

NiTi 形状记忆合金形变机制的应变率相关性研究*

刘洪涛¹⁾ 孙光爱^{2)†} 王沿东¹⁾ 陈波²⁾ 汪小琳²⁾

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)

(2013年4月20日收到; 2013年6月4日收到修改稿)

利用高速拉伸实验机在宽的应变率范围内 ($0.001\text{--}1200\text{ s}^{-1}$), 研究了 NiTi 形状记忆合金的宏观力学性能随应变率的变化规律, 并借助透射电子显微镜深入研究了微观结构在不同应变率下的演变机制. 研究发现: NiTi 合金马氏体 (B19' 相) 孪晶的解孪晶应力随应变率的升高而近乎线性增大, 表明 NiTi 合金解孪晶应力具有正向应变率相关性. 在拉伸应变率为 10 s^{-1} 的样品微观结构中发现了大量的解孪晶区域, 而当应变率进一步增大到 100 s^{-1} 和 1200 s^{-1} 时, 在样品中没有发现解孪晶区域的存在, 样品微观组织以孪晶形式存在. 该结果表明, NiTi 合金的马氏体解孪晶速率应在 $10\text{--}100\text{ s}^{-1}$ 范围内. 在高应变率下 ($\geq 10\text{ s}^{-1}$) 均发现了热引发奥氏体相 (B2) 的存在, 表明随应变率的增加, 拉伸过程由等温过程逐渐变为绝热过程. 此外, 在 1200 s^{-1} 的样品差示扫描热量曲线中还发现了一个小肩峰, 表明相变过程由一步相变变为两步相变.

关键词: NiTi 形状记忆合金, 高速拉伸, 应变率相关性, 透射电子显微镜

PACS: 62.20.fg, 81.40.Jj, 68.37.Lp

DOI: 10.7498/aps.62.186201

1 引言

NiTi 形状记忆合金的机械性能和微观结构随应变率的变化规律, 在能量吸收系统^[1]、地震防护^[2]、安全监测^[3] 等多个领域均具有重要的应用. 其中, NiTi 合金的马氏体孪晶解孪晶机制同应变率的相关性研究, 对于形状记忆合金的实际应用以及形状记忆效应的内在机理意义重大. NiTi 合金因其新颖的性能可制造成微米到毫米范围内的微型执行器, 该执行器的速度主要受三方面因素影响, 即: 解孪晶速率、加热速率和冷却速率. 而目前变温速率在精密仪器控制下可达到足够高的水平, 因此解孪晶速率成为制约执行速率的主要因素^[4].

NiTi 合金的准静态 ($10^{-5}\text{--}1\text{ s}^{-1}$) 拉伸力学行为已被深入研究^[5-10], 而对于 NiTi 合金高应变率动态响应也已有报道. Chen 等^[11] 对 NiTi 合金动态加载过程中通过改变脉冲形状来控制应变率, 研究表明在 $130\text{--}750\text{ s}^{-1}$ 的应变率范围内, 马氏体相变所需的临界应力将随着应变率的增大而增加. Liu

等^[4,12] 研究了 NiTi 合金热引发孪晶马氏体的拉伸行为, 实验最高应变率为 300 s^{-1} , 研究发现马氏体的解孪晶应力不具有应变率相关性, 而在位错增殖的加工硬化区具有明显的应变率相关性. 他们还在更宽的应变率范围内 ($3 \times 10^{-4}\text{--}3000\text{ s}^{-1}$) 进行了拉伸实验, 结果同样表明在不同应变率下, 马氏体状态 NiTi 合金的应力 - 应变曲线没有发生明显的改变^[13,14]. Nemat-Nasser 等^[15,16] 的研究表明应力引发马氏体相变所需应力具有应变率相关性, 并存在某一临界应变率, 可显著影响形状记忆合金的形变机制.

然而, 从以上研究可以看出, 目前对 NiTi 合金高应变率下形变机制的认识并不一致. 这种认识上的差异可能仅仅来源于测试手段的不同, 而不是真实的应变率对材料微观结构的影响. 众所周知, 准静态的应变率是通过试样伸长的速率进行控制, 从而可保证相对连续的应变率, 而上述的动态拉伸实验主要是通过霍普金森杆进行的, 应变率通过波形控制, 因此动静态实验测量机制明显不同. 此外, 霍

* 国家自然科学基金 (批准号: 91126001, 11105128, 51001024) 和中国工程物理研究院科学技术发展基金 (批准号: 2010A0103002) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: guangaisun.80@163.com

普金森杆通过波信号计算应力-应变曲线时还进行了诸多假设,如:1)一维压力假设,不考虑波的散发效应;2)忽略导杆与试样间的摩擦力,而摩擦力的存在会使得实验测得的应力比材料真实流变应力高,导致误认为是应变率效应^[17].基于此,通过霍普金森杆测得的动态力学行为应力-应变曲线与准静态应力-应变曲线可比性较差.

本实验所用的高速拉伸机最高拉伸速度可达12 m/s,其应变率控制模式与准静态相同,即通过控制试样伸长的速率来控制应变率,得到的应力-应变曲线能更为准确地反映材料在拉伸过程中的形变机制.因其与准静态下的拉伸实验方法完全相同,因此二者更具有可比性.此外,对霍普金森杆无法测量的中等应变率($1\text{--}100\text{ s}^{-1}$)也可精确测量.

因此,本文利用先进的高速拉伸机,在宽范围的拉伸应变率下($0.001\text{--}1200\text{ s}^{-1}$),系统地研究了不同应变率下NiTi形状记忆合金力学行为和微观组织的变化规律,并着重讨论了拉伸应变率对解孪晶速率的影响.本研究更为准确地揭示了应变率对NiTi形状记忆合金形变机制的影响,有助于建立起NiTi形状记忆合金的微观结构同宏观力学行为之间正确的对应关系.

