



模量可变 NiTi-NbTi 原位复合材料

姜 江¹, 蒋小华², 姜大强², 郝世杰², 郭方敏², 崔立山²

(1. 江西省科学院 江西省铜钨新材料重点实验室, 南昌 330029;

2. 中国石油大学(北京) 材料科学与工程学院, 昌平 102249)

摘 要: 为改善记忆合金复合材料中各复合组元间的耦合作用, 利于材料功能特性的展现, 原位合成一种 NiTi-NbTi 记忆合金复合材料。通过对 NiTi-NbTi 复合材料进行约束态热循环的方式, 使样品中回复力达到应力诱发马氏体相变的临界应力, 拉伸复合材料时 NiTi 直接相变, 进而降低复合材料整体的表观弹性模量。拉伸结果表明: 对于同种 NiTi-NbTi 复合材料, 同样在 120 °C 的拉伸温度下, 未经历约束态热循环的样品表观弹性模量为 64.5 GPa, 而经历约束态升、降温热循环样品的表观弹性模量为 55.2 GPa, 弹性模量变化率为 14.4%。

关键词: NiTi-NbTi 复合材料; 形状记忆合金; 约束态马氏体相变

文章编号: 1004-0609(2017)-04-0753-07

中图分类号: TB34

文献标志码: A

NiTi 形状记忆合金因其可逆马氏体相变而具有优良的形状记忆效应和伪弹性等功能特性^[1-16]。学者们曾将 NiTi 记忆合金丝复合于铝合金^[17]、镁合金^[18]、高分子^[19]等基体中制备成复合材料, 利用基体与 NiTi 记忆合金间的耦合作用, 使复合材料产生了升温自增强^[17-18]、抑制裂纹扩展^[20]、减振降噪^[21]等功能特性。这些功能特性的出现源于 NiTi 记忆合金在基体约束下发生的约束态马氏体相变^[22-23]。然而, 以往报道的毫米级 NiTi 丝复合材料的比表面(单位长度丝/基体界面面积与丝截面面积比值)小, 在回复力或外力作用下, 界面承受应力大, 加之界面结合强度低, 容易发生开脱^[24-25], 往往因界面约束失效而无法全面真实地反映出记忆合金复合材料的各种功能特性。此外, 由于这些复合材料中各组元均为宏观尺度, 组元间传递的载荷会在界面附近迅速衰减, 因而各组元从边界到芯部的应力分布梯度很大^[26], 导致 NiTi 的超弹性、形状记忆效应等功能特性对复合材料的影响仅局限于界面附近, 难以在宏观尺度上体现。这也限制了人们对记忆合金复合材料各种固有特性的认知。因此, 要对记忆合金复合材料功能特性的研究有所突破, 就必须改善组元间的耦合效果, 这需要制备出比表面积大、界面强度高、复合组元尺度超细的复合材料。本文作者根据 NiTi-Nb 伪二元共晶转变^[27], 通过熔炼、锻造、

拔丝等制备、加工手段, 原位合成了由微米尺度 NbTi 和 NiTi 冶金结合而成的 NiTi-NbTi 复合材料。该材料复合组元尺度超细, 界面结合强度高, 有利于材料功能特性的体现。

众所周知, 材料的弹性模量只与其自身性质有关, 同一材料的弹性模量是不可改变的。即使在复合材料中, 在成分和复合比不变的情况下, 材料的弹性模量也是固定不变的。在常规复合材料中, 不同复合组元之间由于热错配, 或其他原因产生的耦合内应力虽然可以改变材料的应力响应, 例如使材料发生弹塑性变形, 导致复合材料的表观模量远低于其本征弹性模量, 但是, 由于弹塑性变形中的塑性变形因素是不可恢复的变形, 这样的非“弹性”变形所表现出的模量不能视为“弹性”模量。与常规材料不同的是, 伪弹性 NiTi 记忆合金在“屈服平台”变形阶段并非发生真正的塑性变形, 而是发生应力诱发马氏体相变, 这样的变形是可完全恢复的, 仍可视作“弹性”变形。因此, 若能通过调整耦合应力的方式使 NiTi 记忆合金复合材料发生类似的“弹塑性变形”(即拉伸初始 NiTi 就发生相变伪弹“屈服”变形, 而基体仍弹性变形), 就可以降低复合材料的表观弹性模量。

本文作者通过对 TiNi-NbTi 原位复合材料进行特定的约束态热循环, 调整记忆合金约束态相变所产生

基金项目: 国家青年自然科学基金资助项目(51231008, 11474362, 51401240, 51471187, 51401096); 江西省科学院引进博士项目(2013-YYB-5); 江西省科学院普惠制项目(2013-XTPH1-33)

收稿日期: 2016-03-02; **修订日期:** 2016-05-27

通信作者: 崔立山, 教授, 博士; 电话: 010-89731158; E-mail: lishancui63@126.com

的回复力^[28-30],降低了材料的表观弹性模量,进而使相同成分的复合材料在同一测试温度下能够展现出不同的表观弹性模量。可以认为,这是记忆合金复合材料的一种全新功能特性—表观弹性模量的可调控特性。

