



NbTi-NiTi 原位复合材料的约束态相变阻尼

姜 江¹, 蒋小华², 姜大强², 郝世杰², 郭方敏², 崔立山², 张林伟¹

(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: 为使记忆合金展现宽温域高阻尼特性, 采用熔炼、热锻、轧制等手段制备原位自生的 NbTi-NiTi 记忆合金复合材料。借助 NbTi 对 NiTi 的约束, 拓宽 NiTi 相变温度区间, 获得宽温域相变阻尼。采用 LMR-1 低频力学弛豫谱测试机测试样品内耗。完全相变测试结果表明: 材料能在很宽的温度范围内展现高阻尼特性, 并随着预变形量的增加, 马氏体逆相变阻尼峰的峰温随之升高, 峰宽也随之增加; 预变形后, 样品在第一次加热过程中阻尼峰的峰温较高, 且峰较宽, 而第二次加热, 阻尼峰温和宽度都明显降低; 测试中材料的动态模量也伴有相同的变化。不完全相变测试结果表明: 内耗曲线出现双阻尼峰, 而动态模量曲线出现阶梯式升高现象, 且内耗曲线和动态模量曲线都展现出温度记忆效应。

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)-05-0953-07

中图分类号: TB34

文献标志码: A

NiTi 基形状记忆合金不仅具有优异的形状记忆效应和超弹性^[1-16], 还具有高阻尼特性。NiTi 记忆合金在相变过程中或在马氏体状态都能展现极高的阻尼性能^[17-18], 目前, 已在诸多工程领域被用作减震降噪材料^[18-19]。记忆合金的相变阻尼最高, 在内耗测试中会产生相变阻尼峰, 其耗散因子可达 10^{-1} 数量级。然而, 自由态 NiTi 态记忆合金的相变温度区间非常狭窄, 通常仅有 20 °C 左右, 这导致记忆合金的高阻尼性能仅局限在非常狭窄的温度范围内, 大大限制了记忆合金作为阻尼材料在实际工程中的应用。过去有报道指出, 将预变形后的记忆合金复合在某种基体中, 使记忆合金的可逆马氏体相变在基体的约束条件下进行, 可以大大拓宽相变温度区间^[20]。那么, 在记忆合金复合材料中, 处于约束态相变的记忆合金极有可能实现在很宽的温度范围内展现高阻尼性能。以往学者们多通过 DSC 或热膨胀对约束态相变进行研究^[21-22], 并发现约束条件下, 记忆合金的相变行为与自由态相变显著不同。然而, 目前很少见有关记忆合金约束态阻尼行为的报道。因此, 从工程应用角度出发, 需要系统而详细地研究记忆合金的约束态相变对材料阻尼行为的影响。

在过去有关约束态相变的报道中, 记忆合金多被复合在铝合金^[23-24]、镁合金^[25]、高分子^[26]等基体中制备成复合材料, 这些材料普遍存在界面结合强度低、界面易开脱的问题^[27], 导致基体难以对记忆合金形成稳定的约束。本文作者采用电弧熔炼、热锻、轧制等手段制备了一种原位自生的 NbTi-NiTi 记忆合金复合材料。材料界面为冶金结合, 复合界面的结合强度高, 不容易开脱, 故 NbTi 基体能够对 NiTi 形成有效约束, 有利于约束态相变阻尼行为的研究。

1 实验

采用备有水冷铜坩埚的真空电弧熔炼炉(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 1×10^{-3} Pa)熔炼获得名义成分为 60Nb-25Ti-15Ni(摩尔分数)的合金锭 500 g。将合金锭在 950 °C 下均匀化退火 10 h, 再进行热锻、冷轧加工, 其中每冷轧一定变形量后都会在 800 °C 下退火 20 min。当最终冷轧至厚度为 0.8 mm 后, 将轧板在 500 °C 下退火 20 min。采用 FEI Quanta 200 型扫描电镜观察显微组织, 并利用

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51231008, 11474362, 51401240, 51471187, 51401096, 51601001); 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: 2016-05-23; **修订日期:** 2016-10-13