2 实验

拉伸实验所用材料为近等原子比的NiTi合金热轧板材,由西北有色金属研究院提供.利用线切割将样品加工成骨头形状,具体尺寸如图1所示.加工之后,样品在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下真空退火30 min,以去除加工应力.之后,冷却至 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 再恢复至室温,此时样品处于完全马氏体状态.低应变率拉伸实验($0.001\text{--}1\text{ s}^{-1}$)在Instron公司制造的5967型拉伸机上进行,高应变率拉伸实验($10\text{--}1200\text{ s}^{-1}$)在Zwick公司制造的HTM-2512型高速拉伸机上进行测试.所有拉伸实验均在室温下进行.

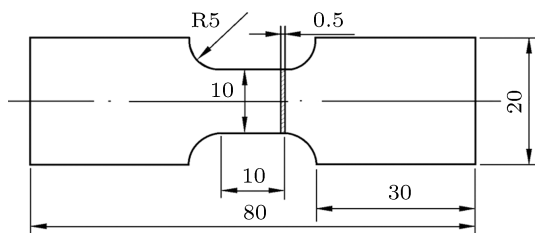


图1 拉伸样品尺寸图

利用线切割将样品切成 $\Phi 5\text{ mm}$,厚 0.5 mm 的

小圆片,在TAQ200型差示扫描量热仪(DSC)上测定拉伸后样品的相变温度,升、降温速率 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$,温度范围为 $-100\text{--}150\text{ }^{\circ}\text{C}$.使用X'Pert Pro型X射线衍射仪(XRD)检测拉伸后样品的物相变化,扫描范围 $35^{\circ}\text{--}65^{\circ}$,扫描步长 0.03° .借助Libra 200FE型透射电子显微镜(TEM)观察拉伸样品的微观形貌,工作电压为 200 kV .透射实验所用样品为 $\Phi 3\text{ mm}$ 的小圆片,经机械减薄后在双喷减薄仪上减薄至穿孔,双喷温度 $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$,双喷液为体积比 $1:3$ 的 HNO_3 和 CH_3OH 溶液.

3 结果与讨论

3.1 不同拉伸应变率下的应力-应变曲线分析

在准静态拉伸过程中,图2的曲线可大致分为四个阶段:阶段I,自适应马氏体弹性阶段,应力随应变的增加而线性增加;阶段II,拉伸曲线中存在的应力平台区(对应于马氏体解孪晶应力);阶段III,应力随应变增加而线性增加,属于线性加工硬化区域,在该阶段发生了完全解孪晶并且位错开始增殖;阶段IV,抛物线阶段,材料强度逐渐达到最大值,硬化率随应变增加而减小.从图2可以看出,随着应变率的增加,应力平台逐渐变短,阶段II、III之间的拐点变得模糊.

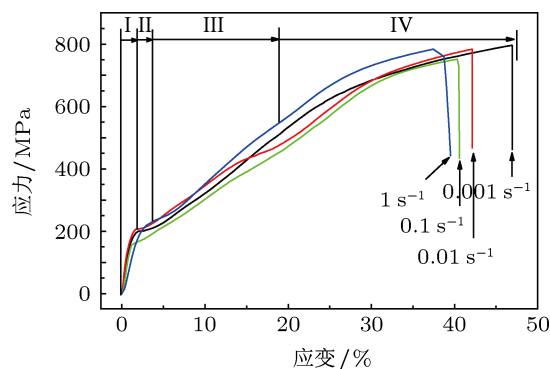


图2 NiTi合金在低应变率($0.001\text{--}1\text{ s}^{-1}$)下的拉伸应力-应变曲线

图3为高应变率拉伸曲线($10\text{--}100\text{ s}^{-1}$),因应力平台几乎不可见,因此将其划分为三个阶段.阶段I同样为马氏体弹性阶段,阶段II为线性硬化阶段,阶段III为位错进一步增殖的抛物线硬化阶段.从图3中可看出,应变率为 10 和 50 s^{-1} 的应力-应变曲线形状无太大差别.而应变率为 100 s^{-1} 的曲线同前两者相比,在三个阶段均有较大差别,如:

阶段 I 的弹性模量明显减小, 阶段 II 的线性硬化率明显增大, 阶段 III 的抛物线硬化率也有所增加. 而当应变率进一步增加到 500 和 1200 s^{-1} 时, 应力-应变曲线与低应变率下明显不同, 马氏体弹性阶段与解孪晶阶段被掩盖, 说明此时材料内部的形变机制发生明显改变. 这可能是由以下原因引起的: 1) 拉伸过程中拉伸速率过快而没有充足的时间使得热量散发出去, 此时拉伸过程将由等温过程逐渐变为绝热过程, 当样品局部温度超过逆马氏体相变结束温度 (A_f) 时, 将发生热诱导马氏体转变为奥氏体; 虽然在后面的表征结果中发现, 在应变率 10—1200 s^{-1} 样品中均存在奥氏体 B2 相的信息, 但在不同应变率拉伸过程中, B2 相的生成时间并不相同, 这将在后面做详细讨论; 2) 样品的拉伸应变率超过了马氏体孪晶的解孪晶速率, 此时则会绕过解孪晶过程而直接在马氏体孪晶上增殖大量位错, 此时解孪晶平台将会消失. Liu 等^[4]的研究结果表明: 应力平台与形状记忆合金中的“多米诺解孪晶”过程息息相关, 即随后的解孪晶过程可由最初的解孪晶过程所触发而不需要进一步增加外力, “多米诺解孪晶”的驱动力由最初孪晶体所产生的内应力来提供. 因此, 当应变率提高到一定程度并超过了样品中所触发的“多米诺解孪晶”速率, 会使得“多米诺解孪晶”过程来不及进行, 就直接发生了位错增殖过程, 从而导致应力平台消失. 后续表征结果表明, 高速率下曲线形状的变化是上述两种原因共同作用的结果.

