

# TC11 钛合金热变形机制及其热加工图

单德彬, 史科, 徐文臣, 吕炎

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 研究了 TC11 钛合金在温度 800~1050 °C, 应变速率 0.005~5 s<sup>-1</sup> 条件下的高温压缩变形行为, 基于动态材料模型建立了热加工图, 并结合变形微观组织观察确定了该合金在实验条件下的高温变形机制。结果表明: TC11 钛合金在两相区低应变速率下 (0.005~0.05 s<sup>-1</sup>) 变形时主要发生片状组织的球化, 并且球化的效果随变形温度的降低和应变速率的增加而增加。在两相区高应变速率下 (0.05~5 s<sup>-1</sup>) 变形时发生热加工的非稳定流动, 产生剪切裂纹和剪切带等缺陷。在  $\beta$  相区低应变速率下 (0.005~0.05 s<sup>-1</sup>) 变形时发生动态再结晶, 高应变速率下 (0.05~5 s<sup>-1</sup>) 发生动态回复, 并且应变速率大于 0.1 s<sup>-1</sup> 时有可能发生不稳定流动现象。在变形温度为 900 °C 左右、应变速率为 0.005 s<sup>-1</sup> 时, 功率耗散率达到峰值, 约为 57%。

**关键词:** TC11 钛合金; 变形机制; 加工图; 流变失稳

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>3; TG302

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)04-0632-05

TC11 钛合金具有比强度高、中温性能好、耐腐蚀等优良性能, 已广泛用于航空发动机的压气机盘、叶片和鼓筒等零件以及飞机结构件<sup>[1]</sup>。TC11 钛合金的成型温度范围较窄, 加之其变形抗力对变形温度和变形速率很敏感, 导致成型的难度较大。因此, 为生产高质量的钛合金锻件及其零件, 有必要对钛合金的高温变形行为及其组织和性能的影响因素进行系统研究。然而, 目前对于具有片层初始组织的 TC11 钛合金热变形过程中的机制研究报道不多。近年来, Prasad 等人<sup>[2]</sup>根据动态材料模型 (dynamic material modeling, DMM) 建立的热加工图已成功应用于多种合金, 如高温合金、Al 合金、不锈钢和 Ti 合金<sup>[3~7]</sup>。利用热加工图, 不仅可确定合金在不同变形区域下的变形机制, 而且可以确定材料变形不稳定区, 优化热工艺参数。

本工作通过热模拟压缩试验研究了 TC11 钛合金应力-应变曲线变化规律, 采用热加工图来研究 TC11 钛合金的高温变形特点和组织演变规律, 从而确定了该合金高温变形机制, 为热加工工艺的制定与优化提供实验数据及理论依据。

## 1 实验方法

实验用 TC11 钛合金坯料为热轧棒材, 主要化学成分 (质量分数) 为: 6.02%Al, 3.31%Mo, 1.624%Zr, 0.303%Si, 0.153%Fe, 余量为 Ti。相转变温度约为 980

°C。坯料微观组织由片状的  $\alpha$  和片层间的  $\beta$  构成, 形貌如图 1 所示。热变形实验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行。压缩试样尺寸为  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm, 试样上涂玻璃粉润滑剂以减小摩擦并防止氧化。变形温度范围为 800~1050 °C, 应变速率为 0.005~5 s<sup>-1</sup>, 最大变形程度为 80%。实验结束后立刻水淬以保留变形组织。采用光学显微镜对变形后组织进行观察。试样所用腐蚀剂为 5%HF+15%HNO<sub>3</sub>+80%H<sub>2</sub>O。

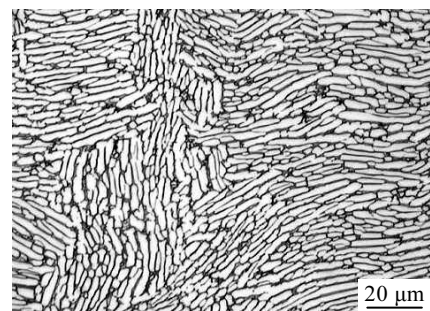


图 1 TC11 钛合金原始坯料组织

Fig.1 Initial microstructure of TC11 alloy

## 2 结果与讨论

### 2.1 TC11 钛合金的高温流变曲线

TC11 钛合金在 ( $\alpha+\beta$ ) 两相区和  $\beta$  相区典型的流

收稿日期: 2008-03-25

作者简介: 单德彬, 男, 1967 年生, 教授, 博士生导师, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86416221, E-mail: shandb@hig.edu.cn

