

# $\beta$ -CEZ 钛合金的热变形行为及加工图

张思远<sup>1,2</sup>, 毛小南<sup>2</sup>, 戚运莲<sup>2</sup>, 曾立英<sup>2</sup>

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 使用 Gleeble-3800 热模拟试验机在温度为 800~1000 °C、应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup>、变形程度为 70% 的条件下对锻态  $\beta$ -CEZ 钛合金进行热模拟试验。利用试验数据及 Prasad 判据绘制了真应力-真应变曲线和加工图, 研究了该合金在  $\alpha+\beta$  两相区和  $\beta$  单相区的高温变形行为、变形失稳现象和变形机制。结果表明: 本实验条件下  $\beta$ -CEZ 钛合金表现出动态回复和动态再结晶 2 种软化机制, 在  $\alpha+\beta$  两相区流动应力达到峰值后随应变的增大而缓慢下降, 在  $\beta$  单相区流动应力达到峰值后发生不连续屈服现象快速下降一段后趋于稳定; 功率耗散率  $\eta$  出现极大值的区域在  $\alpha+\beta$  两相区为 850~890 °C/0.01~0.05 s<sup>-1</sup>, 是片层  $\alpha$  相球化的区域; 在  $\beta$  单相区为 940~980 °C/0.2~0.6 s<sup>-1</sup>, 是动态再结晶区域; 流动失稳区为 800~850 °C/0.1~10 s<sup>-1</sup>, 850~900 °C/0.1~5 s<sup>-1</sup>, 900~1000 °C/1~10 s<sup>-1</sup>, 失稳现象在  $\alpha+\beta$  两相区表现为绝热剪切带, 在  $\beta$  单相区表现为不均匀变形。

**关键词:**  $\beta$ -CEZ 钛合金; 热变形行为; 加工图

中图分类号: TG316.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)04-0973-06

$\beta$ -CEZ 合金是一种高合金化, 高强度的亚稳定  $\beta$  钛合金, 其名义成分为 Ti-5Al-4Mo-2Cr-4Zr-2Sn-1Fe (质量分数, %), 强度在 1200 MPa 级别以上<sup>[1]</sup>。其主要应用在航空航天领域的压气机盘、宽带空心风扇叶片等动力装置和起落架、直升飞机转子固定套筒轴和导弹舵轴等结构件<sup>[2]</sup>。但是  $\beta$ -CEZ 钛合金的报道并不多见, 近年来只有国内学者张晓霞等<sup>[3]</sup>对其强流脉冲电子束表面改性进行了数值模拟的研究; 国外学者 Sukumar 等<sup>[4]</sup>通过其与 Ti-6Al-4V 和 7017 铝合金的对比弹道实验研究了其抗冲击性能。所以对其变形行为等的基础研究是很有必要的。

加工图理论是以 Prasad 和 Gegel 等人以根据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论建立的动态材料模型为基础, 结合 Prasad、Gegel 和 Murthy 等学者根据不可逆热力学极值原理提出的多种塑性失稳判断准则, 得出用于描述分析材料加工性能优劣及设计优化材料热变形参数的工具<sup>[5-7]</sup>。

通过动态材料模型, 可以说明在大塑性变形过程中外界作用的能量是如何通过工件塑性变形而耗散的。根据耗散结构理论, 输入系统的总能量  $P$  由材料发生塑性变形所消耗的能量  $G$  和材料变形过程中组织演化所消耗的能量  $J$  组成。这 2 种能量所占的比率定

义为材料在一定应力下的应变速率敏感指数  $m$ :

$$m = \partial J / \partial G = \partial(\ln \sigma) / \partial(\ln \dot{\epsilon}) \quad (1)$$

材料成型过程中显微组织演变所耗散的能量同线性耗散能量的比例关系定义为功率耗散因子  $\eta$ :

$$\eta = 2m / (m + 1) \quad (2)$$

Prasad 等根据 Ziegler 提出的最大熵产生率原理, 通过耗散率函数  $f(\dot{\epsilon})$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  的关系, 认为流变失稳准则为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(\frac{m}{m+1})}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (3)$$

