

TiNi 形状记忆合金动态力学性能测试

韩悌信¹, 曾祥国¹, 陈华燕¹, 陈军², 盛鹰¹

(1. 四川大学, 四川 成都 610065)

(2. 北京应用物理与计算数学研究所, 北京 100094)

摘要: 为了研究 TiNi 形状记忆合金的力学性能, 利用 MTS 万能材料试验机测试得到了它在不同温度下的静态拉伸应力-应变曲线, 并对曲线进行了详细的分析; 利用分离式霍普金森压杆 (简称 SHPB) 对 TiNi 合金进行了多种高应变率下的动态压缩实验, 得到了相应的动态应力-应变曲线; 利用改进的 SHPB 测试系统对 TiNi 合金进行了动态三点弯曲实验, 得到了它的动态起裂韧度。结果表明, TiNi 合金不同于一般的金属, 它的静、动态应力-应变曲线出现了 2 个屈服平台、2 个弹性阶段和 2 个非弹性变形阶段, 同时, TiNi 合金是一种比较脆的金属, 在动态冲击载荷下容易发生脆断。

关键词: TiNi 形状记忆合金; 霍普金森压杆; 本构模型; 动态断裂

中图分类号: TG139+.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-045-06

TiNi 形状记忆合金作为医学植入材料不但具有很好的生物相容性, 还具有强度高、超弹性、耐腐蚀和较低的密度等优良特性。TiNi 形状记忆合金不同于一般金属材料, 其在温度或应力诱发下会发生相变, 从而表现出超弹性行为和形状记忆效应, 这与其内部组织结构的复杂演变机制密切相关。

自 20 世纪 70 年代以来, 对形状记忆合金的本构行为及其机理的研究取得了巨大进展, 但对形状记忆合金动态力学性能方面的研究却很少, 尤其是对形状记忆合金动态断裂韧度的测试更是少之又少^[1]。与此同时, 材料在服役过程中不可避免的会承受动态载荷作用, 因此, 对形状记忆合金进行动态力学性能测试显得很有必要。

在材料动态力学性能的研究手段方面, 霍普金森压杆(SHPB)的应用已经相当成熟, 它能达到的应变率范围为 $10^2 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ ^[2]。在这个应变率范围内建立合适的本构模型可以预测材料在更高应变率下的应力-应变关系。通过对 SHPB 进行简单改造还可测试材料的动态断裂韧度。

本研究首先在 MTS 万能材料试验机上对 TiNi 形状记忆合金进行不同温度下的静态拉伸试验, 得到了相应的应力-应变曲线。然后用 SHPB 系统得到该材料在多种应变率下的动态应力-应变曲线。综合静、动态试验数据, 拟合出本构模型中的参数。最后, 利用 SHPB 对 TiNi 形状记忆合金的动态断裂韧度进行了测试。本研

究提供的 TiNi 形状记忆合金力学性能参数可以为相关记忆元件和结构的设计提供重要参考, 所采用的测试方法对其它金属力学性能的测试具有参考意义。

1 实验

实验材料均为 TiNi 合金。静态拉伸试验在 MTS 万能材料试验机上进行, 动态压缩和动态断裂实验在 SHPB 平台上完成。

图 1 所示为 TiNi 形状记忆合金静态拉伸试样尺寸及实物图。室温下采用标准拉伸试件, 高温下由于要在试件周围安装加热炉, 因此将标距段增长至 110 mm。

图 2 所示为 SHPB 实验装置-动态压缩示意图。

杆件材料为 69Si2Mn 弹簧钢, 直径 14.5 mm, 弹性模量 210 GPa, 入射杆长 1300 mm, 透射杆长 800 mm, 子弹 (撞击杆) 长 200 mm。

图 3 所示为动态压缩试样, 即 $\Phi 8 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 的小圆柱, 圆柱端面保持平行, 光滑。

