

# Ni-Ti 形状记忆合金侵彻变形与断裂研究

张 晓, 杨素媛

(北京理工大学 冲击环境材料技术国家级重点实验室, 北京 100081)

**摘 要:** 研究了 Ni-Ti 形状记忆合金在高速冲击条件下的侵彻过程。利用光学显微镜对 Ni-Ti 形状记忆合金在高速冲击后的微观组织进行考察, 分析 Ni-Ti 合金板材的损伤和断裂。结果表明: 奥氏体相为基的 Ni-Ti 形状记忆合金板材, 在高速冲击过程中, 发生应力诱发马氏体相变; 板材内形成剪切带、微裂纹等形式的损伤, 导致材料发生变形和破坏; 裂纹按着微孔洞聚集型机制扩展。

**关键词:** 微观损伤; 应力诱发马氏体; 剪切带

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5; TG139<sup>+</sup>.6

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)05-1235-05

形状记忆合金是一种新型的智能材料, 自 1963 年美国海军军械研究室 Buehler 等<sup>[1,2]</sup>偶然发现等原子比 Ni-Ti 合金马氏体在加热时能够恢复到母相原来形状, 就开始受到了材料科学和工程界的广泛关注。Ni-Ti 合金是形状记忆合金中重要的一类, 由于其优异的力学性能和吸能特性, 尤其是良好的形状记忆效应和超弹性, 在变形过程中, 发生应力诱发马氏体相变, 可能比传统材料能够吸收更多的冲击能量, 在冲击环境的领域, 被认为具有潜在的应用价值<sup>[3]</sup>。Gall 等<sup>[4]</sup>研究了准静态下单相和多相 Ni-Ti 合金的拉伸和压缩性能, 发现 Ni-Ti 合金在变形过程中, 材料发生了应力诱发马氏体相变的过程, 消耗一部分能量。Nemat-Nasser 等<sup>[5]</sup>研究了 Ni-Ti 形状记忆合金动态压缩性能, 发现 Ni-Ti 合金在高应变速率下的变形机制与准静态压缩过程中一样, 晶粒通过应力诱发马氏体相产生不同位向的孪晶马氏体; 不同位向的孪晶通过重新取向、合并的解孪过程进行变形; 最后通过位错滑移发生塑性变形, 吸收冲击能量。吴静等<sup>[6]</sup>研究了 Ni-Ti 形状记忆合金的动态力学性能, 其应变速率范围为  $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ , 发现 Ni-Ti 形状记忆合金在室温条件下, 动态和静态压缩过程均是最初经过弹性变形, 接着发生应力诱发马氏体相变, 材料进入非弹性变形阶段, 当变形达到 8% 左右, 材料发生滑移, 进入塑性阶段, 吸收消耗冲击能量。

针对 Ni-Ti 形状记忆合金材料, 国内外研究人员开展了大量的研究工作, 主要集中在形状记忆效应机理、热处理工艺<sup>[7,8]</sup>、合金成分<sup>[9-11]</sup>对其性能的影响和

在低应变率及高应变率下的力学性能等<sup>[12,13]</sup>。然而由于材料因素, 实验条件等的复杂性, 对 Ni-Ti 合金高速加载条件下的损伤机理的研究还未见报道。因此, 研究 Ni-Ti 形状记忆合金在高速撞击条件下所产生的损伤具有重要的意义。本实验通过研究 Ni-Ti 形状记忆合金的宏观损伤及微观损伤行为, 分析 Ni-Ti 合金板材的损伤和断裂, 为 Ni-Ti 合金在冲击环境下应用提供数据及理论支持。

## 1 实 验

本实验所用材料为 Ni-Ti 形状记忆合金。用中频感应炉进行熔炼, 热锻后 650 °C 保温 1 h, 随炉冷却。热锻板坯尺寸为 400 mm×200 mm×22 mm。Ni-Ti 合金的化学成分、相变温度及力学性能见表 1。

