

## 冲击诱发 NiTi 形状记忆合金相变行为研究\*

刘洪涛<sup>1)</sup> 孙光爱<sup>2)†</sup> 王沿东<sup>1)</sup> 陈波<sup>2)</sup> 汪小琳<sup>2)</sup>

1) (东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819)

2) (中国工程物理研究院中子物理学重点实验室, 核物理与化学研究所, 绵阳 621900)

(2012年6月19日收到; 2012年7月23日收到修改稿)

NiTi 形状记忆合金的高应变动态响应特性在军事、航空等领域具有重要应用. 为研究 NiTi 合金在动态力学诱导下的相变行为, 在不同温区不同冲击速率下, 通过轻气炮装置对 NiTi 合金进行了动态加载实验. 利用差示扫描量热仪 (DSC), 综合物性测量系统分析了冲击波残余效应对 NiTi 合金相变行为的影响. 研究发现: 受冲击的样品在第一次 DSC 热循环中观察到了三个马氏体吸热峰, 表现为三步逆马氏体相变, 而在第二次热循环中其中两个应力诱发马氏体吸热峰因变形恢复消失. 形成两个应力诱发马氏体吸热峰的原因可能是晶粒内部与晶界处的相变过程不同步. 受冲击后样品 DSC 放热峰上出现了一小肩峰, 表明可能因中间相 (R 相) 的出现而发生了两步相变, 结合电阻测量曲线进一步确认 R 相的存在, 且发现奥氏体相向 R 相转变以及 R 相向马氏体相转变这两种相变过程在某一温度范围内可同时进行. 同时, 文中也具体讨论了不同的冲击加载条件对相变过程的影响.

关键词: NiTi 形状记忆合金, 动态冲击, DSC, 相变

PACS: 81.30.Kf, 62.20.fg, 81.70.Bt

DOI: 10.7498/aps.62.018103

## 1 引言

NiTi 合金因具有优异的形状记忆效应、超弹性效应、耐腐蚀性和生物相容性, 而成为目前应用最广泛的一种形状记忆合金, 应用范围涉及航天航空、电子、机械、生物医学等领域<sup>[1-3]</sup>. NiTi 合金通常呈现为单步的热弹性马氏体相变, 从高温奥氏体相 (A 相) 到低温马氏体相 (M 相), 当受到热处理过程、畸变等影响可呈现出 A→R→M 两步相变. 尽管 M 相的热力学稳定性明显好于中间相 (R 相), 然而 A 相转变为 M 相时需要较高的转变应变 (约 10%), R 相的形成则仅需约 1% 的转变应变, 比 M 相小得多, 因此沉淀相、位错等亚结构会对 M 相的形成产生明显的阻碍作用, 从而有利于 R 相的形成<sup>[4]</sup>.

NiTi 合金高应变动态响应行为与很多应用都密切相关<sup>[5]</sup>, 如盔甲防护系统设计, 小鸟、异物对航空发动机的撞击损伤, 机动车的耐撞测试, 以及

利用其形状记忆效应在地震等灾害中对建筑物的防护等. 冲击压缩技术是利用冲击波来对材料施加影响, 同静态压缩相比高压持续时间短 (微秒量级), 因此会在微观组织中引入大量的缺陷从而影响 NiTi 合金的转变性能. 冲击压缩用于 NiTi 粉末合成已有文献报道<sup>[6-10]</sup>, 而冲击对 NiTi 块体合金相变作用的研究较少. Millett 等<sup>[5,11,12]</sup> 研究了在冲击加载过程中 NiTi 合金的响应机理, 结果表明 NiTi 合金呈现出应变速率敏感性, 估算了 Hugoniot 参数并建立 NiTi 在冲击压缩过程中的状态方程. Thakur 等<sup>[13]</sup> 研究了冲击加载对 NiTi 微观结构的影响, 用 NiTi-I 型高 Ni 含量 (54.7%) 和 NiTi-II 型低 Ni 含量 (50.2%) 并含有少量铁的两种合金做对比. 在 NiTi-I 合金中 ( $M_s \approx 27^\circ\text{C}$ ), 应力产生了内部含有大量微孪晶的针状马氏体, 而在 NiTi-II 合金 ( $M_s \approx -45^\circ\text{C}$ ) 中只在高压作用下样品开裂区发现具有位错亚结构马氏体. 他们认为这种差别是 NiTi-II 合金具有更低的  $M_s$  温度造成的. Escobar

\* 国家自然科学基金 (批准号: 91126001, 11105128, 51001024)、中国工程物理研究院科学技术发展基金 (批准号: 2010A0103002) 和中国工程物理研究院核物理与化学研究所科学技术创新基金 (批准号: 2009CX01) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: guangaisun\_80@163.com

等<sup>[14]</sup>做了一些 NiTi 冲击响应定量方面的工作, 得出转变的临界剪切应力为 46 MPa, 随着剪切力的增大相变逐渐扩散至整个样品.