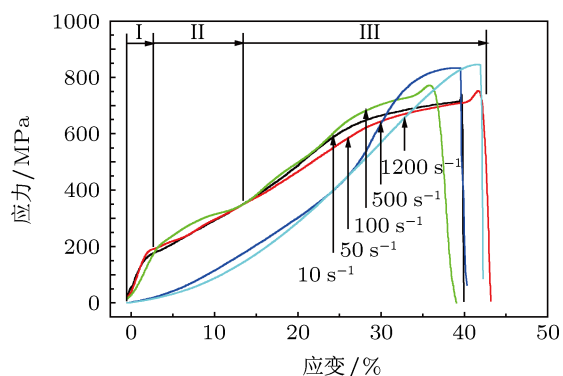


图3 NiTi 合金在高应变率 (10—1200 s^{-1}) 下的拉伸应力-应变曲线

3.2 NiTi 合金力学参数随拉伸应变率的变化规律

由图 4 可以看出, 解孪晶应力在 0.001—50 s^{-1} 范围内, 随着应变率的升高逐渐增大, 表明 NiTi 形

状记忆合金的解孪晶应力具有正向应变率相关性. 而抗拉强度和样品断裂时的最大应变率随应变率的变化较为曲折, 没有表现出应变率相关性. 这是由于 NiTi 合金在不同的拉伸阶段微观组织的形变机制不同, 解孪晶应力仅受拉伸初始阶段的马氏体解孪晶过程影响, 而抗拉强度和最大拉伸应变率除受到解孪晶过程影响外, 还会受到拉伸后期阶段的位错增殖过程影响.

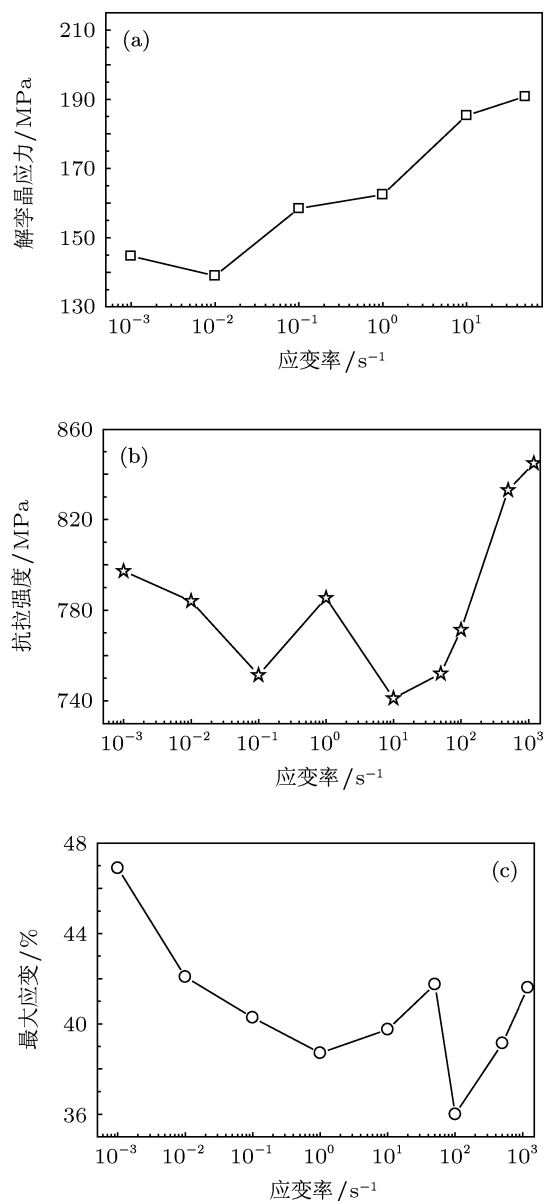


图4 NiTi 合金力学性能参数随拉伸应变率的变化 (a) 解孪晶应力; (b) 抗拉强度; (c) 最大应变

3.3 利用 DSC 分析不同拉伸应变率对样品的相变行为的影响

图 5 为不同拉伸应变率样品的 DSC 曲线. 在

准静态低拉伸应变率 DSC 曲线中 (图 5(a), (b)), 随着应变率的增大 DSC 曲线峰强逐渐减弱, 峰形展宽, 表明随着应变率的提高, 样品内部缺陷增多. 此外还发现 DSC 曲线吸热峰和放热峰均随着应变率的增大而往高温区偏移. 拉伸应变率增大会使得样品内部应力升高, 因此会对马氏体相变过程中 B19' 相的形核起到促进作用, 从而使得降温过程马氏体相变放热峰往高温区偏移^[18]. 而升温过程

逆马氏体相变吸热峰往高温区偏移, 则是由于拉伸应变率越高引入到马氏体中的位错等缺陷越多, 使得 B19' → B2 相变过程阻力越大, 因此马氏体的稳定性随之增强^[19,20]. 在高应变率的 DSC 曲线 (图 5(c), (d)) 中, 当应变率由 10 增加到 50 s⁻¹ 时与准静态下拉伸结果相似, DSC 曲线峰强减弱, 且样品吸热峰和放热峰均往高温区发生偏移, 同样表明马氏体相稳定性增强.