动应力-应变曲线如图 2 所示。由图可见, 在不同相区变形时流动应力的曲线特征不同: 图 2a 所示在较低温度的两相区 (850 °C), 流动应力先随应变的增加迅速增大, 达到峰值后呈软化趋势, 且应变速率越高, 软化效果越明显。图 2b 所示在较高温度的  $\beta$  相区 (1000 °C), 流动应力达到一个峰值后逐渐趋于稳定或略有下降, 表明变形产生的加工硬化与流变软化达到动态平衡, 体现动态回复特征。当然变形机制的确定还需要结合微观组织观察进一步验证。

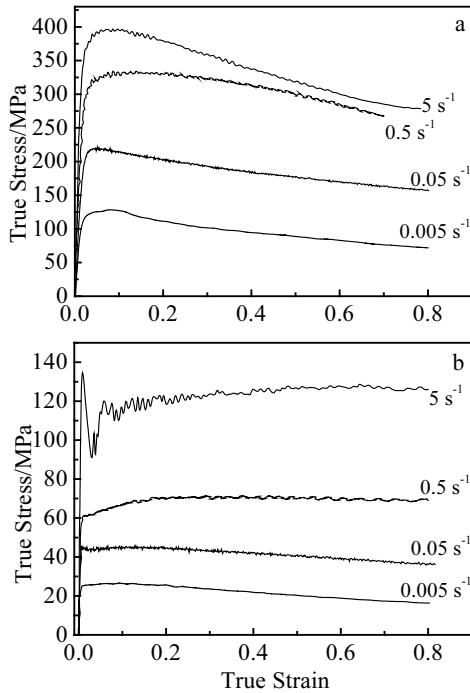


图 2 TC11 钛合金典型的流动应力-应变曲线  
Fig.2 Typical flow stress-strain curves of TC11 alloy:  
(a) 850 °C and (b) 1000 °C

### 2.2 热加工图及分析

Prasad 等人<sup>[2]</sup>根据动态材料模型建立的加工图已成功应用于多种合金。该模型把变形工件作为一个功率耗散器, 变形时能量通过两个互补的过程给予消耗: 即大部分能量转化为热能, 余下的部分由变形中组织演变所消耗, 并由一定应力条件下的应变速率敏感系数  $m$  决定两部分能量的分配比例, 当  $m=1$  时材料处于理想线性耗散状态。通过比较变形过程中微观组织演变所耗散的能量与理想线性耗散的能量, 就可得到材料的功率耗散率  $\eta$ , 如式(4)所示:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (4)$$

式中,  $m$  为应变速率敏感系数, 表示为<sup>[8]</sup>:  $m = \partial(\ln\sigma) / \partial(\ln\dot{\epsilon})$ 。功率耗散率  $\eta$  随温度和应变速率的变化就构

成了功率耗散图。

Prasad 等<sup>[9]</sup>根据最大熵产生率原理<sup>[10]</sup>提出材料流变失稳准则为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial(\ln(m/m+1))}{\partial(\ln\dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (5)$$

式中,  $\xi(\dot{\epsilon})$  称为失稳参数, 含有温度与应变速率的变量  $\xi(\dot{\epsilon})$  构成了失稳图, 重叠在功率耗散图上就能确定失稳区。

图 3 所示为 TC11 钛合金在真应变为 0.4 时的加工图。在变形温度为 900 °C 附近, 应变速率为 0.005 s<sup>-1</sup> 时, 功率耗散系数达到最大值为 57% 左右, 该结果为 TC11 钛合金热加工工艺的制定提供了试验依据。

