

# 动态拉伸过程 TC11 钛合金绝热温升的 功热转化系数确定方法

李云飞<sup>1,2</sup>, 曾祥国<sup>1</sup>

(1. 四川大学, 四川 成都 610065)

(2. 中国工程物理研究院总体工程研究所, 四川 绵阳 621999)

**摘要:**通过对分离式 Hopkinson 拉杆试验装置进行改进, 在入射杆与透射杆上加入余波吸收器, 消除了动态拉伸过程中反射余波对试件的二次加载, 从而发展了动态拉伸复元试验技术。对 TC11 两相钛合金试件进行动态拉伸复元试验, 获得了 TC11 合金在不同应变率下的等温应力-应变曲线, 成功实现了材料的温度软化效应与应变硬化、应变率强化效应的解耦。并且对 TC11 钛合金开展了不同初始温度下的准静态拉伸试验, 采用 Johnson-Cook 模型描述材料的温度软化效应, 并引入绝热动态拉伸过程的绝热温升值对 Johnson-Cook 模型进行修正, 当修正模型计算所得的绝热曲线与试验所得绝热曲线相互吻合时, 可以确定 TC11 钛合金在不同应变率动态拉伸条件下塑性耗散功向热量的转化系数, 并且发现了应变率  $500 \text{ s}^{-1}$  下的转化系数要小于应变率  $190 \text{ s}^{-1}$  下的转化系数。

**关键词:** 两相钛合金; 动态拉伸复元试验; 绝热温升转化系数; 修正 Johnson-Cook 模型

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)07-2056-05

钛合金因具备密度小、高比强度与优良的耐腐蚀性能, 在航空航天、造船、石油化工与国防等领域得到广泛应用。这些材料在加工制造过程或工程应用中难免会承受外部高速冲击等极端载荷, 因此了解在高应变率下钛合金材料的动态力学性能具有重要意义。众所周知, 采用分离式 Hopkinson 杆装置是一种测试材料动态力学性能的有效方法。近年来有诸多研究报道主要关注了两相钛合金(如 Ti-6Al-4V)在准静态及动态条件下的压缩力学特性<sup>[1-8]</sup>, 而关于高应变率动态拉伸条件下两相钛合金的动态力学响应研究还较少。

通常认为弹塑性材料在高应变率加载下的绝热变形过程是一个热力耦合过程, 在此过程中材料发生塑性变形时所产生塑性耗散功转化的热量没有足够时间向外界环境扩散, 从而产生绝热温升<sup>[9,10]</sup>并使材料的力学性能发生软化效应。对于金属材料在动态绝热变形过程中的功热转化系数, 诸多研究一般将该系数假定为 90%<sup>[11,12]</sup>, 而关于该假定的试验验证以及不同应变率对转化系数的影响还鲜见报道。

目前诸多研究者在分析材料力学性能的应变率相关性时, 通常会将动态试验的应力应变曲线和准静态曲线进行对比, 这样实质上会将绝热过程与等温过程混淆, 从而造成分析结果失准。分析材料性能的应变率和

温度效应时, 必须对动态试验中应变率和温度共同造成的热力耦合效应进行解耦, 其关键在于得到动态试验中的等温应力应变曲线。S. Nemat-Nasser 等<sup>[13,14]</sup>通过冲击压缩复元试验方法, 获得动态压缩下的等温应力应变曲线, 实现了高应变率压缩变形中的热力解耦, 并对冲击压缩过程中的绝热温升效应进行研究。Y. M. Xia 等<sup>[15,16]</sup>通过控制 Hopkinson 拉杆中的加载脉冲宽度, 探索动态拉伸加载和冲击拉伸复元技术, 实现了材料的应变硬化效应、应变率强化和绝热温升软化效应的实验解耦, 但该技术 in 加载脉冲余波的吸收处理上不尽完善, 对实验结果的可靠性存在一定影响。

本研究通过在入射杆与透射杆上加入余波吸收器, 改进了分离式 Hopkinson 拉杆试验装置, 对 TC11 两相钛合金进行等温动态拉伸复元试验, 获取不同应变率下的等温应力-应变曲线, 将温度软化效应从热力耦合过程中解耦出来。同时引入绝热动态拉伸过程的绝热温升值对 Johnson-Cook 模型进行修正, 对比修正模型计算结果与试验所得绝热曲线, 确定 TC11 钛合金材料在不同应变率下塑性耗散功向热量的转化系数。