目前为止, 对 NiTi 合金动态冲击的相变研究还十分有限, 相变机理与应变速率之间的关系还不甚明了, 尤其是低温下 NiTi 合金冲击行为研究尚未见报道. 为更好地理解 NiTi 合金在冲击加载下的力学行为, 研究冲击波引入的缺陷对相变过程的影响是十分有必要的. 本文利用一级轻气炮对不同温区不同应变速率下冲击诱发的 NiTi 合金相变行为进行了研究, 并借助差示扫描热量仪 (DSC)、综合物性测量系统 (PPMS)、扫描电子显微镜 (SEM) 表征讨论了冲击波的残余效应对 NiTi 合金相变行为的影响.

## 2 实验

### 2.1 轻气炮冲击加载

实验所用 NiTi 形状记忆合金 [wt(Ni) = 55%] 热轧板材由西北有色金属研究院提供. 轻气炮实验试样通过线切割及机械抛光制成  $\Phi 30$  mm, 厚 5 mm 的圆饼状, 冲击过程如图 1 所示. NiTi 合金样品及低阻抗的铝块、有机玻璃用环氧树脂粘合剂粘在钢底座上组装成样品靶. 紫铜弹丸在充分吸收爆冲提供的能量后高速撞击样品靶, 冲击速率可通过填充炸药的数量来控制. 冲击时样品分别处在室温状态 (奥氏体马氏体两相共存状态) 和利用液氮冷却的低温状态 (马氏体相状态), 冲击速率由电磁感应测速器测出. 利用阻抗匹配法及 Rankine-Hugoniot 方程计算出样品在冲击时所受的压力<sup>[15]</sup>. 具体的样品冲击加载条件如表 1 所示.

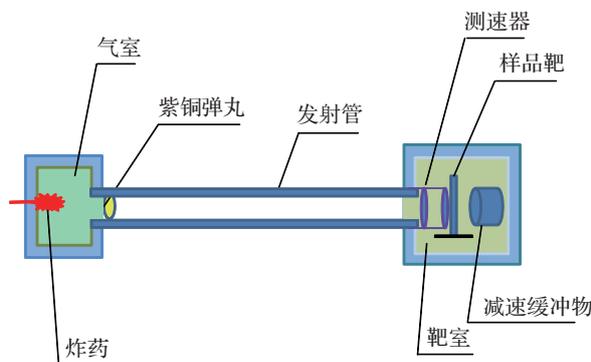


图 1 冲击过程示意图

### 2.2 样品相变行为表征

利用带有液氮冷却附件的 DSC 测量各个 NiTi 合金样品的相变温度, DSC 样品为利用线切割切下的直径  $\Phi 5$  mm 厚 0.5 mm 的小圆薄片, 升降温速率为  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 温度范围  $-120^{\circ}\text{C}$ — $150^{\circ}\text{C}$ . 冷却至  $-120^{\circ}\text{C}$  后保持 3 min 以建立热平衡, 然后再升温. 利用 PPMS 测量样品的电阻随温度变化曲线 ( $R$ - $T$  曲线), 每隔  $1^{\circ}\text{C}$ — $2^{\circ}\text{C}$  测一个点, 测量精度为  $0.8 \times 10^{-6} \Omega$ , 温度范围  $-60^{\circ}\text{C}$ — $70^{\circ}\text{C}$ , PPMS 样品为利用线切割切下的  $2 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$  厚 0.5 mm 小片. 利用岛津 SSX-505 型扫描电子显微镜观察样品表面形貌.

表 1 冲击加载条件

样品	温区	冲击速率/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	冲击压力/GPa
0#	室温	0	0
1#	室温	294	5.15
2#	低温 (液氮冷却)	308	5.41
3#	室温	869	16.55
4#	低温 (液氮冷却)	912	17.47