1 实验

采用备有水冷铜坩埚的真空电弧熔炼炉(电弧熔炼炉来自中国科学院沈阳科学仪器研制中心有限公司生产,真空度为 10^{-3} Pa),将Ti、Ni和Nb(纯度分别为99.8%、99.96%和99.9%,质量分数)熔炼获得名义成分为52Nb-25Ti-23Ni(摩尔分数,%)的合金锭。合金铸锭经950℃均匀化退火处理10 h后,再辅以热锻(热锻温度为850℃)、拔丝加工(拔丝工艺为:先将锻造棒热拔到1 mm,再冷拔到0.5 mm,最后校直。热拔温度为500℃;冷拔过程中每加工30%变形量就要对丝进行退火处理;最后一次冷拔后对丝材进行校直,校直温度为400℃),最终得到直径0.5 mm的丝材。将丝材在500℃下处理20 min,再截成长度不同的样品。其中小块样品直接用于显微组织观察和DSC测试;取两根长度约10 cm的丝材,一根不进行预应变,另一根在室温下(马氏体状态)预应变2.1%(预应变变量指的是样品拉伸卸载后的残余应变),分别用于变温拉伸测试。采用FEI Quanta 200型扫描电镜观察显微组织,并利用配备的X射线能谱仪进行成分分析;采用德国生产的NETZSCH 204 F1型示差扫描量热分析仪进行相变行为测试,升、降温速率均为10℃/min,保护气氛为氩气;采用带有变温装置的WDT II-20型万能拉伸试验机进行力学性能测试,加、卸载速率均为0.3 m/min。

2 结果与讨论

2.1 显微组织与相变

将NiTiNb铸锭加工成直径0.5 mm的丝材后,其纵截面显微组织如图1(a)所示。经能谱分析,照片中的条形白色部分为NbTi相(83.4% Nb; 15.3% Ti; 1.3% Ni(摩尔分数)),而细长的黑色部分为近等原子比的NiTi记忆合金相。可见,经过拔丝加工后,样品中的NbTi相和NiTi记忆合金相都达到了微米尺度,且交替分布,并沿着拔丝方向一致伸长,形成了类似纤维增强复合材料的结构。因此,这种由NiTiNb铸锭直

接拔丝而成的丝材是一种原位自生的NiTi-NbTi记忆合金纤维复合材料。NiTi相与NbTi相间冶金结合,有利于NbTi基体对NiTi的约束。样品经500℃处理20 min后,其相变行为如图1(b)所示。由图1(b)可见,在热循环过程中,样品发生马氏体正逆相变的DSC峰值温度分别为23℃和64℃。4个相变特征温度,即马氏体逆相变开始(A_s)、结束温度(A_f)以及马氏体正相变开始(M_s)和结束温度(M_f)满足 $M_f < A_s < M_s < A_f$ 。根据以往的研究,对于没有进行过预变形处理的退火态记忆合金复合材料,基体约束对记忆合金相变温度的影响很小。因此,图1(b)可以近似看做复合材料中NiTi记忆合金在单体自由态下的相变行为。

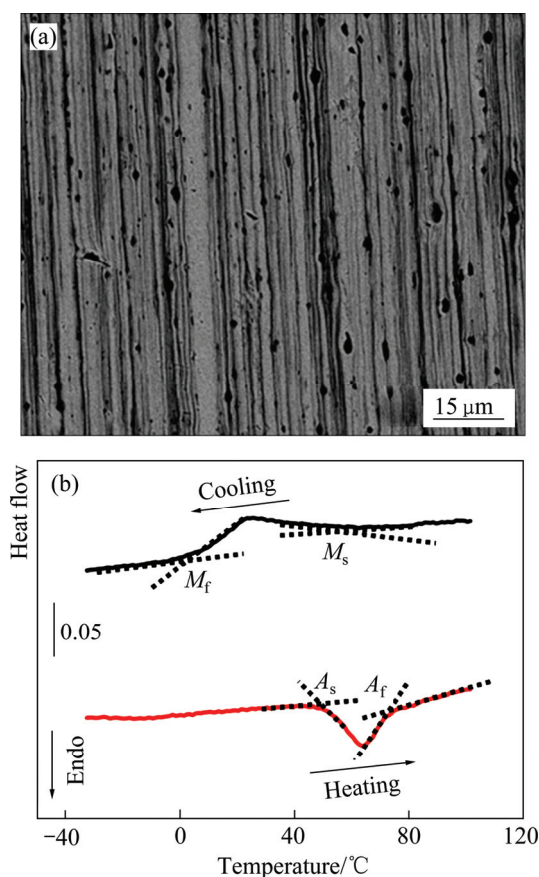


图1 NiTi-NbTi复合材料的SEM像和DSC曲线

Fig. 1 SEM image(a) and DSC curve(b) of NiTi-NbTi composite

2.2 模量改变的思路和方法

图2(a)所示为NiTi-NbTi复合材料及其内部各复合组元在拉伸弹性变形阶段的应力应变曲线。实线1和2分别示意复合材料中NbTi相和NiTi相的弹性变形曲线,而虚线3示意复合材料整体的弹性变形曲线(即曲线1和2的合成曲线)。虚线3的斜率即复合材料的弹性模量。若有办法令复合材中的NiTi相在拉伸