通过控制子弹的速度, 可以获得不同应变率下的动态应力-应变曲线。

动态压缩试样的应变、应变率及应力可由三波法^[2]求得:

$$\varepsilon(t) = -\frac{2c_0}{l_0} \int_0^t \varepsilon_r(\tau) d\tau \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2c_0}{l_0} \varepsilon_r(t) \quad (2)$$

收稿日期: 2016-12-11

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: 韩悌信, 男, 1991 年生, 硕士, 四川大学建筑与环境学院, 四川 成都 610065, 电话: 028-85407049, E-mail: 309397330@qq.com

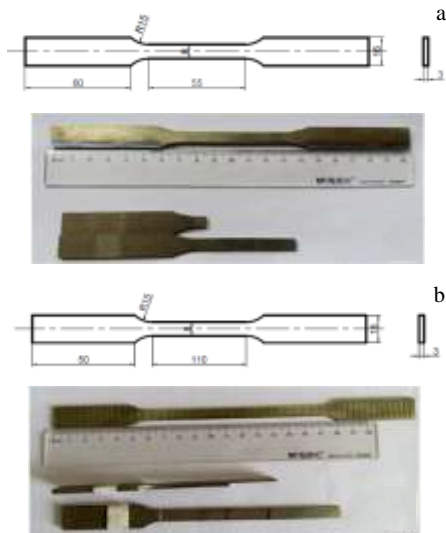


图 1 试样尺寸及实物图

Fig.1 Sample drawings and physical map: (a) room temperature and (b) high temperature

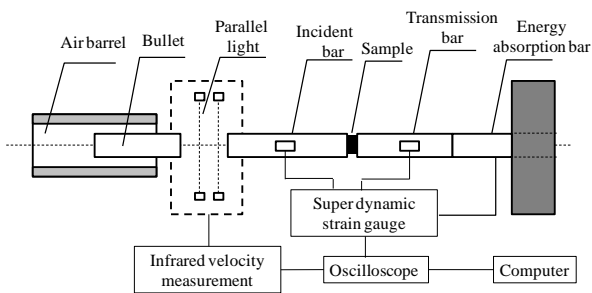


图 2 SHPB 实验装置-动态压缩

Fig.2 SHPB experimental apparatus-dynamic compression

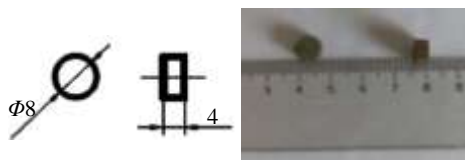


图 3 试样图纸及实物图

Fig.3 Sample drawings and physical map

$$\sigma(t) = \frac{AE}{A_0} \varepsilon_1(t) \quad (3)$$

式中, $\varepsilon_r(t)$ 、 $\varepsilon_t(t)$ 为反射波、透射波引起的应变; l_0 和 A_0 为试样的原始长度和横截面积; A 和 E 分别为杆的横截面积和弹性模量; c_0 为压杆中的弹性波速。联立式(1)~(3)即可得到试样在应变率为 $\dot{\varepsilon}(t)$ 时的动态应力-应变曲线。

图 4 所示为动态三点弯曲(SEB)实验加载示意图。杆件材料为 69Si2Mn 弹簧钢, 直径 20 mm, 弹性模量 210 GPa, 入射杆长 2000 mm, 子弹(撞击杆)长 200 mm。