## 3 结果与讨论

由图 2 可看出在升温过程中, 受冲击样品在第一次热循环中出现了 3 个吸热峰, 呈现为三步逆马氏体相变, 而在第二次热循环中 A 峰得到明显增强, 靠近高温区的 B, C 两个吸热峰消失. 冲击后的样品中存在三种类型的马氏体: 1) 热诱发马氏体; 2) 应力诱发的可恢复塑性变形马氏体; 3) 发生滑移的不可恢复塑性变形马氏体. A 峰对应于热诱发马氏体 (将在后面做详细讨论), B 峰和 C 峰对应于应力诱发的可恢复塑性变形马氏体, 不可恢复塑性变形马氏体在加热过程中变形不可恢复而不会产生吸热峰. 因可恢复马氏体在第一次加热过程中变形恢复, 所以在第二次热循环中 A 峰明显增强, B 峰和 C 峰消失<sup>[13]</sup>. 存在两个应力诱发可恢复塑性变形马氏体峰的原因可能是晶界效应, 因晶粒内部与晶界处能量相差较大导致马氏体变形过程不同步, B 峰对应于晶界处可恢复马氏体, C 峰对应于晶粒内部的可恢复马氏体. 1#样品因冲击速率较低, 且可通过马氏体相变吸收部分能量, 使得只在能量较高的晶界处产生大量可恢复马氏体, 因而 B 峰比较明显, 而晶内可恢复马氏体数量很少, 导致 C 峰较弱 (图 2(a)). 2#样品虽与 1#样品冲击速率相差不大,

但因处于低温马氏体状态而不能通过相变吸收能量,使得晶粒内部能量升高可恢复马氏体数量增多,C峰变得更为明显(图2(b)).同处室温下的3#样品同1#相比冲击速率显著增大,晶界处可恢复马氏体进一步引发不可恢复的塑性变形,导致可恢复马氏体数量减少,B峰减弱.而晶粒内部则引发了更多的可恢复马氏体,所以同1#样品相比,C峰变得更为明显(图2(c)).4#样品因发生严重的塑性变形(图

3(b)),可恢复马氏体数量明显减少,导致峰强整体变弱,B峰和C峰相差不大(图2(d)).

由图3可以看出:本研究所用材料中含有弥散分布的沉淀相(图3(a),(b)白圈所示),3#样品冲击后表面出现一道宽约30 μm的裂纹(图3(a)),4#样品冲击后发生了更为严重的塑性变形,样品破碎,图3(b)为保存相对完整的区域,裂纹数量增多,宽度明显增大.