该塑性失稳准则应用最广泛, 已在 Zr 合金、Cu-Zn 合金、AISI304 不锈钢、Al 合金、Ti 合金等材料中得到验证, 但形式比较复杂, 且目前大多只在压缩试验中得到验证<sup>[6]</sup>。

Murthy 等考虑应变速率敏感因子  $m$  不是常数的情况, 提出了流变失稳判据:

$$\eta > 2m \text{ 或 } \eta \leq 0 \quad (4)$$

在温度  $T$  和变形速率  $\dot{\epsilon}$  的二维平面上绘制功率耗散因子  $\eta$  的等高线即为功率耗散图, 将失稳判据函数表示在二维平面上即为流变失稳图, 将两者叠加就可以得到加工图。通过加工图可以直观地表示

收稿日期: 2016-04-25

基金项目: 陕西省重点科技创新团队计划“钛合金研发创新团队”(2012KCT-23)

作者简介: 张思远, 男, 1990 年生, 硕士, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, E-mail: zsy314@msn.com

材料的失稳区，选取较好的变形参数，优化热加工工艺参数。加工图理论已经在许多合金中得到了验证，对优化材料的热加工工艺参数、改善材料的加工性、控制组织及避免缺陷的产生具有重要的指导作用<sup>[6]</sup>。

本实验以锻态  $\beta$ -CEZ 钛合金为研究对象，在覆盖  $\alpha+\beta$  两相区及  $\beta$  单相区的变形温度和较宽的应变速率范围内进行热压缩试验。通过实验数据绘制真应力-真应变曲线、建立本构方程和加工图，通过其研究该合金的高温变形行为、流变失稳现象以及动态再结晶。为该合金热加工工艺的设计与优化提供理论基础。

### 1 实验

实验所用材料为锻态  $\beta$ -CEZ 钛合金，通过差热法测定其相变点为 890 °C，化学成分见表 1。原始组织如图 1 所示，为细密的针状组织。通过机械加工将  $\beta$ -CEZ 钛合金加工成  $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$  的热模拟试样若干个。

使用 Gleeble-3800 型热模拟试验机进行等温压缩试验。实验使用的变形温度为 800, 850, 900, 950, 1000 °C；变形速率为 0.01, 0.1, 1, 10  $\text{s}^{-1}$ ，共计 20 个变形参数。所有试样的高度压缩率均为 70%，对应的真应变约为 1.2。试样通过真空感应加热，加热速度为 10 °C/s，保温 3 min。为减少两端摩擦力，压缩前在试样两端垫钼片减小阻力。在压缩过程中通过焊接在试样中部侧表面的热电偶实时测量温度，由计算机自动控制应变速率和变形温度，并采集压缩过程中的流变应力数据。变形后的试样沿径向对半剖开，取其中一半按标准金相试样制备制样。用体积比为 1:3:7

表 1  $\beta$ -CEZ 钛合金试样化学成分

Table 1 Chemical composition of  $\beta$ -CEZ titanium alloy ( $\omega/\%$ )

Ti	Al	Mo	Cr	Zr	Sn	Fe
Balance	5.26	4.24	1.99	3.92	2.02	1.05

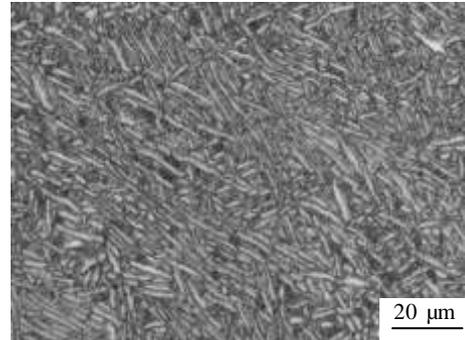


图 1  $\beta$ -CEZ 钛合金试样原始组织

Fig.1 Original microstructure of  $\beta$ -CEZ titanium alloy

的  $\text{HF}+\text{HNO}_3+\text{C}_3\text{H}_6\text{O}_3$  腐蚀液腐蚀，使用 Olympus 金相显微镜观察显微组织。

