

高应变率下 Ni-Ti 合金力学性能及微观组织

杨胜男, 杨素媛, 张 晓, 吴 琼

(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: 利用 INSTRON5985 电子材料万能试验机和分离式 Hopkinson 压杆冲击加载装置对 Ni-Ti 形状记忆合金棒材进行准静态和动态力学性能研究, 并通过 XRD、OM、SEM 等微观分析方法对不同状态下的微观组织结构进行分析。结果表明: Ni-Ti 合金原始组织存在 B2 奥氏体相、B19' 马氏体相、Ni₄Ti₃ 相, 晶粒细小且呈等轴分布; 准静态压缩和动态压缩均发生应力诱发马氏体相变, 但动态压缩应力-应变曲线无屈服平台出现, 存在应变率硬化效应; 在一定的应变率范围内, 随着应变率的提高, 晶粒内部平行条纹状组织增多, 应力诱发马氏体相变程度增大。

关键词: Ni-Ti 合金; 应力诱发马氏体相变; 高应变率; 微观组织

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)11-2847-04

自 1963 年人们发现合金的形状记忆效应以来, Ni-Ti 合金以其独特的优势^[1], 一直在该领域占据统治地位, 得到人们的广泛研究和关注, 在土木、机械、医学、航空航天等领域^[1,2]具有十分广泛的应用范围。更引人关注的是, 由于其优异的综合性能和吸能特性^[3], 在军事装甲防护领域被认为具有重要的潜在应用价值^[4], 这也强烈地驱动着人们研究其在高应变率下的响应规律和相应机理。

经过众多科研人员几十年的努力, 目前对于 Ni-Ti 合金的相图、相变机理以及合金成分等因素对其记忆效应和超弹性的影响已基本研究清楚^[1,5], 同时人们也发现 Ni-Ti 合金的变形行为受到晶体取向、晶粒尺寸、成分、热处理制度以及应变率等诸多因素的影响, 尽管近年来人们对 Ni-Ti 合金的形状记忆效应、超弹性及力学行为进行了大量研究, 但是仍然存在着动力学行为研究十分有限、变形行为与微观组织之间的关系研究不够深入全面等^[5]。针对上述的研究现状和应用前景, 为适应形状记忆合金在冲击载荷条件下的应用, 对 Ni-Ti 合金的压缩变形行为与微观组织结构演变进行研究, 具有重要的实用意义和学术价值。

1 实 验

所采用的实验材料为等原子比纯 Ni-Ti 材料(名义成分为 50%Ni, 50%Ti), 原始状态为 650 °C 热旋锻棒材, 直径为 $\Phi 10$ mm。

通过线切割方法从原始棒材中沿着轴线方向取

静、动态压缩试验所需的试样, 试样尺寸均为 $\Phi 4$ mm \times 4 mm。利用 INSTRON5985 电子万能材料试验机和分离式 Hopkinson 压杆冲击加载装置对 Ni-Ti 形状记忆合金试样进行准静态压缩和动态压缩试验。采用 XRD、光学显微镜、扫描电镜等微观分析测试方法对原始组织结构进行分析; 并对压缩试验后的试样沿压缩方向切开, 利用光学显微镜对其微观组织进行观察分析; 采用 S-4800 型扫描电镜对断裂试样的断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 原始材料微观组织结构

图 1 为 Ni-Ti 合金原始组织的 XRD 图谱。可见, 经过热旋锻的棒材在室温条件下含有 B2 奥氏体相、B19' 马氏体相和 Ni₄Ti₃ 相 3 种物相。从衍射峰的强度判断, 奥氏体相为主要相, 马氏体相和 Ni₄Ti₃ 相的含量较少。结合表 1 中 Ni-Ti 合金相变点分析可知, 少量的马氏体相是由于奥氏体转变完成温度 (A_f : 33 °C) 高于室温 (25 °C), 马氏体逆转变过程不完全, 而造成在室温下形成了少量热致马氏体。

图 2a 和 2b 分别对应 Ni-Ti 合金棒材横向和轴向的原始组织微观形貌。如图所示, 横向和轴向晶粒均呈等轴分布, 晶粒非常细小, 直径约为 20 μ m。图 3 为 Ni-Ti 合金原始组织的二次电子像, 放大后的基体组织晶粒内部可以明显看到有一些条纹状组织和颗粒状析出物, 还存在一些分布均匀的凹坑和黑斑; 结合

收稿日期: 2015-11-08

作者简介: 杨胜男, 女, 1991 年生, 硕士生, 北京理工大学材料学院, 冲击环境材料技术国家级重点实验室, 北京 100081, 电话: 010-68912712, E-mail: 18811789475@163.com

