

文章编号: 1001-1455(2001)03-0168-05

钛镍形状记忆合金冲击变形后 形状记忆效应的研究

施绍裘¹, 陈江瑛¹, 董新龙¹, 王礼立¹, S.P. Belyaev², A.E. Volkov², N.F. Morozov², A.I. Razov²

(1. 宁波大学力学与材料科学研究中心, 浙江 宁波 315211;

2. Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, Russia)

摘要: 采用 SHPB 技术和可控速率循环加温条件下变形恢复量测定装置研究了冲击及静载变形后的 TiNi 形状记忆合金的单程及双程形状记忆特性。发现马氏体状态下的 TiNi 合金的力学特性显示出明显的应变率强化效应, 并且高应变率压缩应力应变曲线呈现流动平台。应变率对形状记忆效应的影响具有双重性, 当外加应力或残余应变较小, 可逆非弹性变形机制起主导作用时, 提高应变率可以增加其单程形状记忆效应; 而随外加应力或残余应变增大, 当基于位错机制的不可逆非弹性变形机制起主导作用时, 应变率提高却抑制了其单程形状记忆效应。应变率对 TiNi 合金双程形状记忆效应的影响视塑性变形的大小而异, 高应变率动载后的双程形状记忆效应在较小塑性应变时, 比静载后的要强; 但在较大塑性应变时两者差别不大。

关键词: 高应变率; 冲击变形; 形状记忆效应; 动态应力应变曲线; 钛镍合金

* 中图分类号: O347 文献标识码: A

1 引言

近年来, 形状记忆合金(SMA)作为智能材料在各个重要技术领域的应用日益为世人所瞩目。尤其是 TiNi 合金, 因其具有双程记忆效应, 已获得广泛应用。为适应其在冲击载荷条件下及快速响应过程中的应用, 就需要对 SMA 在动载下的力学特性, 特别是承受冲击变形后的形状记忆效应进行深入研究。

关于应变率对钛镍 SMA 形状记忆效应的研究迄今尚未得到一致的结果。Ogawa 的早期研究发现, TiNi 合金在动态加载($\epsilon = 2 \times 10^2 \sim 7 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$)到残余压缩变形为 2% 后的应变恢复比与准静加载后的相同^[1,2]。Likhachev 等采用气炮在撞击速度 100m/s 的条件下研究了 TiNi 合金动载后的形状记忆效应, 则发现动载后的恢复比高出静载后的约 10%^[3]。而 Volkov 等用磁脉冲装置(脉冲压力幅值 1~2GPa, 脉冲历时 5~6 μs)所作的实验研究又表明, 在测量精度范围内, 动载恢复比与准静载的没有差别^[4]。另外, Likhachev 等对 TiNi 合金双程形状记忆效应的研究发现, 动载后的双程记忆效应比静载后的大两倍^[5], 并且 Popov 等对 TiNi 合金动态拉伸试验的研究也表明, 不论单程还是双程记忆效应, 在动载后都增加了^[6]。上述研究结果的相互矛盾, 估计与各研究者采用不同的动态加载方法及是否计及应力波效应密切相关; 而没有同时给出静/动载下的应力应变曲线又为分析比较这些不同的研究结果带来了困难。

我们采用计及应力波效应的一维应力 SHPB 冲击装置在应变率为 $\epsilon = 10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 范围内对钛镍 SMA 在马氏体状态下进行动态加载, 测得其动态应力应变曲线, 且试样残余应变高达 16%。随后采用专门设计的可控速率循环加温装置结合变形恢复量测定表头, 测定其单程及双程形状记忆特性, 与相应的准静态试验结果进行比较, 以期得出更全面的实验与分析结论。

