

[文章编号] 1004- 0609(2001)06- 1002- 07

声发射在形状记忆合金研究中的应用^①

芦 笙^{1, 2}, 林萍华¹, 陈 静², 川岛弘一郎³

(1. 东南大学 机械系, 南京 210096; 2. 华东船舶工业学院, 镇江 212003;
3. 名古屋工业大学, 日本名古屋 466- 8555)

[摘 要] 介绍了声发射(AE)法研究形状记忆合金的原理和基本方法。大量研究结果表明, 通过检测形状记忆合金的 AE 信号、分析 AE 信号的特征参数, 可研究和评价温度和应力诱发马氏体相变, 了解其马氏体相变过程及其特点, 进而对作为 AE 源的形状记忆合金本身的性能和状态进行评价。作为一种动态无损检测技术, 声发射对研究形状记忆合金智能材料和结构起着重要作用。

[关键词] 声发射; 形状记忆合金; 马氏体相变

[中图分类号] TG 113; TG 139

[文献标识码] A

声发射(Acoustic Emission, 简称 AE)是材料或工件在受到形变和外界作用时, 内部应变能以弹性应力波的形式, 迅速发射(释放)出来的物理现象。而用电子学的方法接收发射出来的应力波, 分析和评价 AE 源的发生、发展的规律, 以及寻找、确定其位置的技术称为声发射技术。根据 AE 信号的特点和诱发 AE 的外部条件, 既可以了解 AE 源的现状, 也能了解其形成的过程和发展趋势, 因此, 声发射技术是一种动态无损检测技术^[1, 2]。自 1964 年美国对北极星导弹舱成功地进行了声发射检测后, 声发射技术作为一种评价材料和结构的无损检测方法获得了迅速发展。

工程材料中, 形成声发射源的机制有多种^[3]。长期以来, 声发射技术多被应用于动态地检测和监视材料或构件中缺陷的状况和发展趋势, 所以目前研究得比较多的主要是塑性变形中的滑移、位错运动和孪生机制及断裂机制。值得注意的是, 马氏体相变也产生 AE。众所周知, 形状记忆合金(SMA)的记忆效应(SME)和超弹性(PE)都是基于热弹性马氏体相变, 因此, 通过检测记忆合金的 AE 信号并分析其特征参数, 可以研究和评价产生相应 AE 的热弹性马氏体相变。形状记忆合金作为智能材料和结构的一大热点和关键技术, 获得了广泛而深入的研究, 并被应用于几乎所有工业、日常生活和医学等各个领域。而对 SMA 的马氏体相变进行检测以及评价合金的各种性能, 也变得越来越重要。由于声发射技术可进行动态的无损评价, AE 信号中

含有大量与 AE 源相关的信息, 因此, 自上世纪 70 年代开始, 美国、日本等国相继将声发射技术应用于形状记忆合金, 在热弹性马氏体相变的研究、形状记忆合金性能的评价以及形状记忆合金智能结构的应用等方面开展了工作。

1 声发射研究形状记忆合金的原理和方法

1.1 形状记忆合金的热弹性马氏体相变

在形状记忆合金中, 随着温度或应力的变化都可能产生热弹性马氏体相变, 分别称为温度(热)诱发马氏体相变和应力诱发马氏体相变^[4~6]。所谓温度诱发马氏体相变, 即冷却时, 在 $M_s \sim M_f$ 之间发生由高温母相向低温马氏体的转变, 在 M_f 以下马氏体相稳定存在; 反之加热时, 在 $A_s \sim A_f$ 温度区间发生由马氏体转变为母相的马氏体逆相变, 在 A_f 以上母相是稳定相。但在 A_f 以上一定温度范围内, 若施加应力或应变, 也可以发生马氏体相变, 应力去除后又自动进行马氏体逆相变, 回复为母相, 此即应力诱发马氏体相变及其逆相变。卸载的同时, 加载过程中产生的非线性形变也随应力的去除而自然消失, 这被称为形状记忆合金的超弹性现象。