## 1 实验

试验中使用的 TC11 两相钛合金化学成分如表 1

收稿日期: 2017-07-15

基金项目: 国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金(U1430119)

作者简介: 李云飞, 男, 1986 年生, 博士生, 中国工程物理研究院总体工程研究所, 四川 绵阳 621999, E-mail: 401Liyf@caep.cn

所示。为了消除锻造组织的不均匀性及材料内部因加工产生的残余应力, 试件均经过高温退火热处理, 从而获得性能优异的双相组织。在动态拉伸试验中所用试件为哑铃型扁平状试件如图 1 所示, 试件测试段尺寸长 10 mm, 宽 3.5 mm, 厚度为 1.5 mm。所有试件通过沿合金轴向电火花切割方式加工而成。

材料动态拉伸试验在旋转式冲击拉伸装置<sup>[17]</sup>上进行, 旋转盘(锤头连接其上)旋转带动锤头高速击打撞击块, 带动金属短杆发生弹塑性变形直至断裂, 从而在入射杆中传递一个光滑且上升陡峭入射拉伸应力脉冲, 入射脉冲到达试件时变为透射波和反射波, 分别向前和向后传递, 通过粘贴在杆上的应变片可测得入射波、透射波和反射波, 利用一维简单波实验原理可获得试件材料的应力应变曲线。在该装置中, 加载脉冲的宽度和幅值可通过金属短杆的长度和直径调节, 实现不同应变率的动态实验。当加载脉冲的时间足够短时, 可使试件在没有破坏之前产生卸载, 从而实现动态加卸载实验。

结合间接杆杆型冲击拉伸试验装置的技术特点, 前置金属短杆与撞块和入射杆相连, 利用金属短杆发生弹塑性变形直至断裂而产生短拉伸应力脉冲, 金属短杆的直径控制脉冲的幅值, 其长度以及撞击速度控制脉冲持续时间, 通过改变金属短杆的尺寸以及撞击速度控制入射脉冲的宽度, 可进行高应变率下的反复多次拉伸加卸载试验(即冲击拉伸复元试验)。该项试验技术的关键是如何有效抑制入射杆和透射杆中的二次加载波以避免对试件的二次加载, 为此在入射杆前端设置限位块(即入射余波吸收器)并在透射杆尾端通过连接套筒设置吸收杆。入射拉伸波在入射杆右端(试件左端面)处形成的反射波沿入射杆左行至杆左端后将成为拉伸波(二次加载波)继续沿杆右行, 通过限位块与杆的相互作用抑制该二次加载波; 透射波经透射杆尾端反射也会对试件造成二次加载, 吸收杆的作用就是使通过连接套筒传递到吸收杆中的透射波的大部分动量留在其中, 以保证一次加载后杆中余波对试件的影响降到最小。

对同一试件连续地实施多次冲击拉伸加卸载试验, 每次加卸载均可得到一条应力应变曲线, 将相邻两条曲线首尾相接, 并连接各曲线的屈服点, 可得由多个屈服点连接而成的应力应变曲线。由于在每次加

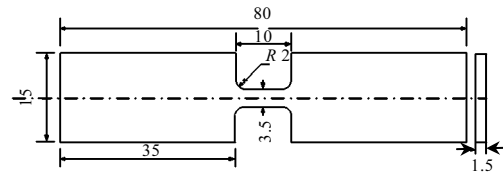


图 1 TC11 钛合金拉伸试样形状与尺寸

Fig.1 Shape and size of TC11 titanium alloy tensile specimen

卸载试验中, 应力达到屈服点前材料的变形属于弹性变形, 没有绝热温升产生, 该曲线即为该应变率下的等温应力应变曲线, 上述方法称为动态拉伸复元技术。利用此技术获得的动态等温曲线和一般动态实验获得的动态绝热曲线进行对比, 可进一步分析动态过程中的绝热温升效应与功热转化系数。

## 2 结果与讨论

### 2.1 准静态与动态拉伸试验结果

利用改进后的 SHTB 试验装置, 对 TC11 钛合金进行不同应变率下的动态拉伸复元试验, 图 2 为实验中测得入射杆与透射杆上典型的应变信号。由图可见, 改进后其余透射波峰均低于第 1 个透射波峰, 余波吸收器有效滤掉了余波的影响, 透射波形表明试件在一次加载后没有再次进入塑性阶段, 从而保证了所得到的动态等温曲线的准确性。

