

# 应力诱发马氏体相变对 TiNi 形状记忆合金 疲劳过程影响的原位实验观察 \*

饶光斌 王俭秋 韩恩厚 柯伟

(中国科学院金属研究所金属腐蚀与防护国家重点实验室, 沈阳 110016)

**摘要** 利用长距离显微镜 (QRMS) 对经过精细抛光的试样表面进行观察, 原位研究了 TiNi 形状记忆合金中应力诱发马氏体相变 (SIMT) 和逆相变对疲劳行为的影响, 包括对应力-应变响应和疲劳裂纹萌生和裂纹扩展规律的影响, 并与普通金属的疲劳行为进行了对比。结果表明, TiNi 形状记忆合金中可逆的应力诱发马氏体相变有利于改善疲劳性能, 然而也正是反复发生的 SIMT 引起的滑移导致了疲劳裂纹的萌生。此外, 在实验中还观察到若干反常的疲劳行为, 如恒  $\Delta K$  加载时裂纹扩展速率对裂纹长度的依赖性、裂纹扩展时的分叉以及疲劳试样表面出现的大量二次裂纹等现象。

**关键词** NiTi 形状记忆合金, 应力诱发马氏体相变, 超弹性, 应力应变响应, 疲劳裂纹萌生与扩展

**中图分类号** TB381, TG113.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2002)06-0575-08

## IN SITU OBSERVATION OF EFFECTS OF STRESS INDUCED MARTENSITIC TRANSFORMATION ON FATIGUE BEHAVIOR IN NiTi SHAPE MEMORY ALLOY

RAO Guangbin, WANG Jianqiu, HAN Enhou, KE Wei

State Key Lab for Corrosion and Protection of Metals, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: KE Wei, professor, Tel: (024)23915869, Fax: (024)23894149,

E-mail: kewei@icpm.syh.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50001012) and National Basic Research and Development Programme of China (G19990650)

Manuscript received 2002-04-15

**ABSTRACT** The *in situ* investigation of the effects of stress induced martensitic transformation (SIMT) on fatigue behavior in TiNi shape memory alloy (SMA) was conducted using a quester remote measurement system (QRMS). The effects of SIMT on stress-strain response, crack initiation and propagation of fatigue were investigated. Being compared with normal alloys, the result shows that the reversible SIMT improved the fatigue properties, but it also is the cause resulting in the slip which leads to the crack initiation. Some abnormal behaviors in SMA were discussed, such as the dependence of propagation rate to crack length in constant  $\Delta K$  control fatigue tests, the phenomenon of crack branches and secondary cracks etc.

**KEY WORDS** NiTi shape memory alloy, stress-induced phase transformation, superelasticity, stress strain response, crack initiation and propagation

对于金属的疲劳行为已经作了大量的研究, 包括从材料的应力应变响应到驻留滑移带 (PSB) 的形成、疲劳裂

纹萌生和扩展到最后发生疲劳断裂<sup>[1]</sup>; 或者从断裂力学的观点出发研究材料内部短裂纹的快速扩展和减速、随后发展成为不扩展裂纹或者裂纹再次加速扩展直至最终的断裂<sup>[2]</sup>。可以说人们对于传统金属结构材料疲劳的机理和规律已经有了较为一致的认识。近年来形状记忆合金受到了广泛关注。由于它具有独特的形状记忆效应、超弹性和阻尼性质, 在航天、医学、工业控制等各个方面得到了越来越广泛的应用。然而, 对这类合金疲劳行为的特殊规律

\* 国家自然科学基金 50001012 和国家重点基础研究发展规划 G19990650 项目资助

收到初稿日期: 2002-04-15

作者简介: 柯伟, 男, 1932 年生, 中国工程院院士

还不甚了解<sup>[3]</sup>、缺乏深入研究。例如超弹性及应力诱发马氏体相变的存在将使疲劳行为发生重要变化就是一个十分重要的问题。

普通合金在受到足够大的外加载荷作用时发生屈服滑移,这种滑移变形方式和规模与材料在受力时位错的增殖、运动和组态的变化密不可分。这是一种永久性变形,在外力撤消后不会消失。当材料受到外界循环载荷的作用下时则会发生循环硬化或循环软化。形状记忆合金有所不同,当它们受到外部应力的作用时,(1)如果形状记忆合金开始处于奥氏体态,当它受力时,应力诱发马氏体相变将先于滑移形变,可以携带高达10%的变形。如果此时把外部应力撤消,形状记忆合金将会发生马氏体相变的逆相变,由应力诱发相变所携带的应变将消失,这就是超弹性。(2)如果形状记忆合金一开始处于马氏体态,当它受到外力的作用时,所产生的变形则是由马氏体变体之间的吞并来携带。在24种马氏体变体中,只有那些对当前变形取向有利的马氏体才会长大,而取向不利的马氏体变体则会缩小直至消失,最终形成单一变体的马氏体。这时如果外部的应力撤消,外力所产生的应变不会消失。如果将形状记忆合金加热到相变温度以上,形状记忆合金将会因发生马氏体相变的逆相变而恢复到变形前的形状。这就是形状记忆效应,可以预料,由于形状记忆合金在受力时发生的主要不是滑移变形,它的应力应变响应乃至疲劳规律都必然会和普通金属材料有很大的不同。研究形状记忆合金的疲劳行为,不仅对形状记忆合金的安全使用有重要的指导意义,而且可以进一步丰富疲劳理论,并通过研究应力诱发相变对疲劳行为的影响,进一步探索如何利用这一现象来提高金属疲劳性能的可能性。