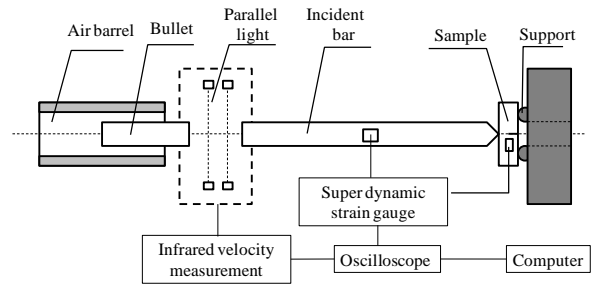


图 4 SHPB 实验装置-动态断裂

Fig.4 SHPB experimental apparatus-dynamic fracture

三点弯曲试样如图 5 所示, 其中 $W=20$ mm; $L=100$ mm; $B=10$ mm; $a=10$ mm+预制疲劳裂纹长度。

图 6a 所示为动态三点弯曲试样加载实物图。通过控制气瓶阀门, 发射子弹, 将试样打断, 实验结束。图 6b 所示为断裂后的 TiNi 形状记忆合金试样。

根据一维应力波理论^[2], 作用在试样上的载荷可由下式计算:

$$P(t) = E_{0SEB} A_{0SEB} [\varepsilon_{iSEB}(t) + \varepsilon_{rSEB}(t)] \quad (4)$$

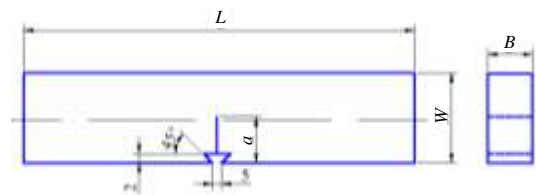


图 5 试样图纸

Fig.5 Sample drawings

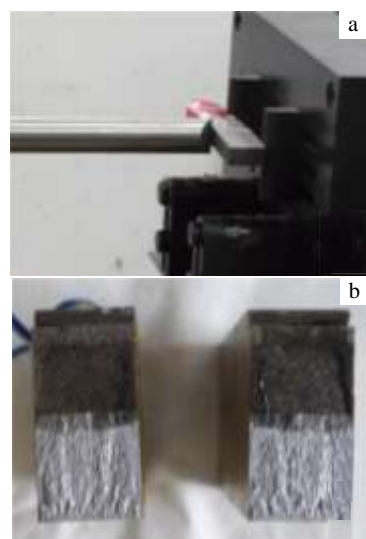


图 6 加载实物图及断裂后试样

Fig.6 Load physical map (a) and broken specimens (b)

式中, E_{0SEB} 、 A_{0SEB} 分别为入射杆的弹性模量和横截面积; $\varepsilon_{iSEB}(t)$ 、 $\varepsilon_{rSEB}(t)$ 分别为入射杆上记录到的入射应变信号和反射应变信号; 试样上的监裂应变片记录裂纹起裂时间 t_f 。

根据李玉龙^[3]等人提出的弹簧质量模型, 可知三点弯曲试样的动态应力强度因子表达式为:

$$K_I(t) = \frac{3S\sqrt{a}}{2BW^2} Y(a/W)\omega_1 \int_0^t P(\tau) \sin \omega_1(t-\tau) d\tau \quad (5)$$

式中, S 、 W 、 B 分别为试样的长、宽、厚, a 为裂纹长度, ω_1 为试样的固有频率, $Y(a/W)$ 为试样的几何因子, 只与试样的形状有关, 当 $S/W=4$ 时:

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) (2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2)}{\left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (6)$$

得到动态应力强度因子时程曲线 $K_I(t)$ 后, 根据起裂时间 t_f 对应的动态应力强度因子即可确定 TiNi 合金的动态起裂韧度。

2 结果及分析

2.1 静态拉伸

室温条件下进行了 3 个试件的准静态拉伸试验, 其中试件 1 直接拉断, 试件 2 和 3 分别加载到最大应变为 4% 和 6% 时卸载。试验中选取的应变率均为 $10^{-4} s^{-1}$, 即准静态加载。

图 7 所示为试件 1 的应力-应变曲线。由图中可以看出: (1) 整个加载过程, TiNi 形状记忆合金经历了 4 个阶段, 先经过奥氏体弹性阶段(OA); 当应力达到相变屈服极限(A 点)后, 在应力诱发下, TiNi 形状记忆合金开始发生马氏体相变, 材料进入了马氏体相变阶段(AB); 到达 B 点时, 马氏体相变结束, 材料进入马氏体弹性极端(BC); 当应变增加到 8% 左右时, 发生位错屈服, 材料进入塑性阶段(CD)。(2) 奥氏体弹性模量 E_{ph} (OA 段斜率)比马氏体弹性模量 E_d (BC 段斜率)大,

