

# TC4 合金热变形特性及变形参数对组织和性能的影响

## Influence of TC4 Alloy Deformation Characteristics and Parameters on Microstructure and Mechanical Property

首都航天机械公司 王恒强 高建新 王兵  
天津航天长征火箭制造有限公司 张文学 贾晓飞

[摘要] 采用等温压缩实验法,研究了 TC4 钛合金在 800~1050℃ 温度范围和应变速率为 0.005s<sup>-1</sup>~5s<sup>-1</sup> 范围内的高温变形行为,分析了变形参数对锻件显微组织及力学性能的影响。结果表明,800~950℃ 区间内变形,合金的变形激活能为 602.55kJ/mol,流变软化行为明显,具有显著的动态再结晶特征;1000~1050℃ 区间内变形,变形激活能为 193.72kJ/mol,表现为动态回复特征。970℃ 以下锻造成形,合金的显微组织为双态组织,锻件具有较好的强度和塑性匹配,且变形速率降低有利于增加组织中等轴状  $\alpha$  相含量,提高锻件的塑性。

关键词: TC4 合金 高温压缩 激活能 显微组织 力学性能

[ABSTRACT] High temperature deformation characteristics of TC4 alloy are investigated within temperature range of 800~1050 °C and strain rate range of 0.005s<sup>-1</sup>~5s<sup>-1</sup> with isothermal compression test, and the influence of deformation parameters on the microstructure and mechanical properties are analyzed. The results show that the deformation mechanisms of TC4 alloy exhibit dynamic recrystallization with deformation activation energy value 602.55kJ/mol within temperature range 800~950°C, while deformation within temperature 1000~1050 °C, the alloy exhibit dynamic recovery with deformation activation energy value 193.72kJ/mol. The integrated matching of strength and plasticity can be obtained for the forgings with duplex microstructure, and the plasticity increases with decreasing deformation rate due to the increased equiaxed  $\alpha$  phase volume fraction.

Keywords: TC4 alloy Hot compression Activation energy Microstructure Mechanical property

TC4 钛合金是一种中等强度的  $\alpha$ - $\beta$  型两相钛合金,具有优越的比强度、塑性和韧性,是追求结构轻质、服役条件恶劣的航空航天重要件及关键件的首选材料<sup>[1-4]</sup>。由于钛合金的力学性能对显微组织较为敏感,且热处理制度对其显微组织不起决定作用<sup>[5]</sup>。因此,为获得性能优良的钛合金零部件,常需要对其进行热加工。

锻压加工不仅可以使制品在外形和尺寸上接近成品,对于改善钛合金显微组织以及提高性能也有重要作用,是钛合金热加工中最普遍也是最重要的一种手段。随着等温锻造、超塑性成形等先进的近净成形技术的不断发展,对钛合金高温变形行为进行研究显得十分重要<sup>[6]</sup>。流变应力是表征金属塑性变形性能的一个最基本量,它决定了金属变形时需施加的载荷大小和需消耗的能量多少。本文拟通过热压缩变形试验,探明 TC4 合金在高温塑性变形过程中的流变行为,找出流变应力、应变、应变速率和变形温度之间的关系规律,为理论分析和热变形工艺参数的制定提供一定的理论与试验依据。

### 1 试验材料及方法

试验用材料为 TC4 棒材,试样从棒材上纵向切取,加工成  $\phi 8\text{mm} \times 12\text{mm}$  小圆柱体。热压缩试验在 Gleeble 1500 试验机上进行,变形温度分别为 800℃、850℃、900℃、950℃、1000℃、1050℃,应变速率分别为 0.005s<sup>-1</sup>、0.05s<sup>-1</sup>、0.5s<sup>-1</sup>、5s<sup>-1</sup>,最大变形程度为 60%。热压缩过程的加热方式为感应加热,变形过程全部由计算机控制并自动采集数据。等温锻造成形试验在 6300kN 液压机上进行,自由锻造成形试验在 3t 电液锤上进行。显微组织及力学拉伸试样均取自锻件本体,金相试样的腐蚀剂配比为 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O = 1:3:10。

