

## 材料研究

## TC21 钛合金中应变速率拉伸力学行为实验研究

宫旭辉<sup>1,2</sup>, 王 宇<sup>2</sup>, 薛 钢<sup>1,3</sup>

(1. 中国船舶重工集团公司第七二五研究所 河南 洛阳 471023;

2. 中国科学技术大学 近代力学系 安徽 合肥 230027;

3. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 对网篮组织 TC21 钛合金进行了  $0.001\text{ s}^{-1} \sim 50\text{ s}^{-1}$  的中应变速率室温拉伸试验。试验结果表明, TC21 拉伸力学行为在试验应变速率范围内具有明显的应变速率强化效应、应变硬化效应和随应变速率升高而逐渐增大的温升软化效应; 屈服应力的应变速率相关性在  $6\text{ s}^{-1}$  时发生转折; 随应变速率的升高, 应变硬化效应减小, 断裂应变和失稳应变增大; 试验应变速率范围内 TC21 的变形机制为位错的热激活机制。SEM 和金相观察结果表明, TC21 的断裂方式均为韧性断裂, 断裂机理为微孔洞的聚集和长大。

**关键词:** TC21 钛合金; 中应变速率; 应变速率相关性; 变形机制

**中图分类号:** TG 314.4 **文献标识码:** A

## Investigation on Tensile Behavior of TC21 Titanium Alloy at Intermediate Strain Rate

GONG Xu-hui<sup>1,2</sup>, WANG Yu<sup>2</sup>, XUE Gang<sup>1,3</sup>

(1. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China;

2. Department of Modern Mechanics, University of Science and Technology of China, Hefei 230027, China;

3. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Tensile tests were conducted on TC21 Titanium alloy with basket microstructure in  $0.001\text{ s}^{-1} \sim 50\text{ s}^{-1}$  strain rate. Test results indicate that the alloy exhibits significant strain rate strengthening, strain hardening and strain-rate sensitive thermal-softening under strain. Strain-rate sensitivity of yield stress turns at  $6\text{ s}^{-1}$ . Strain hardening decreases with increasing strain rate while unstable strain and fracture strain under high strain rates are larger than those under low strain rates. Mechanism governing deformation is dislocation thermal activity. All specimens fracture in a ductile manner and the fracture mechanism is voids nucleation and growth.

**Keywords:** TC21 titanium alloy; intermediate strain rate; strain-rate sensitivity; deformation mechanism

钛合金以其优异的性能被广泛应用于诸多领域, 其力学行为通常会受到加载应变速率的影响。已有的研究表明, 在低应变速率 ( $< 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ ) 加载下, 钛合金力学行为的应变速率相关性并不明显<sup>[1-2]</sup>; 在高应变速率 ( $> 10^1\text{ s}^{-1}$ ) 加载下, 钛合金的力学行为具有明显的应变速率相关

性<sup>[3-4]</sup>; 中应变速率 ( $10^{-1}\text{ s}^{-1} \sim 10^1\text{ s}^{-1}$ ) 加载范围是钛合金力学性能由应变速率不敏感向应变速率敏感的过渡区, 了解该范围内钛合金的力学行为对于全面认识其力学行为的应变速率相关性具有重要意义, 而目前这一方面的研究开展得很少, 因此有必要对钛合金中应变速率加载下的

收稿日期: 2012-11-22

基金项目: 国家自然科学基金项目(10472110)

作者简介: 宫旭辉, 1981 年生, 男, 博士, 主要从事金属材料力学行为分析。E-mail: gongxuhui2000@sina.com。

力学行为进行研究。

## 1 试验材料及设备

### 1.1 试验材料和试样

试验所用材料为国产新型  $\alpha + \beta$  钛合金 TC21<sup>[5]</sup>, 由西北有色金属研究院钛合金研究所提供, 其成分如表 1 所示, 材料微观组织为网篮组织, 如图 1 所示。试验所用的拉伸试样如图 2 所示。

表 1 TC21 钛合金成分

Table 1 Chemical components of TC21 titanium alloy (w)												%
Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Nb	Si	Fe	C	N	O	H	Ti
6.2	1.94	1.7	2.62	1.6	1.96	0.13	0.03	0.08	0.014	0.09	0.001	bal