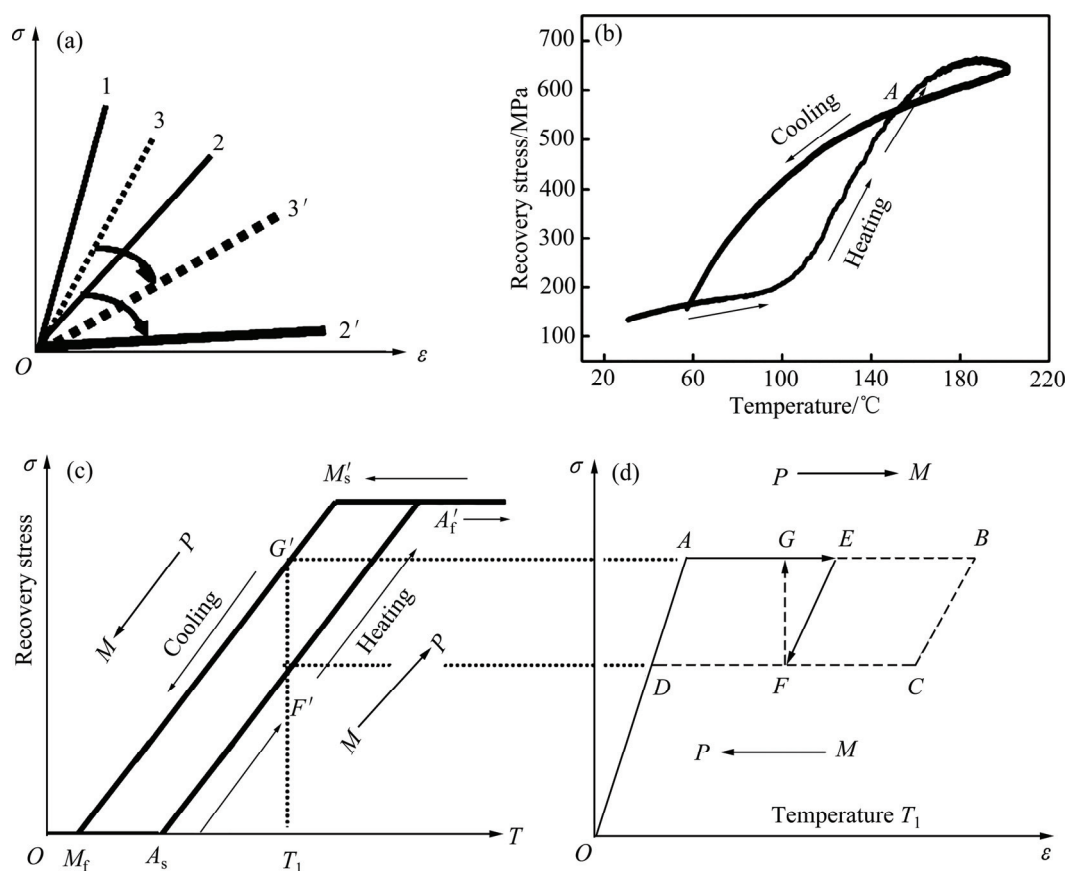


图 2 NiTi 记忆合金复合材料改变表观弹性模量的思路和方法示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of way to reduce apparent modulus of NiTi shape memory alloy composite: (a) Schematic figure showing elastic deformation process of each composite component and composite (curves 1, 2 and 3 represent elastic deformation of NbTi, NiTi and composite, respectively, and curves 2' and 3' represent elastic deformation of transforming NiTi and composite with lower apparent modulus); (b) Recovery stress generated by NiTi constrained in constant strain; (c) Schematic figure of Fig. (b); (d) Schematic figure showing pseudoelasticity deformation of NiTi, where parent phase and martensite phase are indicated by P and M, respectively

初始就立即发生应力诱发马氏体相变(NiTi 变形直接进入“平台”阶段), 就会大大降低 NiTi 相的表观模量(见曲线 2'), 进而降低复合材料整体的弹性模量(见曲线 3'), 即实现材料表观弹性模量的改变。这一思路可以通过调整复合材料内部耦合作用及 NiTi 热循环回复力的方式具体实现。

通过图 2(b)~(d)详细讨论单体 NiTi 回复力与相变应力间的关系。图 2(b)所示为一个经室温(马氏体状态)预拉伸变形 4% 的单体态 NiTi 丝, 在夹头的恒应变约束下经历热循环的回复力-温度曲线(预紧力为 130MPa)。为便于说明问题, 将图 2(b)中的热循环路径进行理想化示意, 如图 2(c)所示。4 个相变特征温度 A_s 、 A_f' 、 M_s' 、 M_f 满足 $M_f < A_s < M_s' < A_f'$ 。由于示意图简略掉了预紧力, M_f 和 A_s 为非约束下的特征温度, 而 M_s' 和 A_f' 为约束态下(受回复力影响)的特征温度。图 2(d)所示为非约束状态的该记忆合金在温某一