获得高应变率(190、500 s<sup>-1</sup>)下的等温应力应变曲线与绝热曲线如图 3 所示。在动态拉伸复元试验中每次加载后试件内部温升可以得到充分散热后再进行下一次加载, 因此可以对温度软化效应进行解耦。比较这两条曲线可以看出, 绝热曲线明显低于等温曲线, 降低的流变应力是由动态过程中耗散功产生的绝热温升导致材料发生高温软化引起的。通过不同材料动态

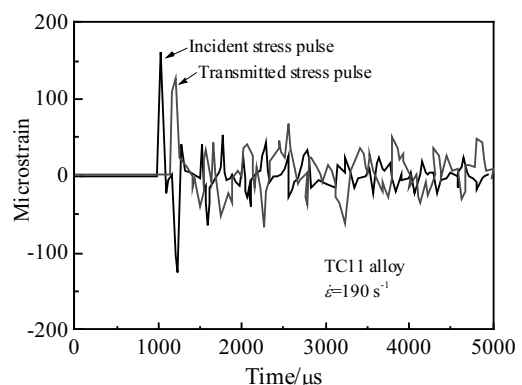


图 2 TC11 钛合金动态拉伸复元试验入射杆与透射杆的应变信号

Fig.2 Strain signal of incident bar and transmission bar in dynamic tensile recovery experiments

表 1 TC11 钛合金成分

Table 1 Chemical composition of TC11 alloy (wt%)

Al	Zr	Mo	H	N	Si	Fe	C	O	Ti
6.6	1.8	3.3	0.004	0.01	0.29	0.07	0.01	0.13	Bal.

复元实验发现, 塑性耗散功并非全部转化为热能, 不同材料的供热转化系数也是不同的<sup>[18]</sup>。同时比较不同应变率下的等温曲线可发现流变应力存在应变率效应, 但两条曲线的变化趋势近似并且都与准静态曲线几乎平行, 即应变硬化率是基本一致的。由此可知, 材料在动态拉伸过程中的温度软化效应被成功地从应变硬化与应变率强化效应中解耦, 从而可对绝热温升中的功热转化系数进行研究。

为确定温度对流变应力的软化效应, 在不同温度 (213、253、293 K) 下对 TC11 钛合金进行准静态拉伸试验, 得到应力应变曲线如图 4 所示。由图可见, 材料的流变应力因温度的升高而显著减小, 材料表现出明显的温度软化效应。

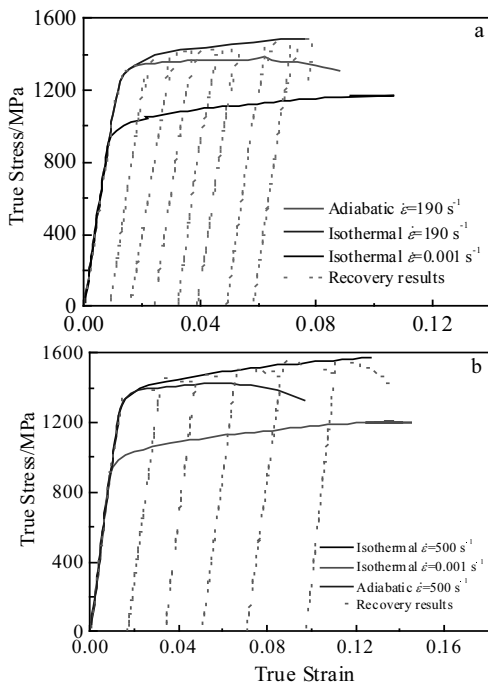


图 3 TC11 钛合金在不同应变率下的等温与绝热曲线

Fig.3 Isothermal and adiabatic curves of TC11 alloy at different strain rates: (a)  $\dot{\epsilon} = 190 \text{ s}^{-1}$  and (b)  $\dot{\epsilon} = 500 \text{ s}^{-1}$

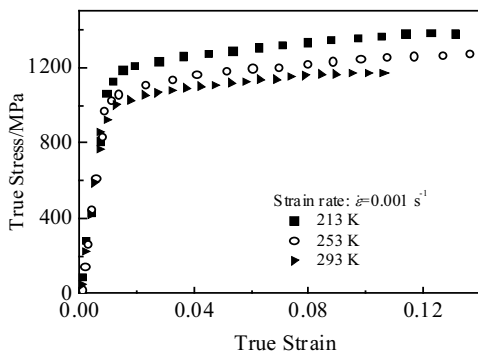


图 4 TC11 钛合金准静态不同温度下的应力应变曲线

Fig.4 Quasi-static stress-strain curves of TC11 alloy at different temperatures

## 2.2 本构行为表征与转化系数确定

Johnson-Cook 模型是一种能够描述金属材料在不同温度和应变率下力学行为的唯象本构<sup>[19]</sup>, 本研究采用该模型描述 TC11 钛合金在不同温度下的应力应变关系如式 (1) 所示:

$$\sigma = (A + B \epsilon_p^n) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \left[ 1 - D \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (1)$$