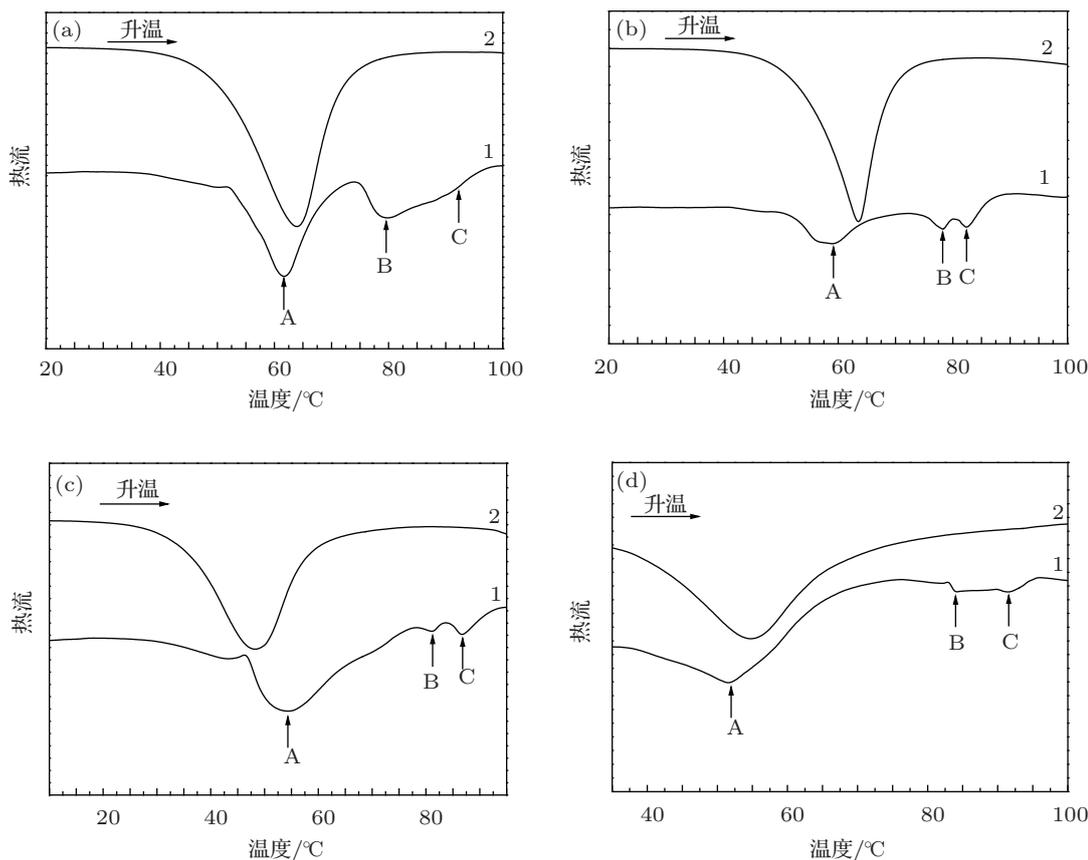


图2 冲击后样品两次热循环DSC吸热峰曲线,图中数字为热循环次数 (a) 1#样品吸热峰曲线; (b) 2#样品吸热峰曲线; (c) 3#样品吸热峰曲线; (d) 4#样品吸热峰曲线