有关马氏体形成、长大及其逆向缩小、消失的研究表明^[7], 一旦形核, 马氏体片即以 1/3 的横波速度沿径向长大。当遇到诸如晶界和其他马氏体片等障碍时, 便停止径向长大。在径向长大的同时,

① [收稿日期] 2001- 03- 13; [修订日期] 2001- 07- 09

[作者简介] 芦 笙(1964-), 男, 副教授, 博士。

马氏体片也不断增厚。马氏体片保持恒定的外形比例, 即半径远大于片的厚度。因此, 径向长大速度大大高于厚度的增长速度。即使马氏体停止径向生长, 马氏体仍然增厚, 直至马氏体进一步生长的自由能下降与弹性应变能的增加相平衡为止。随温度下降, 马氏体进一步增厚。当加热时, 发生逆相变, 马氏体片缩小、变薄, 直至消失。

温度或应力诱发马氏体相变过程中会产生 AE 信号, 因此, 可以通过检测形状记忆合金的 AE 信号、分析 AE 信号的特征参数, 了解其马氏体相变过程及其特点, 进而对作为 AE 源的形状记忆合金本身的性能和状态进行评价。

1.2 研究方法

声发射有两种类型, 一类为连续型, 在短时间内连续产生大量但小振幅的 AE 信号; 第二类为突发型, AE 信号独立、不连续地发生。材料或构件中的 AE 以突发型多见。声发射实验的大致过程是: 将换能器通过耦合剂固定于材料表面, AE 源发出的信号经介质传播到达换能器, 由换能器接收后输出电信号, 根据这些电信号对 AE 源作出正确的分析和解释。

目前所采用的 AE 信号表征参数都是通过对仪器输出波形的处理而得到的, 如图 1 所示。方法主要有两大类, 即 1) 表达 AE 活性度: 声发射事件、振铃计数率和总数; 2) 表达 AE 强度: 振幅及振幅分布、能量及其分布、有效电压值。此外, 事件持

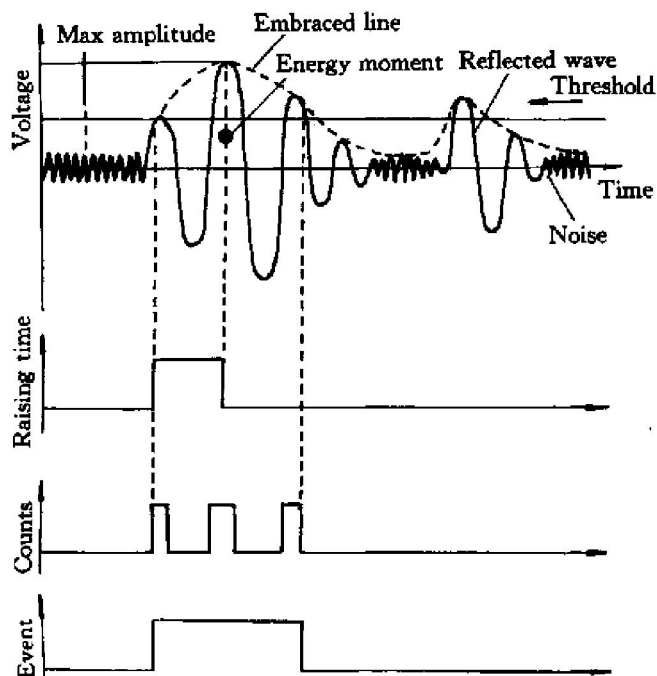


图 1 AE 信号及其参数示意图

Fig. 1 Signal and parameters of AE

续时间、上升时间、频谱和波形等也是重要的 AE 参数^[8]。AE 活性度和强度等参数相结合, 可以更全面细致地了解信号源的信息。

2 AE 评价温度诱发马氏体相变

有许多关于温度诱发马氏体相变声发射的研究报道^[9, 10], 如 Au-47.5% Cd (摩尔分数) 合金, 其声发射源于冷却过程中 60 °C (M_s) 开始的正方体 ($Cs-Cl$ 结构) 向孪晶斜方的马氏体相变及加热过程 ($A_s = 70$ °C) 的逆相变。早期关于该合金 AE 的工作是基于其可能作为标准 AE 源使用。但是, 进一步的研究表明随着相变循环次数的增加, 试样的 AE 发生量减少, 因此, 以其作为标准声发射源的目标未能实现。不过, 经过一定的热循环后, AE 的发生数量渐趋稳定。由于相变点容易通过实验控制, 而且所产生的 AE 信号也较强烈, 该合金马氏体相变被认为是很有使用价值的 AE 源, 如可以用来对换能器进行标定和校核。