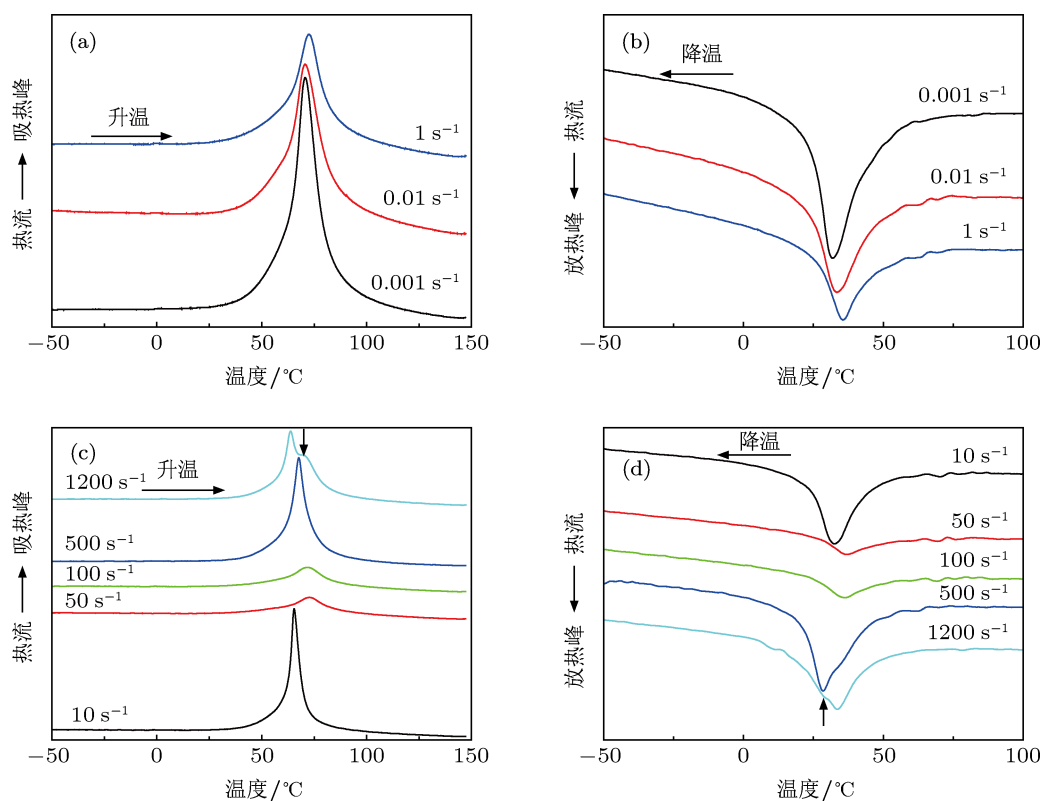


图 5 在不同拉伸应变率下 NiTi 合金样品的 DSC 结果 (a), (b) 分别为低应变率样品 (0.001—1 s⁻¹) 的吸热峰曲线和放热峰曲线; (c), (d) 分别为高应变率样品 (10—1200 s⁻¹) 的吸热峰曲线和放热峰曲线; 升、降温速率 5 °C/min

当应变率进一步增加到 100 和 500 s⁻¹ 时, 样品吸热峰和放热峰反而开始往低温区偏移, 表明此时奥氏体相的稳定性得到了增强. 该相变规律与低应变率下 (< 100 s⁻¹) 明显不同, 这种差异是由于样品微观结构在不同应变率下发生了不同的形变机制所造成的. 在较低应变率下 (10 和 50 s⁻¹), 拉伸过程的能量主要用于马氏体解孪晶以及随后的位错增殖, 在这两个过程完成之后才发生了热引发 B2 相 (该推论在后面 TEM 结果中得到证实). 因此, 在较低应变率下 (10 和 50 s⁻¹) 拉伸时, 位错等缺陷更多地集中在马氏体中. 而在高应变率下 (≥ 100 s⁻¹), 在拉伸初始阶段就聚集了较多的能量, 并以热量形式诱发大量奥氏体相的形成, 并在某些

应力集中区域促使部分奥氏体发生了塑性变形. 因此, 奥氏体稳定性得到增强^[21].

从图 5(c), (d) 中还可以看出, 在 100 和 500 s⁻¹ 应变率下 DSC 峰强随着应变率的增加而增强, 这是由于在 100 和 500 s⁻¹ 拉伸应变率下, 拉伸过程将有更多的能量用于热引发产生奥氏体. 随着应变率的增加, 拉伸初始阶段聚集的热量增多, 热引发的奥氏体也就越多. 在形成奥氏体的过程中会消耗部分能量, 使得新形成的奥氏体内部缺陷较少, 仅在应力集中区域才会发生塑性变形, 更多的未发生塑性变形的奥氏体则会使 DSC 峰强增强, 结果导致了应变率为 500 s⁻¹ 的样品 DSC 曲线峰强比 100 s⁻¹ 的样品要强.

在应变率为 1200 s^{-1} 样品的样品吸热峰和放热峰曲线上均可观察到一小肩峰的存在(图 5(c), (d) 中箭头所示), 表明两步相变的发生, 这可能与中间相 (R 相) 有关. 此外, 从图 5(c) 和 (d) 中还可看出, 该样品升温过程的放热峰继续往低温区偏移, 而降温过程中的吸热峰又再次往高温区偏移, 相变滞后宽度加大, 说明马氏体相变及逆马氏体相变都变得更加容易进行. 这种改变可能是由 R 相引起的, 因为 R 相的转变应变 (约 1%) 比马氏体相变的转变应变 (约 10%) 要小得多, 可显著降低相变过程阻力 [22].

图 6 为相变温度随应变率的变化规律. 其中 M_s 为马氏体相变初始温度, M_f 为马氏体相变结束温度, A_s 为逆马氏体相变初始温度, A_f 为逆马氏体相变结束温度. 从图中可以看出, 在低应变率下 ($0.001\text{--}1\text{ s}^{-1}$), 相变温度波动很小, 而在高应变率下 ($10\text{--}1200\text{ s}^{-1}$), 相变温度随应变率的波动明显增大, 显示出动态力学的复杂性. 该结果表明, 在低应变率下拉伸时属于等温过程, 应变率对内部组织的影响较小, 而在高应变率下逐渐由等温过程变为绝热过程, 内部微观组织随应变率的增加变得更为复杂, 影响相变的因素增多.

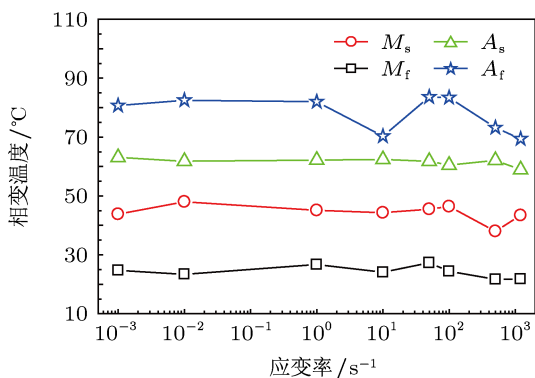


图 6 拉伸样品的相变温度随应变率的变化

3.4 不同拉伸应变率样品的 XRD 结果分析

由图 7 可看出, 拉伸之后样品处于两相共存状态, 拉伸过程产生的能量一部分转化为热量促使形成奥氏体, 另一部分则用于马氏体的解孪晶过程以及位错增殖. 同时还应注意到, 1200 s^{-1} 样品的峰强同其他样品相比明显减弱, 表明其内部缺陷明显增加, 内部非晶化区域增多, 因此可推测该样品中诱发形成了 R 相.