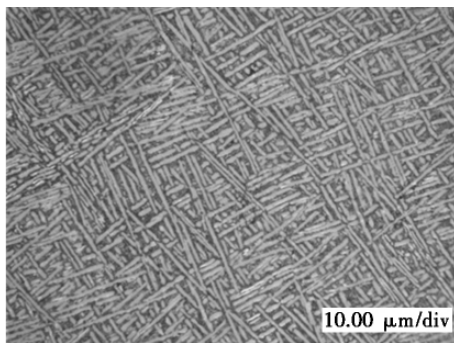


图 1 网篮组织 TC21 组织形貌

Fig. 1 Optical micrograph of TC21

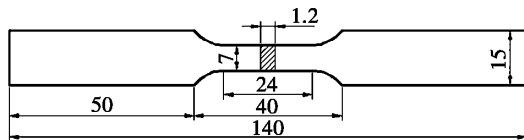


图 2 拉伸试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile sample

### 1.2 试验设备

准静态试验在 MTS809 试验机上进行, 试验

应变速率分别为  $0.001 \text{ s}^{-1}$ 、 $0.01 \text{ s}^{-1}$  和  $0.05 \text{ s}^{-1}$ ; 中应变速率试验在中应变速率材料试验机<sup>[6]</sup>上进行, 试验应变速率分别为  $2 \text{ s}^{-1}$ 、 $18 \text{ s}^{-1}$  和  $50 \text{ s}^{-1}$ , 试验机示意图如图 3 所示。由液压泵站驱动活塞杆 5 加速至某一恒定速率后, 使撞击活塞 8 与连接器 7 撞击, 连接器 7 带动夹头 12 对试件实施拉伸加载。通过改变活塞杆 5 的速度可获得不同的加载速率。试件所受载荷由固定在尾座上的力传感器和高速动态应变仪测量。试件的变形由粘贴在试样表面的光纤和光学引伸仪测量。

## 2 试验结果

试验直接得到的拉伸工程应力—工程应变曲线按  $\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon^e)$ ,  $R = R^e(1 + \varepsilon^e)$  ( $R^e$  和  $\varepsilon^e$  为工程应力和工程应变,  $R$  和  $\varepsilon$  为真应力和真应变) 转换为真应力—真应变曲线, 结果如图 4 所示。

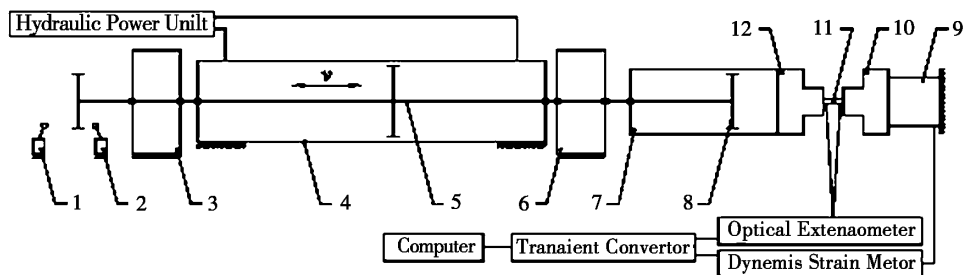


图 3 中应变速率材料试验机示意图

1. 前行程开关; 2. 后行程开关; 3. 前定位器; 4. 液压缸; 5. 活塞杆; 6. 后定位器;  
7. 连接器; 8. 撞击活塞; 9. 力传感器; 10. 后夹具; 11. 试样; 12. 前夹具

Fig. 3 Schematic diagram of intermediate tensile apparatus

1. front travel switch; 2. rear travel switch; 3. front retainer; 4. hydraulic cylinder;  
5. piston rod; 6. rear retainer; 7. connector; 8. impact hammer; 9. load cell; 10. rear grip; 11. specimen; 12. front grip