Lovey 等对 Cu-Zr-Al 合金热弹性马氏体正、逆相变过程同步进行了详细的金相和 AE 观察^[11], 结果表明仅当马氏体片的尺度出现突变时才引发声发射现象。同时观察到, 逆相变过程中马氏体片的减薄也不是连续的, 在马氏体片消失之前, 其尺寸有数次锐减, 同时产生强烈的声发射。马氏体片的最终消失也伴有较强的声发射。Baram 等曾测试了 Au-Cd 马氏体相变中单个界面移动所产生的声发射, 微小温度变化引起的马氏体增厚或减薄导致了界面移动。在马氏体相变过程中, 只有当界面越过障碍或突然移动时才检测到 AE, 而在马氏体逆相变时, 只要界面移动都能探测到 AE 的发生, 不过其能量比多晶体试样要低得多。

理论和实验结果都表明, 在马氏体相变过程中, 几乎所有的 AE 都是在最初马氏体片的快速径向长大阶段发生。马氏体孪晶的形成可能也是一个 AE 源。在逆相变时, 马氏体的不连续缩小、减薄和最后的突然消失是两个主要的强 AE 源。与此相反, 马氏体片的连续增厚和减薄几乎都不产生 AE 或 AE 信号极弱。

Heiple 详细研究了温度变化的速度对 Au-47.5% Cd 合金相变 AE 的影响^[12]。观察结果表明, 无论怎样改变温度的变化速度, 马氏体正、逆相变过程中记录到的实际 AE 信号都是突发型的。

以较缓慢的速度加热试样, 发生逆相变时 AE 信号的有效电压、事件率、温度以及信号平均振幅

与时间的关系如图 2 所示。在逆相变过程中, 信号平均振幅变化很大。在相变的开始阶段(1 和 2 区间), 信号很弱, 其能量不足以产生超过阈值值的可测知的有效电压响应; 随相变继续进行, 事件率上升, 信号平均振幅也增加, 并产生足够大的有效电压响应(区间 3); 接近相变终了阶段, 信号平均振幅继续增加, 而事件率下降(区间 4), 这一区域产生的有效电压最高。在相变就要结束时, 信号平均振幅下降, 但仍然高于相变开始阶段。

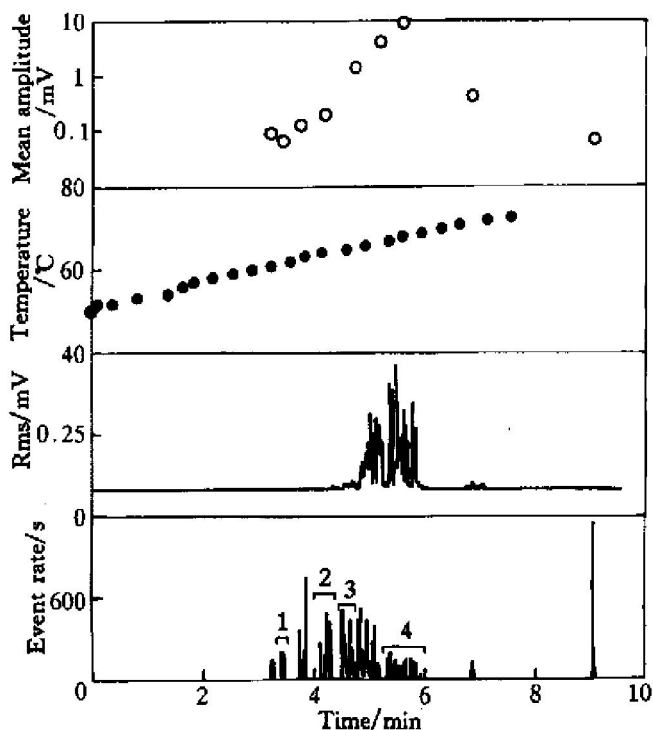


图 2 加热过程中 Au-47.5% Cd 合金逆相变的 AE 事件率、有效电压、温度和平均振幅随时间的变化

Fig. 2 AE event rate, rms voltage, sample temperature, and average AE signal amplitude versus time for AE produced by reverse transformation in a Au-47.5% Cd sample during slow heating