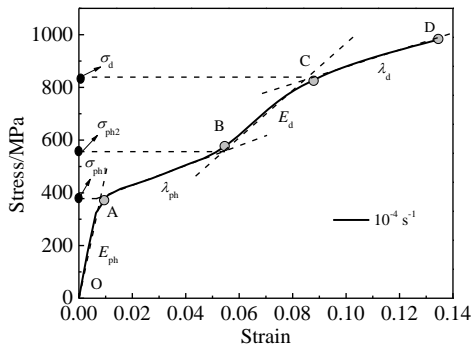


图 7 试件 1 的应力-应变曲线

Fig.7 Stress-strain curve of specimen 1

相变硬化率 λ_{ph} (AB 段斜率)与位错应变硬化率 λ_d (CD 段斜率)几乎一致, 这与 Belyaev^[4]的观点是一致的。(3) 图 7 给出了相变起始应力 σ_{ph1} 、相变结束应力 σ_{ph2} 和位错屈服应力 σ_d 的确定方法示意图。根据此方法可知, 试件 1 的奥氏体弹性模量 $E_{ph}=58.9$ GPa, 马氏体弹性模量 $E_d=9.28$ GPa, 相变起始应力 $\sigma_{ph1}=380$ MPa, 相变起始应变 $\varepsilon_{ph1}=0.86\%$, 相变结束应力 $\sigma_{ph2}=552$ MPa, 相变结束应变 $\varepsilon_{ph2}=5.3\%$, 位错屈服应力 $\sigma_d=830$ MPa。

试件 2、3 的最大拉伸应变分别为 4% 和 6%, 其应力-应变曲线如图 8 所示。由图可以看出, 试件 2、3 的加载过程经历了弹性阶段及相变阶段, 卸载阶段均有逆相变的产生, 且应力-应变曲线呈现非线性的卸载现象。应力完全卸载后, 试件 3 的残余应变大于试件 2。对于这一残余变形有 3 种猜测: (1) 材料发生了位错滑移导致的不可逆变形; (2) 加热可以发生由马氏体向奥氏体的相变, 变形可以恢复; (3) 既有位错滑移产生的不可逆变形, 又有加热可恢复的可逆变性。

图 9 所示为不同温度 (296、330、360、430、460 和 490 K) 下试件的应力-应变曲线。由图 9 看出, 随着温度的变化, 应力-应变曲线及其特征参数变化较大, 主要表现在: 屈服应力、弹性模量以及相变硬化率 3 个方面。

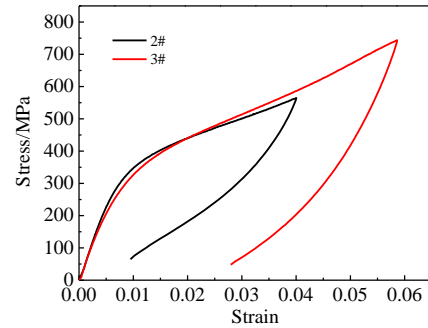


图 8 试件 2、3 的应力-应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of specimen 2 and 3

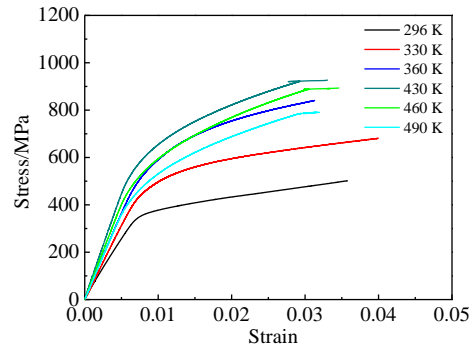


图 9 不同温度下试件的应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of specimen at different temperatures