2 试验方法

试验材料为 Ti-50.8at.%Ni, 加工成直径与高度均为 5mm 的圆柱形试样, 于 500 °C 下退火 1h, 在室温

* 收稿日期: 2000-11-07; 修回日期: 2001-02-03

基金项目: 国家自然科学基金项目(199111214351); 俄罗斯基础研究基金项目

作者简介: 施绍裘(1946—), 男, 副教授。

室温下处于全马氏体状态。其高应变率冲击加载及准静加载试验分别在宁波大学的电脑化分离式霍布金森压杆 (SHPB) 装置及 INSTRON 电液伺服试验系统上进行。有关试验和测试装置的细节可见文献 [7]。高应变率范围为 $3 \times 10^2 \sim 1.5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, 准静态应变率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 由此分别得到动态和静态应力应变曲线。

加载至不同残余应变值后的试样, 在俄罗斯国立圣彼得堡大学的专用装置 (如图 1 所示) 中将试样以 $1^\circ \text{C}/\text{min}$ 的速率进行加热冷却循环, 并同时测量试样长度的恢复变化 (其精度可达 0.001 mm), 由此可确定其不同加载条件后的形状记忆效应。其中, 首次加热时, 可测量到作为单程形状记忆效应的应变恢复量。而由随后冷却与再加热循环过程中测得的长度变化则表征重复的双程形状记忆效应。

3 试验结果与讨论

图 2 是 SHPB 动态试验与准静态试验所测得的典型的应力应变曲线的比较。两曲线一致地表明, TiNi 合金的受力变形过程经历了两个阶段, 这是 Ti-Ni 合金具有两种不同的非弹性变形机理的宏观力学反映。钛镍 SMA 的马氏体结构由具有不同晶向的畴域组成, 而在每个畴域内还存在孪晶亚结构^[8]。畴域的边界以及分隔不同孪晶层的边界都是可动的。钛镍 SMA 的可逆非弹性变形通常认为是由于畴域及孪晶边界的移动引起畴域结构内晶体重定向所造成的。这种非弹性变形在马氏体逆相变温度范围内加热时, 可以完全恢复变形前的形状。但是, 当施加的应力足够高而超过位错屈服限时, 由于位错的运动与增殖, 就发生不可逆的非弹性变形 (塑性变形)。正是钛镍 SMA 存在这两种不同的变形机理 (可逆的与不可逆的), 其应力应变曲线上就对应地出现图 2 所示表观上有两个屈服限、两个弹性阶段和两种非弹性变形。

从图 2 还可以看到动态曲线与静态曲线的显著差别。首先, 从整体上比较这两条曲线可见, 相同应变时高压应变率动态曲线的应力比准静态曲线更高, 表现出明显的应变率强化特性。这意味着, 对于钛镍 SMA 的马氏体组织, 不论对应于畴域及孪晶边界移动的可逆非弹性变形, 还是对应于位错运动与增殖的不可逆非弹性变形, 都是速率相关的。不难理解: 宏观上应变率越高, 对于可逆非弹性变形, 在微观上意味着畴域及孪晶边界以更快的速度移动; 而对于不可逆非弹性变形, 则意味着更高的位错运动速度。两者都对应于更高的流变应力, 因而呈现图 2 所示应变率强化特性。其次, 第一屈服限 (对应于边界移动及畴域重定向) 及第二屈服限 (对应于位错运动的屈服限) 均随应变率的提高而明显地增加, 且高应变率下应力到达第一屈服限 (400 MPa) 时, 出现了流动平台, 而准静态试验结果却无此流动平台。高应变率曲线上这一流动平台的出现反映出了畴域和孪晶边界运动特性在冲击绝热条件下的某种特有的速率相关性, 或者反映了某种动应力诱发的中间相 (R 相) 的产生, 其细节尚待作进一步深入研究。