式(1)右边首项用以表征应变强化效应, 第2项表征应变率强化效应, 第3项表征温度软化效应。其中  $\sigma$ ,  $\epsilon_p$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $T$  分别为塑性应力、塑性应变、实验应变率和实验温度;  $A$ ,  $\dot{\epsilon}_0$ ,  $T_r$ ,  $T_m$  分别为参考状态的屈服应力、参考应变率、温度和材料的熔点;  $B$ ,  $C$ ,  $D$ ,  $n$ ,  $m$  是材料常数。

确定各材料常数值的方法步骤如下:

(1) 考虑准静态、初始温度为室温即  $T = 293 \text{ K}$  下的本构关系如式 (2) 所示。通过拟合图中室温下的试验数据可得到材料常数  $A$ ,  $B$ ,  $n$  的值。

$$\sigma = (A + B \epsilon_p^n) \quad (2)$$

(2) 考虑准静态下不同初始温度下的本构关系如式 (3) 所示。比较图中不同初始温度下的试验数据, 取 TC11 钛合金的熔点  $T_m = 1875 \text{ K}$ , 可以拟合得到材料常数  $D$ ,  $m$  的值。

$$\sigma = (A + B \epsilon_p^n) \left[ 1 - D \left( \frac{T - 293}{1582} \right)^m \right] \quad (3)$$

(3) 考虑高应变率下等温曲线的本构关系如式 (4) 所示, 比较图 (4) 中不同应变率下的动态拉伸复元试验数据, 可拟合得到材料常数  $C$  的值。

$$\sigma = (A + B \epsilon_p^n) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (4)$$

通过以上步骤得到的材料常数值作为最小二乘法优化过程的初始输入, 其中参考应变率取为  $\dot{\epsilon}_0 = 0.001 \text{ s}^{-1}$ , 最后得到材料常数优化值为  $A = 791.3$ ,  $B = 842.5$ ,  $n = 0.342$ ,  $m = 1.12$ ,  $D = 5.03$ ,  $C = 0.0263$ 。将其代入式(3), 可得拟合应力-应变曲线如图5所示, 计算结果与实验曲线吻合良好, 可见该模型能很好地描述准静态下温度对TC11钛合金流变应力的影响。

同时比较高应变率 (190、500  $\text{s}^{-1}$ ) 等温条件下的本构模型计算结果与动态拉伸复元试验数据如图 6 所示, 二者吻合良好表明动态拉伸复元试验中温度软化响应被成功解耦, 采用式 (4) 描述等温曲线的本构关系是合理的。

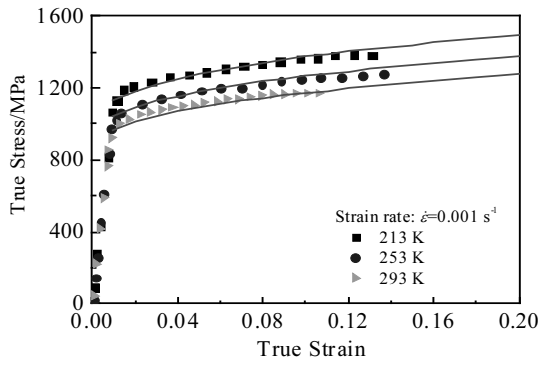


图 5 TC11 准静态不同温度下的模型计算与试验结果对比  
Fig.5 Comparison of model calculation and testing results at different temperatures

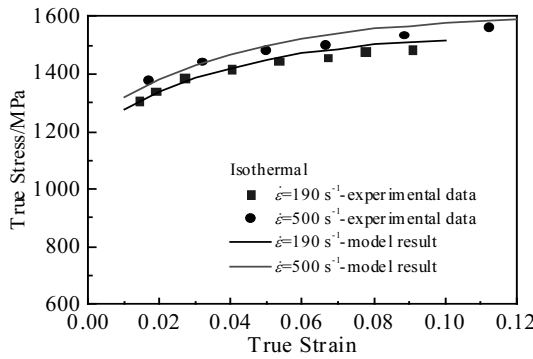


图 6 TC11 钛合金高应变率等温下模型计算结果与试验数据对比  
Fig.6 Comparison of the calculated results of the model and experimental data at high strain rates and isothermal condition