高速冲击实验结束后, 用钼丝线切割沿冲击损伤中心线取出损伤区, 对冲击损伤中心剖面进行磨平抛光, 并用体积比为 2:5:10 的 HF 酸、硝酸和蒸馏水的混合溶液进行腐蚀, 在金相显微镜下观察其微观组织, 并利用维氏硬度计测量板材冲击损伤坑中的显微硬度。

表 1 Ni-Ti 合金化学成分 ( $\omega/\%$ )、相变点及力学性能  
Table 1 Chemical composition, transformation temperature and mechanical properties of Ni-Ti alloy

Ni	Cr	C	O	Ti
55.92	0.2	0.03	0.042	Bal.
$M_f/^\circ\text{C}$	$M_s/^\circ\text{C}$	$A_s/^\circ\text{C}$	$A_f/^\circ\text{C}$	
-57.2	-7.5	11.7	48.8	
$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$	

收稿日期: 2015-05-12

作者简介: 张 晓, 男, 1989 年生, 硕士生, 北京理工大学材料学院, 北京 100081, 电话: 010-68912712, E-mail: jincaijayou@163.com

如图 4 所示。损伤坑附近的组织出现了硬度增高区，

## 2 结果与讨论

### 2.1 原始组织及相分析

图 1 为 Ni-Ti 合金的 XRD 图谱。从中可以看出，在室温条件下，经过热锻处理后 Ni-Ti 合金材料的相为 B2 奥氏体相。

图 2 为 Ni-Ti 合金的金相照片。Ni-Ti 合金显微组织为等轴组织，晶粒尺寸为 90 μm。相变温度用示差扫描量热仪器(DSC)测得，其中奥氏体相变起始点为 11.7℃，进一步证明在室温条件下，材料的相为 B2 奥氏体相。

### 2.2 板材宏观损伤特征

图 3 为不同冲击速度下板材的实际冲击损伤坑的形貌。图 3a 和 3b 分别为冲击速度为 826 m/s 板材的正面和背面；图 3c 和 3d 分别为冲击速度为 818 m/s 板材的正面和背面。由图 3a 和 3c 得知，正面冲击损伤区金属流动较少，冲击损伤坑周围出现崩落物及少量辐射状裂纹；从图 3b 中可以看出，背部没有明显蝶形变形和花瓣状变形，背部突起较小，出现辐射状裂纹；从图 3e 中可以看出，冲击损伤坑的直径上下相差不大，损伤坑内壁光滑；从图 3d 中观察到板材背部有明显崩落物，并且出现辐射状裂纹。由此，可以断定，高速冲击实验中，Ni-Ti 合金板材宏观损伤表现为脆性损伤特征。

### 2.3 形变强化分析

将板材从纵向切开，沿垂直侵彻方向，自损伤坑壁开始向外依次测量材料的维氏显微硬度，直到硬度不发生变化为止（表明已经测到基体硬度）。测试结果

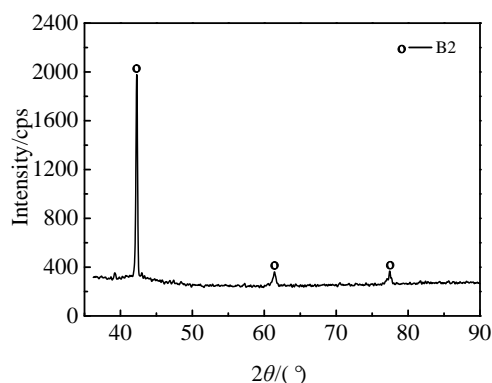


图 1 Ni-Ti 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of as-received Ni-Ti alloy