### 2 结果及分析

#### 2.1 真应力-真应变曲线

图 2 为  $\beta$ -CEZ 钛合金在不同温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。由图 2 可见，当变形温度一定时，流变应力随变形速率的升高而增大；当变形速率一定时，流变应力随变形温度的升高而降低。在变形初期，应力应变曲线迅速上升，斜率很大。这个阶段，由于加工硬化，材料的位错密度不断增大，应力增加很快，几乎呈直线上升。当应力达到峰值后随应变增加逐步

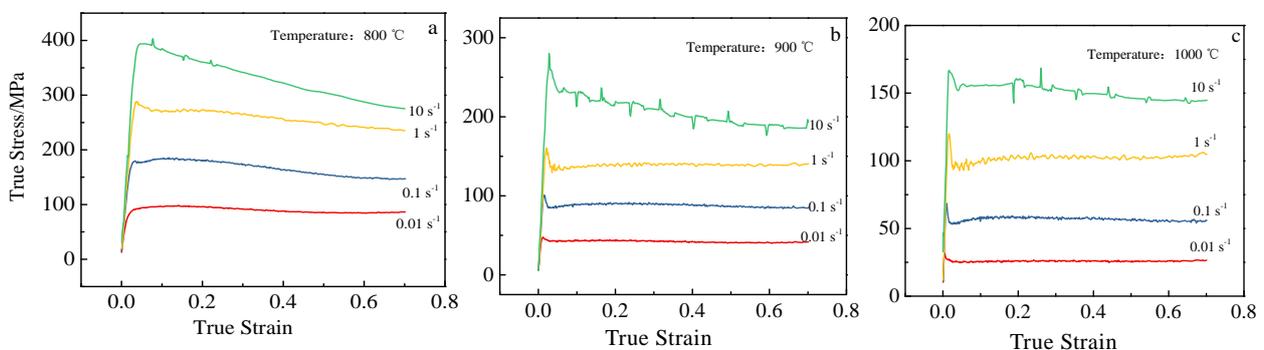


图 2 不同温度和应变速率下  $\beta$ -CEZ 钛合金的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of  $\beta$ -CEZ titanium alloy at different temperatures and strain rates: (a) 800 °C, (b) 900 °C, and (c) 1000 °C

减小, 当应变超过一定值后, 流变应力不再随着应变发生明显变化。这是由于软化机制与硬化机制达到动态平衡。

真应变为 0.1~0.5 的范围内, 真应力-真应变曲线在不同的变形温度和变形速率下, 应力随应变的变化有所不同。在实验条件下  $\beta$ -CEZ 钛合金出现了两种软化机制: 有明显峰值应力的动态再结晶和无明显峰值应力的动态回复。在  $\alpha+\beta$  两相区真应力-真应变曲线在达到峰值之后缓慢下降; 在  $\beta$  单相区真应力-真应变曲线达到峰值后快速下降一段再缓慢下降, 出现不连续屈服现象。

目前不连续屈服现象有两种解释理论: 静态理论认为位错被固溶原子钉扎, 在达到一定应力的作用下位错脱离钉扎, 造成流变应力突然下降<sup>[8,9]</sup>。动态理论认为变形过程变形产生的位错塞积来不及通过动态回复松弛, 导致应力快速增大。当位错密度达到临界值时产生孪晶变形并改变晶粒取向, 使合金在有利的方向上继续变形, 或者从晶界向内扩展, 应力得到释放, 流动应力有所降低, 如此反复形成应力的上下波动<sup>[10,11]</sup>。

但是在高温下合金元素与杂质也很难对位错形成有效的钉扎<sup>[12]</sup>, 并且大多数钛合金的不连续屈服现象具有正的温度敏感性, 即随着温度升高而变得明显, 因此静态理论不能很好地解释钛合金的不连续屈服现象。由于可动位错的增殖与晶界有关, 晶粒尺寸越小, 不连续屈服就越明显<sup>[11]</sup>。并且可动位错的增殖是由于动态回复的加剧而引起的, 温度越高动态回复的驱动力就越大, 这与不连续屈服现象的正温度敏感性相符。可见动态理论可以很好地解释不连续屈服现象。