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

配备的 X 射线能谱仪进行成分分析;采用德国产 NETZSCH 204 F1 型示差扫描量热分析仪进行相变行为测试,升降温速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$,保护气氛为氩气。利用线切割将轧板切成条形样品若干,并利拉伸试验机对其进行预拉伸变形,样品残余变形量分别为 1.4%、3.3%、4.3%和 5.3%(本研究中提及的预变形量都指拉伸后的残余变形量)。将预变形和未变形的样品切割成 $0.8\text{ mm}\times 1.2\text{ mm}\times 80\text{ mm}$ 的尺寸,用于内耗测试。内耗测试在 LMR-1 低频力学弛豫谱测试机上进行,测试中样品被从室温加热至不同温度,升温速率为 $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。内耗测试在频率为 1 Hz 和应变振幅为 5×10^{-5} 条件下进行的,且都是在强迫振动的方式下进行的。

2 结果与讨论

2.1 显微组织与相变

图 1(a)所示为冷轧 60Nb-25Ti-15Ni 样品的显微组织。照片中白色区域为 BCC-NbTi 基体,而黑色区域为 NiTi 相,且 NbTi 相与 NiTi 相的体积分数大致为 70%和 30%。由图 1(a)可见,冷轧样品中微米尺度的 NbTi 相与 NiTi 相交替分布,并沿着轧制方向伸长。

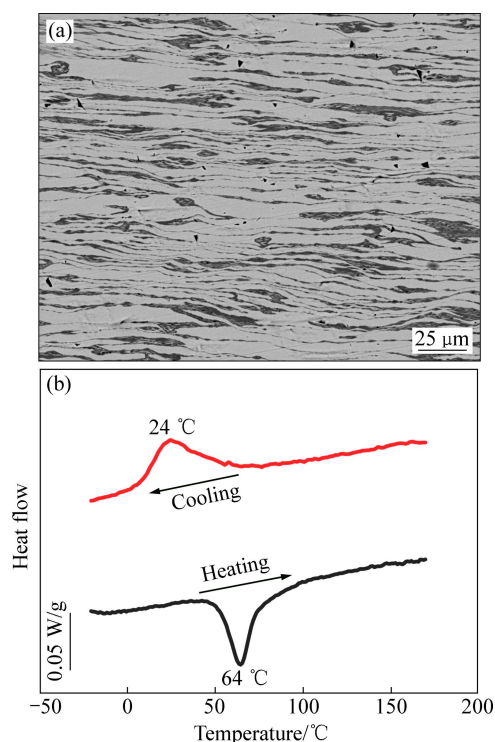


图 1 NiTi-NbTi 复合材料经 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 20 min 后的 SEM 像和 DSC 测试曲线

Fig. 1 SEM image (a) and DSC curves (b) of NiTi-NbTi composite annealed at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 20 min

由于 NiTi 合金只有当 Ni 和 Ti 的摩尔比相近时,才能发生可逆马氏体相变,并展现功能特性,图 1(b)中 DSC 曲线上的可逆马氏体相变峰进一步说明样品中的 NiTi 相正是近等摩尔比的 NiTi 记忆合金。因此,实验制备的 60Nb-25Ti-15Ni 样品是一种原位自生的 NbTi-NiTi 记忆合金复合材料,且复合界面为冶金结合,界面结合牢固, NbTi 能够对 NiTi 形成有效约束。

2.2 约束态完全逆相变内耗、动态模量测试

图 2(a)所示为经过不同预变形的 NbTi-NiTi 复合材料的内耗-温度曲线(只有加热过程)。每个样品都被加热到 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$,可以认为加热至这个温度后逆相变已完全结束。由于 NiTi 记忆合金在相变过程中会增加大量的相界面和界面运动,使材料内耗升高,在测试曲线上出现阻尼峰,故材料的相变行为可通过阻尼峰体现出来。由图 2(a)可见,在 NbTi 基体约束下,材料的阻尼峰都很宽,其中预变形量 3.3%样品的阻尼峰横跨了近 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围,即样品可以在一个相当宽的温度范围内展现高阻尼。且可以看出,随着预变形量的增加,阻尼峰的峰值温度和峰宽都会增加。这些规律和以往关于约束态逆相变研究的 DSC 测试结果规律相同^[28],通常与两方面因素有关:1) 室温下 NiTi 记忆合金处于马氏体状态,预变形过程会释放马氏体中的部分弹性应变能,而逆相变过程中,弹性应变能是驱动力。因此,预变形量越大,释放的弹性应变能越多,逆相变驱动力越小,则需要越高的温度驱动相变,导致相变峰值温度向高温移动。2) 约束态加热过程中,预变形的 NiTi 要收缩,却受到 NbTi 基体的约束,产生了回复力,进而阻碍了逆相变的继续进行,导致原本在较低温度下发生的相变只能被迫在更高温度下进行。加热过程中,随着温度的一再升高,回复力因相变转变量的逐渐增加而持续升高,其对逆相变的阻碍作用也变得越来越显著,剩余马氏体的逆相变被不断提升至更高的温度下进行,导致约束态逆相变温度区间被大大拓宽。因此,预变形量越大,回复力增长越显著,相变温度区间也越宽。图 2(b)所示为各样品的动态模量-温度曲线。各曲线的“谷底”与图 2(a)的阻尼峰相对应。其变化规律和机制与内耗曲线相同。