TiNi形状记忆合金是迄今为止发现的记忆性能最好的合金,具有良好的形状记忆效应、超弹性和生物相容性。本文选择这种合金,研究了它的应力应变响应、疲劳裂纹的萌生、扩展和疲劳寿命规律,与普通金属材料作一对比,着重说明应力诱发马氏体相变和超弹性相关的疲劳行为的规律和特点。

## 1 实验方法

实验所用的TiNi形状记忆合金由中国科学院金属研究所特殊环境材料研究室提供,用氧化钙坩埚真空高频感应熔炼得到重约为10 kg的锭子,经过均匀化处理后,热轧成厚约3 mm的板材,经过热处理以后用线切割的方法加工成板状疲劳试样。

在疲劳实验过程中采用Quester长距离显微镜来研究TiNi形状记忆合金在加载时的应力诱发马氏体相变和卸载时的马氏体逆相变。长距离显微镜和普通的光学显微镜相比,最大的区别是它的物镜可以在距试样表面20 cm处进行连续原位跟踪观察。形状记忆合金发生应力诱发马氏体相变后,由于马氏体相变的浮凸效应,经过仔细抛光的试样表面会发现试样的表面变暗。卸载后,如果发生马

氏体逆相变,试样的表面会重新变得光亮。

疲劳实验在Instron8562型疲劳机上进行,实验温度为室温。研究应力应变响应和疲劳寿命规律时采用三角波,应力应变曲线由疲劳机输出到X-Y记录仪,进行裂纹扩展实验时选用正弦波,频率为2 Hz。用Quester长距离显微镜记录裂纹长度,计算出裂纹扩展速率,并观察在疲劳裂纹扩展过程中试样表面的变化。在研究疲劳裂纹的萌生时,对疲劳试样的表面进行精细的抛光,用长距离显微镜观察在疲劳过程中试样表面的变化,观察疲劳裂纹萌生的位置。试样在疲劳过程中和疲劳断裂后卸下,用SEM观察试样的表面,并与用长距离显微镜的观察结果进行了对比。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 TiNi形状记忆合金的应力应变响应

处于奥氏体态的TiNi形状记忆合金在受到单向循环应力( $R=0$ )的作用时,在拉伸和卸载阶段分别发生应力诱发马氏体相变和逆相变,应力-应变曲线表现为伪弹性。由于在每一周加载和卸载时材料内部位错运动的作用并不完全相同,在每一周时的应力应变曲线也不相同。经过一定的循环周次后,应力应变曲线才趋于稳定,当应力控制在200—400 MPa的范围内,应力应变曲线在200周内可基本达到稳定,进一步增加循环周次应力应变曲线直至试样疲劳断裂也不发生明显的变化<sup>[4]</sup>,这说明在本文的实验条件下,循环应力的作用并没有明显地改变TiNi形状记忆合金的超弹性。疲劳断裂发生在伪弹性消失之前,可见疲劳是由于局部的损伤积累所致,并不是由于循环应力的作用,使形状记忆合金变成一种“普通材料”之后再发生疲劳破坏的。此外还应该指出的是:应力应变曲线记录的是材料总体的变形行为,而疲劳断裂则是一个高度局部化的过程。研究应力应变响应只能作为研究形状记忆合金的初始变形过程的手段。一旦疲劳裂纹萌生,就应当着重研究在疲劳微裂纹前缘处的应力诱发相变规律和裂纹扩展规律。

处于奥氏体态的TiNi形状记忆合金受到对称的拉压负载作用( $R=-1$ )时,材料将经历拉伸阶段的应力诱发相变和拉伸卸载时的马氏体逆相变,以及在压缩阶段的应力诱发相变和压缩卸载时的马氏体逆相变。这种应力应变响应也是在经过一定的周次之后才逐渐趋于稳定。随着循环周次的增加,应力应变曲线所包围的面积逐渐减小<sup>[4]</sup>,这说明经过一定周次后,TiNi形状记忆合金的循环变形的可逆性提高。

当处于马氏体态的TiNi形状记忆合金在受到外部应力的作用时,发生的是马氏体变体之间的互相吞并。图1记录了在单向循环应力的作用下马氏体态TiNi形状记忆合金的循环应力应变响应。结果表明在单向循环应力的作用下,第一周时,试样发生马氏体变体之间的吞并,变成近单一变体的马氏体,在卸载时,近单一变体马氏体发生