基于上述模型以及对比结果，可进一步考察和确定塑性耗散功向热能的转化系数。如图 6 中所示，当试件通过等温曲线被拉伸到达某一应变  $\epsilon_i$  处，耗散的塑性功  $W_i$  可由等温曲线上对应的应力  $\sigma_i$  对应变  $\epsilon_i$  积分得到。假设耗散功向热能转化的系数为  $\beta$ ，则可利用比热公式<sup>[20]</sup>得到绝热温升为：

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} W_i = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{\epsilon_i} \sigma_i d\epsilon \quad (5)$$

其中， $\rho$  为 TC11 钛合金的密度（取为 4485 kg/m<sup>3</sup>）， $C_p$  为常压下的比热容（取为 544.2 J/(kg·K)）。由式（5）和图 6 可得高应变率下绝热曲线应变应力值为：

$$\sigma'_i = \sigma_i \left[ 1 - D \left( \frac{T + \Delta T - 293}{1582} \right)^m \right] \quad (6)$$

其中， $\sigma_i$  为等温曲线上对应应变  $\epsilon_i$  处的应力值，根据式（4）与图 6 的对比结果可写成：

$$\sigma_i = (A + B\epsilon_i^n) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (7)$$

由式（6）得到不同应变下的绝热应力计算值与实际应力值(即图 3 中的绝热曲线) 进行比较，当计算值和实际值符合一致时，则假设的功热转化系数  $\beta$  即为真实数值。

根据上述方法，最终确定不同应变率 190、500 s<sup>-1</sup> 下的功热转化系数  $\beta$  分别为 95%和 72%，这与以往研究中提出的假定转化系数为 90%存在差异。由此计算的绝热曲线与试验数据对比结果如图 7 所示。由图可见，按本研究所述方法计算的绝热曲线与实验所得绝热曲线吻合，同时发现应变率 190 s<sup>-1</sup> 下的功热转化系数明显高于应变率为 500 s<sup>-1</sup> 情况。未转化为热能的塑性耗散功转化为何种形式的能量，对材料性能有何影响，尚待进一步探索。

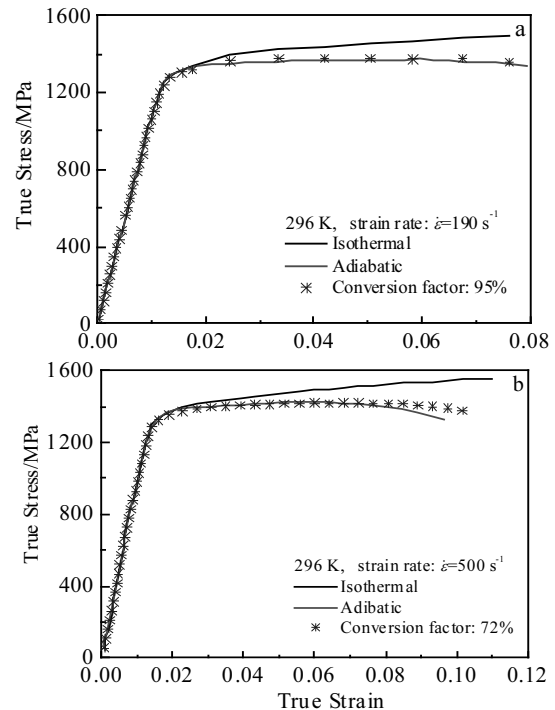


图 7 不同应变率的塑性耗散功向热能转化系数  
Fig.7 Conversion factors of plastic dissipation work to heat at different strain rates: (a)  $\dot{\epsilon} = 190 \text{ s}^{-1}$  and (b)  $\dot{\epsilon} = 500 \text{ s}^{-1}$

### 3 结 论

1) 对 Hopkinson 拉杆试验装置进行改进，在动态加卸载实验基础上发展了动态拉伸复元试验技术，获取了 TC11 两相钛合金在不同应变率动态拉伸下的等温应力-应变曲线。通过试验方法成功实现了绝热变形过程中温度软化效应与应变硬化、应变率强化效应的解耦。

2) 获得了 TC11 钛合金在不同初始温度下的准静态拉伸应力-应变曲线, 采用 Johnson-Cook 模型并通过最小二乘法对材料常数进行优化, 较好地描述了材料的温度软化效应。