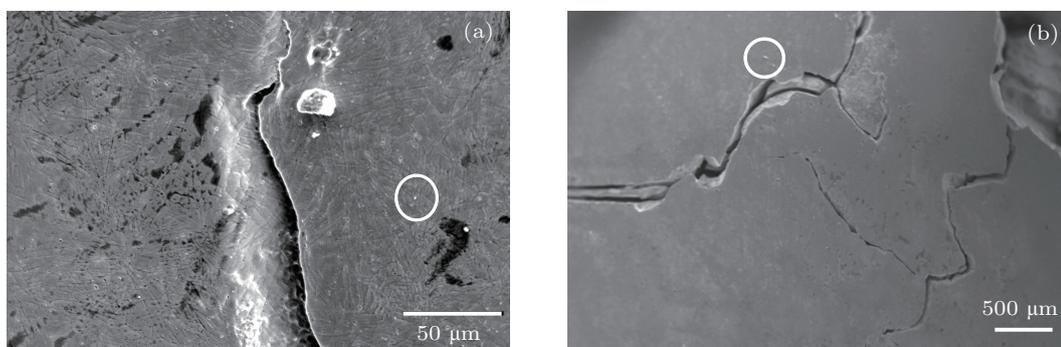


图3 高速冲击后样品的SEM图像 (a),(b)分别为3#,4#样品冲击后的表面形貌,白色圆圈内为沉淀相

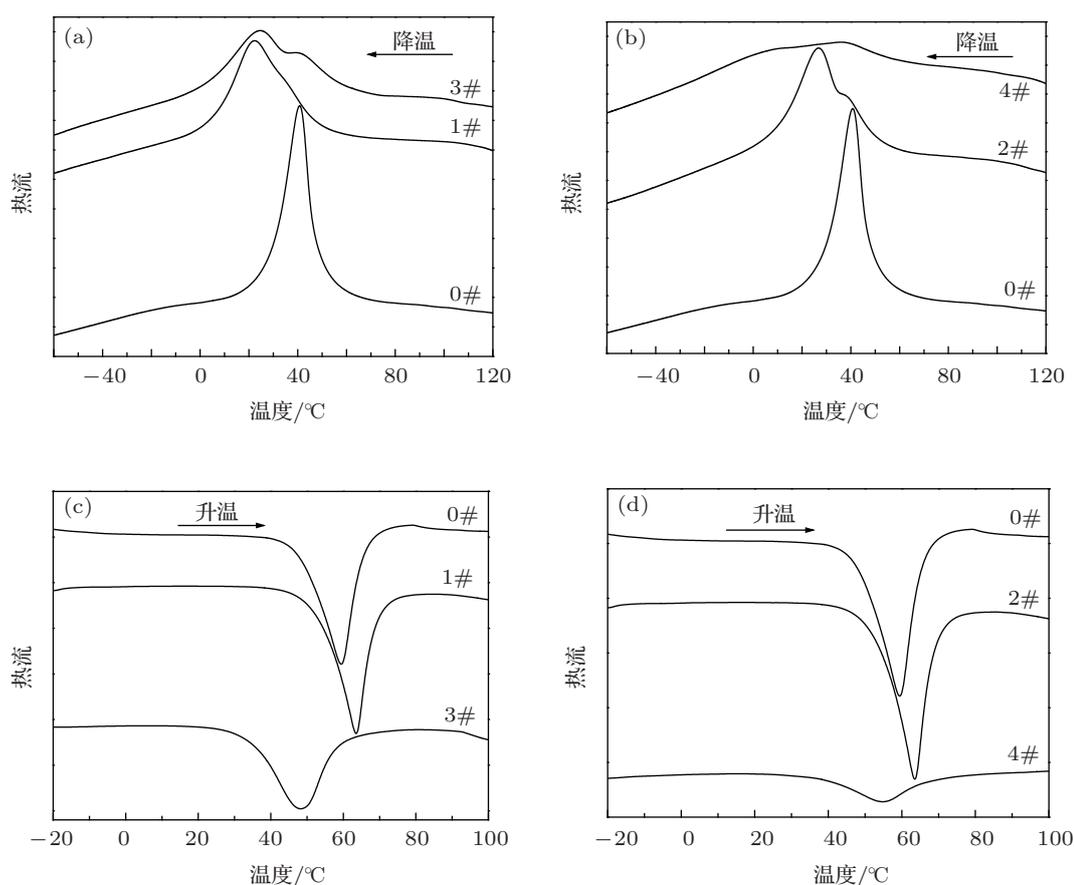


图4 样品第二次热循环 DSC 结果 (a) 室温下冲击的样品放热峰曲线; (b) 低温下冲击的样品放热峰曲线; (c) 室温下冲击的样品吸热峰曲线; (d) 低温下冲击的样品吸热峰曲线

为方便比较冲击后样品的热引发马氏体同初始样品 (只存在热引发马氏体) 的差异, 均选取了样品第二次热循环 DSC 结果 (如图 4 所示). 结果显示: 同冲击前样品相比冲击后样品相变峰均有不同程度的宽化, 冲击速率越高, 样品应变量越大, 宽化越明显. 3#, 4# 样品同 1#, 2# 样品相比, 吸热峰及放热峰峰强均明显变弱, 说明样品峰值随冲击速率 (应变量) 的增大而降低. Kurita 等<sup>[16]</sup> 对 NiTi 合金进行不同形变量的冷轧, DSC 结果显示形变量 24.2% 的 DSC 峰强比形变量 8.1% 的 DSC 峰强明显变弱, 峰形也更加宽化, 形变量 41.6% 的 DSC 峰几乎消失. 这应该是形变过程引入的诸如位错等缺陷造成的<sup>[16,17]</sup>. 位错的增加使得相变过程阻碍变大, 能量分布更加不均匀, 转变温度范围展宽. 高速下冲击的 3#, 4# 样品因应力过大超过了位错屈服极限引发了显著的塑性变形 (图 3), 可恢复马氏体数量明显减少, 相变潜热降低, 峰强变弱.

在降温过程中, 冲击后样品 M 相放热峰均往低温区发生偏移 (图 4(a), (b)), 表明位错等缺陷的引入对马氏体相变产生了抑制作用<sup>[17,18]</sup>. 在升温过程

中, 低速下冲击的 1#, 2# 样品 (低应变量) 吸热峰往高温区偏移, 高速下冲击的 3#, 4# 样品 (高应变量) 吸热峰往低温区发生了偏移 (图 4(c), (d)). He 等<sup>[19]</sup> 对 NiTiNb 合金进行不同应变量的拉伸后进行 DSC 测试. M→A 转变结果显示, 当应变量  $\leq 16.5\%$  (低应变量) 吸热峰随应变量增大往高温区偏移, 当应变量  $\geq 18\%$  (高应变量) 之后吸热峰随应变量增大开始往低温区偏移. 低速下冲击的样品位错缺陷同样对逆相变过程产生阻碍作用<sup>[20]</sup>, 因此需要更多的能量促进逆相变的进行, 吸热峰往高温区发生偏移. 高速下冲击的样品发生了严重的塑性变形 (图 3), 虽然同样受到位错的阻碍作用, 然而同低速下冲击的样品相比可恢复马氏体体积分数明显减少, 使得相变所需的能量降低, 吸热峰往低温区发生偏移<sup>[19]</sup>.

图 4(a), (b) 放热峰曲线中还发现在奥氏体向马氏体转变过程中, 同 0# 初始样品相比 (一步相变), 冲击后样品在向 M 相转变之前出现一小肩峰, 呈现为两步相变, 表明可能有中间相 (R 相) 产生. 同自身 M 相峰强相比, 小肩峰的相对强度随着冲击速率

的增大而增强,且在相近冲击速率下,低温下样品的小肩峰更为明显.需要指出的是在第二次热循环中小肩峰并未消失,且峰位峰形几乎没变(图5),应该是相变过程确实出现了中间相.图5为2#样品两次热循环DSC放热峰曲线,在其他受冲击样品的两次热循环中均观察到了类似结果.