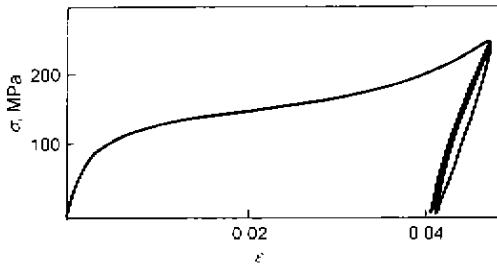


图 1 马氏体态 TiNi 形状记忆合金在  $R=0$  疲劳时的循环应力应变响应

Fig.1 Cyclic stress-strain response during  $R=0$  fatigue of TiNi SMA in martensite state

弹性回复。拉伸过程中产生的应变不能消失。在随后的循环变形中，材料发生的是这种近单一变体马氏体的弹性变形和回复。

处于马氏体态的形状记忆合金在受到对称拉压应力作用时，发生不同马氏体变体之间的互相吞并现象。图 2 是处于马氏体态的 TiNi 形状记忆合金在对称拉压应力下的循环应力应变响应。其单周的应力应变响应与普通金属材料有一定的相似之处，在循环应力的作用下，TiNi 发生循环硬化。但是从图 2 中可以清楚地看出，处于马氏体态的 TiNi 形状记忆合金的应力应变曲线逐步达到稳定的过程与普通的金属材料有很大的不同。记录在不同的应力幅下，处于马氏体态的形状记忆合金对称拉压达到稳定时的应力应变曲线，若把它们的最大应力值和应变值标在一张图上（图 3），就可得到处于马氏体态的形状记忆合金在对称拉压时的 CSSC 曲线。对比两种材料的 CSSC 曲线，可以发现两者的应力应变响应规律有明显的不同。由于在形状记忆合金内部发生的是一种相变过程，它的应力应变响应不同于普通金属材料，不再是线性规律，表现在应力应变响应的频率依赖性。在一定的加载条件下，可发生蠕变，循环蠕变，负蠕变以及其它一些特殊的应力应变

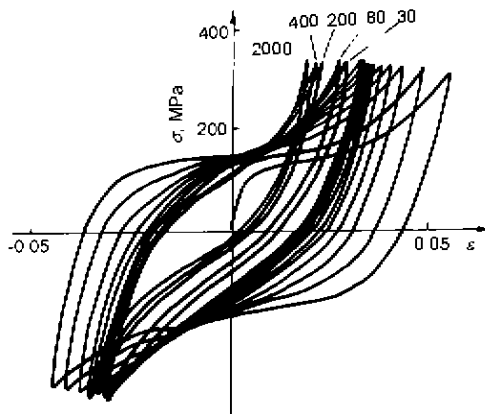


图 2 马氏体态 TiNi 形状记忆合金在  $R=-1$  疲劳时的循环应力应变响应

Fig.2 Cyclic stress-strain response during  $R=-1$  fatigue of TiNi SMA in martensite state

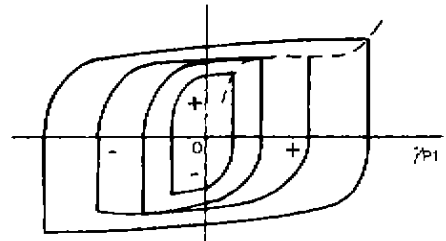


图 3 普通金属材料与马氏体态 TiNi 形状记忆合金饱和循环应力应变曲线的比较  
Fig.3 Compare of the saturated stress-strain curve of common metallic material and martensitic TiNi SMA  
(a) common metallic material (b) martensitic TiNi shape memory alloy

响应 [5]。

### 2.2 TiNi 形状记忆合金的疲劳寿命曲线

通常用 S-N 曲线来描述寿命规律。S-N 曲线同样可以用来描述形状记忆合金的疲劳寿命规律。研究表明，相对于普通金属材料而言，在相当的应力或应变幅下，细晶的 TiNi 形状记忆合金的疲劳寿命比普通金属材料的疲劳寿命要高。图 4 给出了一种 TiNi50.6 形状记忆合金 ( $M_s=7\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $A_f=37\text{ }^\circ\text{C}$ ，单向拉伸实验得到它的屈服强度约为 130 MPa) 在空气中零-拉疲劳 ( $R=0$ ， $f=1\text{ Hz}$ ，三角波) 时的 S-N 曲线，这与文献 [6] 中的报道是基本一致的。从图 4 中可以看出，当疲劳循环应力的最大值为 250 MPa、接近材料屈服强度的两倍时，TiNi 形状记忆合金的疲劳寿命高达 1,000,000 周以上，在最大应力值为 400 MPa 时，疲劳寿命也高达 5700 周，显示出 TiNi 形状记忆合金良好的抗低周疲劳的性能