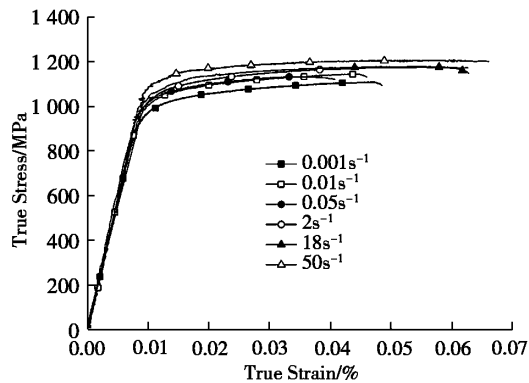


图 4 不同应变速率下 TC21 的拉伸真应力—真应变曲线

Fig. 4 True stress-true strain tensile curves of TC21

从图 4 可以看出,所有曲线均未出现明显屈服点,故本文用 0.2% 塑性应变处的流动应力值  $R_{p0.2}$  作为屈服应力的值。各个应变速率下的屈服应力  $R_{p0.2}$ 、拉伸强度  $R_m$ 、失稳应变  $A_{gt}$  (与  $R_m$  相对应的应变) 和断裂应变  $A_t$  的值如表 2 所示。

表 2 各个应变速率下的  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$ 、 $A_{gt}$  和  $A_t$ Table 2 Values of  $R_{p0.2}$ 、 $R_m$ 、 $A_{gt}$  和  $A_t$  under different strain rates

Strain rate / $s^{-1}$	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_m$ /MPa	$A_{gt}$ /%	$A_t$ /%
0.001	100.7 ± 14	113.0 ± 30	3.6 ± 0.2	4.9 ± 0.3
0.01	101.8 ± 17	114.2 ± 23	3.4 ± 0.3	4.6 ± 0.4
0.05	102.6 ± 24	113.3 ± 27	2.4 ± 0.2	4.1 ± 0.3
2	104.4 ± 33	117.5 ± 42	4.5 ± 0.4	6.2 ± 0.5
18	106.3 ± 35	116.7 ± 41	4.0 ± 0.2	6.2 ± 0.4
50	110.5 ± 33	120.5 ± 46	4.7 ± 0.3	6.7 ± 0.5

## 2.1 屈服应力的应变速率相关性

各个应变速率下的屈服应力如图 5 所示。

从图 5 可以看出,在试验应变速率范围内,屈服应力随应变速率的升高而增大,表明 TC21 的拉伸力学行为存在着明显的应变速率强化效应;应变速率为  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  时,屈服应力随应变速率对数的增大近似呈线性增长,应变速率为  $18 s^{-1} \sim 50 s^{-1}$  时屈服应力随应变速率的增大趋势即应变速率相关性明显高于  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  的值,表明屈服应力的应变速率相关性在  $2 s^{-1} \sim 18 s^{-1}$  范围内发生了转折。

为更确切地表征屈服应力的应变速率相关

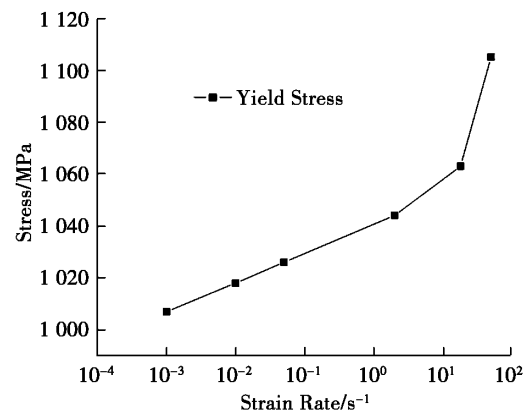


图 5 屈服应力的应变速率相关性

Fig. 5 Strain rate sensitivity of yield stress

性,引入应变速率相关系数  $\lambda$  [7],其表达式为

$$\lambda = \left( \frac{\partial R_{p0.2}}{\partial \log \dot{\epsilon}_{Le}} \right)_T \quad (1)$$

其中  $R_{p0.2}$  为温度  $T$  下应变速率为  $\dot{\epsilon}_{Le}$  时的屈服应力,此处  $T$  为 298 K。利用(1)式对图 5 中的数据进行拟合可得各个应变速率下的  $\lambda$ ,如表 3 所示。从表 3 可以看出,应变速率为  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  时  $\lambda$  值基本不变;应变速率为  $18 s^{-1} \sim 50 s^{-1}$  时  $\lambda$  值明显高于  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  时的值,且随应变速率升高而增大,50  $s^{-1}$  时的  $\lambda$  约为 188 MPa · s。