温度 T_1 ($T_1 > A_s$) 下的伪弹性变形应力-应变曲线 $OABCD$ 。通常认为, 曲线上、下“平台”分别对应了应力诱发马氏体相变(母相 P 转变为马氏体 M)的过程和马氏体逆相变为母相(M-P)的过程。而上、下“平台”应力也可视为温度 T_1 下进行正、逆相变所需的临界应力。

若伪弹性拉伸温度 T_1 满足 $A_s < T_1 < M_s'$, 那么, 在图 2(c)中, 温度 T_1 就会对应着两个相变状态(点 F' 和 G'): 直接升温到 T_1 (点 F') 样品处于逆相变过程的某一中间状态, 而由高温冷却至 T_1 (点 G') 则处于马氏体正相变过程的某一中间状态。由于在 T_1 温度下, 正、逆马氏体相变需要在临界应力(图 2(d)中所示上、下“平台”应力)下诱发, 所以处于正相变过程中的 G' 点对应的回复力恰为图 2(d)中的上“平台”应力, 而处于逆相变过程中 F' 对应的回复力恰为图 2(d)中的下“平台”应力。综上所述可知, 在 T_1 温度下, 不同的

约束态热循环过程会导致两种情况的回复力: 1) 直接加热到 T_1 时所产生的回复力对应“下平台”力; 2) 由高温冷却到 T_1 时, 回复力对应“上平台力”。

因此, 在 NiTi 复合材料中, 设法利用基体对 NiTi 形成约束, 通过约束态热循环, 便可以使回复力达到“上平台”力, 使 NiTi 处于图 2(d) 中 G 点状态。若此时拉伸该复合材料, NiTi 在拉伸初始就会直接发生相变, 其变形行为就会像图 2(d) 中 GB 段曲线那样, 展现出接近零的表观弹性模量, 进而大大降低复合材料的整体模量, 实现材料表观弹性模量的改变。反之, 若热循环使复合材料中的 NiTi 处于“下平台”状态(图 2(c) 中 F' 点或图 2(d) 中 F 点), 拉伸样品时 NiTi 则不会立刻发生应力诱发马氏体相变, 材料表观弹性模量基本不会变化。

2.3 NbTi-NiTi 复合材料的拉伸实验

图 3(a) 所示为将 TiNi-NbTi 复合材料预变形并进行约束态热循环的过程, 将含有马氏体状态 NiTi 的复合材料进行预变形后, 再加热, NiTi 逆相变收缩就会受到 NbTi 相的约束而产生回复力。该情况与图 2(b) 和(c) 中由夹头实现的恒应变约束类似。因此, 不需要夹头等外加工具, 直接对预变形后的复合材料进行升降温处理就可实现对 NiTi 的约束态热循环。

参考图 1(b) 所示相变温度, 选取 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 作为测试温度 T_1 , 将 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 作为约束态热循环加热最高温度。实验将预应变 2.1% 的样品加热至 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后冷却至 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (此时样品内 NiTi 的状态应该与图 2(c), (d) 中的 G' 和 G 点相似), 并在 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行恒温拉伸, 其应力-应变曲线如图 3(b) 中的曲线 2 (黑线) 所示。样品经历了 3 次加、卸载测试, 各次拉伸过程的最高加载应变分别为 2.5% 、 3% 和 3.5% 。作为对比, 退火态样品直接加热到 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (此时样品内 NiTi 的状态应该与图 2(c) (d) 中的 F' 和 F 点相似), 并在 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下恒温拉伸的结果如图 3(b) 中的曲线 1 (灰线) 所示。两个样品都在 3.5% 应变处达到 1652 MPa 的应力。图 3(c) 为图 3(b) 中两个样品第一次拉伸循环的应力-应变曲线。由图 3(c) 可以清楚看出, 两个样品在 2.5% 拉伸循环中几乎没有产生残余应变, 即样品只发生了弹性变形。但是, 受 TiNi 记忆合金应力诱发马氏体相变的影响, 弹性变形过程的加载、卸载曲线并不重合, 存在小滞后环。两个样品的表观弹性模量明显不同, 通过测量, 退火态样品直接在 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下测试的弹性模量为 $E_1=64.5\text{ GPa}$ (见图 3(c) 曲线 1), 而经历约束态升、降温热循环样品在 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的弹性模量为 $E_2=55.2\text{ GPa}$ (见图 3(c) 曲线 2),