### 2.3 TiNi 形状记忆合金疲劳裂纹的萌生规律

图 5 至图 9 表示的是一组用长距离显微镜观察在应力不断作用下某选定位置表面状态的变化和疲劳微裂纹萌生过程。图 5a 是经过仔细抛光的试样表面。由于表面

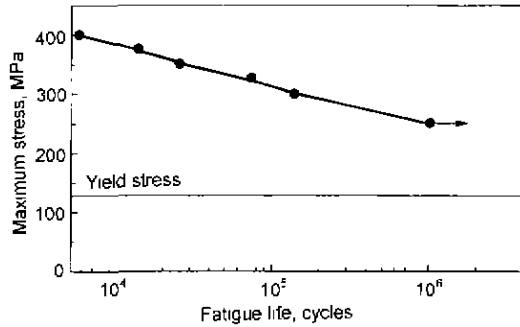


图4 TiNi 形状记忆合金零-拉疲劳的 S-N 曲线, 材料的屈服强度为 130 MPa

Fig.4 S-N curve of TiNi SMA under zero-tension fatigue (Yield stress=130 MPa)

完全平整, 所以照片中看不到任何的斑点. 经过 18 周的加载以后, 由于在加载时发生应力诱发马氏体相变, 在试样的表面产生浮凸, 因此观察到试样的表面出现一些变暗的斑点 (图 5b), 卸载后恢复光亮, 但是仍然残存部分的斑点 (图 5c). 这是因为卸载后, 试样只发生部分的马氏体逆相变, 由应力诱发马氏体相变所产生的表面浮凸只有部分消失. 此时如果在试验机上用 电吹风加热试样, 可以发现, 试样表面重新恢复光亮 (图 5d). 这说明试样在卸载后表面的粗糙完全是由残余的应力诱发马氏体相变所产生的表面浮凸引起的.

在循环应力的不断作用下, 加载时和卸载后试样表面的变暗程度都有所增加, 斑点暗度不断加深. 斑点暗度的加深说明试样表面的粗糙程度在不断增加. 但是在 1600 周时, 卸载后试样表面残余的斑点都可以通过加热试样的方法来消除, 使试样表面完全恢复光亮 (图 6a 至图 6c 分别是在 1600 周加载时, 卸载后以及卸载再用电吹风加热试样后拍摄的试样表面照片). 结果表明, 在循环应力的作用下, 在 1600 周以前试样内部只发生应力诱发马氏体相变和逆相变, 试样表面的粗糙不是由滑移产生的.

在循环应力的进一步的作用下, 加载时和卸载后试样表面的斑点暗度进一步加深, 在应力循环达到 5000 周时, 卸载后用 电吹风加热试样则发现试样表面的斑点不能完全消失 (图 7a 至图 7c). 这说明经过 5000 周的循环应力作用后, 试样表面的粗糙已不仅仅是由应力诱发相变所产生, 试样表面产生了滑移变形导致的表面粗糙. 在循环应力的继续作用下, 卸载后试样表面粗糙中不能用加热的方法消除的比例越来越大, 最终加热已经基本不能消除试样表面的粗糙了. 图 8a 和图 8b 分别是在发生疲劳断裂后试样在原观察位置处的长距离显微镜照片和用 电吹风加热试样之后的试样表面. 可以发现试样的表面已经形成了大量的疲劳二次裂纹.