表 3 不同应变速率下的  $\lambda$ Table 3 Values of  $\lambda$  under different strain rates

Strain rate/ $s^{-1}$	$\lambda$ /MPa · s
0.001	11.3
0.01	11.3
0.05	11.3
2	12.1
18	20.1
50	188.0

## 2.2 应变硬化行为的应变速率相关性

各个应变速率下的应变硬化行为如图 6 所示。

从图 6 可以看出,同一应变速率下的流动应力随应变的增大而增大,表明 TC21 拉伸力学行为存在着明显的应变硬化效应;应变速率为  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  时,流动应力的硬化行为几乎不随应变速率的变化而变化;应变速率为  $18 s^{-1} \sim 50 s^{-1}$  时,流动应力的硬化行为要小于  $0.001 s^{-1}$

$\sim 2 \text{ s}^{-1}$  且硬化效应随应变速率的升高而减小。

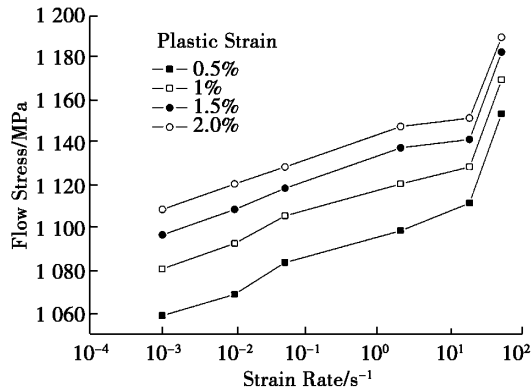


图 6 不同应变速率下 TC21 的应变硬化行为

Fig. 6 Strain hardening behavior of TC21 under different strain rates

### 2.3 断裂应变和失稳应变的应变速率相关性

各个应变速率下的断裂应变  $A_l$  和失稳应变  $A_{gt}$  如图 7 所示。

从图 7 可以看出, 应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1} \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$  时,  $A_l$  和  $A_{gt}$  均随应变速率的升高而减小; 应变速率为  $2 \text{ s}^{-1} \sim 50 \text{ s}^{-1}$  时,  $A_l$  随应变速率的升高而增大,  $A_{gt}$  随应变速率的升高先减小后增

大, 且该应变速率范围内的  $A_l$  和  $A_{gt}$  值要高于  $0.001 \text{ s}^{-1} \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$  材料表现出了一定的“高速韧性”。

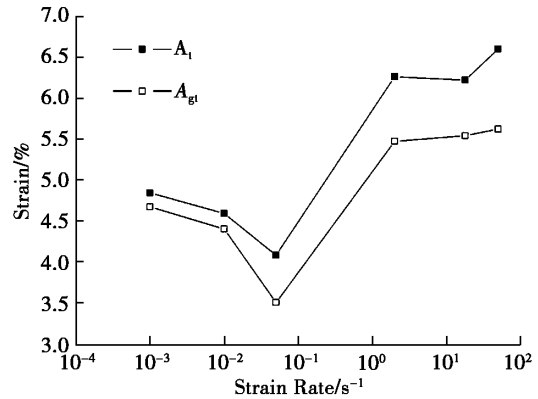
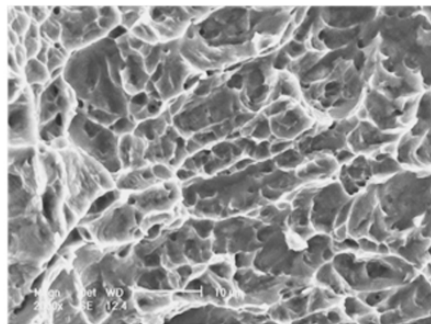


图 7 断裂应变和失稳应变的应变速率相关性

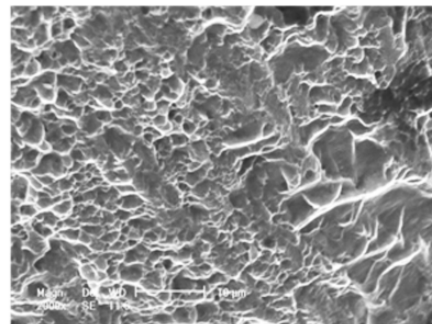
Fig. 7 Strain rate sensitivity of fracture strain and unstable strain