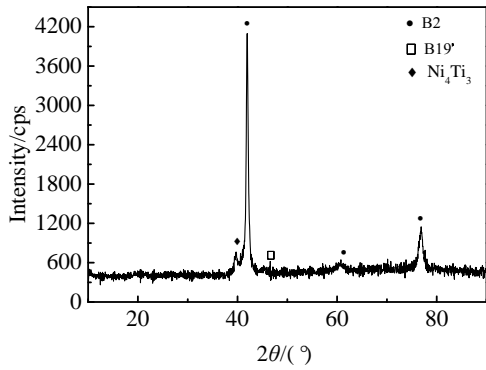


图 1 Ni-Ti 合金原始组织的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of Ni-Ti alloy original microstructure

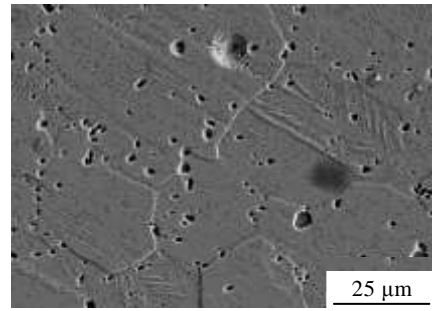


图 3 Ni-Ti 合金原始组织二次电子像

Fig.3 Secondary electron image of Ni-Ti alloy original microstructure

表 1 Ni-Ti 合金相变点

Table 1 Transformation points of Ni-Ti alloy (°C)

M_f	M_s	A_s	A_f
-89	-43	16	33

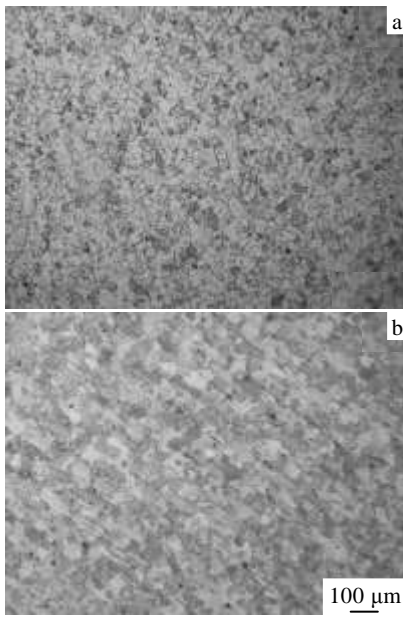


图 2 Ni-Ti 合金棒材原始组织微观形貌

Fig.2 Original microstructures of Ni-Ti alloys: (a) horizontal direction and (b) vertical direction

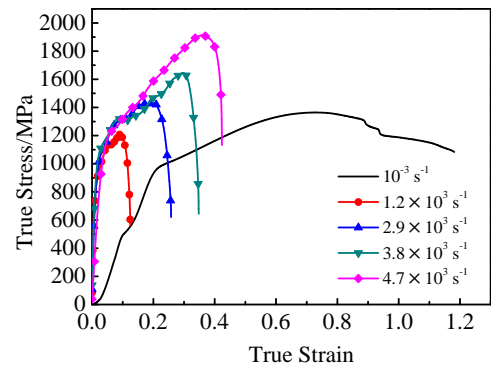


图 4 Ni-Ti 合金准静态、动态压缩应力-应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of Ni-Ti alloys at low and high strain rates

图 1 中 XRD 图谱、图 3 二次电子像分析可知，图 2 金相组织中一些条纹状组织为马氏体相；颗粒状组织为 Ni_4Ti_3 相；数量较多、较为细小的黑点为抛光过程中金刚石颗粒嵌入所形成的凹坑；少量灰暗的黑斑可能是材料熔炼制备过程中所引入的杂质。

2.2 不同应变率下 Ni-Ti 合金压缩力学性能

图 4 为 Ni-Ti 合金准静态、动态压缩应力-应变曲线。如图所示，准静态压缩应力-应变曲线具有明显的

应力-应变平台，对应着应力诱发马氏体相变。整个准静态压缩过程可分为典型的 4 个阶段，分别对应着奥氏体相的弹性变形-应力诱发马氏体相变-马氏体的弹性变形-马氏体的塑性变形。