### 2 试验结果与分析

#### 2.1 真应力-真应变曲线

图 1 中给出了不同变形条件下 TC4 合金等温热压缩过程中的流变应力应变曲线。可以看出各应变速率下,950℃ 以下变形,流变应力随着变形程度的不断增加而迅速增加至某一峰值,然后逐渐下降至某一稳态值,表现出明显的动态再结晶特征。即在变形初始阶段,合金内位错滑移受阻,位错密度不断增加,应力值随着变形量的增加而迅速增加,发生了明显的加工硬化现象;当变形量达到某一临界应变时,材料内部发生动态再结晶,位错密度开始减小,应力上升的速率减小并逐渐达到峰值,由于亚晶和新晶粒的不断形核长大,变形过程中的动态再结晶所引起的软化作用逐渐起到决定

性作用,当加工硬化过程与动态再结晶的软化过程达到动态平衡时,应力值降低至某一稳态值。当变形温度超过 1000℃时,各应变速率下,合金的应力值随着应变量的增加变化不大,有着明显的动态回复特征。

### 2.2 热变形本构方程的建立

金属的高温变形是一个热激活过程,其变形温度、应变速率对流变应力的影响可用 Arrhenius 方程表示<sup>[7]</sup>。

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

其中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率,  $s^{-1}$ ;  $Q$ 为变形激活能,  $kJ/mol$ ;  $\sigma$ 为流变应力,  $MPa$ ;  $A, n$ 和  $\alpha$ 是材料常数,  $R$ 为气体常数。

$\dot{\epsilon}$ 一定时,对公式(1)两边求对数,并对  $1/T$  求偏导,得

$$Q = R \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \right]_{1/T} \left[ \frac{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (2)$$

对不同温度、不同应变速率条件下流变峰值应力  $\sigma_p$  取对数,绘制出图 2 和图 3。

由图 2 可以看出, TC4 合金高温变形峰值应力与应变速率之间线性关系较为明显。此外,当变形温度变化时,直线的斜率稍有不同,特别是以 950℃为界限,低于 950℃和高于 950℃直线斜率有明显变化,说明变形激活能随温度有所变化,进一步证明了钛合金塑性变形过

程也是一个类似于高温蠕变的热激活过程。

图 3 结果表明,在同一应变速率下,变形温度升高,合金流变应力下降。由公式(2)可知,当  $Q$  与温度无关时,  $\ln\sigma_p$  和  $1/T$  关系为线性,而图 3 中  $\ln\sigma_p$  和  $1/T$  曲线不能做直线回归,说明 TC4 合金在所试验温度范围内有不同的热变形激活能。由公式(2)求得不同变形条件下 TC4 合金的变形激活能如表 1 和图 4 所示。

从表 1 和图 4 中可以看出, TC4 合金的变形激活能受变形温度、应变速率等因素影响。随着变形温度的增加,位错的滑移和攀移能力增强,材料变形所需的变形激活能降低;同样温度下,变形速率增加时,合金内位错密度因位错迁移速率的相对降低而增加,使位错的滑移受阻,从而提高材料的变形激活能。此外,当变形温度从 950℃增加到 1000℃时,合金的变形激活能迅速从 495.94kJ/mol 降至 204.83kJ/mol,说明合金的高温变形机制发生了变化。进一步分析得出 800~950℃区间内合金的变形激活能为 602.55kJ/mol, 1000~1050℃区间内为 193.72kJ/mol。