进一步仔细观察试样表面变暗的位置, 可以发现在每一周卸载后重新加载时, 试样表面斑点在同一位置出现,

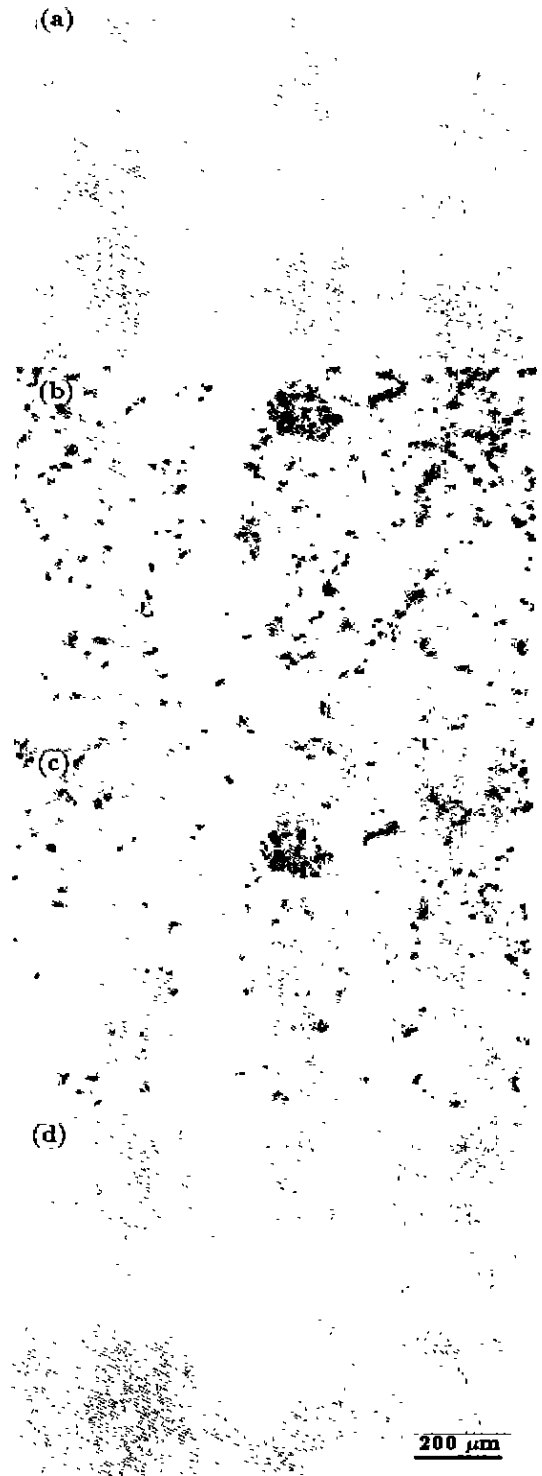


图5 TiNi 形状记忆合金经 18 周循环后试样表面的长距离显微镜原位观察

Fig.5 *In situ* observation of the specimen surface of TiNi SMA after 18 cycles loading

(a) specimen surface before loading

(b) at maximum stress at 18 cycles

(c) unloaded after 18 loading cycles

(d) after heating the specimen using a hair drier

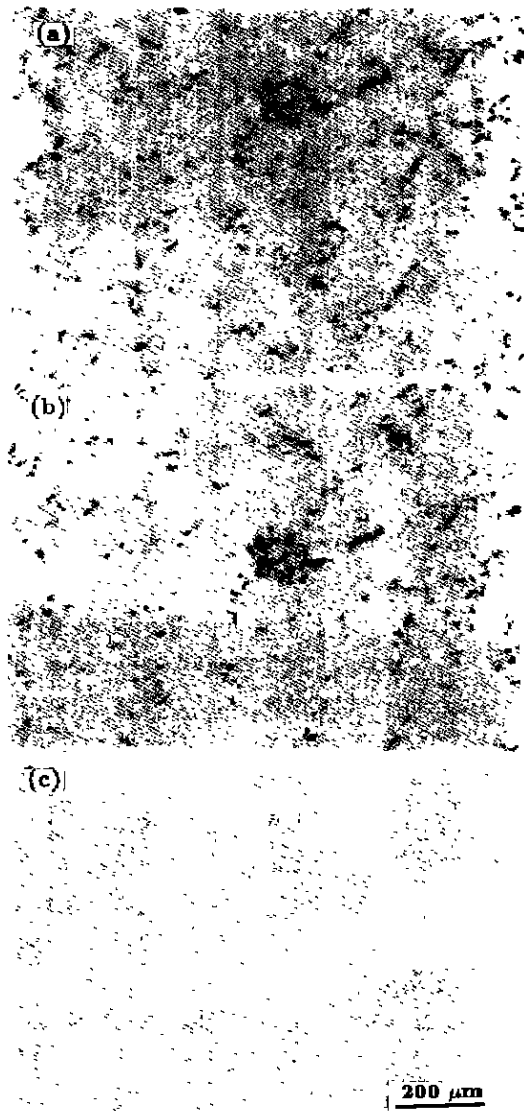


图 6 经 1600 周循环后试样表面的长距离显微镜原位观察

Fig.6 *In situ* observation of the specimen surface after 1600 cycles loading

- (a) at maximum stress at 1600 cycles
- (b) unloaded after 1600 loading cycles
- (c) after heating the specimen using a hair drier

这说明在每一周加载时的应力诱发马氏体相变发生于试样的同一位置。随着循环周次的增加, 应力诱发马氏体相变在同一位置不断地产生和消失, 并在该位置发生了滑移导致的试样表面粗糙, 疲劳裂纹由此萌生。疲劳断裂后试样的 SEM 观察发现, 在试样的整个标距段也都布满了大量的二次裂纹(图 9)。我们知道, 普通金属材料中疲劳破坏常常是在萌生微裂纹后, 该微裂纹不断发展而导致最终的疲劳断裂, 并不产生大量的二次裂纹。在 TiNi 形状记忆合金的疲劳过程中, 应力诱发相变和逆相变相对于普通金属材料, 有着较低的损伤积累速率, 这可能使它的疲劳