## 2.2 加工图

通过  $\beta$ -CEZ 钛合金热压缩试验中获得的不同真应变、变形温度和应变速率下的流变应力值, 可以建立不同真应变的功率耗散图和失稳图, 叠加获得加工图。在指定的真应变下按照不同的温度使用 3 次样条函数拟合  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  关系曲线。通过公式 (1) 计算出应变速率敏感指数  $m$ , 并根据公式 (2) 计算功率耗散率  $\eta$ , 在  $T - \ln \dot{\epsilon}$  平面内绘制出功率耗散率  $\eta$  的等值轮廓曲线, 即为指定真应变下的功率耗散图。按照公式 (3) 提出的 Prasad 失稳判据, 计算出指定真应变下不同变形温度和变形速率下的  $\zeta(\dot{\epsilon})$  值, 在  $T - \ln \dot{\epsilon}$  平面内绘制出  $\zeta(\dot{\epsilon})$  的等值轮廓曲线, 即为指定真应变下的失稳图。

图 3 为  $\beta$ -CEZ 钛合金在真应变为 0.7 时的加工图, 图中等值线上的数字为功率耗散率  $\eta$ , 灰色阴影部分

为 Prasad 判据的失稳区。由图可见, 根据功率耗散率  $\eta$  的特点大致可以将加工图分为 5 个区域:

A 区: 温度 800~850 °C, 应变速率 0.1~10 s<sup>-1</sup>,  $\eta$  值出现极小值, 约为 8%;

B 区: 温度 920~1000 °C, 应变速率 0.7~10 s<sup>-1</sup>,  $\eta$  值出现局部极小值, 约为 10%;

C 区: 温度 850~890 °C, 应变速率 0.01~0.05 s<sup>-1</sup>,  $\eta$  值出现局部极大值, 约为 50%;

D 区: 温度 940~980 °C, 应变速率 0.2~0.6 s<sup>-1</sup>,  $\eta$  值出现极大值, 约为 56%;

E 区: 温度 940~970 °C, 应变速率 0.01~0.04 s<sup>-1</sup>,  $\eta$  值出现局部极小值, 约为 34%。

在材料塑性变形的过程中各部分的真应变并不完全一致, 为确保材料应变不同时都能稳定变形, 需要将不同真应变下的流动失稳区叠加, 从而避开不同真应变下的失稳区, 获得稳定变形的区域。图 4 为  $\beta$ -CEZ 钛合金在不同真应变下失稳区的叠加图。通过观察图 4, 可以得到叠加后的流动失稳区为 800~850 °C、0.1~10 s<sup>-1</sup>, 850~900 °C、0.1~5 s<sup>-1</sup>, 900~1000 °C、1~10 s<sup>-1</sup>。在设计变形工艺参数时应避开这些区域。

其中 A 区和 B 区均在流动失稳区, C、D 和 E 区均为安全区域。由于功率耗散率  $\eta$  表示材料在塑性变形过程中显微组织演变所耗散的能量同线性耗散能量的比例关系, 因此其变化规律与合金的热变形特性密切相关<sup>[6,13]</sup>。

### 2.2.1 失稳区域分析

在 A 区热压缩变形的试样显微组织照片如图 5 所示, 在试样中部可以观察到明显的绝热剪切带。由于  $\beta$ -CEZ 钛合金热传导效率较低, 在低温高应变速率变