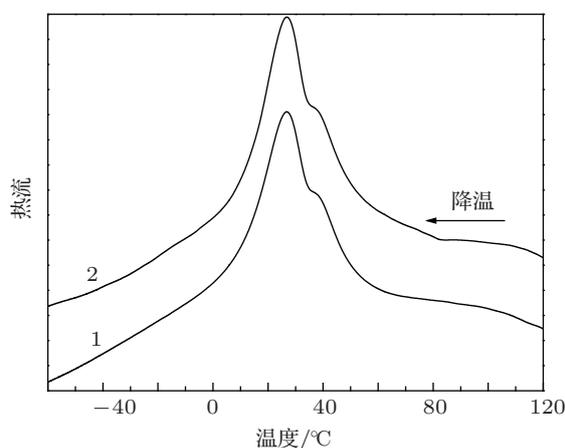


图5 2#样品两次热循环DSC放热峰曲线对比,图中数字为热循环次数

为进一步分析相变过程是否出现中间相(R相),选取小肩峰较为明锐的2#样品测其R-T曲线,并与DSC结果进行对比(如图6所示).R-T曲线呈现出典型的帽子形状<sup>[21]</sup>(中间高两端低),从而再次证实了相变过程R相的出现.图6(a)显示:相变开始之前电阻随温度的降低而减小,A点开始发生A→R转变生成R相,因R相的电阻比A相大得多<sup>[22,23]</sup>,曲线开始呈上升趋势,但此时R相所占比例分数较小,所以AB段增长缓慢.随着R相的增多,电阻的增长速率加快,使得BC段电阻曲线变陡,在C点达到最大值,与图6(b)中热流的增长情况相符合.在CD段,由图6(b)可看出R相峰与M相峰在此区间发生重叠,表明虽然A→R的转变尚未完成,但因同时发生了R→M的转变,M相电阻比R相小得多<sup>[22,23]</sup>,受二者的共同影响,电阻曲线变得平缓.从D点开始,主要进行R→M的转变,M相占据大多数,所以DE段电阻曲线呈下降趋势.E点附近,相变完成,完全转变为M相,之后表现为标准的金属行为曲线,电阻随温度的降低而线性减小.

NiTi合金相变过程R相的出现一般受三个因素的影响<sup>[24]</sup>:1)加入第三元素如Fe,Al;2)经特定温度的热处理,在富Ni的NiTi形状记忆合金中产生大量Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>沉淀相,由沉淀相应力场产生R相;3)应力引入位错的增殖而引发R相.在应力诱导引发R相的研究中,Uchil等<sup>[21]</sup>发现R相会随着应力

的增加而变得更加显著.Yong等<sup>[25]</sup>在同步X射线衍射原位单轴拉伸过程中发现,拉伸过程中形成了应力诱导的R相,并且R相随着拉伸应力的增大而增多.在本研究中R相的形成是十分必要的,因为冲击引入的位错等缺陷对马氏体相变产生阻碍作用,而R相的形成可以降低相变过程所需能量,更加有利于相变的进行.样品位错密度增大,可为R相的形成提供更多的形核位置,因而导致DSC中R相峰随着位错密度增加而变得更加明显.1#与2#样品虽然冲击速率相差不大,但2#样品的R相峰要更为明显,这是因为2#样品在低温时为完全的马氏体状态,冲击过程没有相变发生,因塑性变形而引入了更多的位错使R相含量增多.而处于室温的1#样品冲击时可通过马氏体相变吸收部分能量,因此位错密度比2#样品明显减少,因而R相较少.同处室温下的3#样品,随着冲击速率的增大位错进一步增多,R相峰也变得更为明显.4#样品因整体峰强明显变弱而使得R相峰不明显,但同自身M相峰强相比,R相峰相对强度依然变大.