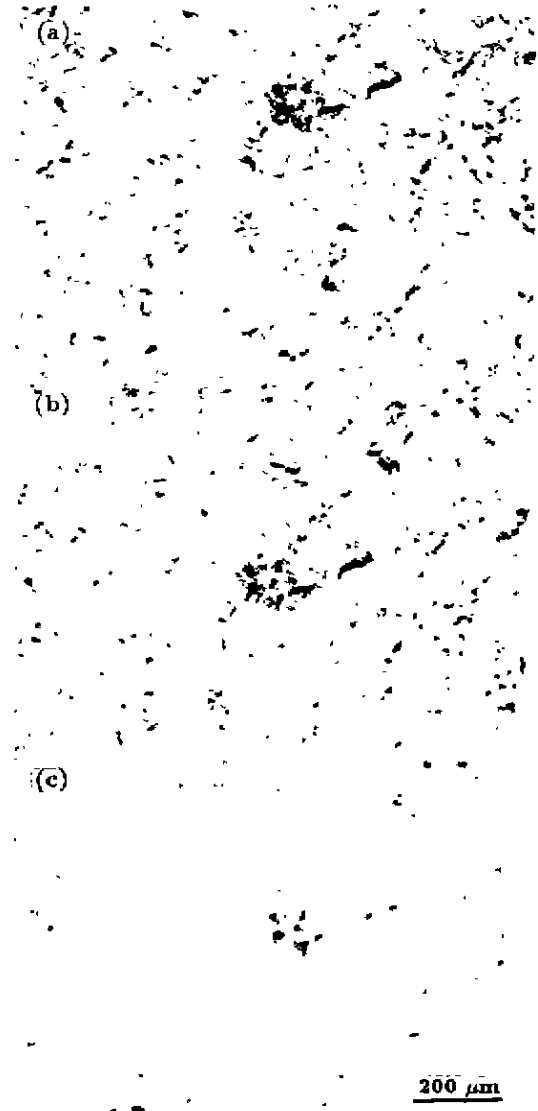


图 7 经 5000 周循环后试样表面的长距离显微镜原位观察

Fig.7 *In situ* observation of the specimen surface after 5000 cycles loading

- (a) at maximum stress at 5000 cycles
- (b) unloaded after 5000 loading cycles
- (c) after heating the specimen using a hair drier

寿命高于普通金属材料; 另一方面是应力诱发相变的不断产生和消失, 促进了试样表面的滑移致粗糙, 促进萌生疲劳裂纹。

#### 2.4 形状记忆合金的疲劳裂纹扩展

在形状记忆合金的疲劳裂纹扩展中, 由于在裂尖处的应力集中效应, 尽管加在试样上的名义应力低于应力诱发相变的临界应力, 在裂尖处也会发生 SIMT。这对裂尖处的应力分布会产生一定的影响。研究形状记忆合金的疲劳裂纹扩展规律, 应着重研究在裂尖前缘处由于应力集中而产生的马氏体相变对疲劳裂纹扩展规律的影响。



图 8 疲劳断裂后试样表面的长距离显微镜原位观察

Fig.8 *In situ* observation of the specimen surface after fatigue failure

(a) after failure

(b) after heating the specimen using a hair drier

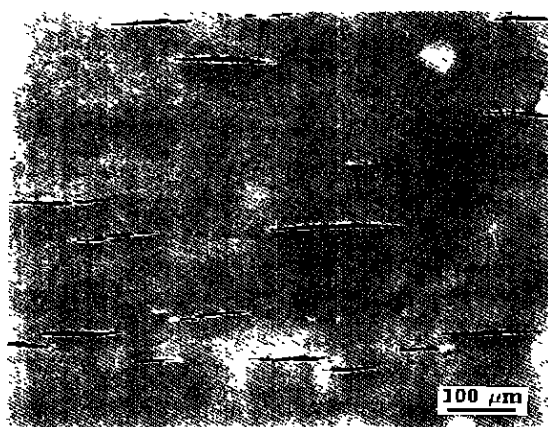


图 9 疲劳断裂后试样表面的 SEM 照片

Fig.9 SEM observation of the specimen surface after fatigue failure

图 10 显示的是一种 TiNi<sub>50.6</sub> 形状记忆合金疲劳裂纹扩展过程中加载时在裂尖附近应力诱发马氏体的情形(材料的屈服强度为 130 MPa, 名义应力值 70 MPa, 此时裂纹长度为 11 mm)。结果表明: 加载时的应力诱发马氏体

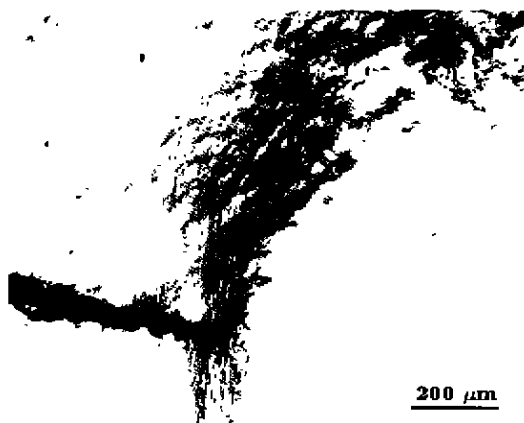


图 10 裂纹扩展加载时裂头处由应力集中效应产生的应力诱发马氏体相变

Fig.10 Stress induced martensite transformation at crack tip during loading process due to the stress concentration effect