由动态压缩应力-应变曲线可知，在所研究的应变率范围内，材料的屈服强度和断裂强度均高于准静态压缩，应力-应变曲线上无应力-应变平台。在塑性屈服流动阶段，存在着应变率硬化效应。动态压缩应力-应变平台虽然消失，但这并不意味着应力诱发马氏体相变没有发生。这是由两方面原因导致的，一方面由于细小弥散分布的 Ni_4Ti_3 相对基体的强化作用与应力诱发马氏体相变相叠加；另一方面是由于应变率较高，材料内部界面移动非常迅速，内部界面应力的释放没有充足时间，内部应力的增加阻碍了内部界面的移动，以至通常出现的相变屈服平台现象被掩盖。这与文献[6-8]所报道应力诱发马氏体相变的临界应力随应变率的增加而增大的结果是一致的。

2.3 高应变率下微观组织

图 5 分别为在不同应变率条件下动态压缩后试样的微观组织形貌。在应变率小于 $4.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 时，随着应变率的增加，试样沿轴向压缩变形增大，但试样保存完好，未发生碎裂现象；当应变率为 $4.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 时，试样处于临界状态，3 个试样中 2 个断裂，1 个保存完好。由图 5 可知，随应变率的增加，晶粒塑性变形增

大，晶粒内部的平行条纹状组织逐渐增多，当应变率达到 $3.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 以上时，晶粒内部已经全部被平行条纹状组织充满。

S. Nemat-Nasser 等^[9]利用透射电镜分别对 10^{-2} 、 $3.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 不同应变率下 Ni-Ti 合金的塑性变形组织微观结构进行了研究，在应变率为 10^{-2} 和 $3.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

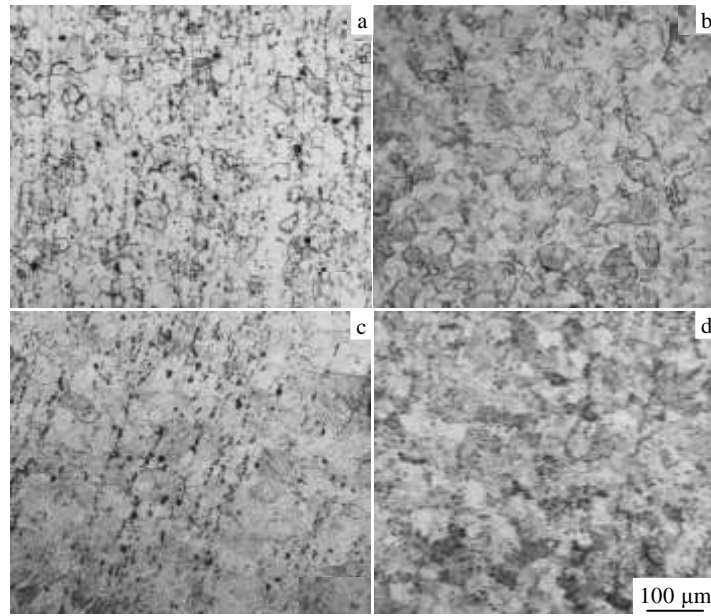


图 5 不同应变率下动态压缩 Ni-Ti 合金微观组织

Fig.5 OM microstructures of Ni-Ti alloys at different high strain rates: (a) $1.2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, (b) $2.9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, (c) $3.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, and (d) $4.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

压缩条件下，应力诱发马氏体变体均具有带状孪晶结构，相邻不同位相的孪晶在外力作用下发生去孪生过程，不同的是准静态压缩时应力诱发马氏体变体的界面是直线，而动态压缩时应力诱发马氏体的界面为曲线。从而说明 Ni-Ti 合金的塑性屈服行为与应变率有关，而光学显微镜下看到的晶粒内部的平行条纹状组织就是孪晶马氏体或者马氏体逆转变后的残余形态。通过不同应变率下微观组织的变化，也进一步说明了在所研究的高应变率压缩条件下，虽然应力-应变曲线上没有明显的屈服平台，但是 Ni-Ti 合金确实发生了应力诱发马氏体相变，而且在所研究应变率的一定范围内，随着应变率的增加，应力诱发马氏体相变的程度越大，冲击过程中吸收的能量也越多。

2.4 Ni-Ti 合金断口分析

图 6 为 Ni-Ti 合金在 $4.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率时动态压缩断口形貌。由图 6a 低倍条件下的宏观照片可以看出，断口平整，试样沿 45° 方向发生剪切破坏，未发生明显塑性变形。在断面上均匀分布着一些细小的黑斑，这也与前文中所提到的基体中存在杂质相吻合。图 6b 高倍显微组织照片中可观察到断面呈河流花样，

