可以看出, 在 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右时, 功率耗散系数 η 的等高线曲率发生突变, 这与本研究所采用的 Ti-6246 合金相变点在 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右相符合。

3 结论

1) Ti-6246 合金在热变形过程中, 变形抗力随变形

温度的升高而减小, 随应变速率的增加而增大。合金在应变速率为 1 和 0.1 s^{-1} 时, 发生不连续屈服。

2) Ti-6246 合金高温压缩变形材料常数如下 $\alpha=0.008\text{ }49\text{ MPa}^{-1}$, $n_2=2.71\text{ MPa}$, $A=e^{41.925\text{ }63\text{ s}^{-1}}=1.61\times 10^{18}\text{ s}^{-1}$, $Q=429.886\text{ }3\text{ kJ/mol}$ 。合金的高温流动应力本构方程为

$$\dot{\epsilon}=1.61\times 10^{18}[\sinh(0.008\text{ }5\sigma)]^{2.7}\exp\left(-\frac{429\text{ }886.3}{RT}\right)$$

3) 合金热变形时失稳区为 $825\text{ }^{\circ}\text{C}\leq t\leq 955\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}\geq 0.7\text{ s}^{-1}$ 和 $955\text{ }^{\circ}\text{C}\leq t\leq 990\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}\geq 3\text{ s}^{-1}$; 功率耗散因子的极大值出现在 $t=860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$ 。

REFERENCES

- [1] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys [M]. USA: The Materials Information Society, 1994: 465–466.
- [2] EVANS W J, JONES J P, WILLIAMS S. The interactions between fatigue, creep and environmental damage in Ti-6246 and Udimet 720Li [J]. International Journal of Fatigue, 2005, 27: 1473–1484.
- [3] 许国栋, 王凤娥. 高温钛合金的发展和应[用]. 稀有金属, 2006, 32(6): 774–780.
XU Guo-dong, WANG Feng-e. Development and application on high-temperature Ti-based alloys [J]. Rare Metals, 2006, 32(6): 774–780.
- [4] 毛小南, 赵永庆, 杨冠军. 国外航空发动机用钛合金的发展现状[J]. 稀有金属快报, 2007, 26(5): 1–7.
MAO Xiao-nan, ZHAO Yong-qing, YANG Guan-jun. Development situation of the overseas titanium alloys used for aircraft engine [J]. Rare Metals Letters, 2007, 26(5): 1–7.
- [5] GUO Y N, JUNG T, CHIU Y L, LI H Y, BRAY S, BOWEN P. Microstructure and microhardness of Ti6246 linear friction weld [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 562: 17–24.
- [6] JACKSON M, DASHWOOD R J, CHRISTODOULOU L, FLOWER H M. Isothermal subtransus forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo [J]. Journal of Light Metal, 2002, 2(3): 1985–195.
- [7] PRASAD Y V R K, RAO K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range $300\text{--}950\text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 391(2): 141–150.
- [8] WOOD J R, RUSSO P A, WELTER M F, CRIST E M. Thermomechanical processing and heat treatment of Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si for structural applications [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 109–118.

- [9] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys — An overview [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 46–65.
- [10] LONG M, RACK H J. High temperature discontinuous yielding in β -phase Ti₃Al-(Nb, V, Mo) alloys [C]// BLENKINSOP P A, EVANS W J, FLOWER H M. *Titanium'95: Science and Technology*. London: The Institute of Materials, 1996: 316–323.
- [11] PHILIPPART I, RACK H J. High temperature dynamic yielding in metastable Ti-6.8Mo-4.5F-1.5Al [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 196–200.
- [12] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 大连: 大连理工大学出版社, 1989: 1–20.
POIRIER J P. Hot plastic deformation of crystal [M]. Dalian: University of Dalian Science and Technology Press, 1989: 1–20.
- [13] SHEPPARD T, PARSON N C, ZAIDI M A. Dynamic recrystallization in Al-Mg [J]. *Met Sci*, 1983, 17(10): 481–487.
- [14] JONAS J J, SELLARS C M, TEGART W J McG. Strength and structure under hotworking conditions [J]. *Metallurgical Reviews*, 1969, 14: 1–24.
- [15] MILLETT J C F, BROOKS J W, JONES I P. Assessment and modelling of isothermal forging of intermetallic compounds (Part 2): Ti₃Al [J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16(6): 617–624.
- [16] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, PRASAD Y V R K. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed α - β microstructure: Materials modeling considerations [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 284(1): 184–194.

(编辑 陈爱华)