当试样以更快的速度加热时, 图 2 所示的许多细节都消失了, 但 AE 信号的基本特征没有改变, 即相变不同阶段 AE 信号的平均振幅大幅度变化, 相变开始阶段事件信号很弱, 接近相变终了阶段的信号则很强。另外, 逆相变时 AE 信号平均振幅随升温速率的增高而减小。

逆相变过程 AE 信号强度大幅度变化的原因还不十分明了, 部分原因可能是, 在 A_s 温度以上随温度升高, 已转变和未转变态的单位体积自由能差也提高(即相变驱动力增加)。所以, A_s 以上温度越高, 单位体积相变释放的自由能越大。但随温度升高, 完成相变的份额也增多, 已转变的片状母相把

组织分割, 使得后续转变的高温母相片的平均尺寸越来越小。这样, 随着温度升高, 一方面, 单位体积相变自由能释放得越多, 可产生的 AE 突发信号强度越大; 另一方面, 高温逆相变的尺寸的减小又使得 AE 信号强度减弱。一般认为 A_s 以上, 相变自由能随温度的增加仅仅是线性的。所以, 逆相变过程中从相变开始阶段到即将结束阶段 AE 信号陡然增强这一现象, 单以自由能的这种线性增加来解释是不充分的。

和加热逆相变相反, 冷却过程马氏体相变所产生的 AE 信号不但数量少而且强度小(图 2 可见大约在 9min 逆相变结束时, 将试样从热水中取出, 淬入冰水中发生马氏体相变, 所产生的 AE 强度很弱), 相变过程中的平均振幅也无剧烈变化。而且其振幅分布和冷却速度几乎无关, 在冰水和空气中冷却的振幅分布分别如图 3(a), (b) 所示, 两者难以区分。

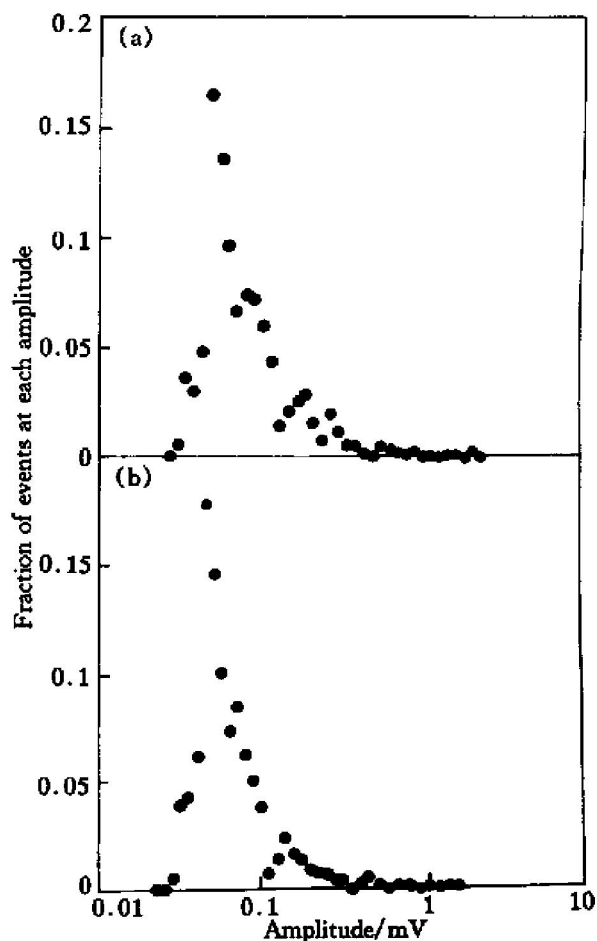


图 3 Au-47.5% Cd 合金在冰水中冷却(a)和在空气中冷却(b)马氏体相变过程中的 AE 振幅分布

Fig. 3 Amplitude distribution for signals produced by direct transformation in Au-47.5% Cd sample during ice-water quenching (a) and air-cooling (b)