图 3 是典型的试样应变随温度循环而变化的实验结果。预应变后的试样先从室温加热升温, 其初

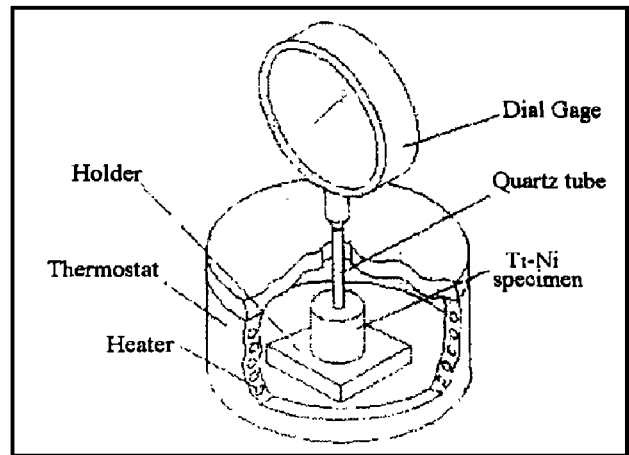


图 1 可控速率循环加热及变形恢复量试验专用装置
Fig.1 Schematic diagram of controllable cycling Heater with dial gauge for measurement of strain recovery

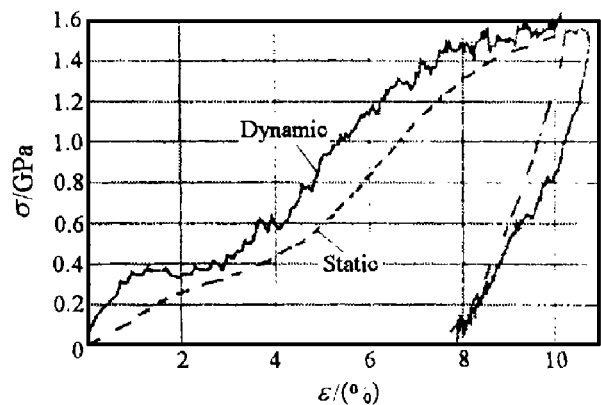


图 2 动态 SHPB 与准静态试验典型的应力应变曲线的比较

Fig.2 Comparison between dynamic and quasi-static stress-strain curves

始直线段反映出试样通常的热膨胀效应。当到达某一温度值 A_s 时, 直线斜率陡增。当达到 A_f 温度时, 斜率又恢复通常热膨胀时的斜率值。在 $A_s \sim A_f$ 温度范围, SMA 发生了马氏体逆相变, 转换成奥氏体母相, 相应地形状得到了恢复。显而易见, 由发生马氏体逆相变的直线段数据区可以很容易地确定特征温度 A_s 和 A_f 。而图中的 ϵ_{SM} 则表征了经预应变后的该 SMA 的单程形状记忆效应的大小, 即由马氏体逆相变而致的应变记忆恢复量。

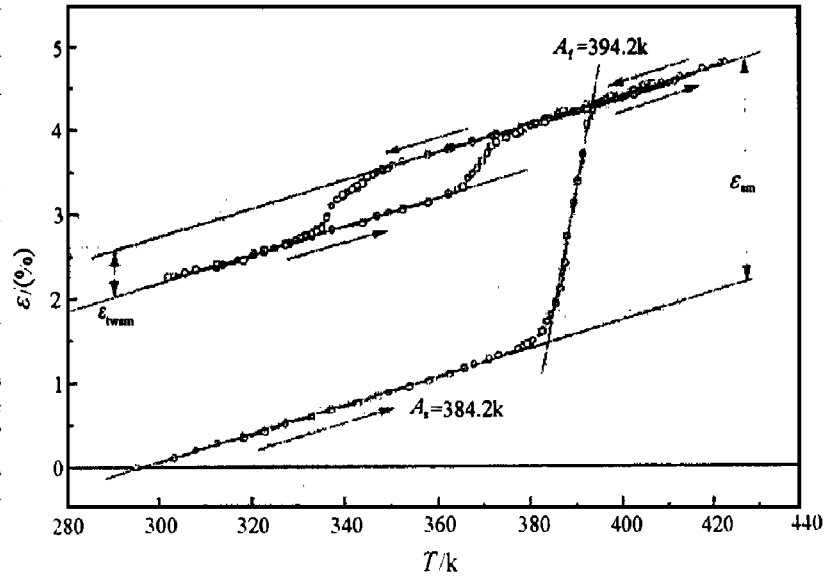


图 3 典型的动态试样恢复应变对温度依赖关系实验结果

Fig. 3 Typical dependence of recovered strain of dynamical specimen on temperature