图 10 所示为屈服应力随温度的变化曲线。这里所说的屈服应力与一般意义上的屈服应力不同，这里的屈服应力指的是应力-应变曲线上确定的屈服点，具体是代表相变屈服还是位错屈服点要视温度而定。由图可以看出，屈服应力变化区间为 350~650 MPa，变化范围较大。同时可以发现，当温度小于 400 K 时，屈服应力随着温度的升高而线性增大，斜率为 3.70 MPa/K；当温度大于 400 K 时，屈服应力随着温度的升高而线性减小，斜率为-1.68 MPa/K。

图 10 中温度小于 400 K 的正斜率直线代表应力诱发的马氏体相变的临界应力随温度的变化关系，它是线性的，这与 Brinson^[5]的大量研究结果是一致的；另外，温度高于 400 K 的负斜率直线代表位错滑移的临界应力随温度的变化关系，这与一般金属表现出来的性质一样。由此可以推断：温度低于 400 K 时，材料的相变屈服应力低于位错滑移临界应力，首先发生了马氏体相变；而温度高于 400 K 时，材料的位错滑移临界应力低于相变屈服应力，拉伸过程中不会发生马氏体相变，直接出现位错屈服，表现出和一般金属一样的性质，最终产生的塑性变形无法恢复。

图 11 给出了弹性模量随温度的变化曲线。由图可知，弹性模量变化区间为 50~100 GPa，变化范围较大，并且可以发现，其变化趋势与屈服应力的变化趋势相似。当温度小于 400 K 时，弹性模量随着温度的升高而线性增大，斜率为 302.83 MPa/K；当温度大于 400 K 时，弹性模量随着温度的升高而线性减小，斜率为-266.22 MPa/K。

图 12 给出了硬化率随温度的变化曲线。可以看出，硬化率随温度的变化没有呈现出明显的线性关系。其中，330 K 下试样的硬化率与常温下相差不大，均为 4000 MPa 左右，而 360、430、460、490 K 4 个温度下试样的硬化率均在 12000 MPa 上下。

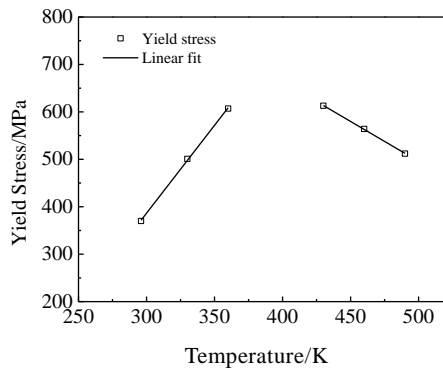


图 10 屈服应力随温度的变化

Fig.10 Change of yield stress with temperatures

2.2 动态压缩

实验共得到了 5 个不同应变率下 TiNi 合金的动态应力-应变曲线，如图 13 所示。

由图 13 可知，在本研究的应变率范围内，TiNi 形状记忆合金的动态应力-应变曲线与静态下的大致趋势一致，均经历了 4 个阶段：母相弹性-马氏体相变-马氏体弹性-位错屈服。因此，TiNi 合金的动态应力-应变曲线出现了 2 个屈服点、2 个弹性段以及 2 个非弹性阶段。