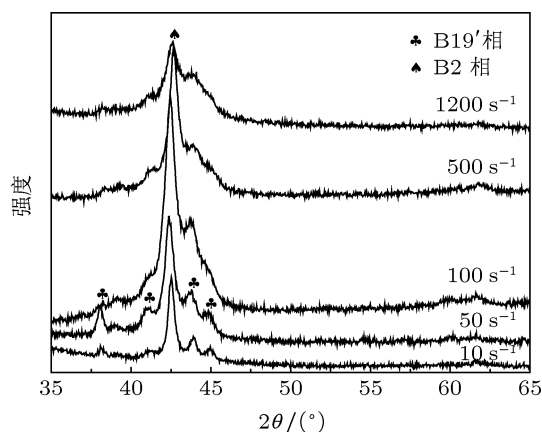


图 7 NiTi 合金在不同拉伸速率下拉伸后样品的 XRD 结果

3.5 不同拉伸应变率样品的 TEM 观察

在 10 s^{-1} 应变率下, NiTi 合金样品的微观形貌明场像及相应的衍射花样如图 8 所示. 从图中可以看出, 在 10 s^{-1} 应变率下拉伸后微观结构中存在明显的解孪晶区域(图 8(a), (b) 中的平板区域所示), 宽度约为 $0.5\text{ }\mu\text{m}$, 从解孪晶区域相应的衍射花样(图 8(c)) 可判断发生解孪晶过程的孪晶类型为 $\langle 011 \rangle_{II}$ 型孪晶. 此外, 在解孪晶区域还有絮状物覆盖在上面, 从其相应的衍射花样(图 8(d)) 可判断该物质为奥氏体 B2 相. 该结果表明, 在拉伸过程中自适应马氏体孪晶先发生了解孪晶过程, 而后在解孪晶区域上覆盖了大量 B2 相, 它是由拉伸过程产生的热量诱发产生.

图 9 为应变率在 100 s^{-1} 下的微观形貌明场像及衍射花样. 随着拉伸应变率增加到 100 s^{-1} , 从图中可以看出, 在大视场范围内均未发现解孪晶区域(图 9(a)), 而是存在大量被 B2 相所覆盖的孪晶区域(图 9(b), (c) 中的白色区域所示), B2 相的存在可从相应的衍射花样中得到证实(图 9(d)). 在孪晶上除纠缠了大量位错之外, 还在其上面观察到了微孪晶的存在(图 9(c) 箭头所示), 从相应的衍射花样(图 9(e)) 可确定新产生的微孪晶为 (001) 混合型孪晶.

图 10 为拉伸应变率为 1200 s^{-1} 下 NiTi 合金的微观形貌明场像. 从该图可以看出, 当应变率进一步增加到 1200 s^{-1} 时, 在大区域范围内也未观察到解孪晶区域的存在(图 10(a)). 在微观结构中保留了大量孪晶, 部分孪晶区域由热引发的 B2 相覆盖, 裸露的孪晶上则纠缠了大量位错(图 10(b), (c)).