图 2(c)和(d)分别为同一样品(4.3%预变形量)第一次和第二次被加热到 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的内耗(动态模量)-温度曲线。由图 2(c)可见,第一次加热过程中,阻尼峰跨越约 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度区间,峰值温度超过 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。然而,如图 2(d)所示,在第二次加热过程中,阻尼峰不仅峰值温度明显降低,峰的宽度也显著变窄。这一现象在

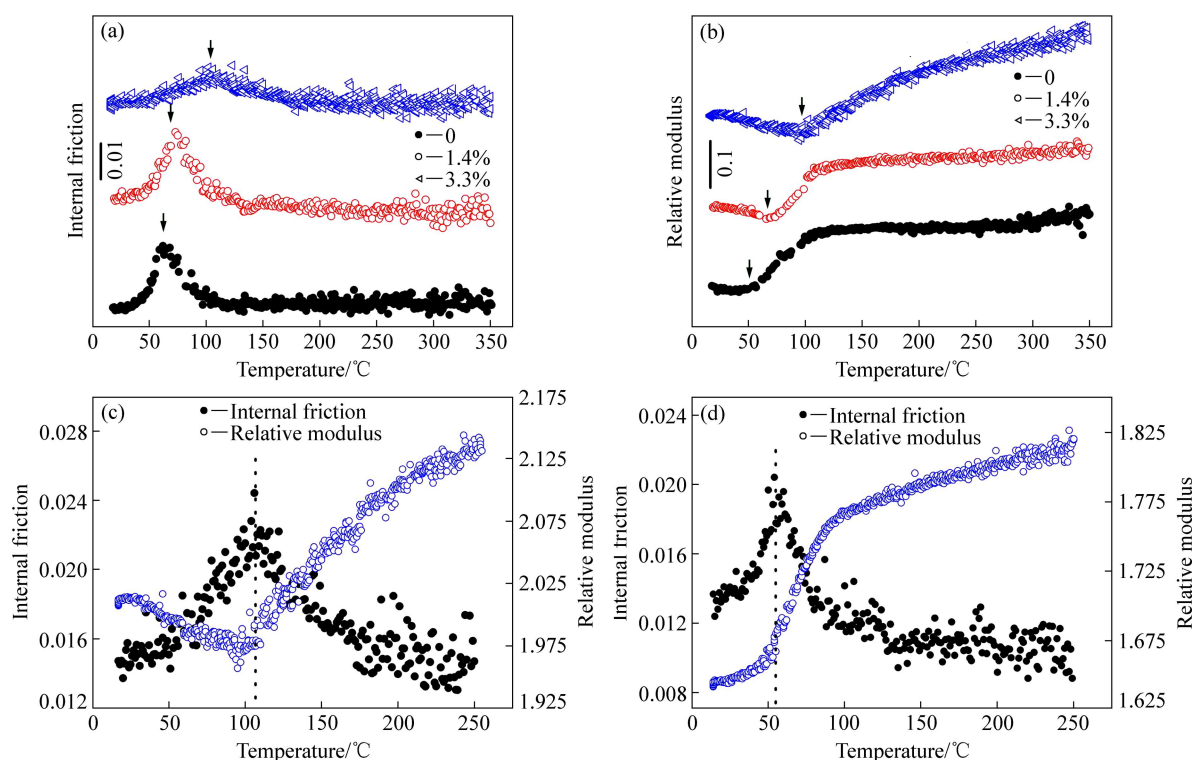


图 2 NiTi-NbTi 复合材料的约束态完全逆相变内耗和动态模量测试

Fig. 2 Constrained complete transformation damping capacity and relative modulus in NiTi-NbTi composite: (a) Damping capacity under different predeformations; (b) Relative modulus under different predeformations; (c) 1st heating process, 43% predeformation; (d) 2nd heating process, 43% predeformation