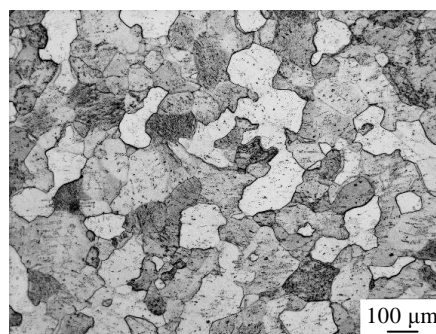


图 2 Ni-Ti 合金的原始组织

Fig.2 Optical microstructure of as-received Ni-Ti alloy

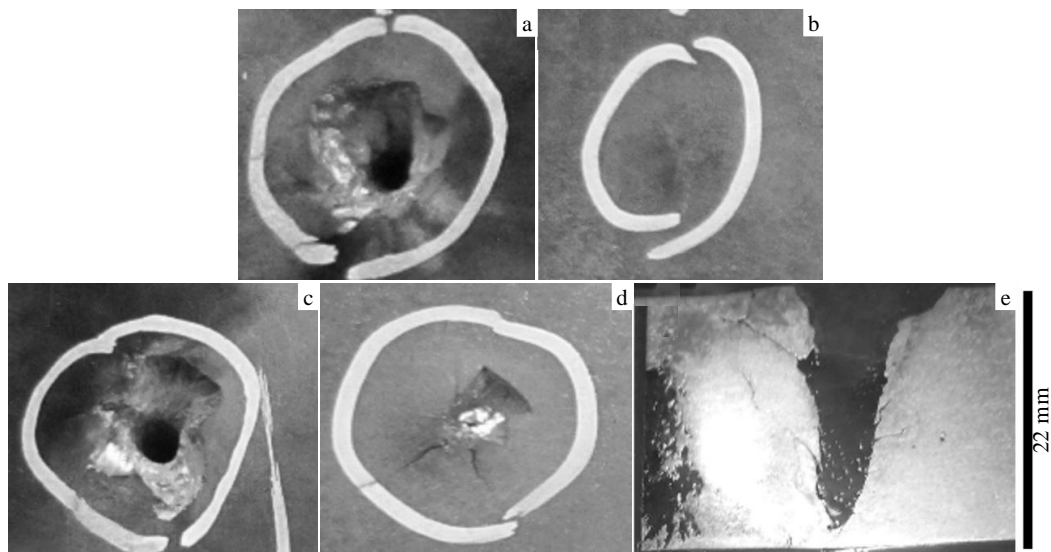


图 3 高速冲击实验后 Ni-Ti 合金板材的宏观形貌

Fig.3 Macro photographs of NiTi plate after high velocity impact: (a, c) front of plate, (b, d) back of plate, and (e) profile along the direction of invasion; (a, b) V=826 m/s, (c, d) V=818 m/s

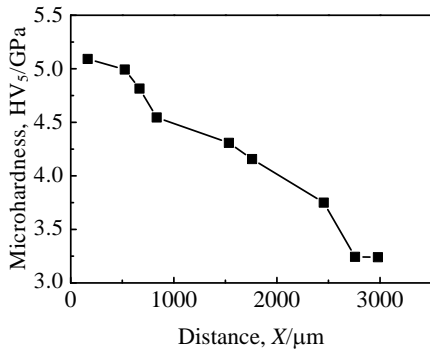


图 4 损伤坑侧壁径向显微硬度的分布曲线

Fig.4 Microhardness distribution of the perforation along the radial direction

随着距损伤坑壁的距离增大，材料的硬度逐渐减小；当距离损伤坑壁一定距离时，硬度不再发生变化。

对切开的损伤坑附近的组织做金相观察，其组织形貌如图 5a 所示。从图中流线的变化可以看出，损伤坑附近的组织在材料被侵彻过程中变形剧烈，发生应力诱发马氏体相变的同时，也发生了滑移现象，产生了大量位错塞积。加工硬化剧烈，致使损伤坑附近的硬度值升高，损伤坑附近的晶粒被拉长，呈现纤维状，并且晶粒中出现孪晶的条纹状组织，推测条纹组织可能是马氏体或马氏体逆相变后的残余形态；在靠近损伤坑附近，发现有大量平行的变形带。随着距损伤孔侧壁的距离增大，材料的变形程度减少，硬度值也相应逐渐减小。图 5b 为变形过渡区，该区域晶粒发生一定的变形，晶粒部分呈等轴状，部分呈拉长纤维状，晶粒中观察到孪晶条纹状组织；图 5c 是远离损伤坑处，即硬度没有发生变化处的组织，用于观察没受冲击作用影响的情况。该处的晶粒呈现等轴状，晶粒内部没有发现孪晶条纹状组织。