3) 引入绝热动态拉伸过程的绝热温升值对 Johnson-Cook 模型进行修正, 对比修正模型计算所得的绝热曲线与试验所得绝热曲线, 确定了 TC11 钛合金材料在不同应变率动态拉伸条件下塑性耗散功向热量的转化系数, 并且发现应变率为  $500 \text{ s}^{-1}$  下的转化系数明显小于应变率为  $190 \text{ s}^{-1}$  下的转化系数。

#### 参考文献 References

- [1] Follansbee P S, Gray G T. *Metall Trans A*[J], 1989, 20: 863
- [2] Silva M G, Ramesh K T. *Mater Sci Eng A*[J], 1997, 232: 11
- [3] Lee W S, Lin C F. *Mater Sci Eng A*[J], 1998, 241: 48
- [4] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Mater*[J], 1998, 46: 1025
- [5] Nemat-Nasser S, Guo W G, Nesterenko V F *et al. Mech Mater*[J], 2001, 33: 425
- [6] Lee D G, Lee S, Lee C S *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2003, 34: 2541
- [7] Khan A, Kazmi R, Farrokh B *et al. Int J Plasticity*[J], 2007, 23: 1105
- [8] Yang Kaiwen(杨凯文), Cheng Xingwang(程兴旺), Zheng Chao(郑超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2728
- [9] Samantaray D, Mandal S, Borah U *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2009, 526(1-2): 1
- [10] Yang Shen(杨 坤), Guan Qingfeng(关庆丰). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2307
- [11] Zhang J, Wang Y, Zan X *et al. J Alloy Compd*[J], 2015, 647: 97
- [12] Xu Feng(许 峰), Zhang Xiyan(张喜燕), Cheng Youming(程佑铭). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 801
- [13] Nemat-Nasser S, Isaacs J B. *Acta Mater*[J], 1997, 45: 907
- [14] Song B, Chen W. *Exp Mech*[J], 2004, 44: 622
- [15] Xia Y M, Zhou Y X. *Acta Mechanica Sinica*[J], 1996, 12(3): 243
- [16] Huang Wen(黄 文), Huang Zhongwei(黄中伟). *Journal of Shenzhen University (Science & Engineering)*(深圳大学学报, 理工版)[J], 2010, 27(2): 127
- [17] Huang W, Zan X, Nie X *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2007, 443: 33
- [18] Kapoor R, Nemat-Nasser S. *Mech Mater*[J], 1998, 27: 1
- [19] Johnson R, Cook W H. *Proceeding of the Seventh International Symposium on Ballistic* [C]. Hague: American Defense Preparedness Association, 1983
- [20] Xu Tianping(徐天平), Wang Lili(王礼立), Lu Weixian(卢维娟). *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 1987, 7(1): 1

## Determination of Conversion Factor in Adiabatic Temperature Rise of Dynamic Tensile Behavior of TC11 Alloy

Li Yunfei<sup>1,2</sup>, Zeng Xiangguo<sup>1</sup>

(1. Sichuan University, Chengdu 610065, China)

(2. Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China)

**Abstract:** Split Hopkinson tension bar system was improved by adding wave absorbers into the incident bar and the transmission bar, to eliminate the reflected waves in the input and output bar in dynamic tension experiments. The dynamic tension recovery technique was developed by adopting the improved bar system. Dynamic tension and recovery experiments were conducted to obtain adiabatic and isothermal stress-strain responses of the TC11 alloy at high strain rates. And the adiabatic softening effect was experimentally uncoupled from the strain-rate strengthening and strain hardening effects. The quasi-static tensile tests at different initial temperatures were also carried out to study the thermal softening effect which was described by Johnson-Cook model. The model was modified by introducing the value of adiabatic temperature rise in dynamic tensile process. When the adiabatic curves of the modified model and the experimental data are in good agreement, the conversion factors of plastic dissipation power to heat at different strain rates can be determined. And the conversion factor of the strain rate of  $500 \text{ s}^{-1}$  is found to be less than that of the strain rate of  $190 \text{ s}^{-1}$ .

**Key words:** dual-phase titanium alloy; dynamic tension recovery experiments; conversion factor in adiabatic temperature rise; modified Johnson-Cook model

Corresponding author: Li Yunfei, Candidate for Ph. D., Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics (CAEP), Mianyang 621999, P. R. China, E-mail: 401Liyf@caep.cn