过去通过 DSC 测试对约束态相变的研究中也有体现, 通常可解释为在预变形前样品中, NiTi 记忆合金处于自适应马氏体状态, 预变形将自适应马氏体转变为取向马氏体, 同时释放了部分弹性应变能(逆相变驱动力)。因此, 第一次加热过程中这些取向马氏体转变为母相时的相变峰值温度较高。然而, 在第一次冷却过程中, 母相正相变为马氏体, 并且这些马氏体中的绝大部分在形成过程中通过变体适应性协调, 重新储存了弹性应变能, 形成了自适应马氏体(而非取向马氏体)。那么, 第二次加热过程的阻尼峰主要是由自适应马氏体逆相变所形成的, 而自适应马氏体储存的弹性应变能更高, 逆相变更容易, 因而相变阻尼峰的峰值温度更低。同时, 由于自适应马氏体在约束态相变中对回复力的贡献很小, 而根据上一段的描述, 回复力越大, 相变温度区间越宽, 因此, 第二次加热过程中, 阻尼峰宽度也显著变窄。不过, 即使如此, 在 NbTi 基体的有效约束下, 第二次加热阻尼峰的宽度仍能达到近 100 °C 的温度范围(如图 2(d)所示), 相对于自由态 NiTi 记忆合金近 20 °C 左右的相变温度范围而言, 仍拓宽了许多, 而且第二次加热以后材料的完全相变阻尼行为基本稳定(都与图 2(d)基本一致, 文中未再放图), 因

此, 约束态相变可以有效拓宽记忆合金相变阻尼温度区间, 实现稳定的宽温域高阻尼特性。

2.3 约束态不完全逆相变内耗、动态模量测试

图 3(a)所示为预变形 5.3% 样品不完全逆相变加热过程的内耗-温度曲线。在 3 次热循环过程中, 该样品分别被加热至 150 °C、250 °C 和 350 °C 后, 降温到室温。由图 3(a)可以看出, 样品第一次加热停止于 150 °C 时, 阻尼峰刚过一半, 逆相变并未结束。而第二次加热过程中, 内耗曲线出现双峰: 低温峰的对应该温度和峰高度都明显低于第一次加热过程出现的阻尼峰; 而高温峰几乎恰恰开始于第一次不完全逆相变加热的停止温度(150 °C)。这一现象与 DSC 测试中出现的温度记忆效^[20]应完全一致。第三次加热过程中, 内耗曲线又恢复了单峰, 其峰值温度与第二次加热过程中的低温峰几乎一样, 但峰高度明显加强。在温度达到 250 °C, 即第二次不完全逆相变加热的停止温度之后, 难以分辨是否存在新的高温峰, 即仅从第三次加热的内耗-温度曲线上难以看出温度记忆效应。这说明在 250 °C 逆相变已基本结束。

该样品在这三次不完全逆相变加热过程的动态模

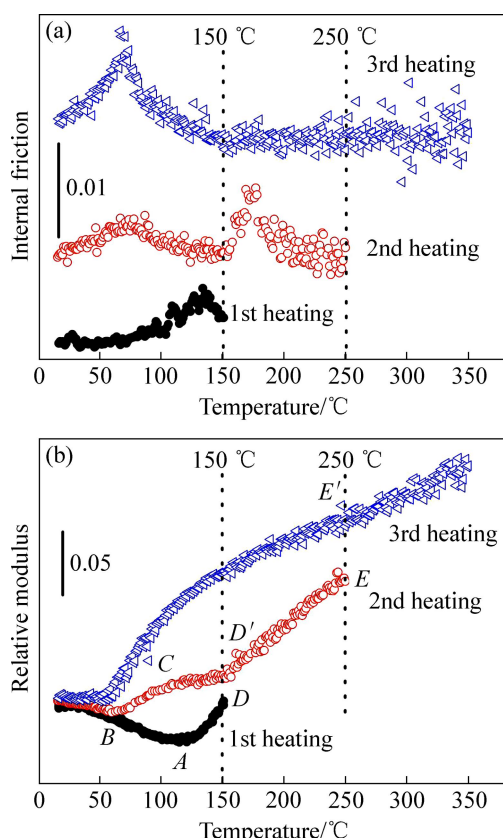


图3 NiTi-NbTi 复合材料的约束态不完全逆相变内耗、动态模量测试

Fig. 3 Constrained incomplete transformation damping capacity and relative modulus curves of 5.3% pre-deformed sample heated to 150, 250 and 350 °C, respectively