相变区的位置不在裂尖的正前方, 而是与裂纹扩展方向呈约 45° 的位置。继续加载时, 应力诱发马氏体相变区的大小随着  $\Delta K$  值的增加而增加, 应力诱发马氏体区仍位于裂尖的后方, 裂尖的正前方仍无应力诱发相变发生。断口的 SEM 观察也发现了疲劳辉纹的特征<sup>[7]</sup>。这些都与用长距离显微镜原位观察结果。在裂尖的正前方无应力诱发马氏体区的现象是一致的。由于在裂尖的正前方无应力诱发相变, 在裂尖的正前方发生的现象同普通金属材料一样, 仍然是塑性变形。应力诱发马氏体相变对 TiNi 形状记忆合金的疲劳裂纹扩展没有直接的影响。但是由于在裂尖后方的应力诱发相变, 可能会引起裂尖处的应力场的重新分布, 从而对疲劳裂纹的扩展规律产生一定的影响<sup>[7]</sup>。

此外, 用长距离显微镜原位观察 TiNi 形状记忆合金的疲劳裂纹扩展过程, 发现在疲劳裂纹扩展的过程中, 经常发生裂纹分叉现象。图 11 是一组 TiNi 形状记忆合金在疲劳裂纹扩展过程中裂尖处的裂纹分叉过程。在裂纹扩展过程中, 经常在主裂纹的附近萌生一个新的裂纹, 之后在循环应力的作用下, 原来的主裂纹和新萌生的裂纹同时向前扩展, 经过一定的循环周次后, 原来的主裂纹的扩展速率逐渐减慢, 最终停止扩展, 新萌生的裂纹则取代原来的主裂纹继续向前扩展, 完成一次裂纹分叉过程。不断发生的裂纹分叉现象也对降低 TiNi 形状记忆合金的疲劳裂纹扩展速率有一定的贡献<sup>[7]</sup>。

普通金属材料在载荷控制控制的疲劳裂纹扩展试验中, 通常裂纹扩展速率和裂纹扩展驱动力  $\Delta K$  在双对数坐标中表现出直线规律; 而在采用恒  $\Delta K$  控制疲劳裂纹扩展实验中, 疲劳裂纹的扩展速率保持不变。最近在恒  $\Delta K$  控制的疲劳裂纹扩展实验中 ( $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), TiNi 形状记忆合金的疲劳裂纹扩展速率随着裂纹长度的增加而减小, 并不象普通金属材料那样



图 11 TiNi 形状记忆合金疲劳裂纹扩展裂纹分叉过程的长距离显微镜原位观察

Fig.11 QRMS *in situ* observation of crack branching process during crack propagation of TiNi SMA

- (a) a new crack initiated near the main crack tip
- (b) the new crack propagated to both directions while the main crack still propagated to the right
- (c) the two cracks coalesced, the crack branching process finished

保持恒定的扩展速率，二者有一定的差异。从图 12 和图 13 中可以看出在  $\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时疲劳裂纹扩展速率均有明显的降低。当  $\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时，如果线切割把预制裂纹长度从 5 mm 增大到 10 mm(即消除了疲劳裂纹扩展时在 5—10 mm 间的裂纹闭合效应)，可以发现这时疲劳裂纹的扩展速率有所提高，但是没有恢复到在 5 mm 时的裂纹扩展速率。在  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时裂纹扩展到一

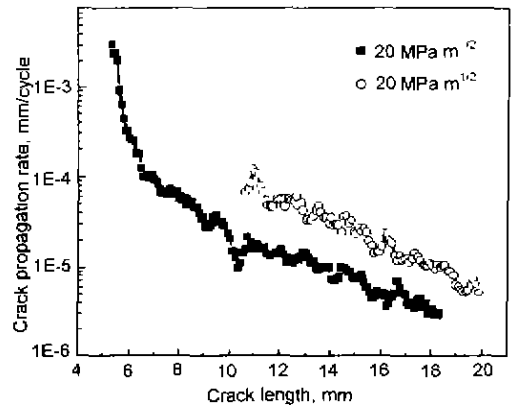


图 12 恒  $\Delta K$  控制下  $\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时的疲劳裂纹扩展速率

Fig.12 Crack propagation rate of TiNi SMA under constant  $\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

The upper line was from specimen with 10 mm pre-exist crack, while the lower line was from specimen with 5 mm pre-exist crack., both propagation rates decrease with increasing of the crack length

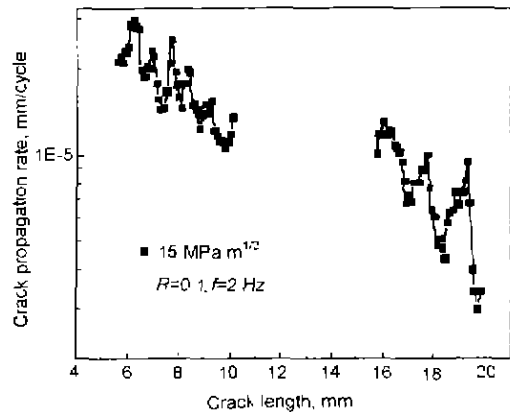


图 13 恒  $\Delta K$  控制下  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时的疲劳裂纹扩展速率