### 2.3 变形机制讨论

对 TC4 两相钛合金来讲,变形温度对合金中  $\alpha$  和  $\beta$  相的比例有很大影响。温度升高,具有体心立方结构的

$\beta$  相含量升高,合金的变形抗力自然降低,从而导致变形激活能降低。此外,组织中第二相  $\beta$  相的存在会阻碍再结晶的进行,原因是两相的变形协调导致变形后的第二相附近不会产生高密度位错和取向梯度,即位错密度产生速率相对单相组织较慢<sup>[8-9]</sup>。800~950℃区间内合金显微组织以密排六方结构的  $\alpha$  相为主,且温度越低  $\alpha$  相的含量越多,因此变形时位错开动较困难且增殖速度较快,导致变形激活能增加,即图 1 中所体现出的流变软化行为较明显;1000~1050℃区间内合金显微组织转变为体心立方结构的  $\beta$  相,软化作用明显,变形激活

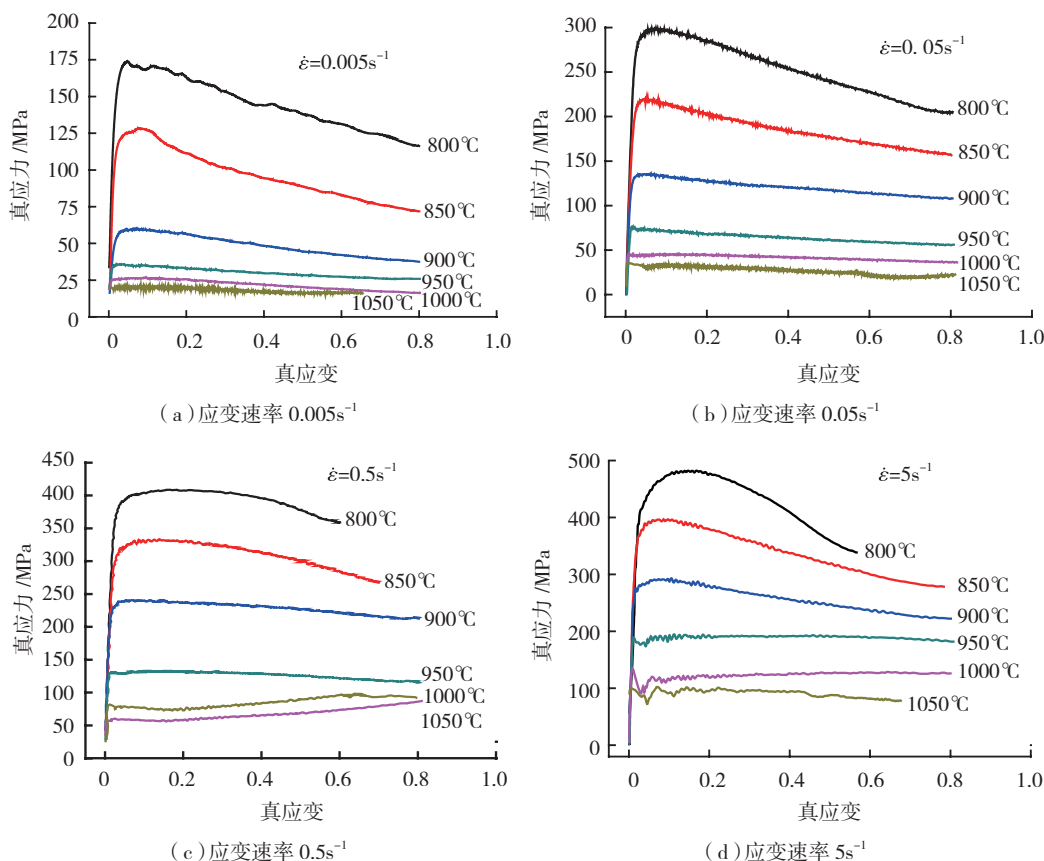
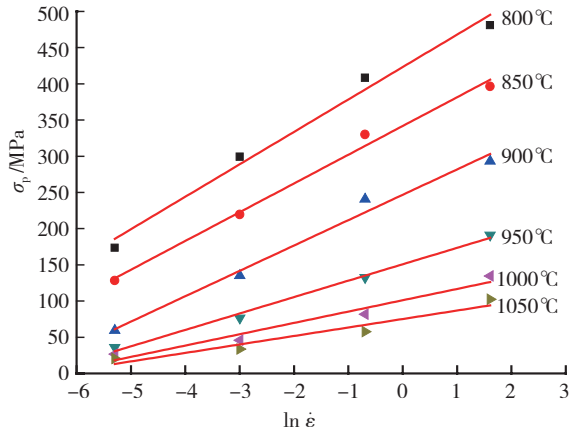
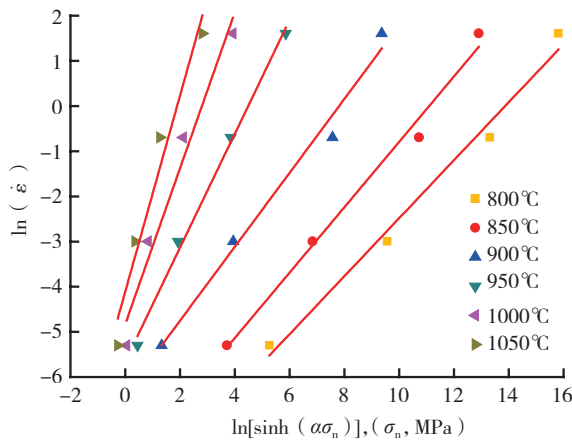