进一步将试样冷却至室温, 又加热, 如此循环, 可得到如图 3 上部的该 SMA 的双程形状记忆曲线, 而 ϵ_{TWSM} 则表征了经预应变后的该 SMA 的双程形状记忆效应。以 ϵ_r 表示试样加载后的残余应变, 则由残余应变 ϵ_r 与马氏体逆相变加热过程中的应变记忆恢复量 ϵ_{SM} 可得不可逆的塑性应变 ϵ_p , 即 $\epsilon_p = \epsilon_r - \epsilon_{SM}$ 。

图 4 和图 5 分别给出了单程形状记忆效应的应变记忆恢复量 ϵ_{SM} 及应变记忆恢复比 ϵ_{SM}/ϵ_r 与试样残余应变关系的实验结果。值得注意的是, 即使外加应力尚未超过位错屈服限, 预应变也不可能完全得到恢复。这是因为即使在以畴域和孪晶边界移动为主导机制的非弹性变形阶段, 由于试样内部微观应力分布实际上并不均匀, 在局部应力集中部位会发生位错滑移, 使重定向晶体与其周围基体接触处变形失配, 就引起这部分不可逆变形。

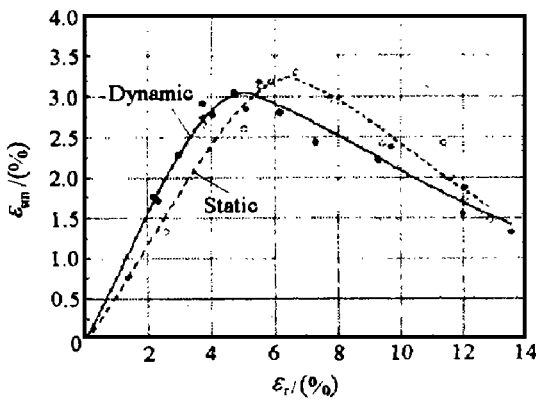


图 4 单程形状记忆恢复量 ϵ_{SM} 与 ϵ_r 的关系

Fig. 4 Relation of one-way shape memory recovery ϵ_{SM} to residual strain ϵ_r

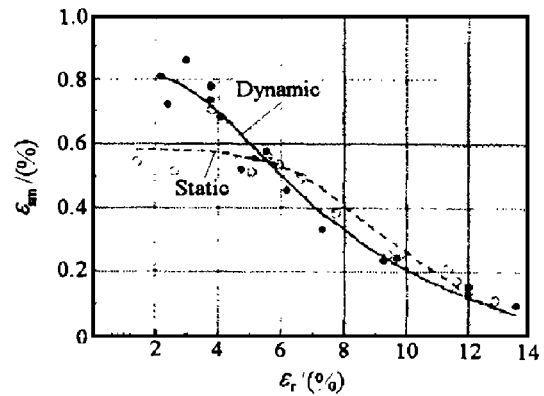


图 5 单程应变记忆恢复比 ϵ_{SM}/ϵ_r 与 ϵ_r 的关系

Fig. 5 Relation of one-way shape recovery ratio ϵ_{SM}/ϵ_r to residual strain ϵ_r