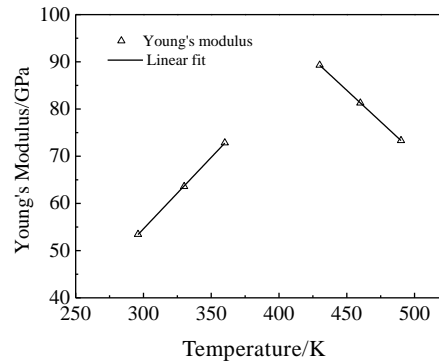


图 11 弹性模量随温度的变化

Fig.11 Change of Young's modulus with temperatures

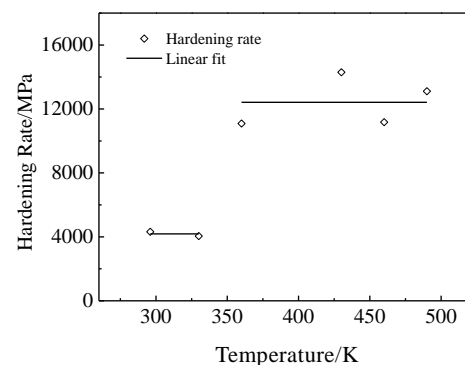


图 12 硬化率随温度的变化

Fig.12 Change of hardening rates with temperatures

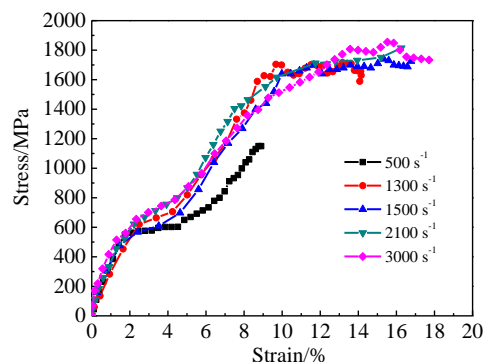


图 13 不同应变率下 TiNi 合金的应力-应变曲线

Fig.13 Stress-strain curves of TiNi alloy under different strain rates

图 14 所示为相变起始应力、相变结束应力和位错屈服应力随应变率的变化情况。可以看出, 在应变率为 500~3000 s⁻¹ 范围内, 相变起始应力、相变结束应力和位错屈服应力均随着应变率的增加而增加, 且相变结束应力的变化最为明显, 相变起始应力与位错屈服应力的变化率相近, 这与 Belyaev 等的结果一致。

图 15 给出了相变屈服前母相弹性模量 (E_{ph})、位错屈服前马氏体弹性模量 (E_d) 以及相变硬化率 (λ_{ph}) 随应变率的变化情况。Belyaev 认为, 相变流动硬化率 (λ_{ph}) 几乎不随应变率的变化而变化, 这与本研究得出的结果相符。对于相变屈服前母相弹性模量 (E_{ph}) 以及位错屈服前马氏体弹性模量 (E_d), Belyaev 认为, 在 800~1500 s⁻¹ 的应变率范围内, 相变屈服前母相弹性模量 (E_{ph}) 是一个常数, 但从本实验结果及 Belyaev 的结果来看, 母相弹性模量离散性较大, 这是因为动态实验中弹性模量的预测误差较大所致。

2.3 动态断裂

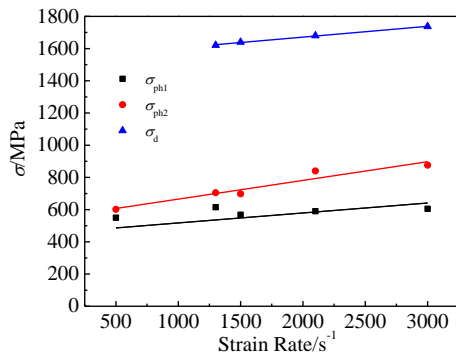


图 14 相变起始应力 (σ_{ph1})、相变结束应力 (σ_{ph2}) 和位错屈服应力 (σ_d) 随应变率的变化曲线

Fig.14 Change of phase transition start stresses (σ_{ph1}), phase transition finish stresses (σ_{ph2}) and dislocation yield stresses (σ_d) with strain rates