从图 5 中损伤坑附近组织形貌发生的变化及图 4 中损伤坑附近硬度的变化，可以看出组织变化与硬度之

间存在着对应关系。即损伤坑附近的组织发生剧烈变形时，Ni-Ti 合金发生了应力诱发马氏体相变，也发生了滑移现象，产生了大量位错塞积，加工硬化剧烈，致使损伤坑附近的硬度值升高。由此，可以认为损伤坑周围的塑性变形是应变由损伤坑壁沿着径向传播的过程。

### 2.4 板材的高速冲击过程分析

图 6 为 Ni-Ti 合金板材在高速冲击过程中不同阶段的光学显微组织。在高速冲击初期(图 6a)，冲击速度较高，撞击所产生的压力远大于板材的破坏强度，板材破碎，从损伤坑周围飞溅出去。高速冲击中期(图 6b)，进入稳定侵彻阶段，在这个过程中，板材不断地断裂，弹靶的碎片在反向飞溅的同时，对板材的剪切应力也随之增大，板材横向破坏，板材断裂面沿径向发展，导致损伤孔径略有增大；此时，冲击损伤孔道周边组织受到更大剪切应力作用，晶粒发生了剧烈变形，呈现拉长纤维状；与此同时，由于高应力高度集中，产生了绝热剪切带，成为了材料损伤的发源地，进而萌生裂纹和扩展。

在高速冲击后期(图 6c)，冲击速度不断减小，冲击能力逐渐减弱，板材背部突起，损伤坑周边组织受到较小挤压应力，晶粒部分呈拉长纤维状，部分呈等轴状，同时 Ni-Ti 合金材料在剪切应力作用下，发生应力诱发马氏体相变，并发生解孪现象。

冲击损伤孔道周边组织受到剪切应力的作用，晶粒压缩变形，因变形剧烈呈纤维状，变形组织沿侵彻方向延伸，并在晶粒中形成平行的条纹状组织。Nemat-Nasser 等<sup>[5]</sup>发现基体为奥氏体相的 Ni-Ti 合金在受力变形后，会发生应力诱发马氏体相变，应力诱发马氏体具有带状孪晶结构；同时，也观察到相邻的不同位相的孪晶在更大外力作用下通过重新取向，合并成更大的马氏体组织，最后解孪后的马氏体通过位错发生塑性变形，在晶粒内部留下很多孪晶的条纹状组织。因此，可以断定在侵彻过程中，奥氏体相为基体的 Ni-Ti 合金在受到高应力的作用下，发生了应力诱发马氏体相变。

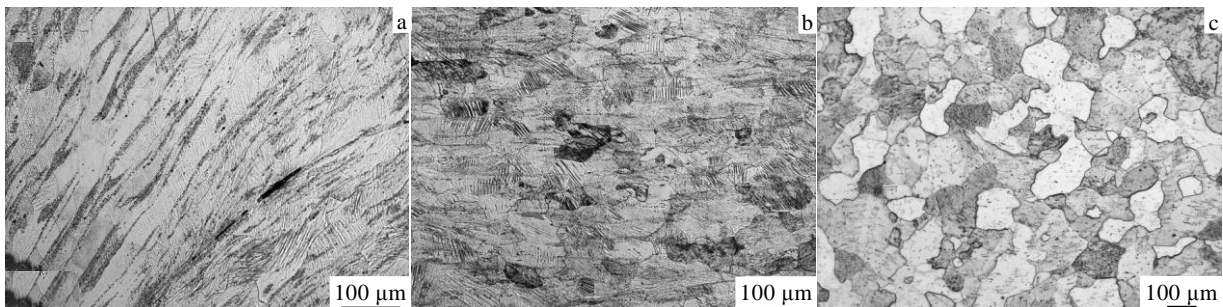


图 5 损伤坑侧壁附近不同程度变形区的光学显微组织

Fig.5 Optical microstructures near the perforation: (a) severe deformation, (b) transitional deformation, and (c) undeformed area