量-温度曲线也出现了类似的变化规律,如图3(b)所示。第一次加热过程中,动态模量曲线先随温度升高而降低,在A点到达谷底后快速升高,并中断于D点。第二次加热过程中,曲线谷底(B)的温度和深度都明显低于A点。而且在曲线到达谷底(B)后,随着温度升高,出现阶梯式升高现象:在BC段模量的增长速率较高,而CD'段则相对平缓。经过第一次加热停止温度150 °C(D')后,模量增长速率再次明显提高,曲线D'E就好像是第一次加热曲线中AD段的延续。这使得D'成为一个可以明显分辨的转折点,且其对应温度恰恰是第一次加热停温度。因此,即使丢失第一次热循环数据,仍可以从第二次加热的动态模量-温度曲线上通过D'点判别出第一次不完全逆相变加热停止温度。可见,这一现象是温度记忆效应在动态模量测试中的表现。第三次加热过程中,当温度达到第二次加热停温度250 °C后(E'),模量曲线斜率变化并不明显,这与内耗测试的情况相同。

图3(a)中内耗曲线在不完全逆相变热循环过程中

的变化机制通常可通过示意图(见图4)说明:加热前的样品处于取向马氏体(POM)状态,如图4(a)所示。当被第一次加热至150 °C过程时,逆相变并没有结束,只有部分取向马氏体(POM)逆相变为母相(P),如图4(b)所示。而这些母相(P)在第一次冷却过程中又形成了自适应马氏体(SAM),并重新储存了弹性应变能,如图4(c)所示。由于所储存弹性能的不同,新形成的SAM与样品中尚未相变的POM的相变温度并不相同,因此在第二次加热过程中出现了双阻尼峰。第二次加热过程中,当温度达到150 °C前,由第一次冷却过程中新形成的自适应马氏体SAM先发生逆相变(如图4(d)所示),形成了双峰中的低温峰。由于SAM储存的弹性应变能比取向马氏体POM高,逆相变更容易,因此该低温峰对应温度明显低于第一次加热过程的阻尼峰温。当温度达到并超过150 °C后,在第一次加热过程中被中断而未能继续相变的取向马氏体POM开始逆相变,出现了高温峰,因此,高温峰的开始温度恰恰反映了第一次不完全逆相变的加热停止温度。这即是温度记忆效应在内耗测试中的表现。当加热到250 °C后,逆相变基本结束,样品完全转变为了母相P,如图4(e)表示。第二次冷却后,母相P主要转变为自适应马氏体SAM(如图4(f)所示),该过程与完全相变中的第一次冷却情况完全相同。

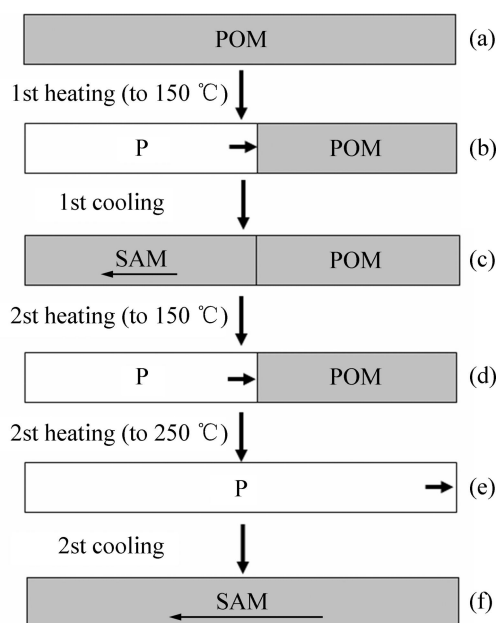


图4 NiTi-NbTi 复合材料的约束态不完全逆相变过程示意图

Fig. 4 Schematic illustration of physical process corresponding to incomplete transformation cycles (POM, P and SAM represent so called preferentially oriented martensite, parent phase and self-accommodating martensite, respectively)

动态模量的变化机制与之类似。根据图 4(c)和(d)可知,第二次加热过程中(见图 3(b)),当温度低于 D' 时主要由 SAM 发生相变。曲线中 CD' 段相对平缓,说明在 C 点处 SAM 已消耗殆尽,由 SAM 引起的逆相变从 C 点开始趋于结束,相变速率显著降低,进而产生了平缓的 CD' 段。而当温度高于 D' 后,剩余的 POM 开始相变,相变速率立即提高,导致 $D'E$ 段斜率突然升高,动态模量曲线出现了分段式升高现象,并表现出了温度记忆效应。类似的现象在以往材料内耗和动态模量研究中尚没有相关报道。