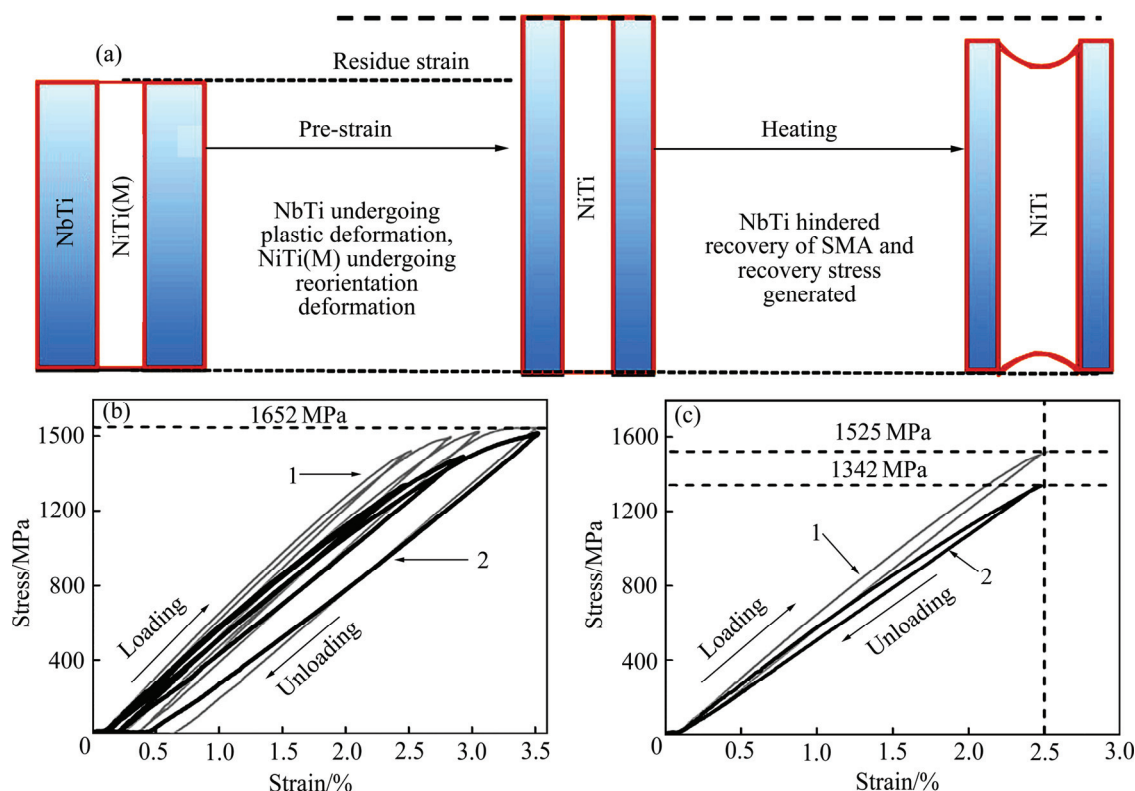


图 3 TiNi-NbTi 复合材料约束态热循环示意图及复合材料的拉伸测试曲线

Fig. 3 Schematic diagrams of constraint heating process and tensile tests results of TiNi-NbTi composite: (a) Schematic figure showing pre-strain deformation process and constraint heating after pre-deformation of TiNi-NbTi composite; (b), (c) Stress-strain

curves of NbTi-NiTi composites which are subject to different constraint thermal cycle and tested at 120 °C

性模量变化率为 $\Delta=(E_1-E_2)/E_1=14.4\%$ 。这样, 因经历了不同的约束态热循环, 两个相同成分的样品在相同温度下表现出了不同的表观弹性模量。

2.4 约束态热循环改变模量所需条件

要想在实验中改变材料的表观弹性模量, 复合材料的约束态本征温度和测试温度必须满足一定条件: 首先, 处于非约束态的 NiTi 合金在测试温度 T_1 下必须能够发生应力诱发马氏体相变(见图 2(d)), 否则, 就无法实现通过相变改变模量了。因此, 必须满足 $A_s < T_1$; 其次, 必须保证降温到 T_1 时能够发生正相变, 即 $T_1 < M'_s$ 。否则, 若 $T_1 > M'_s$, 如图 4(a)所示意的情况, 由 A_f 降温至 T_1 时并不会发生正相变, 而是处于相变滞后阶段, 此时回复力 σ_1 低于理论上 T_1 温度下应力诱发马氏体相变所需临界应力 σ_2 。拉伸处于这样状态的 NiTi 不可能直接发生相变, 也无法改变 NiTi 的表观模量。以上两点将 T_1 温度限定在 $A_s < T_1 < M'_s$ 温度区间内。因此, 复合材料中 NiTi 的约束态热循环特征温度必须满足 $A_s < M'_s$, 即复合材料必须满足

$M_f < A_s < M'_s < A'_f$, NiTi 的约束态特征温度和测试温度间需满足 $M_f < A_s < T_1 < M'_s < A'_f$, 如图 4(b)所示。