图1 TC4合金不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves under different deformation conditions of TC4 alloy



(a) 对数关系



(b) 双曲中弦关系

图2 应变速率和峰值应力之间关系

Fig.2 Relationship between peak stress and strain rate

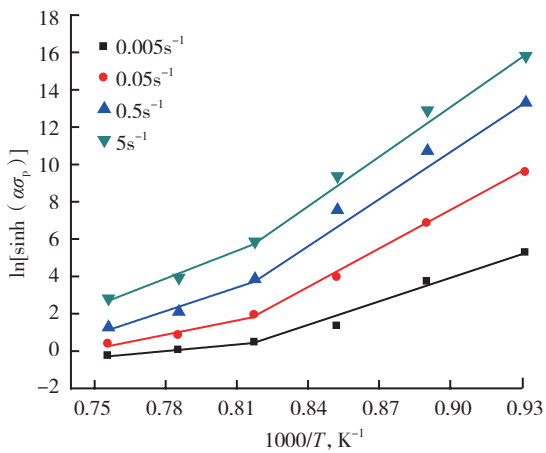


图3 温度和峰值应力之间关系

Fig.3 Dependence of peak stress on process temperature

能降低。此外, Sargent 等<sup>[10]</sup>研究表明,  $\alpha$ -Ti 的自扩散激活能为 242kJ/mol, 而  $\beta$ -Ti 的自扩散激活能为 153kJ/mol。本文得出的 800~950℃ 区间内 602.55kJ/mol, 远大于  $\alpha$ -Ti 的自扩散激活能, 说明试验温度内合金发生了明显

表1 各变形条件下的激活能

$\dot{\epsilon} / s^{-1}$	$Q_{act}, kJ/mol$					
	T:800℃	T:850℃	T:900℃	T:950℃	T:1000℃	T:1050℃
0.005	525.79	460.77	431.15	367.29	119.68	106.73
0.05	660.85	579.13	541.90	461.64	152.05	135.55
0.5	802.45	703.22	658.02	560.56	251.79	224.45
5	850.67	745.47	697.56	594.25	295.81	263.71