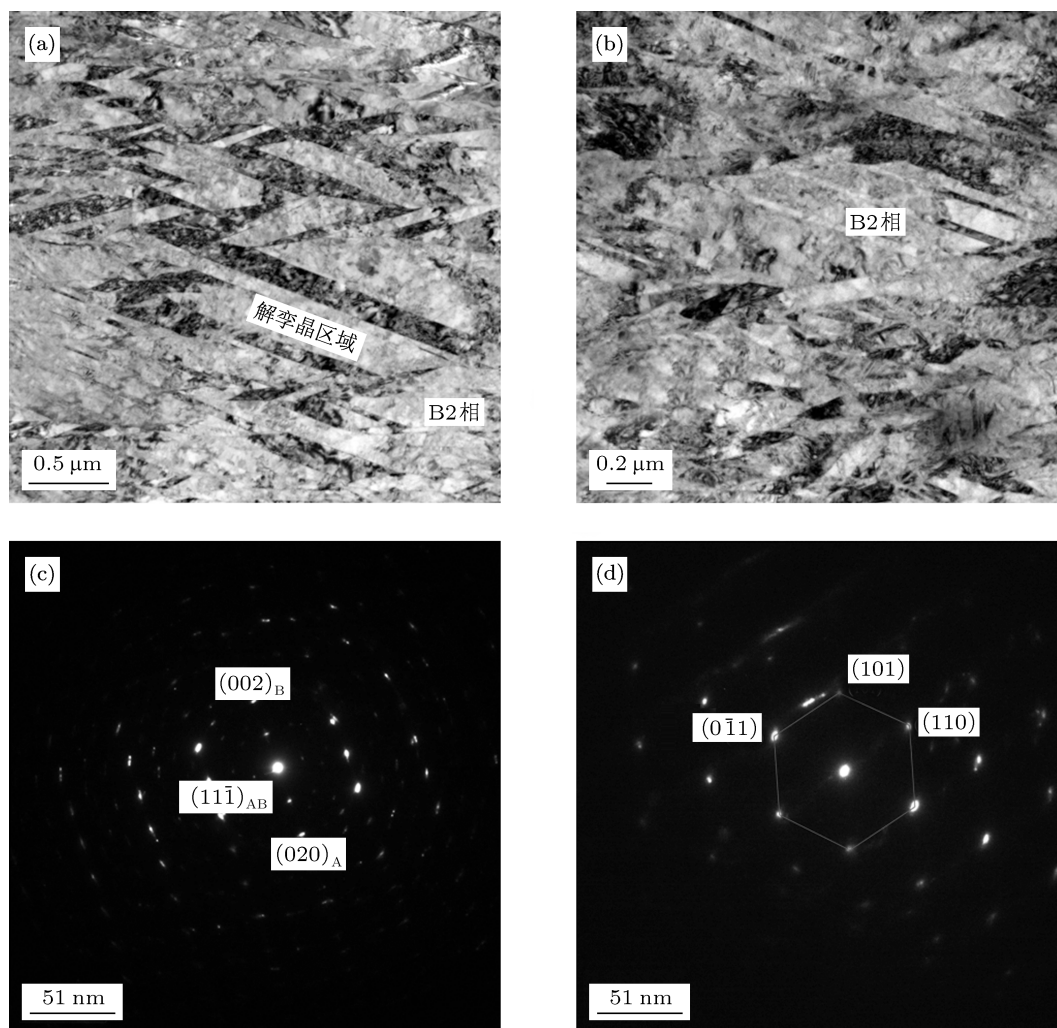


图8 10 s^{-1} 拉伸应变率下样品的微观形貌 (a), (b) 明场像; (c) 为 (a) 中白色平板区域衍射花样, 入射方向 $[101]_A/[110]_B$; (d) 为 (a) 中絮状区域衍射花样, 入射方向 $[111]$

以上 TEM 结果表明, 在 10 s^{-1} 应变率拉伸的样品中仍然存在明显的解孪晶过程, 发生解孪晶过程的孪晶类型为 $\langle 011 \rangle$ II 型孪晶, 而当应变率增加到 100 s^{-1} 后, 因拉伸应变率超过了解孪晶速率, 使得解孪晶过程来不及进行即发生了位错增殖过程, 因此没有观察到解孪晶区域. 在 1200 s^{-1} 应变率下拉伸样品中同样没有观察到解孪晶区域的存在, 而是保留下来大量的孪晶区域. 因此可以认为, NiTi 形状记忆合金马氏体解孪晶速率应处于 $10\text{—}100\text{ s}^{-1}$ 之间.

在高应变率下 ($\geq 10\text{ s}^{-1}$) 均发生了热引发 B19' 相转变为 B2 相的过程, 但在应变率为 10 s^{-1} 样品中, 其应变率还相对较低, 因此 B2 相是在拉伸进行到后面阶段热量累积到一定程度后才引发的. 从而在图 8(a), (b) 中可观察到 B2 相覆盖在解孪晶区域上面, 这表明先发生了解孪晶过程而后生成了 B2

相. 而在应变率为 100 s^{-1} 样品中, 在马氏体弹性阶段即热引发生成了 B2 相, 从而使得该阶段弹性模量减小, 从图 9(d) 中可以看出孪晶区由 B2 相所覆盖. 在应变率为 1200 s^{-1} 样品中, 短时间内聚集的能量更高, 在拉伸初始阶段就发生了热引发生成 B2 相和马氏体孪晶位错增殖过程, 马氏体弹性变形和解孪晶过程被掩盖, 因此这两个过程在应力 - 应变曲线上没有得到体现. 最终导致某些孪晶区域被 B2 相覆盖, 而另外一些孪晶裸露区域则纠缠了大量位错 (图 10(b), (c)).

4 结论

本文在 $0.001\text{—}1200\text{ s}^{-1}$ 应变率范围内, 考察了 NiTi 形状记忆合金的宏观力学行为和微观组织随应变率的变化规律, 研究结果表明:

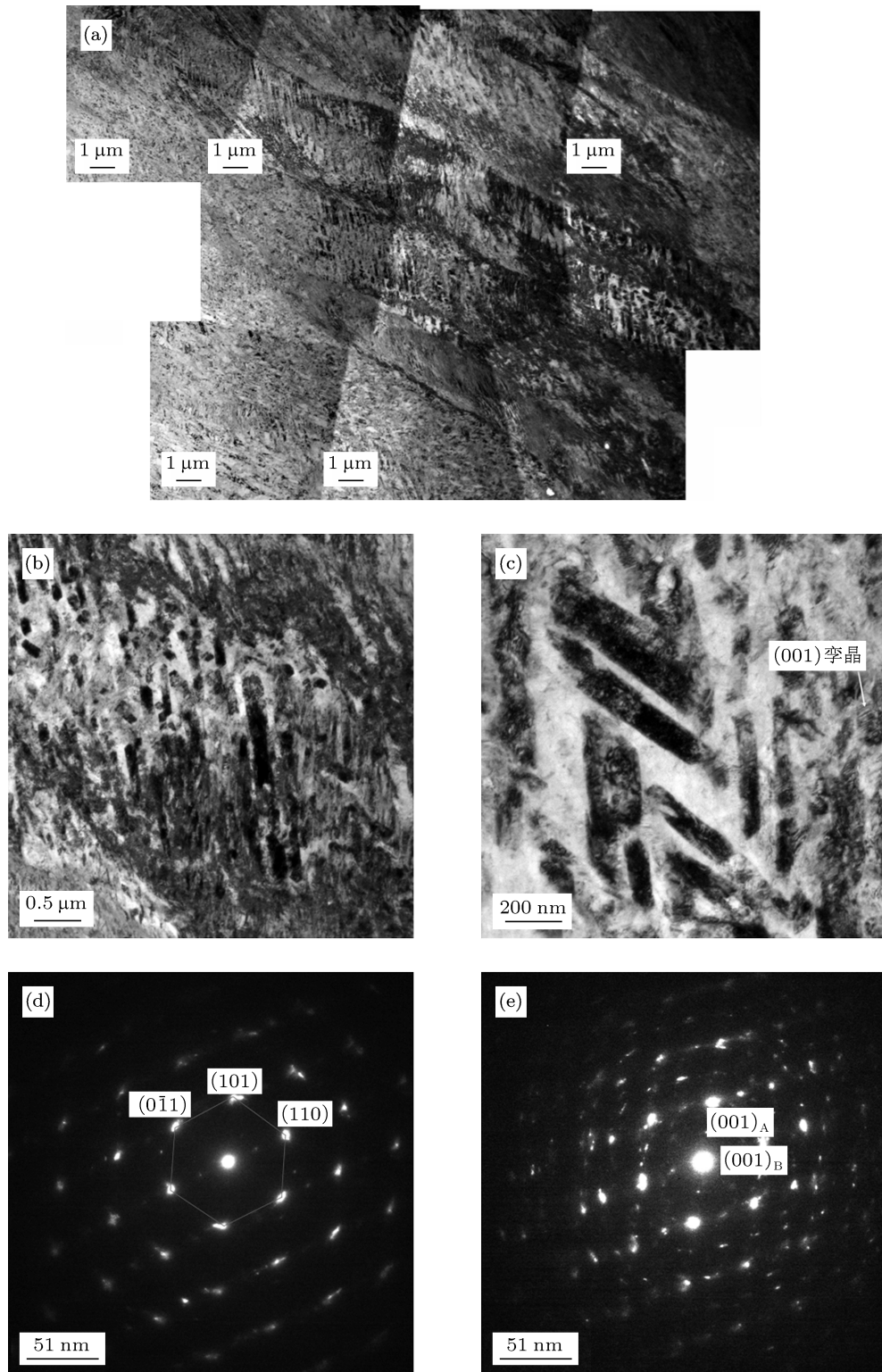


图9 100 s^{-1} 拉伸应变率下样品的微观形貌 (a) 大视场拼接图; (b), (c) 分别为低、高倍下明场像; (d) 为 (c) 中白色区域的衍射花样, 入射方向 $[\bar{1}11]$; (e) 微孪晶区 ((c) 中箭头所示) 衍射斑花样, 入射方向 $[\bar{1}10]_{A,B}$

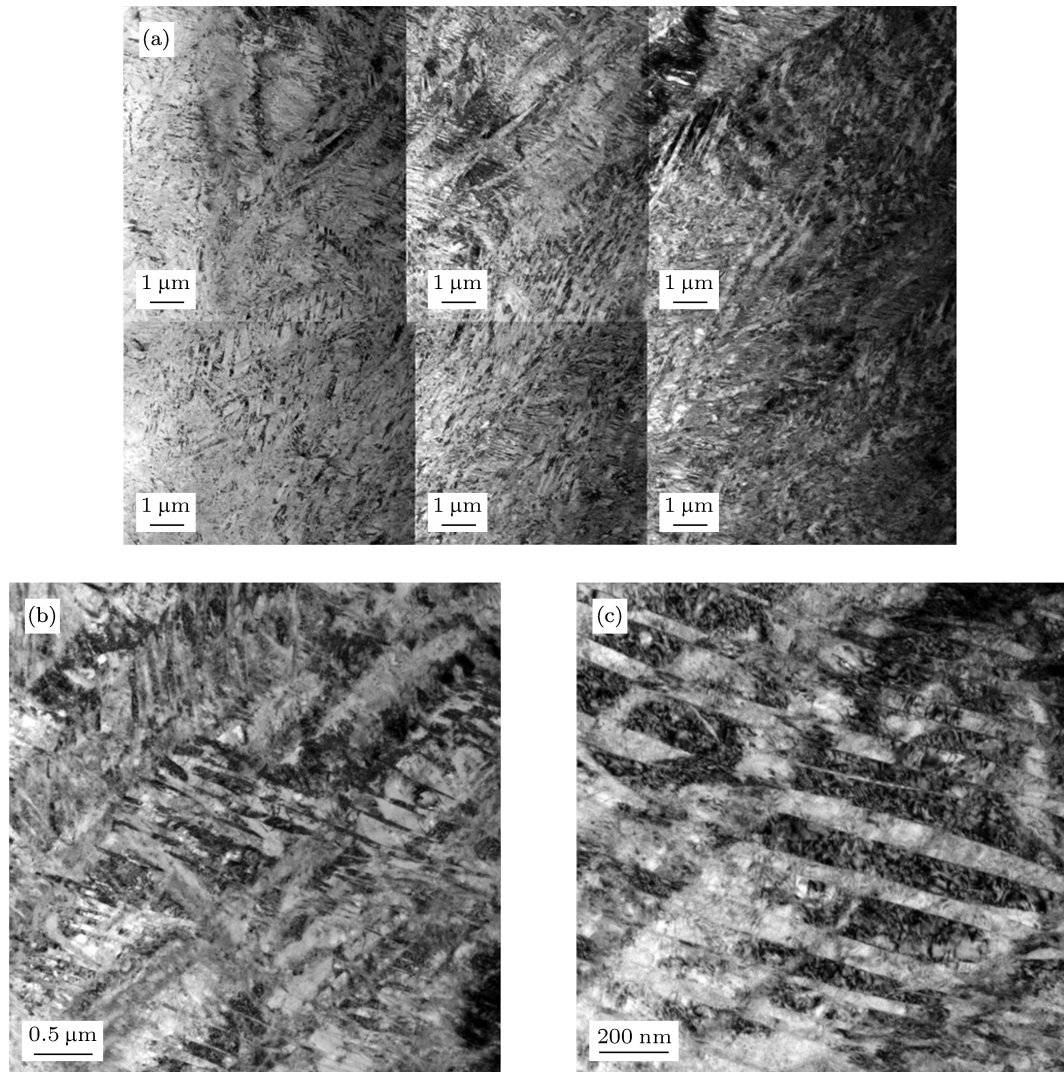


图 10 1200 s^{-1} 拉伸应变率下样品的微观形貌 (a) 大视场拼接图; (b), (c) 分别为低、高倍下明场像

1) NiTi 合金马氏体孪晶的解孪晶应力具有明显的正向应变率相关性, 而抗拉强度和拉伸最大应变变量则没有表现出明显的应变率相关性, 这是由于解孪晶应力和抗拉强度及最大应变变量, 在拉伸过程中会受到不同的微观组织形变机制影响, 因此最终表现为不同的应变率敏感性;