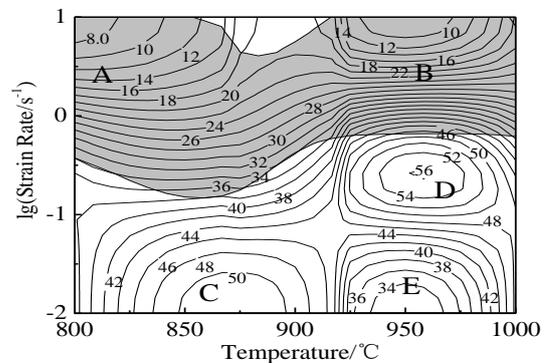


图 3  $\beta$ -CEZ 钛合金真应变为 0.7 的加工图

Fig.3 Processing map of  $\beta$ -CEZ titanium alloy at the strain

of 0.7

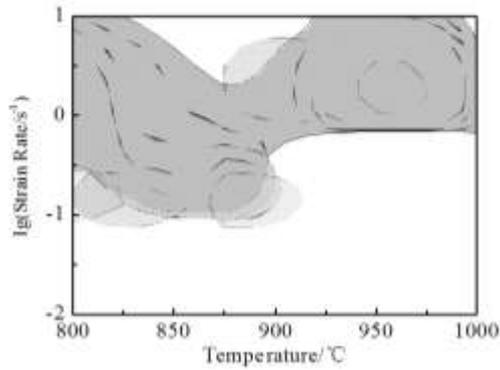


图 4  $\beta$ -CEZ 钛合金不同真应变下失稳区的叠加图  
Fig.4 Superposition of flow instability areas at different strains for  $\beta$ -CEZ titanium alloy

形时,组织流动缓慢且产生的热量来不及向周围释放,导致局部升温过高,从而发生剪切变形。由于绝热剪切带以热能方式消耗大量能量,导致组织演化的能量必然减少,因此功率耗散率  $\eta$  较低,这与 A 区出现功率耗散率  $\eta$  极小值 8% 吻合。

在 B 区热压缩变形的试样显微组织照片如图 6 所示,可以观察到上部区域  $\beta$  晶粒沿水平方向被拉长、破碎,同下部的组织变形不均匀,有可能形成织构。这样的情况对材料的性能均匀会产生影响,应当避免。

### 2.2.2 安全区域分析

C 区的变形温度在  $\alpha+\beta$  两相区,其显微组织如图 7a 所示,对比图 1 原始组织可以发现片层  $\alpha$  相发生球化。图 7b 为 C 区附近功率耗散率  $\eta$  较低的显微组织照片,对比图 7a 和图 7b 可以发现图 7b 的片层  $\alpha$  相球化

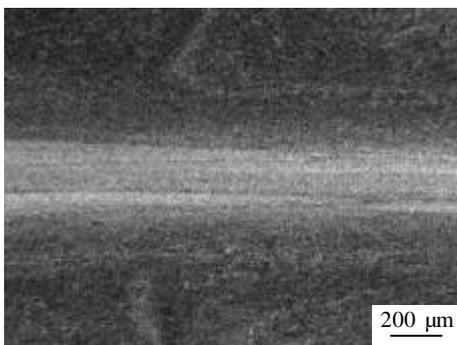


图 5  $\beta$ -CEZ 钛合金在 850 °C/10 s<sup>-1</sup> 下的绝热剪切带

Fig.5 Adiabatic shear band in  $\beta$ -CEZ titanium alloy at 850 °C/10 s<sup>-1</sup>

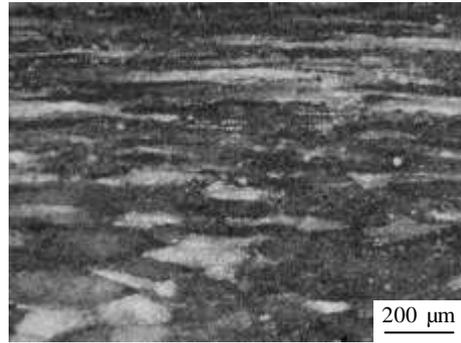


图 6  $\beta$ -CEZ 钛合金在 1000 °C/10 s<sup>-1</sup> 下的不均匀变形  
Fig.6 Non-uniform deformation of  $\beta$ -CEZ titanium alloy at 1000 °C/10 s<sup>-1</sup>