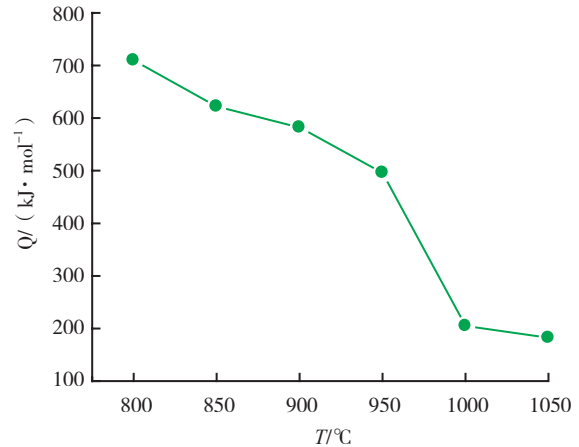


图4 各变形温度下合金变形激活能

Fig.4 Deformation activation energy of TC4 alloy under different deformation temperatures

的动态再结晶; 而 1000~1050℃ 区间内 193.72kJ/mol, 非常接近  $\beta$ -Ti 的自扩散激活能, 说明试验温度内合金基本以动态回复为主<sup>[11]</sup>, 这和图 1 中应力应变曲线分析结果一致。

综合以上分析, 对于 TC4 两相钛合金, 若要使合金在变形过程中发生充分的再结晶, 以获得典型的双态组织, 提高合金的综合力学性能, 变形温度须在 1000℃ 以下, 同时为降低变形抗力, 终锻温度最好在 850℃ 以上。对于合金的等温锻造成形, 考虑到提高材料的流动性, 使变形过程中动态再结晶比较充分, 应变速率应在 0.5s<sup>-1</sup> 以下。

#### 2.4 变形参数对组织和性能的影响

某型号用 TC4 合金的自由锻件和精密锻件实物如图 5 所示, 锻后热处理制度为 700~800℃ 退火, 保温 2h 空冷。不同始锻温度下的自由锻件显微组织及力学性能如图 6 和表 2 所示。可以看出当始锻温度为 1000℃, 合金的显微组织为典型的片层状魏氏体组织, 原始  $\beta$  晶界依然存在, 且晶粒尺寸较大,  $\alpha$  相和  $\beta$  相未发生动态再结晶; 始锻温度降低至 970℃ 后, 显微组织转变为由初生等轴状  $\alpha$  相和  $\beta$  相转变组织构成的双态组织,  $\alpha$  相和  $\beta$  相均发生了明显的动态再结晶, 晶粒尺寸变小。从力学性能上看, 双态组织和魏氏体组织合金强度相差不大,

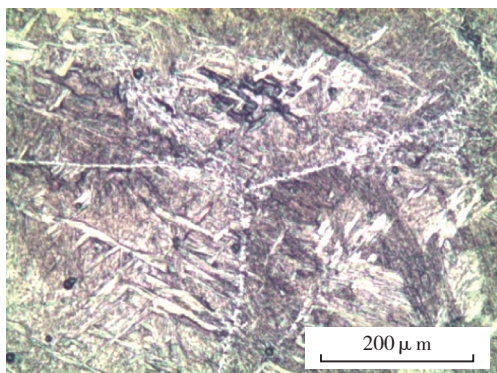


(a) 自由锻件

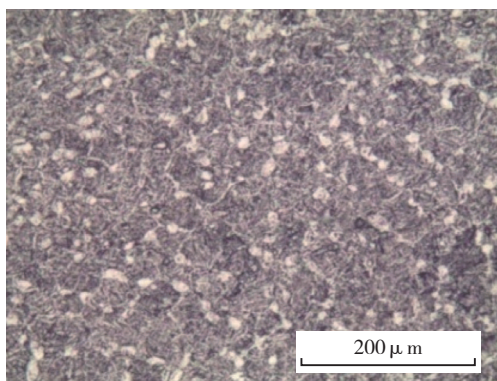


(b) 精密锻件

图5 TC4合金锻件实物图  
Fig.5 Picture of TC4 alloy forgings



(a) 始锻温度 1000℃



(b) 始锻温度 970℃

图6 不同锻造温度下的显微组织  
Fig.6 Microstructure of TC4 alloy forgings under different deformation temperatures