2) 在 10 s^{-1} 应变率下拉伸的样品中存在大量 $(011)\text{II}$ 孪晶的解孪晶区域, 而在 100 和 1200 s^{-1} 应变率下拉伸的样品中, 没有发现解孪晶区域的存在, 这表明 NiTi 合金马氏体孪晶的解孪晶速率应在 $10\text{--}100 \text{ s}^{-1}$ 范围内;

3) 在高应变率下 ($\geq 10 \text{ s}^{-1}$) 拉伸样品微观组织中发现了 B2 相的存在, 这是由于拉伸应变率达到一定程度后, 拉伸过程将由等温过程逐渐变为绝热过程, 从而出现了热引发奥氏体 B2 相;

4) 在 1200 s^{-1} 应变率下拉伸的样品 DSC 结果中存在一小肩峰, 表明相变过程由一步相变变为两步相变, 该过程可能源于 R 相的产生, 这是因为在 1200 s^{-1} 高应变率拉伸下的样品内部缺陷较多, 相变阻力较大, 而 R 相的转变应变较小会显著降低相变过程的阻力.

- [1] Tsoi K A, Stalmans R, Schrooten J, Wevers M, Mai Y W 2003 *Mater. Sci. Eng. A* **342** 207
- [2] Dolce M, Cardone D, Marnetto R 2000 *Earthq. Eng. Struct. Dyn.* **29** 945
- [3] Zi-xue Q, Xing-tian Y, Jiang Y, Costas S 2006 *Smart Mater. Struct.* **15** 1047
- [4] Liu Y, Li Y, Xie Z, Ramesh K T 2002 *Philos. Mag. Lett.* **82** 511
- [5] Chang B C, Shaw J, Iadicola M 2006 *Continuum Mech. Thermodyn.* **18** 83
- [6] Li H, Mao C, Ou J 2005 *J. Mater. Civ. Eng.* **17** 676
- [7] Schmidt I 2006 *J. Eng. Mater. Technol.* **128** 279
- [8] Shaw J A, Kyriakides S 1995 *J. Mech. Phys. Solids* **43** 1243
- [9] Tobushi H, Shimeno Y, Hachisuka T, Tanaka K 1998 *Mech. Mater.* **30** 141
- [10] Tobushi H, Takata K, Shimeno Y, Nowacki W K, Gadaj S P 1999 *J. Mater. Des. Appl.* **213** 93
- [11] Chen W W, Wu Q, Kang J H, Winfree N A 2001 *Int. J. Solids Struct.* **38** 8989
- [12] Liu Y, Li Y, Ramesh K T 2002 *Philos. Mag. A* **82** 2461
- [13] Liu Y, Humbeeck Jv, Li Y, Ramesh K T 1999 *Scripta Mater.* **41** 89
- [14] Liu Y, Xie Z, van Humbeeck J 1999 *Mater. Sci. Eng. A* **273–275** 673
- [15] Nemat-Nasser S, Choi J Y, Guo W G, Isaacs J B 2005 *Mech. Mater.* **37** 287
- [16] Nemat-Nasser S, Choi J Y 2005 *Acta Mater.* **53** 449
- [17] Kolsky H 1949 *Proc. Phys. Soc. London. Sect. B* **62** 676
- [18] Xu X, Thadhani N N 2001 *Scripta Mater.* **44** 2477
- [19] Liu H T, Sun G A, Wang Y D, Chen B, Wang X L 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 018103 (in Chinese) [刘洪涛, 孙光爱, 王沿东, 陈波, 汪小琳 2013 物理学报 **62** 018103]
- [20] Liu H C, Wu S K, Chou T S 1991 *Acta Metall. Mater.* **39** 2069
- [21] Nakayama H, Tsuchiya K, Umamoto M 2001 *Scripta Mater.* **44** 1781
- [22] Carroll M C, Somsen C, Eggeler G 2004 *Scripta Mater.* **50** 187

Rate-dependences of deformation mechanisms in NiTi shape memory alloys*

Liu Hong-Tao¹⁾ Sun Guang-Ai^{2)†} Wang Yan-Dong¹⁾
Chen Bo²⁾ Wang Xiao-Lin²⁾

1) (Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials of 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 20 April 2013; revised manuscript received 4 June 2013)

Abstract

In the NiTi shape memory alloys (SMAs), the macro-mechanical deformations and the microstructural evolutions at different strain-rates ($0.001\text{--}1200\text{ s}^{-1}$) are investigated. It is found that the detwinning stress of martensitic twin increases with strain-rate increasing, which indicates that the detwinning stress has the positive strain-rate dependence. A large number of detwinning regions are found in the NiTi specimen which is deformed at the strain-rate of 10 s^{-1} under tension. However, with the strain-rate further increasing up to 100 s^{-1} and 1200 s^{-1} , no detwinning region is observed and many twins still exist. It is shown that the detwinning rates of martensitic twin in NiTi SMAs are in a range of $10\text{--}100\text{ s}^{-1}$. Simultaneously, thermally-induced austenite is detected in the NiTi specimens deformed at high strain-rates ($\geq 10\text{ s}^{-1}$). It is ascribed to the fact that there is a change from the isothermal process to the adiabatic process when the tensile strain-rate goes up to a critical value. Additionally, a small shoulder peak is detected in differential scanning calorimeter peak of 1200 s^{-1} strain-rate specimen, indicating that the two-stage phase transformation occurs.

Keywords: NiTi shape memory alloys, high-speed tensile, strain rate dependence, transmission electron microscopy

PACS: 62.20.fg, 81.40.Jj, 68.37.Lp

DOI: 10.7498/aps.62.186201

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 91126001, 11105128, 51001024) and the Science and Technology Foundation of Chinese Academy of Engineering Physics (Grant No. 2010A0103002).

† Corresponding author. E-mail: guangaisun.80@163.com