图 4 还表明, 从曲线的总体形状看, 动态与准静态加载试验结果具有相似的形状, 即 ϵ_{SM} 先随 ϵ_r 增大而增加, 达到极值后反而随 ϵ_r 增大而减小。具体地说, 当残余应变 ϵ_r 分别达到 5% 和 7% 时, 动载与静载曲线分别达到极大值 $(\epsilon_{SM})_{max}$ 。这可以理解为当 ϵ_r 分别大于等于 5% 和 7% 时, 两者非弹性变形中的位错机理开始起主导作用, 因而随 ϵ_r 的增加, 不可逆塑性变形部分大大增强; 相应地可逆的形状记忆效应则随 ϵ_r 增加而下降。另外从两条曲线看, 与动载极值 $(\epsilon_{SM})_{max}$ 相对应的 ϵ_r (5%) 小于静载下相应的

ϵ_r (7%), 似乎动态曲线向左移动了一下。这意味着冲击载荷下由于不可逆弹性变形的应变率强化作用, 因而在比准静态下较小的应变时就达到以位错机理起主导作用的阶段。这样如图 4 所示, 在残余应变小于约 5% 时, 由于可逆非弹性变形机理起主导作用, 再考虑到图 2 所示可逆非弹性变形的应变率强化效应, 则动态变形后的形状记忆效应必然优于静态变形后的形状记忆效应; 反之, 当残余应变大于约 5% 时, 由于冲击载荷下提前进入以位错机理为主导的阶段, 不可逆变形的比例增加, 因而动态形状记忆效应反而低于准静态记忆效应了。换句话说, 高应变率载荷会大大地激发位错的增殖, 这样当非弹性变形的位错机理被启动后 ($\epsilon_r > 5\%$), 承受冲击变形的 SMA 具有更高的位错密度, 不可逆塑性变形部分大大增强, 自然其可逆的形状记忆效应就弱于静载后的。图 5 中的应变记忆恢复比与残余应变关系与上述讨论一致。

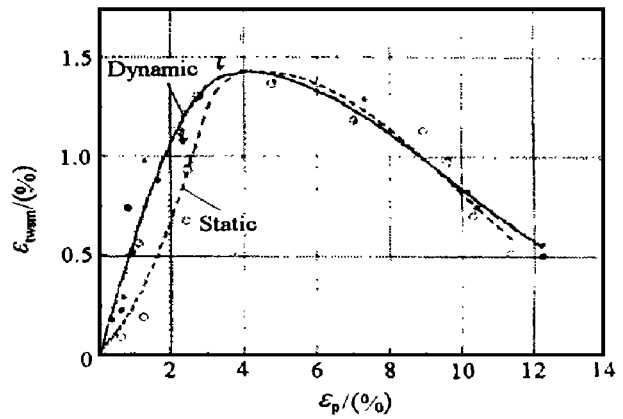


图 6 双程形状记忆恢复量 ϵ_{TWSM} 与 ϵ_p 的关系

Fig. 6 Relation of two-way shape memory recovery ϵ_{TWSM} to plastic strain ϵ_p

图 6 是双程形状记忆恢复量 ϵ_{TWSM} 与塑性应变 ϵ_p 关系的实验结果。TiNi SMA 的双程形状记忆效应一般认为是由于内应力的择优取向作用对马氏体成核过程的影响而引起的。因此, 这一效应的大小 ϵ_{TWSM} 与不可逆塑性应变 ϵ_p 相关。 ϵ_p 在预应变后的试样加热过程中是不可恢复的。图中分别给出了动态与准静态加载后的实验结果, 两者稍有差别。值得注意的是: 当塑性应变小于 4% 时, 动态加载后的双程形状记忆效应比静载后的要强。这很可能是由于动态加载条件下位错结构更为有序, 从而内应力更强, 或者形成了动应力诱发的中间相, 因而就有更大的 ϵ_{TWSM} 。

4 结 论

(1) 马氏体状态下的钛镍形状记忆合金的力学特性是对应变率敏感的, 显示出明显的应变率强化效应, 即相同应变下动态流动应力比准静态的更高; 还发现高应变率压缩应力应变曲线在第一表观屈服限处呈现流动平台。