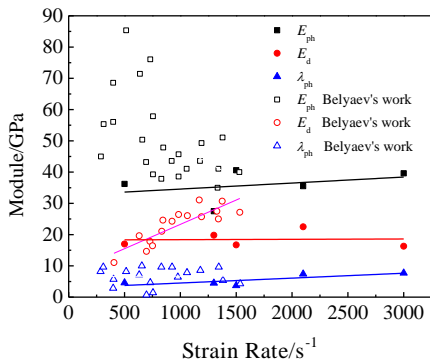


图 15 弹性模量和相变硬化率随应变率的变化曲线

Fig.15 Change of Young's modulus and phase transformation hardening rates with strain rates

图 16 所示为入射杆上记录到的原始电压信号。参考卢芳云等^[6]编著的《霍普金森杆实验技术》一书相关理论及式 (4) 可以得到作用在试样上的载荷时程曲线, 如图 17 所示。

图 18 所示为试样上的监裂应变片记录的原始信号。可以看到, 一开始, 电压信号为 0。从 420 us 左右开始, 电压信号开始逐渐增大, 说明应力波已经到达试样, 并开始对试样进行加载。到 465 us 时, 电压

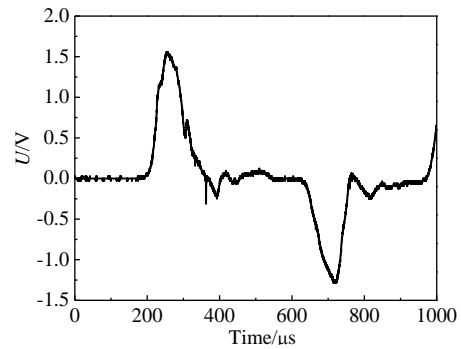


图 16 入射杆上的原始信号

Fig.16 Original signal recorded by incident bar

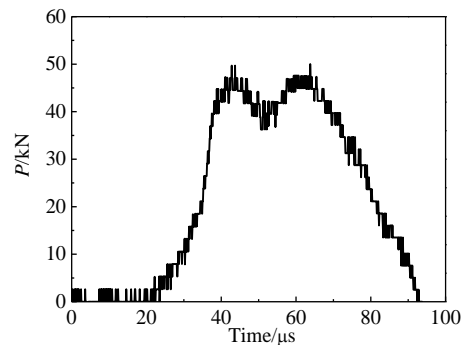


图 17 载荷时程曲线

Fig.17 Load with time-history curve

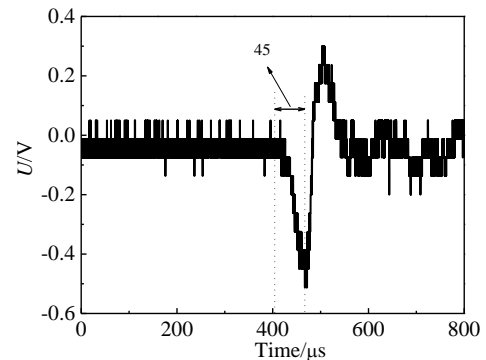


图 18 监裂应变片在试样上记录到的原始信号

Fig.18 Original signal recorded by strain gauge near the crack tip of specimen

信号达到峰值并突然开始减小, 说明裂纹开始起裂, 这一时刻即为裂纹的起裂时间。

将载荷时程曲线 $P(t)$ 代入式 (5) 可得动态应力强度因子时程曲线 $K_I(t)$, 再根据起裂时间 t_f , 即可得到该材料的动态断裂韧性, 如图 19 所示。在本研究中, 得出起裂时间为 $45 \mu\text{s}$, 该时刻所对应的动态应力强度因子值为 $12.8 \text{ MPa m}^{1/2}$, 那么 TiNi 合金的动态起裂韧性就为 $12.8 \text{ MPa m}^{1/2}$ 。