对于本实验采用的 NiTi-NbTi 复合材料, 根据图 1(b)所示, NiTi 在非约束状态下的特征温度已经满足了 $M_f < A_s < M_s < A_f$, 则其一定满足 $M_f < A_s < M'_s < A'_f$ 。只要在 $A_s < T_1 < M'_s$ 温度区间内任取一个温度 T_1 测试就可以(通过约束态升、降温热循环的方式)实现表观弹性模量的改变。本实验所选择的拉伸温度 $T_1=120\text{ }^\circ\text{C}$ 远高于 A_s , 测试温度下 NiTi 一定能发生应力诱发马氏体相变; 唯一难以确定的是所选取的测试温度 $T_1=120\text{ }^\circ\text{C}$ 是否低于 M'_s 。 M'_s 的高低不仅取决于 NiTi 的特征温度, 还会随回复力的增加而升高。在图 4(a)所示意的情况中, 特征温度 M'_s 之所以低于 A_s , 因为加热过程中不断增长的回复力使材料提早发生了塑性变形(或发生界面开脱等问题), 导致基体对 NiTi 记忆合金的约束失效, 回复力无法进一步升高, 不能将 M'_s 和 A'_f 提升至更高的温度。本研究采用的 NiTi-NbTi 复合材料强度超过 1600 MPa(见图 3(b)), 且复合材料界面为冶金界面, 能提供良好的界面约束, 加热到 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 完全不会发生界面开脱。这些优势有利于在约束态加热过程中产生较大的回复力将 M'_s 提高到非常高的温度, 实现 $M'_s > T_1$, 因而在实验中实现了模量的改变。

3 结论

1) 通过电弧熔炼、锻造拔丝的方式获得原位自生 NiTi-NbTi 复合材料。该材料的显微组织显示, 微米级的 NiTi、NbTi 成纤维状复合。

2) 实验通过约束态热循环, 使 NiTi 发生正相变, 回复力达到测试温度 T_1 下的“上平台”应力, 导致拉伸复合材料时 NiTi 直接相变, 进而降低了 NiTi 和复合材料的表观弹性模量。实验通过不同的约束态热循环过程, 实现了同样复合材料在相同温度下展现出不同的表观弹性模量。

3) 通过约束态热循环的方式改变材料表观弹性模量, NiTi 的约束态特征温度和测试温度间需满足 $M_f < A_s < T_1 < M'_s < A'_f$ 。

4) 本研究中, 所制备材料的相变特征温度满足了 $M_f < A_s < M_s < A_f$ 和 $M_f < A_s < M'_s < A'_f$; 并且材料本身强度高, 超过 1600 MPa, 而且复合界面结合良好, 能够提供良好约束, 产生高回复力, 进而使 M'_s 进可能高于测试温度 T_1 。这些条件有利于在实验中实现模量的改变。

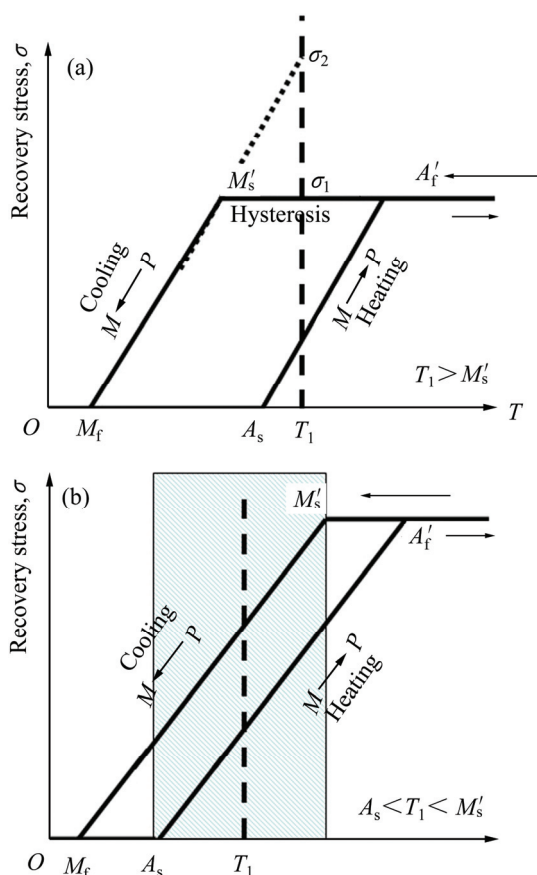


图4 测试温度 T_1 处于不同相变温度区间情况的示意图

Fig. 4 Schematic figures showing condition when testing temperature $T_1 > M'_s$ (a) and condition when testing temperature T_1 meets $A_s < T_1 < M'_s$ (b)