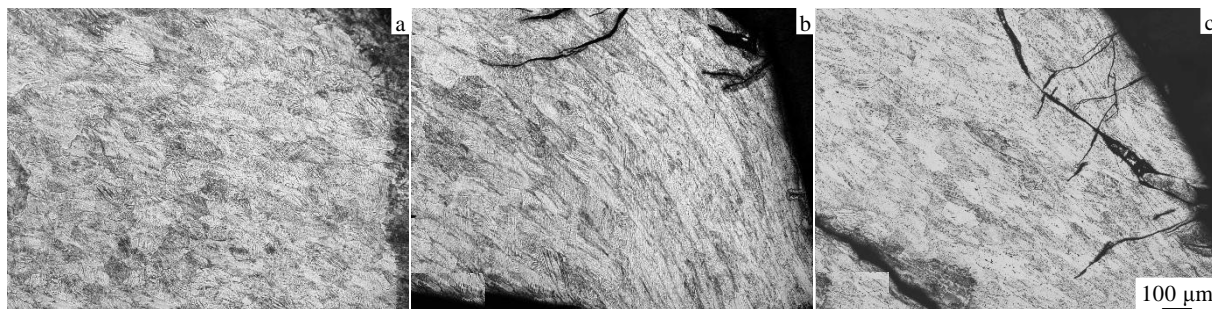


图 6 Ni-Ti 合金板材在高速冲击过程中各阶段的光学显微组织

Fig.6 Optical microstructures of NiTi alloys during high velocity impact: (a) initial stage, (b) mid stage, and (c) later stage

高速冲击过程中，板材内形成大量的损伤，如剪切带、微孔洞等。损伤使得板材发生了变形、断裂，损伤孔的形成是材料断裂、破碎的结果。板材有绝热剪切断裂模式存在。

### 2.5 绝热剪切现象

高速冲击后，变形组织沿着冲击方向延伸，在冲击损伤坑底角处，板材由于剧烈的剪切而出现变形局部化，如图 7 箭头 A 所示。这种变形局部化的产生成为其后的局部失稳及其他损伤形成发展的发源地。

在板材的冲击损伤坑侧壁与损伤坑底部相切的方向形成了向上延伸的绝热剪切带，呈暗灰色，并伴有裂纹，如图 7 所示。剪切带的出现为裂纹的形核与扩展提供了便利条件，使其成为裂纹产生、发展的通道。在板材的绝热剪切带上发现了微裂纹及微孔洞，孔洞相互连接形成裂纹，裂纹前段仍可以看出保留孔洞的形状（如箭头 B 所示）。这些微孔洞、微裂纹在剪切力作用下相互连接，按微孔聚集型机制发展，形成沿侵彻方向的主裂纹。