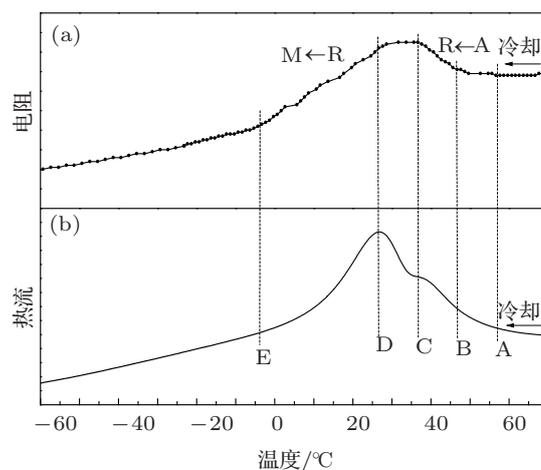


图6 2#样品R-T曲线(a)与DSC曲线(b)降温过程对比

与本研究冲击直接诱发A→R→M转变不同,Kurita等<sup>[17]</sup>对Ni<sub>48</sub>Ti<sub>52</sub>形状记忆合金在1.2 km/s的速率下进行冲击,利用DSC测量的结果中并未发现R相的存在.这种差异可能是由于NiTi合金原子比和原材料制造工艺的不同引起的.沉淀相Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>产生的应力场有利于R相的形成<sup>[24]</sup>,文献<sup>[17]</sup>所用材料为低Ni含量铸锭,不易产生沉淀相,本文所用材料为Ni含量稍多的近等原子比NiTi合金热轧板材,同铸锭相比具有更高的位错密度,且弥散分布一定数量的沉淀相(如图3(a),(b)白圈所示),从而更容易诱发R相.未受冲击样品中虽含有

一定量的沉淀相,可能由于沉淀相对形成马氏体相的阻碍作用不够大而未能诱发R相形成.通过与文献[17]的对比可推测出:以位错为主导引发R相形成的过程中,沉淀相同样起到了一定的促进作用.

在许多研究中R相峰与M相峰为独立分开的两个峰<sup>[4,26-28]</sup>,说明是在A→R转变彻底完成之后才开始R→M的转变.而本研究中R相与M相峰位部分重合(图4),表明A→R, R→M两种相变在某一温度范围内可同时进行.这是因为冲击波在样品内部传播过程中,在不同区域会有不同的反射衰减造成了样品内部能量的不均匀沉积<sup>[6,29]</sup>,使得样品内部不同区域相变进程不同步,从而出现了R相与M相峰位部分重合的现象.

## 4 结论

考察了动态冲击诱导NiTi形状记忆合金在不同温区不同冲击速率下的相变行为,研究结果表明:

1) 受冲击的样品在第一次DSC热循环中除热

诱发马氏体吸热峰外,还发现了两个应力诱发马氏体吸热峰,表现为三步逆马氏体相变,而第二次热循环中两个应力诱发马氏体吸热峰消失,存在两个应力诱发马氏体吸热峰的原因可能是晶界处与晶粒内部的马氏体变形过程不同步;

2) 冲击之后样品的DSC峰形变宽,峰强减弱,随着冲击速率的增大峰形展宽越明显,峰强越弱,样品缺陷增多,相变阻力增大;

3) 各样品放热峰均往低温区发生了偏移显示出位错对马氏体相变产生阻碍作用;

4) 低速下冲击的样品吸热峰往高温区发生偏移,表明位错等缺陷同样对逆相变产生阻碍作用.高速下冲击的样品吸热峰往低温区发生偏移是由于可恢复马氏体数量明显较少,相变所需能量降低;

5) 冲击之后样品在M相放热峰上出现了R相峰,显示两步相变的发生,因冲击波造成了样品内部能量的不均匀沉积,使得A→R, R→M相变在某一温度范围内可同时进行.

- [1] Elahinia M H, Hashemi M, Tabesh M, Bhaduri S B 2012 *Prog. Mater. Sci.* **57** 911
- [2] Es-Souni M, Es-Souni M, Fischer-Brandies H 2005 *Anal. Bioanal. Chem.* **381** 557
- [3] Li Q, Zeng Y J, Tang X Y 2010 *Australas. Phys. Eng. Sci. Med.* **33** 129
- [4] Carroll M C, Somsen Ch, Eggeler G 2004 *Scripta Mater.* **50** 187
- [5] Millett J C F, Bourne N K, Gray III G T 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 3107
- [6] Matsumoto H, Kondo K, Dohi S, Sawaoka A 1987 *J. Mater. Sci.* **22** 581
- [7] Xu X, Thadhani N 2001 *Scripta Mater.* **44** 2477
- [8] Xu X, Thadhani N 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **384** 194
- [9] Li T C, Qui Y B, Liu J T, Wang F T, Zhu M, Yang D Z 1992 *J. Mater. Sci. Lett.* **11** 845
- [10] Han X, Zou W, Way R, Jin S, Zhang Z, Li T, Yang D 1997 *J. Mater. Sci. Lett.* **32** 4723
- [11] Millett J C F, Bourne N K 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **378** 138
- [12] Meziere Y J E, Millett J C F 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 033513
- [13] Thakur A M, Thadhani N N, Schwarz R B 1997 *Metall. Mater. Trans. A* **28** 1445
- [14] Escobar J C, Clifton R J, Yang S Y 2000 *Shock Compression of Condensed Matter-1999* Woodbury, NY, American 1999 p267
- [15] Matsumoto H, Kondo K, Sawaoka A 1989 *J. Jpn. Inst. Met.* **53** 134
- [16] Kuruta T, Matsumoto H, Abe H 2004 *J. Alloys Compd.* **381** 158
- [17] Kuruta T, Matsumoto H, Sakamoto K, Abe H 2005 *J. Alloys Compd.* **400** 92
- [18] Su P C, Wu S K 2004 *Acta Mater.* **52** 1117
- [19] He X M, Rong L J 2004 *Scripta Mater.* **51** 7
- [20] Liu H C, Wu S K, Chou T S 1991 *Acta Metall. Mater.* **39** 2069
- [21] Uchil J, Mahesh K K, Ganesh Kumara K 2002 *Physica B* **324** 419
- [22] Huang C M, Meichle M, Salamon M B, Wayman C M 1983 *Phil. Mag.* **A 47** 9
- [23] Olbricht J, Yawny A, Pelegrina J L, Dlouhy A, Eggeler G 2011 *Metall. Mater. Trans. A* **42A** 2556
- [24] Otsuka K, Ren X 2005 *Prog. Mater. Sci.* **50** 511
- [25] Yong M L, Wagner M F X, Frenzel J, Schmahl W W, Eggeler G 2010 *Acta Mater.* **58** 2344
- [26] Khelifaoui F, Guénin G 2003 *Mater. Sci. Eng. A* **355** 292
- [27] Michutta J, Carroll M C, Yawny A, Somsen Ch, Neuking K, Eggeler G 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **378** 152
- [28] Chang S H, Wu S K, Chang G H 2005 *Scripta Mater.* **52** 1341
- [29] Shang S, Hokamoto K, Meyers M A 1992 *J. Mater. Sci.* **27** 5470