REFERENCES

- [1] 覃恩伟, 吴树辉. NiTi 合金形状记忆表面的临界应变[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(12): 3082–3087.
QIN En-wei, WU Shu-hui. Critical strain on shape surface of NiTi shape memory alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(12): 3082–3087.
- [2] 卢旭东, 田素贵, 王涛, 朱德刚. 电弧离子镀 NiCrAlY 涂层对镍基单晶合金热腐蚀行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 977–986.
LU Xu-dong, TIAN Su-gui, WANG Tao, ZHU De-gang. Influence of NiCrAlY coatings by arc ion plating on hot corrosion behaviour of single crystal nickel-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 977–986.
- [3] 李艳锋, 高宝东, 尹向前. Ni 含量对 NiTi 形状记忆合金相变及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(1): 130–133.
LI Yan-feng, GAO Bao-dong, YIN Xiang-qian. Effect of Ni content on phase transformation and mechanical properties of NiTi shape memory alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(1): 130–133.
- [4] 姜江, 马之远, 邵阳, 彭文屹, 漆艳军. 原位合成 NiTi-TiB₂ 复合材料的显微组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(3): 754–760.
JIANG Jiang, MA Zhi-yuan, SHAO Yang, PENG Wen-yi, QI Yan-jun. Microstructure and properties of in-situ synthesized NiTi-TiB₂ composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(3): 754–760.
- [5] SONG Jie, WANG Li-ming, ZHANG Xiao-ning, SUN Xiao-gang, JIANG Hong, FAN Zhi-guo, XIE Chao-ying, WU M H. Effects of second phases on mechanical properties and martensitic transformations of ECAPed TiNi and Ti-Mo based shape memory alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(8): 1839–1848.
- [6] 赵连城, 蔡伟. 形状记忆与超弹性镍钛合金的发展和应用[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(1): 323–326.
ZHAO Lian-cheng, CAI Wei. Development and applications of nickel-titanium alloys with shape memory effect and superelasticity[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(1): 323–326.
- [7] 薛鹏飞, 张菲, 李岩, 张德元. 钛基形状记忆合金研究进展[J]. 稀有金属, 2015, 39(1): 84–90.
XUE Peng-fei, ZHANG Fei, LI Yan, ZHANG De-yuan. Progress in Ti-based shape memory alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2015, 39(1): 84–90.
- [8] 叶婷. 不同时效工艺下 Ti-50.8Ni-0.3Cr 形状记忆合金的组织性能[J]. 铸造技术, 2014, 35(9): 1985–1987.
YE Ting. Microstructure and properties of Ti-50.8Ni-0.3Cr shape memory alloy under different aging process[J]. Foundry Technology, 2014, 35(9): 1985–1987.
- [9] 林国明, 马娜, 孙兆松, 隋国鑫. 超弹性 TiNi 丝/形状记忆共混聚合物复合材料结构与性能[J]. 复合材料学报, 2013, 30(增刊): 40–43.
LIN Guo-ming, MA Na, SUN Zhao-song, SUI Guo-xin. Study on structure and properties of shape memory composites with super-elastic TiNi and shaoe memory polymer blend[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(Suppl): 40–43.
- [10] 刘洪涛, 孙光爱, 王沿, 陈波, 汪小琳. 冲击诱发 NiTi 形状记忆合金相变行为研究[J]. 物理学报, 2013, 62(1): 018103-1–018103-7.
LIU Hong-tao, SUN Guang-ai, WANG Yan-dong, CHEN Bo, WANG Xiao-lin. Shock-induced transformation behavior in NiTi shape memory alloy[J]. Acta Physica Sinica, 2013, 62(1): 018103-1–018103-7.
- [11] JIANG Shu-yong, ZHANG Yan-qiu, ZHAO Ya-nan. Dynamic recovery and dynamic recrystallization of NiTi shape memory alloy under hot compression deformation[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(1): 140–147.
- [12] 张玉红, 严彪. 形状记忆合金的发展[J]. 上海有色金属, 2012, 33(4): 192–195.
ZHANG Yu-hong, YAN Biao. The development of shape memory alloys[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2012, 33(4): 192–195.
- [13] 尹向前, 王淑娟, 李艳锋, 解浩峰, 米绪军. TiNiFe 形状记忆合金热变形行为的研究[J]. 稀有金属, 2012, 36(6): 851–857.
YIN Xiang-qian, WANG Shu-juan, LI Yan-feng, XIE Hao-feng, MI Xu-jun. Hot deformation behavior of TiNiFe shape memory alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(6): 851–857.
- [14] 蔡伟, 孟祥龙, 赵新青, 崔立山, 徐惠彬. TiNi 基高温形状记忆合金的马氏体相变与形状记忆效应[J]. 中国材料进展, 2012, 31(12): 40–47.
CAI Wei, MENG Xiang-long, ZHAO Xin-qing, CUI Li-shan, XU Hui-bin. Martensitic transformation and shape memory effect of Ti-Ni based high temperature shape memory alloys[J]. Materials China, 2012, 31(12): 40–47.
- [15] 陈云, 吕西林, 蒋欢军. 基于形状记忆合金的新型消能减震装置抗震性能研究[J]. 震动与冲击, 2012, 31(15): 110–115.
CHEN Yun, LÜ Xi-lin, JIANG Huan-jun. Seismic performance of a new energy dissipation device based on shape memory alloys[J]. Journal of Vibration and Shock, 2012, 31(15): 110–115.
- [16] 曾攀, 杜泓飞. NiTi 形状记忆合金的本构关系及有限元模拟研究进展[J]. 锻压技术, 2011, 36(1): 1–6.
ZENG Pan, DU Hong-fei. Research progress on constitutive models and finite element analysis of NiTi shape memory alloy[J]. Forging & Stamping Technology, 2011, 36(1): 1–6.
- [17] PARK Y C, LEE G C, FURUYA Y. A study on the fabrication of NiTi/Al6061 shape memory composite material by hot-press method and its mechanical property[J]. Materials Transactions, 2004, 45(2): 264–271.
- [18] MIZUUCHI K, INOUE K, HAMADA K. Processing of NiTi