(2) 应变率对形状记忆效应的影响具有双重性, 即当外加应力或残余应变较小, 可逆非弹性变形机制起主导作用时, 提高应变率可以增加钛镍 SMA 的单程形状记忆效应; 而随外加应力或残余应变进一步增大, 当基于位错机制的不可逆非弹性变形机制起主导作用时, 应变率提高却削弱了其单程形状记忆效应。

(3) 应变率对 TiNi 合金双程形状记忆效应的影响大小与塑性变形的大小有关, 即高应变率动载后的双程形状记忆效应在较小塑性应变时, 比静载后的要强; 但在较大塑性应变时, 则两者差别不大。

参考文献:

- [1] OGAWA K. Characteristics of Shape Memory Alloy at High Strain Rate [J]. J Phys IV, 1988, 49: 115—120.
- [2] OGAWA K. Dynamic Behaviour of Shape Memory Material [J]. J Phys IV, 1991, 1: 215—221.
- [3] LIKHACHEV V A, PATRIKKEEV Yu I. Shape Memory Effect in Titanium-nickel after Static and Impact Loading [A]. Mechanics of the Strength of Materials with New Functional Properties [C]. Rubezhnoe, 1990. 128—129.
- [4] VOLKOV A E, KRIVOSHEEV S I, PETROV Y V, et al. A Study of the Deformation and Strength Properties and Structural Transformations in Metals at High Strain-rate Loading [A]. PANASYUK V V. Fracture Mechanics of Materials and Strength of Constructions [C]. Lvov, 1999, 1: 156—159.
- [5] LIKHACHEV V A, SHIMANSKI S R. Effect of the Deformation Rate on the Two-way Shape Memory of Titanium-nickel [J]. Prob-

lemy Prochnosti, 1988, (2): 65—68.

- [6] POPOV N N, SEVRYUGINA N D, SEVRYUGIN I V. Two-way Shape Memory Effect in Titanium-nickel after the Dynamic Shaping [A]. Proc XXXV Seminar "Actual Problems of Strength" [C]. Pskov, 1999. 79—84.
- [7] 胡时胜, 王礼立. 一种用于材料高应变率试验的装置[J]. 振动与冲击, 1986, 5(1): 40—47.
- [8] 杨杰, 吴月华. 形状记忆合金及其应用[M]. 合肥: 中国科学技术大学出版社, 1993.

Study on Shape Memory Effect of TiNi Alloy after Impact Deformation

SHI Shao-qiu¹, CHEN Jiang-ying¹, DONG Xing-long¹, WANG Li-li¹,
S. P. Belyaev², A. E. Volkov², N. F. Morozov², A. I. Razov²

(1. *Mechanics and Material Science Research Center, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;*
2. *Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, Russia*)

Abstract: Using split Hopkinson bar technique, the dynamic stress-strain character and the rate-dependent shape memory effect of TiNi alloy were studied. It was shown that the mechanical behavior of TiNi alloy with martensitic phase displays a marked strain-rate strengthening effect, and a flow plateau was observed on the stress-strain curve at high strain rate. The experimental results reveal a dual nature of the dependence of shape memory effect upon strain-rate. If the stress or residual strain is low, when the reversible inelastic deformation mechanism plays a dominant role, the increase of strain rate enhances the one-way shape memory effect for TiNi SMA; but while the stress or residual strain is larger and the non-reversible inelastic deformation plays a leading role, the increase of strain rate, on the contrary, suppresses the one-way shape memory effect. The influence of strain rate on the two-way shape memory effect for TiNi SMA is related to its plastic deformation. At smaller plastic strain, the two-way shape memory effect of impacted specimen is larger than that of statically loaded specimen; but at larger plastic deformation, no marked difference between them was observed.

Key words: high strain-rate; impact deformation; shape memory effect; dynamic stress-strain curve; TiNi alloy