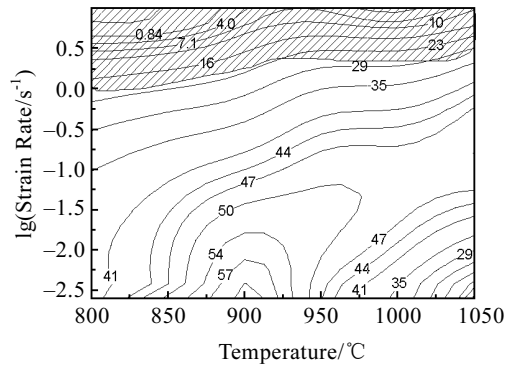


图 3 TC11 钛合金的热加工图  
Fig.3 Hot processing map of TC11 alloy

能量耗散率的变化是和合金不同的高温变形机制相对应的<sup>[11]</sup>。高应变速率区 (图 3 上方), 能量耗散率  $\eta$  值为 0%~30%, 且随应变速率的增加  $\eta$  值显著降低, 表明合金的热加工性能急剧恶化。此区域对应于流变失稳区间。图 4 所示分别为应变速率在 5 s<sup>-1</sup>, 温度在 800 °C 和应变速率在 0.5 s<sup>-1</sup>, 温度在 800 °C 变形条件下产生的微观剪切裂纹和剪切带。绝热剪切带形成的方向与压缩方向近似呈 45°, 与 Kobayashi 等人<sup>[12]</sup>采用滑移线场理论预测的结果一致。由于剪切带的形成消耗了大部分能量使其转化为热能, 故功率耗散率  $\eta$  值较低<sup>[13]</sup>, 并在加工图上 (图 3 左上角) 出现最小值。

低应变速率、较低温度的两相区 (图 3 左下角),  $\eta$  值为 40%~57%, 此区域为热加工的安全区。微观组织观察发现, 在此区域不同变形条件下片状  $\alpha$  组织都发生不同程度的球化。Prasad 等<sup>[6]</sup>认为片状组织的球化也是一种动态再结晶。图 5 所示为应变速率为 0.05 s<sup>-1</sup> 时不同变形温度下的微观组织。由图可见大部分片状组织都已球化, 并且温度较低时球化效果较好, 晶粒尺寸细小。原因可能是因为在两相区较高温度变

形时 (>900 °C) 大量  $\alpha$  相向  $\beta$  相转变,  $\beta$  相晶体结构为体心立方, 高温变形时易发生交滑移, 容易发生动态回复。变形温度越高, 变形回复的程度越大, 导致变形后的储存能减小, 再结晶形核不容易发生。

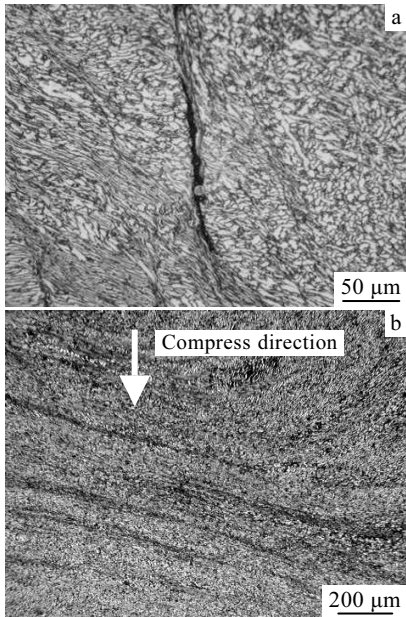


图 4 TC11 钛合金变形中的流动失稳

Fig.4 Flow instabilities of TC11 alloy during hot deformation: (a) shear crack at  $5\text{ s}^{-1}$ ,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  and (b) shear band at  $0.5\text{ s}^{-1}$ ,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

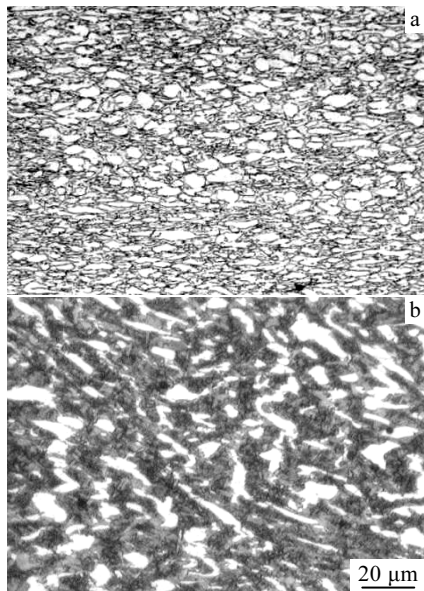


图 5  $0.05\text{ s}^{-1}$  时 TC11 钛合金在两相区内的变形组织

Fig.5 Microstructures of TC11 alloy deformed at  $(\alpha+\beta)$  phase field at strain rate of  $0.05\text{ s}^{-1}$ : (a)  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$  and (b)  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$