- SMA fiber reinforced AZ31 Mg alloy matrix composite by pulsed current hot pressing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 367(1/2): 343–349.
- [19] JANG B K, KISHI T. Adhesive strength between NiTi fibers embedded in CFRP composites[J]. *Materials Letters*, 2005, 59(11): 1338–1341.
- [20] SHIMAMOTO A, FURUYAMA Y, ABE H. Effect of fatigue crack propagation in the shape memory alloy fiber reinforced smart composite[J]. *Advances in Composite Materials and Structures*, 2007, 334/335(1/2): 1093–109.
- [21] AOKI T, SHIMAMOTO A. Active vibration control using cantilever beam of smart matrix composite with embedded shape memory alloy[J]. *Advances in Nondestructive Evaluation*, 2004, 270/273(1/3): 2187–2192.
- [22] ZHENG Y J, CUI L S, SCHROOTEN J. Basic design guidelines for SMA/epoxy smart composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 390: 139–143.
- [23] JIANG D Q, CUI L S, ZHENG Y J, ZHAO X Q, LI Y. Constrained martensitic transformation in an in situ lamella TiNi/NbTi shape memory composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 515: 131–133.
- [24] TSOI K A, STALMANS R, SCHROOTEN J. Transformational behavior of constrained shape memory alloys[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(14): 3535–3544.
- [25] ZHENG Y J, CUI L S, SCHROOTEN J. Basic design guidelines for SMA-epoxy smart composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 390(1/2): 139–143.
- [26] BOLLAS D, PAPPAS P, PARTHENIOS J, GALIOTIS C. Stress generation by shape memory alloy wires embedded in polymer composites[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 5489–5499.
- [27] PIAO M, MIYAZAKI S, OTSUKA K, NISHIDA N. Effects of Nb addition on the microstructure of Ti-Ni alloys[J]. *Materials Transactions JIM*, 1992, 33(4): 337–345.
- [28] 怀利敏, 张来斌, 崔立山, 姜大强, 蒋小华. TiNi 形状记忆合金弹性耦合系统的驱动特性[J]. *石油大学学报(自然科学版)*, 2005, 29(3): 87–91.
- HUA I Li-min, ZHANG Lai-bin, CUI Li-shan, JIANG Da-qiang, JIANG Xiao-hua. Actuation characteristics of elastic couplings with different bias springs on TiNi shape memory alloys[J]. *Journal of China University of Petroleum*, 2005, 29(3): 87–91.
- [29] VOKOUN D, KAFKA V, HU C T. Recovery stresses generated by NiTi shape memory wires under different constraint conditions[J]. *Smart Materials and Structures*, 2003, 12: 680–685.
- [30] JIANG D Q, JIANG J, SHI X B, JIANG X H, JIAO S J, CUI L S. Constrained martensitic transformation in nanocrystalline NiTi/NbTi shape memory composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 577 (Supplement 1): 749–751.

Modulus variable in-situ NiTi-NbTi composite

JIANG Jiang¹, JIANG Xiao-hua², JIANG Da-qiang², HAO Shi-jie², GUO Fang-min², CUI Li-shan²

(1. Jiangxi Key Laboratory of Advanced Copper and Tungsten Materials, Jiangxi Academy of Sciences, Nanchang 330029, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, China University of Petroleum-Beijing, Changping 102249, China)

Abstract: An in-situ NiTi-NbTi shape memory alloy composite was prepared to improve the coupling effect between the matrix and NiTi shape memory alloy and improve the exhibition of functional properties of the composite. The recovery stress generated by NiTi embedded in the NiTi-NbTi composite can reach its critical transformation stress when it is subject to proper constraint thermal cycle, and therefore, the embedded NiTi can transform immediately upon loading, which can make that the NiTi-NbTi composite exhibits a much lower apparent modulus. Tensile tests show that the same two samples under the same tensile test temperature show two different apparent modulus. For the sample underwent constraint thermal cycle, the apparent modulus is 55.2 GPa, whereas, for another one without undergoing constraint thermal cycle, the apparent modulus is 64.5 GPa, and the rate of change is 14.4%.

Key words: NiTi-NbTi composite; shape memory alloy; constraint martensitic transformation

Foundation item: Projects(51231008, 11474362, 51401240, 51471187, 51401096) supported by the Key Program Project of Natural Science Foundation of China; Project(2013-YYB-5) supported by Ph.D Programs Foundation of Jiangxi Academy of Sciences, China; Project(2013-XTPH1-33) supported by the Special Funds for Collaborative Innovation of Jiangxi Academy of Sciences, China

Received date: 2016-03-02; **Accepted date:** 2016-05-27

Corresponding author: CUI Li-shan; Tel: +86-10-89731158; E-mail: lishancui63@126.com

(编辑 王超)