Fig.13 Crack propagation rate of TiNi SMA under constant  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

The left part was from specimen with 5 mm pre-exist crack, the right part curve was from the same specimen of the left part, with 15 mm pre-exist crack, showing that the decrease of the propagation rate with increasing of crack length is not caused by crack closure effect only

定的距离后用线切割切去原来的裂纹，使预制裂纹的长度变为 15 mm，以消除前面裂纹扩展所产生的裂纹闭合效应，然后在同一个试样上继续进行  $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  的裂纹扩展实验。同样出现了裂纹扩展速率一定程度的提高，但是仍然比最初的裂纹扩展速率低，而且裂纹扩展速率马上又开始降低。消除了裂纹闭合效应后裂纹扩展速率不能恢复到初始值的现象说明裂纹扩展速率随裂纹长度的增加而降低的现象不仅仅是由于裂纹闭合效应引起的。

从试验和讨论可以看出应力诱发马氏体相变带给形状记忆合金许多新的不同于普通金属材料的疲劳规律。形状记忆合金在受到循环应力作用时,在试样的内部发生应力诱发相变和逆相变,也就是马氏体和奥氏体界面的运动。由于形状记忆合金中的热弹性马氏体相变有较好的可逆性,而且如实验观察中的那样,在每一周循环加载时,应力诱发相变发生于同一位置,也就是说马氏体与奥氏体界面在同一位置往复运动,不容易发生相互作用。这样在TiNi形状记忆合金的疲劳过程中的损伤积累相对于普通金属材料而言要慢。应力诱发马氏体相变提高了TiNi形状记忆合金的抗疲劳性能,在相当的应变幅下,TiNi形状记忆合金的疲劳寿命较高。

### 3 结论

(1) TiNi形状记忆合金在受力时首先发生的是应力诱发马氏体相变而不是滑移。传统的金属结构材料的疲劳规律不完全适用于形状记忆合金。

(2) TiNi形状记忆合金在单向循环载荷( $R=0$ )和对称拉压循环载荷( $R=-1$ )的作用下,应力应变响应与普通金属材料不同。随着循环周次的增加,TiNi形状记忆合金的应力应变曲线趋于稳定化。处于奥氏体态的TiNi形状记忆合金受到单向循环应力的作用时,在拉伸和卸载阶段分别发生应力诱发马氏体相变和逆相变,应力应变曲线直到最终断裂前仍表现为伪弹性。在本文的实验条件下,循环应力并没有明显地改变合金的超弹性。疲劳断裂发生在伪弹性消失之前,可见疲劳是由于局部的损伤积累所致,并非由于循环应力的作用,使形状记忆合金变成一种“普通材料”之后才发生疲劳破坏的。处于马氏体态的TiNi形状记忆合金受到对称拉压应力作用时,发生不同的马氏

体变体之间的互相吞并现象,应力应变曲线逐步达到稳定的过程与普通的金属材料也有很大的不同。

(3) 应力诱发马氏体相变和逆相变在同一位置反复出现产生了不可逆滑移所导致的损伤积累,成为疲劳裂纹萌生的起源。

(4) 在裂尖处出现的应力诱发相变现象使TiNi形状记忆合金疲劳裂纹扩展规律不同于普通金属材料。在恒DK控制的疲劳裂纹扩展试验中,TiNi形状记忆合金由于受裂尖处应力集中产生的应力诱发马氏体相变的影响,疲劳裂纹扩展速率随着裂纹长度的增加而减小,实验观察表明,这种反常现象不完全是由于裂纹闭合效应所产生的

### 参考文献

- [1] Suresh S. Translated by Wang Z G. *Fatigue of Materials* Beijing: National Defense Press, 1993. 1  
(S. Suresh 著, 王中光译 材料的疲劳. 北京: 国防工业出版社, 1993: 1)
- [2] Miller K J. *Proc Instn Mech Engrs*, 1991, 205: 1
- [3] Kenneth E W, Peter K L. *JOM*, 2001; 52: 45
- [4] Rao G B, Wang J Q, Ke W, Han E H. In: Liu C T ed, *Fatigue Fracture 2000*, Beijing: Meteorology Press, 2000: 314  
(饶光斌, 王俭秋, 柯伟, 韩恩厚. 见: 柳春图主编, 疲劳与断裂 北京: 气象出版社, 2000: 314)
- [5] Rao G B, Wang J Q, Ke W, Han E H. *Shape Memory Materials and Its Applications*. Switzerland Trans Tech Publications, 2001: 333
- [6] Melton K N, Mercier O. *Acta Mater*, 1979; 27: 137
- [7] Rao G B, Wang J Q, Ke W, Han E H. *J Mater Sci Tech*, 2001; 17: 403