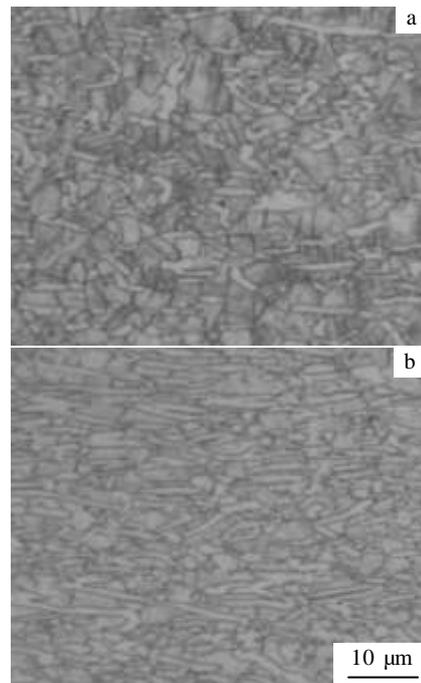


图 7  $\beta$ -CEZ 钛合金热压缩变形的显微组织  
Fig.7 Microstructures of  $\beta$ -CEZ titanium alloy after hot compressing deformation: (a) 850 °C /0.01 s<sup>-1</sup> and (b) 800 °C/0.01 s<sup>-1</sup>

的比率较低。由于需要消耗能量使得片层  $\alpha$  相球化,这与加工图在 C 区功率耗散率  $\eta$  呈现局部极大值相符。

D 区和 E 区的变形温度均在  $\beta$  单相区,其显微组织分别如图 8a、8b 所示。对比原始组织图 1 可以看出

在这 2 个区域内  $\beta$  晶粒都发生了动态再结晶, 其中 D 区的晶粒比较细小, 而 E 区的相对粗大, 这是由于 E

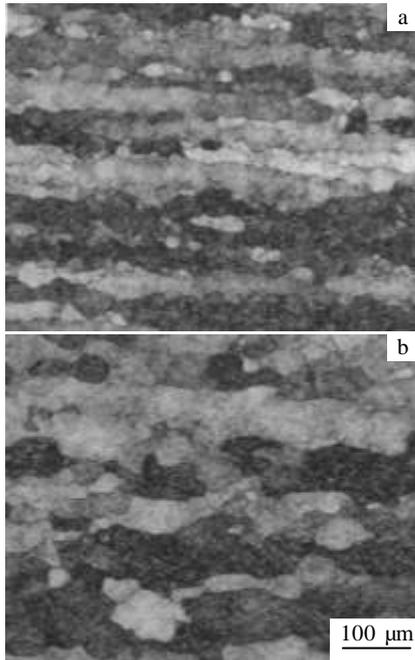


图 8  $\beta$ -CEZ 钛合金热压缩变形的显微组织

Fig.8 Microstructures of  $\beta$ -CEZ titanium alloy after hot compressing deformation: (a)  $950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$  and (b)  $950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$

区较低的应变速率导致的晶粒长大。由于 E 区晶粒粗大, 其晶界面积较小, 因此反应组织演化的功率耗散率  $\eta$  必然较小, 这与加工图中 D 区到 E 区功率耗散率  $\eta$  的逐渐减小相符。

### 2.3 变形参数选取

在  $\alpha+\beta$  两相区加工时, 由加工图可知 C 区功率耗散率  $\eta$  较高, 根据所需要的片层  $\alpha$  球化程度, 可以在变形温度  $850\sim 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 应变速率  $0.01\sim 0.05\text{ s}^{-1}$  区域选取合适的变形参数, 适合在液压机下加工。

在  $\beta$  单相区加工时, 由加工图可知 D 区功率耗散率  $\eta$  较高, 显微组织显示该区域发生了动态再结晶, 因此可以在变形温度  $940\sim 980\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 应变速率  $0.2\sim 0.6\text{ s}^{-1}$  区域选取合适的变形参数, 适合在液压机下加工。

## 3 结 论

1) 在本实验条件下  $\beta$ -CEZ 钛合金表现出动态回复和动态再结晶 2 种软化机制。在  $\alpha+\beta$  两相区为动态回

复, 在  $\beta$  单相区为动态再结晶。

2) 流动失稳区为  $800\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.1\sim 10\text{ s}^{-1}$ ,  $850\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.1\sim 5\text{ s}^{-1}$ ,  $900\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 。