3 结论

1) 采用电弧熔炼、热锻、轧制等手段制备了一种原位自生的 NbTi-NiTi 记忆合金复合材料,借助预变形和 NbTi 基体对 NiTi 的约束,使复合材料中 NiTi 经历约束态相变。

2) 完全相变测试结果表明:约束态相变使材料展现出宽温域高阻尼性能;随着材料预变形量的增加,马氏体逆相变阻尼峰的峰值温度升高,并且阻尼峰的宽度也随之增加;预变形后样品在第一次加热过程中阻尼峰的峰值温度较高,且阻尼峰较宽,材料能在很宽的温度范围内展现高阻尼特性。而第二次加热,阻尼峰值温度和宽度都明显降低。这些测试中,材料的动态模量也伴有相同的变化。

3) 不完全相变测试结果显示:内耗曲线出现双阻尼峰,而动态模量曲线出现阶梯式升高现象,且内耗曲线和动态模量曲线都展现出温度记忆效应。

REFERENCES

- [1] 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.
- [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] 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.
- [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] 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.
- [6] 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.
- [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与性能[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(S):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 shape memory polymer blend[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(S): 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] YOSHIDA I, MONMA D, IINO K, ONO T, OTSUKA K, ASAI M. Internal friction of Ti-Ni-Cu ternary shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 370: 444-448.
- [18] LIN H C, WU S K. Aging effect on the low temperature internal friction relaxation peak in a TiNi alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 355: 90-96.
- [19] CAI W, LU X L, ZHAO L C. Damping behavior of TiNi-based shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 394: 78-82.
- [20] ZHENG Y J, CUI L S, SCHROOTEN J. Temperature memory effect of a nickel-titanium shape memory alloy[J]. Applied Physics Letters, 2004, 84: 31-33.
- [21] LI Yan, CUI Li-shan, ZHENG Yan-jun, YANG Da-zhi. DSC study of the reverse martensitic transformation in prestrained TiNi shape memory alloy in different composites[J]. Materials Letters, 2001, 51(1): 73-77.
- [22] JIANG J, CUI L S, ZHENG Y J, JIANG D Q, LIU Z Y, ZHAO K. Negative thermal expansion arrest point memory effect in NiTi shape memory alloy and NbTi/NiTi composite[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 549: 114-117.
- [23] FURUYA Y, SASAKI A, TAYA M. Enhanced mechanical properties of NiTi shape memory fiber/Al matrix composite[J]. Materials Transactions JIM, 1993, 34: 224-227.
- [24] 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.
- [25] 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.
- [26] JANG B K, KISHI T. Adhesive strength between NiTi fibers embedded in CFRP composites[J]. Materials Letters, 2005, 59(11): 1338-1341.
- [27] 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.
- [28] 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.

Constraint transformation damping behavior of in-situ NbTi-NiTi composite

JIANG Jiang¹, JIANG Xiao-hua², JIANG Da-qiang², HAO Shi-jie², GUO Fang-min², CUI Li-shan², ZHANG Lin-wei¹

(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: In order to obtain high damping capacity within wide temperature window by enlarging the transformation temperature window of NiTi shape memory alloy (SMA) during constraint transformation, an in-situ NbTi-NiTi composite was prepared by vacuum induction melting, hot forging and cold rolling processing. The complete and incomplete constraint transformation damping behavior of the composite was studied by a low-frequency mechanical analyzer LMA-1 testing system. The results show that the predeformed samples can exhibit high damping capacity with in a very wide temperature range, and both the peak temperature and the width of the internal peak increase with the pre-deformation level increasing. In the first heating process, the internal friction peak shows a higher peak temperature and a wider peak temperature range than that of the second heating. During the second heating process, the internal friction peak temperature decreases and the range of the peak becomes narrower than that of the first heating process. The relative modulus curves show the same variation trend. Furthermore, a stepped increasing of relative modulus curve and a peak splitting of damping curve which exhibits the temperature memory effect observed in incomplete constraint transformation.

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

Foundation item: Projects (51231008, 11474362, 51401240, 51471187, 51401096, 51601001) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2013-YYB-5) supported by the PhD 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: 2016-05-23; **Accepted date:** 2016-10-13

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

(编辑 李艳红)