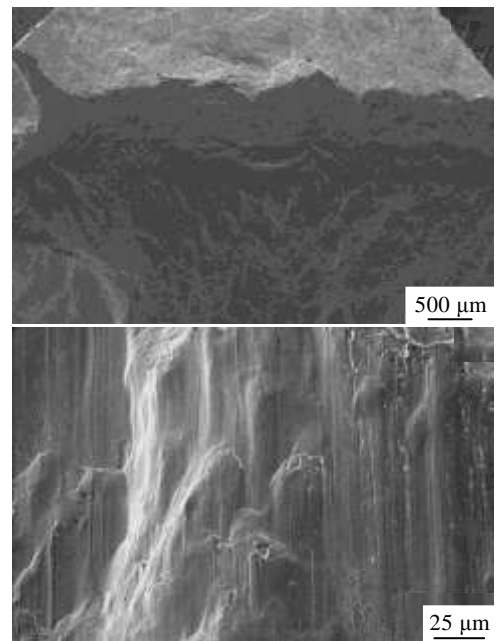


图 6 Ni-Ti 合金动态压缩断口微观形貌

Fig.6 SEM images of dynamic compressive fracture of Ni-Ti alloys

存在着明显的解理台阶。因此, Ni-Ti 合金动态压缩呈现解理脆性断裂特征。

3 结 论

1) Ni-Ti 合金热旋锻棒材原始组织存在 B2 奥氏体相、B19' 马氏体相及 Ni_4Ti_3 相。

2) 准静态压缩与动态压缩过程均发生应力诱发马氏体相变, 动态压缩应力-应变曲线上无屈服平台出现, 且存在应变率硬化效应。

3) 在一定的应变率范围内, 随着应变率的增大, 晶粒内部平行的条纹状组织增多, 应力诱发马氏体相变程度增大; 超过一定的应变率之后, 所有晶粒全部被条纹状组织充满, 继续增大应变率, 微观组织变化不大。

4) Ni-Ti 合金动态压缩条件下的断裂形式为解理脆性断裂。

参考文献 References

[1] Zhao Liancheng(赵连城), Cai Wei(蔡伟), Zheng Yufeng(郑玉峰). *Shape Memory Effect and Superelasticity in Alloys*(合金的形状记忆效应与超弹性)[M]. Beijing: National Defence

Industry Press, 2002: 2

- [2] Lu Peng(陆鹏), Zhao Yanan(赵亚楠), Zhang Yanqiu(张艳秋) *et al. Applied Science and Technology*(应用科技)[J], 2013, 40(3): 61
- [3] Lagoudas D C, Ravi-Chandar K, Sarh K *et al. Mechanics of Materials*[J], 2003, 35(7): 689
- [4] 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), 2013, 42(5): 942
- [5] Liu Keyong(刘克勇), Lei Yongchao(雷永超), Cai Wei(蔡伟). *Materials Research and Application*(材料研究与应用)[J], 2007, 1(2): 86
- [6] Zhou Hongxia(周宏霞), Lv Suoning(吕锁宁), Li Guozhu(李国柱) *et al. Journal of Naval Aeronautical and Astronautical University*(海军航空工程学院学报)[J], 2008, 23(6): 701
- [7] Nemat-Nasser S, Guo W G. *Mechanics of Materials*[J], 2006, 38 (5-6): 463
- [8] Chen W W, Wu Q P, Kang J H *et al. International Journal of Solids and Structures*[J], 2001, 38(50-51): 8989
- [9] Nemat-Nasser S, Choi J Y, Guo W G *et al. Mechanics of Materials*[J], 2005, 37(2): 287

Mechanical Properties and the Microstructure of Ni-Ti Alloy at High Strain Rate

Yang Shengnan, Yang Suyuan, Zhang Xiao, Wu Qiong

(National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact,

Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Quasi-static and dynamic mechanical properties of Ni-Ti shape memory alloy bars were investigated by an electronic universal testing machine (INSTRON5985) and Split-Hopkinson Pressure Bar (SHPB), and the microstructure in different conditions was analyzed by microscopic analysis methods, including XRD, OM and SEM. The results show that the Ni-Ti alloy original microstructure consists of B2 austenitic phase, B19' martensite phase and Ni_4Ti_3 phase with small equiaxed grains; stress induced martensite (SIM) phase transformation occurs during quasi-static and dynamic compression; however, the dynamic compression stress-strain curve show a strain rate hardening effect rather than a yield platform; within a certain range of strain rate, the striped microstructure increases with the increase of strain rate, and the SIM phase transformation expands.

Key words: Ni-Ti alloy; SIM (stress induced martensite); high strain rate; microstructure

Corresponding author: Yang Suyuan, Professor, National Key Laboratory of Technology on Materials under Shock and Impact, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68912712, E-mail: yangsuyuan@bit.edu.cn