图 6 所示为温度在  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 不同应变速率下的变

形微观组织。由图可见, 在应变速率为  $0.05\text{ s}^{-1}$  条件下变形时, 组织中有大量等轴  $\alpha$  相出现, 并且保留了一部分长条  $\alpha$  相 (图 6a); 当应变速率为  $5\text{ s}^{-1}$  时, 原始片状  $\alpha$  组织大部分都被球化, 晶粒细小 (图 6b)。这是因为当变形速率较低时, 合金中的储存能较少, 再结晶的驱动力较低, 因此只能在某些具有能量起伏的区域首先形核, 再结晶形核率低。当变形速率较高时, 变形时间较短, 一些区域的位错来不及抵消, 再结晶形核位置多<sup>[14]</sup>, 球化效果明显并使晶粒得到细化。但是根据 TC11 钛合金热加工图分析, 在高应变速率下变形时, 微观组织中可能会产生失稳现象, 这在热加工过程中也是需要注意的。

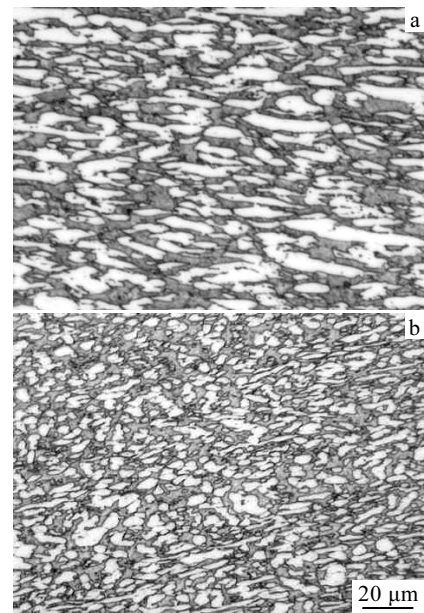


图 6  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  时不同应变速率下的 TC11 钛合金组织

Fig.6 Microstructures of TC11 alloy deformed at  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ : (a)  $\dot{\epsilon}=0.05\text{ s}^{-1}$  and (b)  $\dot{\epsilon}=5\text{ s}^{-1}$

低应变速率、高温区 (图 3 右下角),  $\eta$  值为 25%~47%。在  $\beta$  相区较低应变速率下的变形组织为等轴状, 发生动态再结晶 (图 7a)。高应变速率下金相组织照片中 (图 7b) 没有观察到动态再结晶晶粒, 只是  $\beta$  晶粒沿压缩的垂直方向被明显拉长了, 为典型的动态回复特征。根据热加工图的观察,  $\beta$  相区高应变速率下 (> $0.1\text{ s}^{-1}$ ) 变形时也有可能产生失稳。但微观组织观察并没有发现剪切带等失稳现象, 原因可能为: 变形中的相变导致只显示  $\beta$  转变组织; 变形不够大, 不稳定流动现象还不够明显<sup>[15]</sup>。

结合微观组织观察及热加工图分析结果, 可以确定 TC11 钛合金热变形过程中的微观组织演变机制图, 如图 8 所示。根据此图, 可以制定这种材料的热加工

方案。如铸锭的开坯可以选择在  $\beta$  相区的低应变速率下 ( $<0.5 \text{ s}^{-1}$ ) 进行, 此区域内  $\beta$  相发生动态再结晶。片状组织的球化在把  $\beta$  组织转变为所需的等轴细晶组织过程中起到重要作用。为了避免微观组织的缺陷如局部流动、剪切带和微观开裂, 应在两相区较低应变速率下 ( $<0.1 \text{ s}^{-1}$ ) 进行。

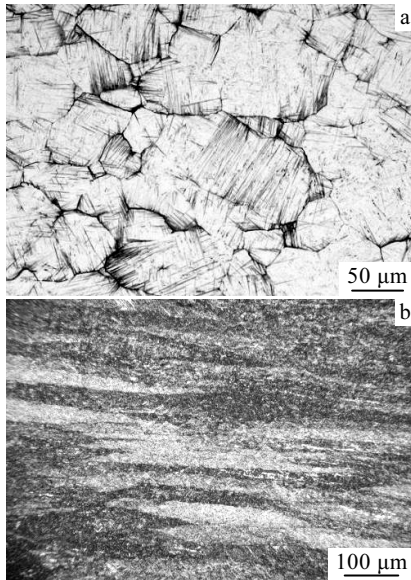


图7 TC11 钛合金在  $\beta$  区内的变形组织

Fig.7 Microstructures of TC11 alloy deformed at  $\beta$  phase field: (a)  $0.05 \text{ s}^{-1}$ ,  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  and (b)  $5 \text{ s}^{-1}$ ,  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$