### 2.4 断裂形式和断裂机理

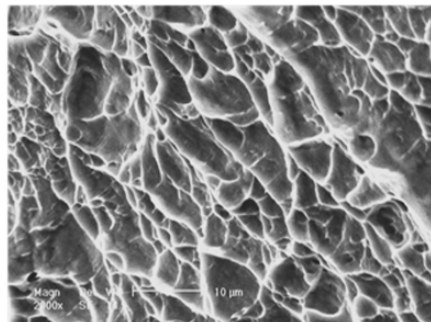
利用 SEM 对不同应变速率下的拉伸试样断口进行了观察, 结果如图 8 所示。对拉伸试样断口侧面组织形貌进行金相观察, 结果如图 9 所示。



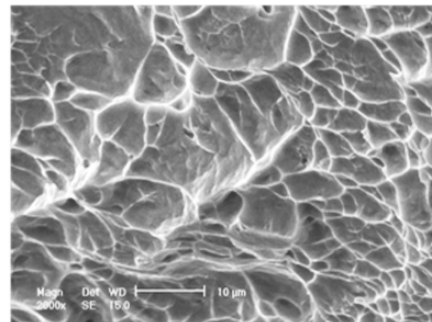
(a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$



(b)  $0.05 \text{ s}^{-1}$



(c)  $2 \text{ s}^{-1}$



(d)  $50 \text{ s}^{-1}$

图 8 各个应变速率下 TC21 拉伸试样断口表面形貌

Fig. 8 Morphologies of fracture surface of TC21 tensile samples

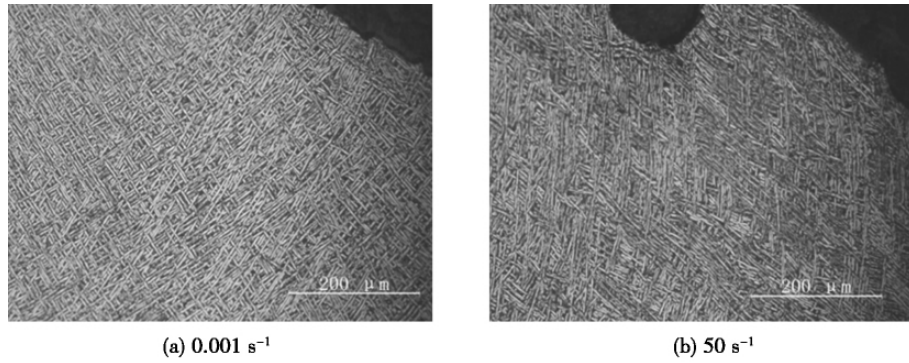


图 9 断口侧面组织形貌

Fig. 9 Metallographs of sections perpendicular to fracture surface

从图 8 可以看出,断口表面均由韧窝组成,表明在试验应变速率范围内试样的断裂方式均为韧性断裂;应变速率为  $2 \text{ s}^{-1}$  和  $50 \text{ s}^{-1}$  时的韧窝尺寸要大于应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  和  $0.05 \text{ s}^{-1}$  时的韧窝尺寸,这在一定程度上与断裂应变随应变速率的变化趋势相吻合;断口表面未发现与绝热剪切相关的局部熔化区域<sup>[8]</sup>。从图 9 可以看出,试样侧面靠近断口区域并未出现绝热剪切带<sup>[9]</sup>。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 转折应变速率的确定

图 5 中的试验点无法取得非常密集,因而无法直接从试验点中确定转折应变速率,但可从试验点的拟合曲线来确定转折应变速率,其依据为屈服应力的应变速率相关性发生转折时,拟合曲线的曲率应为极大值。采用的拟合曲线形式为<sup>[10]</sup>:

$$R_{p0.2} = R_0 (1 + p \ln \dot{\epsilon}_{Le} + q \dot{\epsilon}_{Le}^m) \quad (2)$$