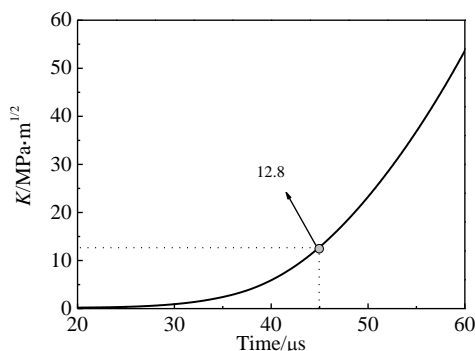


图 19 动态应力强度因子时程曲线

Fig.19 Dynamic stress intensity factor (DSIF) with time-history curve

3 结 论

1) TiNi 合金在室温下的静态单轴拉伸过程中, 应力-应变曲线出现了 2 个屈服台阶、2 个弹性阶段和 2 个非弹性阶段; 卸载时, 产生马氏体逆相变, 应力-应变曲线产生非线性的回复段。应力诱发的马氏体相变的临界应力随着温度的升高而线性增大, 而位错滑

移临界应力随着温度的升高线性减小。弹性模量随温度的变化也是先上升后下降。

2) 动态加载条件下, TiNi 形状记忆合金的动态应力-应变曲线大致趋势与静态下相似, 但相变起始应力、相变结束应力和位错屈服应力均随着应变率的增加而增加, 其中相变结束应力的变化最为明显。相变流动硬化率在不同应变率下几乎相同, 母相弹性模量与马氏体弹性模量随应变率的变化不太明显。

3) 由动态三点弯曲实验得出, TiNi 形状记忆合金的动态断裂韧性为 $12.8 \text{ MPa m}^{1/2}$, 它是一种比较脆的金属材料, 在高速冲击下更容易发生脆断。

参考文献 References

- [1] Li Haitao(李海涛), Peng Xianghe(彭向和), Huang Shanglian(黄尚廉). *Solid Mechanics*(固体力学学报) [J], 2004, 25(1): 58
- [2] Liu Tingting(刘婷婷), Zhang Pengcheng(张鹏程), He Lifeng(何立峰). *Atomic Energy Science and Technology* (原子能科学技术)[J], 2009,12(43): 1095
- [3] Li Yulong(李玉龙), Liu Yuanyong(刘元镛). *Solid Mechanics*(固体力学学报) [J], 1994, 15(1): 75
- [4] Belyaev S, Petrov A, Razov A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 378 (1): 122
- [5] Brinson LC, Lammering R. *International Journal of Solids and Structures*[J], 1993, 30 (23): 3261
- [6] Lu Fangyun(卢芳云), Chen Rong(陈荣), Zhao Pengduo(赵鹏铎) *et al. Hopkinson Bar Techniques*(霍普金森杆实验技术)[M]. Beijing: Science Press, 2015: 33

Tests of Dynamic Mechanical Properties for TiNi Shape Memory Alloy

Han Tixin¹, Zeng Xianguo¹, Chen Huayan¹, Chen Jun², Sheng Ying¹

(1. Sichuan University, Chengdu 610065, China)

(2. Beijing Institute of Applied Physicals and Computational Mathematics, Beijing 100094, China)

Abstract: In order to study the mechanical properties of TiNi shape memory alloy, static tensile stress-strain curves of TiNi alloy at different temperatures has been obtained by MTS universal testing machine, and the curves were analyzed. The split Hopkinson pressure bar (SHPB) has been used to get the corresponding stress-strain curves of TiNi alloy under a variety of high strain rates. The improved SHPB system was used to get the dynamic fracture toughness of TiNi alloy by dynamic three-point bending tests. The results show that the deformation behavior of TiNi alloy is different from that of the general metals. There are two yield platforms, two elastic stages and two non-elastic deformation stages on both static and dynamic stress-strain curves of TiNi alloy. Meanwhile, TiNi alloy is a relatively brittle metal and brittle fracture occurs more easily under dynamic impact loading.

Key words: TiNi shape memory alloy; Hopkinson pressure bar; constitutive model; dynamic fracture

Corresponding author: Han Tixin, Master, College of Architecture and Environment, Sichuan University, Chengdu 610065, P. R. China, Tel: 0086-28-85407049, E-mail: 309397330@qq.com