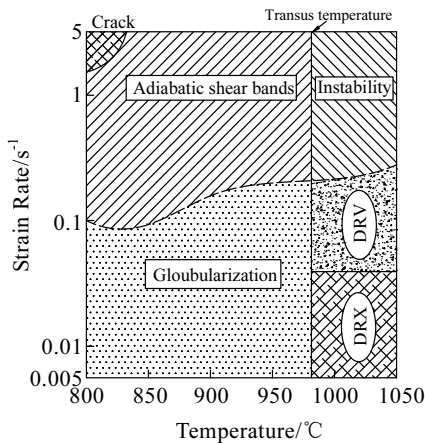


图8 TC11 钛合金微观组织变形机制图

Fig.8 Microstructural deformation mechanism map for TC11 alloy

### 3 结论

1) 在  $(\alpha+\beta)$  两相区, 片状组织的球化是 TC11 钛合金在低应变速率下 ( $0.005 \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$ ) 主要变形机

制, 并且球化的效果随变形温度的降低和应变速率的增加而增加。两相区高应变速率下 ( $0.05 \sim 5 \text{ s}^{-1}$ ) 变形时发生热加工的非稳定流动, 产生剪切裂纹和剪切带等缺陷。

2) 在  $\beta$  相区变形时, 低应变速率下 ( $0.005 \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$ ) 发生动态再结晶, 高应变速率下 ( $0.05 \sim 5 \text{ s}^{-1}$ ) 发生动态回复, 并且应变速率大于  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时有可能发生不稳定流动现象。

3) 结合热加工图分析及微观组织观察结果, 选择 TC11 钛合金的热加工参数在温度范围  $900 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ , 应变速率小于  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时较为适合。

### 参考文献 References

[1] Bai Xiaohuan(白晓环), Feng Yongqi(冯永琦), Wang Weiqi (王韦琪) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2005, 22(5): 37

[2] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883

[3] Srinivasan N, Prasad Y V R K. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1995, 51(1~4): 171

[4] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22: 2339

[5] Murty S V S N, Rao B N, Kashyap B P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 166(2): 268

[6] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1~2): 82

[7] Nho-Kwang Park, Jong-Taek Yeom, Young-Sang Na. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2002, 130~131(sp): 540

[8] Prasad Y V R K. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(6): 638

[9] Prasad Y V R K. *Indian J Tech*[J], 1990, 28: 435

[10] Ziegler H. *Progress in Solid Mechanics*[M]. New York: Wiley Press, 1963, 4: 93

[11] 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, 36 (5): 673

[12] Kobayashi S. *Technical Report AFML-TR-70-90*[R]. Berkeley: University of California, 1970

[13] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Shu Ying(舒滢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36 (1): 1

[14] Zhou Jun(周军), Zeng Weidong(曾卫东), Shu Ying(舒滢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(2): 265

[15] Seshachacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al.* *Materials Letters*[J], 2001, 47(3): 133

## Hot Deformation Mechanism and Processing Map of TC11 Alloy

Shan Debin, Shi Ke, Xu Wenchen, Lü Yan

(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** The hot deformation behaviors of TC11 alloy were investigated at temperature range of 800~1050 °C and strain rate range of 0.005~5 s<sup>-1</sup>. Based on dynamic materials modeling (DMM) the processing map was established. Combined with the microstructure observation the hot deformation mechanism of TC11 alloy was worked out. The results show that the globularization of lamella  $\alpha$  is the main deformation mechanism at low strain rate (0.005~0.05 s<sup>-1</sup>) in the ( $\alpha+\beta$ ) phase field. The globularization intensities increasing obviously with decreasing of temperature and increasing of strain rate. The unstable flowing will occur at high strain rate (0.05~5 s<sup>-1</sup>), and shear crack and shear bands will take place. In the  $\beta$  phase field, the dynamic recrystallization occurs at low strain rate (0.005~0.05 s<sup>-1</sup>) and the dynamic recovery occurs at high strain rate (0.05~5 s<sup>-1</sup>). Furthermore, the flow instability maybe occur when the strain rate is higher than 0.1 s<sup>-1</sup>. The peak efficiency of power dissipation of about 57% is obtained at about 900 °C and 0.005 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** TC11 alloy; deformation mechanism; processing map; flow instability

---

Biography: Shan Debin, Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86416221, E-mail: shandb@hit.edu.cn