剪切带附近的晶粒被剧烈拉长，由此可以判定该剪切带是高应变高度集中产生的。

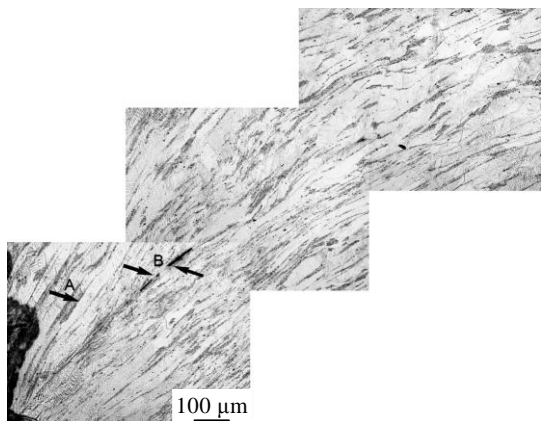


图 7 绝热剪切带照片

Fig.7 Optical images of adiabatic shear band

## 3 结 论

1) 在高速冲击条件下，Ni-Ti 形状记忆合金宏观损伤为脆性损伤；变形组织与硬度之间存在着对应关系。损伤坑周围的塑性变形是应变由损伤坑壁沿着径向传播的过程。

2) 在高速冲击过程中，奥氏体相的 Ni-Ti 形状记忆合金发生了应力诱发马氏体相变，孪晶马氏体发生去孪生过程，进而发生滑移，进入马氏体塑性变形阶段，吸收冲击能量。

3) Ni-Ti 合金在高速冲击过程中发生断裂，有绝热剪切断裂模式存在。其微观损伤形式有剪切带、孔洞和裂纹。剪切带发生于剪应力集中的部位，它的出现为裂纹的形成和扩展提供了便利的路径，并按着微孔聚集型机制扩展。

### 参考文献 References

[1] Zhou Jiubao(舟久保), Xi Kang(熙康). *Shape Memory Alloy* (形状记忆合金)[M]. Beijing: China Machine Press, 1992

[2] Yang Jie(杨杰), Wu Yuehua(吴月华). *Shape Memory Alloy and Its Applications*(形状记忆合金及其应用)[M]. Hefei: Chinese Science and Technology Press, 1993

[3] Liu Jinxu(刘金旭), Hu Dandan(胡丹丹), Zheng Xiuhua(郑秀华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 942

[4] Gall K, Sehitoglu H. *International Journal of Plasticity*[J], 1999, 15(1): 69

[5] Nemat-Nasser S, Choi J Y, Guo W G et al. *Mechanics of Materials*[J], 2005, 37(2): 287

- [6] Wu Jing(吴 静). *Study on Dynamic Mechanical Properties of Shape Memory Alloy*(形状记忆合金的动态力学性能研究)[D]. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2009
- [7] Xie Qingfeng(谢庆峰), Li Hao(李 浩), Gao Yan(高 岩). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2007, 22(2): 5
- [8] Song Xiaoyun(宋晓云), Li Yan(李 岩), Meng Lingjie(孟令杰). *Journal of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(10): 50
- [9] He Zhirong(贺志荣), Song Peiwei(宋佩维). *Shanghai Nonferrous Metals*(上海有色金属)[J], 1997, 18(2): 56
- [10] He Zhirong(贺志荣), Wang Fang(王 芳), Zhou Jingen(周敬恩). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2006, 31(9): 17
- [11] Xiao Pu(肖 甫), Zhao Xinqing(赵新青), Xu Huibin(徐惠彬) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(1): 18
- [12] Chen W W, Wu Q, Kang J H *et al.* *International Journal of Solids and Structures*[J], 2001, 38(50): 8989
- [13] Adharapurapu R R, Jiang F, Vecchio K S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54(17): 4609

## Deformation and Fracture of Ni-Ti Shape Memory Alloys under the Penetration of Projectiles

Zhang Xiao, Yang Suyuan

(National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact,  
Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

**Abstract:** Damage and fracture of Ni-Ti plate during high velocity impact was investigated. The deformation microstructures were studied by optical microscope. The results indicate that stress induced martensitic (SIM) phase transformation occurs in Ni-Ti plate matrix for Austenite phase in the process of penetration. Deformation and fracture of Ni-Ti plate appear due to shearing band and micro-crack nucleated in interface. Fracture mechanisms are micropore nucleation, growth and coalescence.

**Key words:** micro-damage; stress induced martensitic (SIM); shearing band

---

Corresponding author: Yang Suyuan, Professor, School of Material Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68912712, E-mail: yangsuyuan@bit.edu.cn