其中  $R_{p0.2}$  为屈服应力,  $\dot{\epsilon}_{Le}$  为应变速率,  $R_0$ 、 $p$ 、 $q$ 、 $m$  为待定参数。利用(2)式对图 5 中的试验点进行拟合可得各参数值,如表 4 所示,拟合曲线与试验曲线的比较如图 10 所示,可以看出(2)式能够较好地表征屈服应力的应变速率相关性。将(2)式和各参数值代入曲率计算公式可得试验应变速率范围内的曲率分布,如图 10 所示。从图 10 可以看出,拟合曲线在应变速率为  $6 \text{ s}^{-1}$  时曲率最大,因而可以认为屈服应力应变速率相关性发生转折时的应变速率为  $6 \text{ s}^{-1}$ 。

表 4 各参数数值

Table 4 Values of Variations

$R_0$	$p$	$q$	$m$
1 040	0.004 7	$7.3 \times 10^{-5}$	1.636

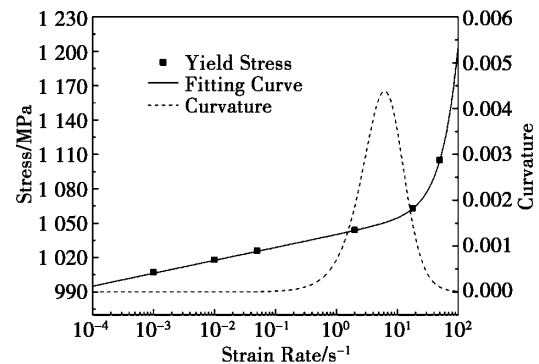


图 10 拟合曲线和曲率曲线

Fig. 10 Fitting curve and curvature curve

#### 3.2 屈服应力应变速率相关性转折机理

一般认为,屈服应力的应变速率相关性发生转折意味着材料的变形机制发生了变化,即变形机制由位错的热激活机制转变为粘性阻尼机制<sup>[9]</sup>。然而大量的实验结果表明,即使应变速率达到  $10^4 \text{ s}^{-1}$ ,无论屈服应力的应变速率相关性是否发生转折,材料的变形机制仍然为位错的热激活机制<sup>[11]</sup>。

通常,可以通过归一化激活能  $V^*/b^3$  来判断材料的变形机制<sup>[12]</sup>,  $V^*$  为激活体积,  $b$  为柏氏矢量,  $V^*$  的表达式为

$$V^* = kT \left( \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_{Le}}{\partial R} \right)_T \quad (3)$$

其中  $k$  为波尔兹曼常数,  $R$  为温度  $T$  下应变速率

为  $\sigma_{Le}$  时的应力。利用 (3) 式对图 5 中的数据进行计算可得各个应变速率下的归一化激活能,如表 5 所示。从表 5 可以看出,试验应变速率范围内的归一化激活能为 2.0 ~ 32.8,根据 Conrad 和 Wiedersich 的结论<sup>[12]</sup>,当归一化激活能为  $1 \sim 10^4$  时,材料的变形机制为热激活机制,因此可以认为在本文的试验应变速率范围内,TC21 的变形机制均为热激活机制,屈服应力应变速率相关性的转折并非由变形机制的改变引起,其具体原因有待进一步研究。

表 5 各个应变速率下的归一化激活能

Table 5 Normalized activation energy under different strain rates

Strain rate / $s^{-1}$	$V^* / B^3$
0.001	32.8
0.01	32.8
0.05	32.8
2	30.4
18	8.5
50	2.0

### 3.3 硬化行为的应变速率相关性

对于承受不同加载速率的同种材料,影响其硬化行为的主要因素是变形过程中的温升所引起的软化效应<sup>[9]</sup>。从图 7 可以看出,应变速率为  $0.001 \sim 2 s^{-1}$  时,流动应力的硬化行为几乎不随应变速率的变化而变化,这表明在此应变速率范围内,变形过程产生的温升并不影响硬化行为,变形过程可近似看作等温过程;应变速率为  $18 \sim 50 s^{-1}$  时,流动应力的硬化行为要小于应变速率为  $0.001 \sim 2 s^{-1}$  的,即硬化行为随应变速率的升高而减小,这表明随着应变速率的升高,变形过程由等温过程逐渐向绝热过程转变,使得温升引起的软化效应开始对硬化行为产生影响且此软化效应随应变速率的升高而逐渐增大。