3) 在  $\alpha+\beta$  两相区, 流动失稳现象为绝热剪切带; 在  $\beta$  单相区, 流动失稳现象为局部变形不均匀。

4) 在  $\alpha+\beta$  两相区, 适合加工的区域为  $850\sim 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.01\sim 0.05\text{ s}^{-1}$ , 是片层  $\alpha$  相球化的区域; 在  $\beta$  单相区, 适合加工的区域为  $940\sim 980\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.2\sim 0.6\text{ s}^{-1}$ , 是动态再结晶区域。

### 参考文献 References

- [1] Peters J O, Lütjering G, Koren M *et al. Materials Science and Engineering*[J], 1996, 213(1-2): 71
- [2] Huang Jinchang(黄金昌). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 1996, 13(5): 34
- [3] Zhang Xiaoxia(张晓霞), Qin Ying(秦颖), Hao Shengzhi(郝胜智) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(1): 207
- [4] Sukumar G, Singh B, Bhattacharjee A *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2013, 54(1): 149
- [5] Du Yu(杜宇), Zhao Yongqin(赵永庆), Qi Yunlian(戚运莲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S4): 630
- [6] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 673
- [7] Li Xin(李鑫), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(2): 375
- [8] Balasubrahmanyam V V, Prasad Y V R K. *Materials Science and Technology*[J], 2001, 17(10): 1222
- [9] Jonas J J, Heritier B, Luton M J. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 1979, 10(5): 611
- [10] Philippart I, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 196
- [11] Long M, Rack H J. *Titanium 1995, Science and Technology* [C]. London, UK: The Institute of Materials, 1996: 316
- [12] Robertson D G, Mcshane H B. *Materials Science and Technology*[J], 1997, 13(6): 459
- [13] Zeng Weidong(曾卫东), Xu Bin(徐斌), He Dehua(何德华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 592

## Hot Deformation Behavior and Processing Map of $\beta$ -CEZ Titanium Alloy

Zhang Siyuan<sup>1,2</sup>, Mao Xiaonan<sup>2</sup>, Qi Yunlian<sup>2</sup>, Zeng Liying<sup>2</sup>

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

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

**Abstract:** The hot deformation behaviors of  $\beta$ -CEZ alloy in the temperature range of 800~1000 °C and strain rate range of 0.01~10 s<sup>-1</sup> were studied by hot compressing testing on a Gleeble-3800 simulator at the deformation degree of 0.7. The high temperature deformation behavior, the flow instability and the deformation mechanism in  $\alpha+\beta$  phase field and  $\beta$  phase field were studied by true stress-true strain curves and processing maps, which were established based on experimental data and Prasad criterion. Results indicate that under the experimental conditions,  $\beta$ -CEZ titanium alloy shows two kinds of softening mechanism, dynamic recovery and recrystallization. With the increase of strain, the flow stress decreases slowly in  $\alpha+\beta$  phase field after the peak stress; in  $\beta$  phase field discontinuous yielding occurs after the peak stress, and the flow stress decreases rapidly before reaching a constant state. The domain with high value of the efficiency of power dissipation ( $\eta$ ) at  $\alpha+\beta$  phase field is 850~890 °C/0.01~0.05 s<sup>-1</sup>, which is the spheroidization of  $\alpha$  lamellae area. And the domain with high value of the efficiency of power dissipation ( $\eta$ ) at  $\beta$  phase field is 940~980 °C/0.2~0.6 s<sup>-1</sup>, which is the dynamic recrystallization area. The domains of flow instability are 800~850 °C/0.1~10 s<sup>-1</sup>, 850~900 °C/0.1~5 s<sup>-1</sup> and 900~1000 °C/1~10 s<sup>-1</sup>. The manifestation of the flow instability is adiabatic shear band at the  $\alpha+\beta$  phase field, while it is non-uniform deformation at the  $\beta$  phase field.

**Key words:**  $\beta$ -CEZ titanium alloy; hot deformation behavior; processing map

---

Corresponding author: Zhang Siyuan, Master, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: zsy314@msn.com