表2 自由锻件力学性能

始锻温度 /℃	力学性能			
	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
1000	980	900	9	25
970	970	920	14	39

但是双态组织合金塑性比魏氏组织合金塑性提高了 35% 左右,因此双态组织合金具有优良的综合力学性能。

精锻件在 950℃ 等温成形,显微组织和力学性能如图 7 和表 3 所示。可以看出,等轴状初生  $\alpha$  相和片层状次生  $\alpha$  相共存,为典型的双态组织。相比图 6 (b),等轴状的  $\alpha$  相明显增多,且分布相对均匀,这是由于当变形速率降低之后,合金在变形过程中动态再结晶较为充分,片层状组织不断向等轴状组织转变。从力学性能数据来看,变形速率降低,合金的强度稍有降低,但塑性有明显提升,这同样和显微组织中初生等轴  $\alpha$  相相体含量有关,变形速率越低,动态再结晶越充分,初生等轴  $\alpha$  相含量越多,合金塑性较好。这也进一步说明了钛合金的力学性能对显微组织较为敏感。实际生产过程中,可改变变形工艺参数来获得不同的等轴  $\alpha$  相和片层  $\alpha$  相体含量,通过改变二者比值来获得所期待的力学性能。

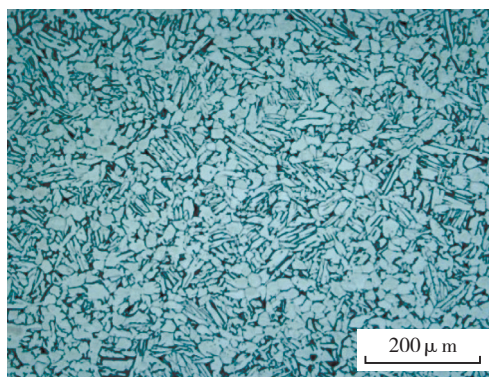


图7 950℃下变形速率为0.02s<sup>-1</sup>时精锻件显微组织

Fig.7 Microstructure of TC4 alloy forging under deformation temperature 950℃ and strain rate 0.02s<sup>-1</sup>

表3 精锻件力学性能

变形速率	力学性能			
	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
0.02s <sup>-1</sup>	1030	928	15	41
0.1s <sup>-1</sup>	1100	980	11	30

#### 4 结论

(1) TC4 合金热变形时流动应力随着应变速率的升高和温度的降低而升高,800~950℃ 区间内变形,合

(下转第 153 页)

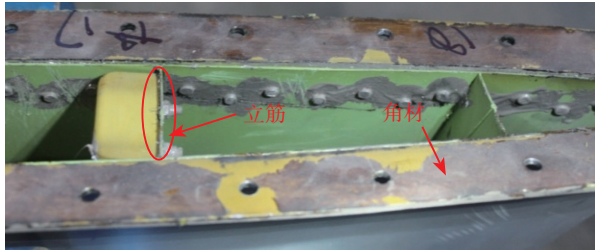


图13 腹鳍结构示意图

Fig.13 Structure of titanium alloy ventral

节。从断口形貌看,横向裂纹的扩展方向与飞行时腹鳍受力方向一致,说明横向裂纹是在飞行交变载荷应力作用下形成的。目前观察到的横向疲劳裂纹的典型疲劳源均位于铆钉孔壁粗糙处及蒙皮表面划伤部位,如图14所示。因此,分析认为当表面存在严重尖角或截面突变等严重的表面缺陷时,疲劳源可能在表面萌生,局部表面完整性较差是腹鳍蒙皮出现横向疲劳裂纹的重要原因。

表面完整性不仅包括表面粗糙度、表面防护层的致密性、完整性,还包括外界因素造成的机械损伤等<sup>[3]</sup>。在现实中,很难保证零部件表面绝对无裂纹无缺陷。为此,在生产和维修过程中严格保护钛合金产品表面,严禁野蛮作业,提高构件表面的完整性,可以有效降低零件疲劳裂纹产生的可能。