### 3.4 断裂机理

钛合金的断裂机理主要有两种:微孔洞的聚集、长大和绝热剪切<sup>[7]</sup>。低应变速率加载下,断裂机理主要为微孔洞的聚集和长大<sup>[7]</sup>;高应变加载下,断裂机理主要为绝热剪切<sup>[3]</sup>。TC21 拉伸试样 SEM 观察结果和断口侧面的金相观察结果表明,断口表面均未发现与绝热剪切相关的局部

熔化区域,断口附近区域未出现绝热剪切带,表明在试验应变速率范围内 TC21 的断裂机理主要为微孔洞的聚集和长大。

## 4 结论

(1) TC21 拉伸力学行为在试验应变速率范围内存在明显的应变速率强化效应,屈服应力的应变速率相关性在  $6 s^{-1}$  时发生转折;试验应变速率范围内的变形机制均为位错的热激活机制。

(2) 应变速率为  $0.001 s^{-1} \sim 2 s^{-1}$  时,温升软化效应对硬化行为的影响并不明显;应变速率为  $18 s^{-1} \sim 50 s^{-1}$  时,温升软化效应对硬化行为产生影响且此软化效应随应变速率的升高而增大。

(3)  $2 s^{-1} \sim 50 s^{-1}$  下的断裂应变和失稳应变大于  $0.001 s^{-1} \sim 0.05 s^{-1}$  下的值,TC21 在试验应变速率范围内表现出一定的高速韧性。

(4) 试验应变速率范围内 TC21 的断裂方式均为韧性断裂,断裂机理为微孔洞的聚集和长大。

### 参考文献:

- [1] Majorell A, Srivatsa S. Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at high and moderate temperature-Part I: Experimental results [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 326(2): 297—305.
- [2] Meester B, Conrad H. Deformation kinetics of the Ti-6Al-4V alloy at low temperatures [J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6A(1): 65—75.
- [3] S Nemat-Nasser, Guo Wei-Guo. Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys [J]. Mechanics of Materials, 2001, 33: 425—439.
- [4] Follansbee P S, Gray G T. An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti-6Al-4V [J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20A(5): 863—874.
- [5] 赵永庆, 曲恒磊, 冯亮, 等. 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 研制 [J]. 钛工业进展, 2004, 21(1): 22—24.  
Zhao Y Q, Qu H L, Feng L *et al.* Research on high strength, high toughness and high damage-tolerant titanium alloy-TC21 [J]. Titanium Industry Progress, 2004, 21(1): 22—24.

(下转第 29 页)

- 回收铂族金属的研究进展 [J]. 有色金属, 2004, 56 (1): 70—77.
- Huang K, Chen J. Progress in PGM recovery from spent automobile catalytic converters [J]. Nonferrous Metals, 2004, 56(1): 70—77.
- [11] Bond G R. Treatment of Platinum Containing Catalyst [P]. GB: 2214173, 1953.
- [12] 吴冠民, 周正根. 从废钯碳催化剂回收钯的方法及焚烧炉系统 [P]. CN1067925 [P], 1993.
- Wu G M, Zhou Z G. Method of extracting palladium from waste Pd-C catalyst and incinerator system [P]. CN1067925 [P], 1993.
- (编辑: 房威)

---

(上接第 13 页)

- [6] 张学峰, 夏源明. 中应变率材料试验机的研制 [J]. 实验力学, 2001, 16(1): 13—18.
- Zhang X F, Xia Y M. Development of material testing apparatus for intermediate strain rate test [J]. Journal of Experimental Mechanics, 2001, 16(1): 13—18.
- [7] Ramesh K T. Effects of high rates of loading on the deformation behavior and failure mechanisms of hexagonal close-packed metals and alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(3): 921—935.
- [8] David D M, Daniel E. The effects of microstructure on localized melting at separation in Ti-6Al-4V tensile samples [J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21A(12): 3127—3136.
- [9] Meyers M A. Dynamic Behavior of Materials [M]. New York, Wiley, 1994.
- [10] Follansbee P S, Kocks U F. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of mechanical threshold stress as an internal state variable [J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(1): 81—93.
- [11] Regazzoni G, Kocks U F. Dislocation kinetics at high strain rates [J]. Acta Metallurgica, 1987, 35(12): 2865—2875.
- [12] Conrad H. Thermally activated deformation of metals [J]. Journal of Metals, 1964: 583—588.
- (编辑: 房威)