# Shock-induced transformation behavior in NiTi shape memory alloy\*

Liu Hong-Tao<sup>1)</sup> Sun Guang-Ai<sup>2)</sup>† Wang Yan-Dong<sup>1)</sup>  
Chen Bo<sup>2)</sup> Wang Xiao-Lin<sup>2)</sup>

1) (Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China)

2) (Key Laboratory for Neutron Physics of Chinese Academy of Engineering Physics, Institute of Nuclear Physics and Chemistry, Mianyang 621900, China)

(Received 19 June 2012; revised manuscript received 23 July 2012)

## Abstract

The high-strain dynamic behavior of NiTi shape memory alloy has significant applications in several fields such as military affairs, aerospace. In order to investigate the transformation behavior in NiTi alloy, induced by dynamic mechanics, the shock-loading experiments are performed using a single stage gas gun at different temperatures and different shock velocities. Differential scanning calorimeter (DSC) and comprehensive physical property measurement system are employed to analyze the phase transformation induced by residual effects of shock waves in NiTi alloy. Three endotherms are observed in the first heating cycle, showing the presence of three-step reverse phase transformation; whereas during the second heating only one endotherm is seen, because the other two endotherms attributed to stress-induced martensite have disappeared. The exothermic and endothermic peak, owing to the transformation of shock-treated specimens, become small and their transformation temperature regions are broadened. This tendency indicates that the internal defects in the specimens, introduced by shock-treated, increase the resistance of phase transformation. The exothermic peaks of specimens, shock-treated at low velocity and high velocity, all shift to the low-temperature-zone, because the dislocations increase the hindrance to martensitic transformation. However, the endothermic peaks of specimens with low velocity shock-treated shift to high-temperature-zone, illustrating that the reverse martensitic transformation is also opposed by dislocations; while the endothermic peaks shift to low-temperature-zone for high velocity shock-treated, due to the decrease of transformation energy, caused by the reduction of recoverable martensite. A small shoulder is detected in exothermic peak, whose shape becomes sharper with shock rate increasing. This result reveals that the intermediate phase (R-phase) results in two-stage phase transformation. The electrical resistivity measurement result further confirms that the two types of phase transformations associated with austenite to rhombohedral ( $A \rightarrow R$ ) and rhombohedral to martensite ( $R \rightarrow M$ ) can occur at the same time in a certain temperature range.

**Keywords:** NiTi shape memory alloy, dynamic shock, DSC, phase transformation

**PACS:** 81.30.Kf, 62.20.fg, 81.70.Bt

**DOI:** 10.7498/aps.62.018103

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 91126001, 11105128, 51001024), the Science and Technology Foundation of Chinese Academy of Engineering Physics (Grant No. 2010A0103002), and the Science and Technology Innovation Fund of Institute of Nuclear Physics and Chemistry of Chinese Academy of Engineering Physics (Grant No. 2009CX01).

† Corresponding author. E-mail: guangaisun\_80@163.com