图14 铆钉孔壁存在飞边

Fig.14 Overlap of rivet hole

### 3 结论

(1) 腹鳍纵向裂纹性质为疲劳裂纹,疲劳多源起始于蒙皮外表面,源区无明显冶金或材质缺陷,纵向疲劳裂纹与立筋根部结构及其受力状况有关;

(2) 腹鳍横向蒙皮裂纹性质为疲劳裂纹,疲劳裂纹分别起始于铆钉孔壁粗糙处及蒙皮表面划伤部位,局部表面完整性较差是腹鳍出现横向裂纹的关键原因;

(3) 提高钛合金构件表面完整性,可以有效降低零件疲劳裂纹产生的可能。

### 参考文献

- [1] 黄新跃,胡本润,吴学仁,等. 钛合金 Ti-6Al-4V 两种微观结构裂纹扩展行为研究. 机械强度,2002,24(4):584-587.
- [2] Ritchie R O, Boyce B L. Thresholds for high-cycle fatigue in a turbine engine Ti-6Al-4V alloy. Int. J. Fatigue, 1999, 21:653-662.
- [3] 杨文涛,隆小庆. 飞机上钛合金的特殊腐蚀形式. 全面腐蚀控制,2008,22(2):42-44.

(责编 日午)

(上接第 149 页)

金的流变软化行为明显,具有显著的动态再结晶特征;1000~1050℃区间内变形,表现为动态回复特征。

(2) TC4 合金塑性变形过程中流变应力、应变速率和变形温度之间的关系可以用双曲正弦函数  $A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$  表示,800~950℃区间内变形激活能为 602.55kJ/mol,1000~1050℃区间内为 193.72kJ/mol。

(3) 970℃以下锻造成形,合金的显微组织为双态组织,锻件具有较好的强度和塑性匹配,综合力学性能较好;对于精密锻件,950℃下等温成形,变形速率为  $0.1s^{-1}$  和  $0.02s^{-1}$  均可获得性能优良的锻件,且应变速率降低有利于提高锻件的塑性。

### 参考文献

- [1] Lu K. The Future of Metals. Science, 2010, 328: 319-320.
- [2] 张鹏省,毛小南,韩栋. 航空航天用钛合金盘件开发与应用. 钛工业进展,2011,28(3): 6-8.
- [3] 张利军,常辉,薛祥义. 等温锻造技术及其在航空工业中的应用. 热加工工艺,2010,39(21): 21-24.
- [4] 张涛,李琦,何露. TC2 钛合金异形件热成形工艺研究. 航空制造技术,2011(16):57-59.
- [5] 辛社伟,赵永庆. 关于钛合金的热处理和析出相的讨论. 金属热处理,2006(31):39-42.
- [6] 李瑞婷,郭伟,朱颖. Ti-6Al-4V 钛合金超塑成形研究现状及其发展展望. 航空制造技术,2012, 15: 91-99.
- [7] Sellars C M, Tegart W J, Mc G. La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud. Memoires Scientific Rev. Métallurg, 1966, 9: 731-746.
- [8] Ma F, Lu W, Qin J J. Microstructure evolution of near- $\alpha$  titanium alloys during thermomechanical processing. Materials Science and Engineering A, 2006, 416: 59-65.
- [9] Salem A A, Semiatin S L. Anisotropy of the hot plastic deformation of Ti-6Al-4V single-colony samples. Materials Science and Engineering: A, 2009, 508: 114-120.
- [10] Sargent G A, Zane A P, Fagin P N, et al. Low-temperature coarsening and plastic flow behavior of an alpha/beta titanium billet material with an ultrafine microstructure. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2008, 39: 2949-2964.
- [11] McQueen H J, Ryan N D. Constitutive analysis in hot working. Materials Science and Engineering A, 2002, 322: 43-63.