关于马氏体相变的 AE 信号比逆相变弱的现象, 有观点^[13]认为, 这与逆相变过程中弹性储存能的释放有关。但 Heiple 对 Au-47.5% Cd 合金 AE 检测结果的分析、比较表明, 马氏体逆相变时强度最大的 AE 信号至少比正相变的大 200 倍。由此看来两者的差异太大, 难以用逆相变时储存的弹性应变能的释放加以解释。由于 AE 信号的强度与 AE 源的体积有关, 所以极有可能是因为加热逆相变过程中, 马氏体的不连续缩小、减薄和/或马氏体片最后消失时的相变体积变化, 比冷却时马氏体片径向长大阶段发生突变的马氏体片体积大得多之故。

3 AE 评价应力诱发马氏体相变

和温度诱发马氏体相变一样, 应力诱发马氏体相变的 AE 也含有丰富的信息。各种类型的马氏体相变速度可由相变引发的 AE 上升时间导出。一般而言, 被检测出的 AE 输出电压可由下式求出^[14]:

$$|V(\omega)| = (2\mu\Delta\varepsilon_{33}^* + \lambda\Delta\varepsilon_{qq}^*) V^* P_0 \cdot \exp(-\omega^2 \Delta\tau^2 / 16) / (4\pi\rho a^3) \quad (1)$$

式中 ω —AE 波的圆频率; μ , λ —弹性常数; $\Delta\varepsilon_{33}^*$ —AE 发生源的非弹性应变; $\Delta\varepsilon_{qq}^*$ —AE 发生源的非弹性静水压应变; V^* —AE 发生源的体积; P_0 —信号变换中的传递函数, 当换能器在一定频率范围时为定值; $\Delta\tau$ —AE 发生源的上升时间; r —无限弹性介质中 AE 发生源与观察点的距离; a —弹性介质中的纵波速度; ρ —弹性体的密度。

可见, AE 源的上升时间 $\Delta\tau$ 与 AE 信号的频谱有关, 可从检测出的 AE 信号频谱得出。马氏体相变的速度则由下式求出:

$$v = l / (2\Delta\tau) \quad (2)$$

式中 l 为相变马氏体的长度。应力诱发马氏体片的长度和厚度随应变的进行而增加。薄板状马氏体片刚开始形成时所对应的是马氏体生核速度, 其后的速度分别称为长大速度和界面速度。通过对试样的金相观察, 可获得不同时期马氏体的尺寸, 从相应时刻的 AE 波可求出上升时间 $\Delta\tau$ 。因此, 由式(2)就可以计算出马氏体的各种相变速度。

文献[15]报道了 Cu-14.1% Al-4.1% Ni(质量分数)合金单晶应力诱发马氏体相变的 AE 行为, 试样常温下呈超弹性。在超弹性变形范围内, 对试样进行拉伸变形, 至规定应变时卸载, 同步检测其相变 AE。选择了两种试验温度, 即 $M_s < T < A_f$ 和 $T > A_f$ 。对应于两种温度试样显示出不同的超弹性:

$T > A_f$ 时, 发生 $DO_3 \rightarrow 18R$ 型的 β_1 马氏体相变; 在 $M_s < T < A_f$ 温度区域, 进行 $DO_3 \rightarrow 2H$ 相变, 获得 γ_1 马氏体。拉伸试验的应力—应变曲线和加载、卸荷过程的 AE 事件数如图 4(a), (b) 所示。当 $T > A_f$, 试样屈服后, 伴随 β_1 马氏体相变, 应力保持一定下进行变形, 卸载后应变完全回复。加载时的 AE 信号比卸载时小, 这可能与卸载时应变能的释放有关。而当 $M_s < T < A_f$ 时, 由图 4(b) 可见, 加载时应力在屈服点急剧减小, 此后的变形过程中, 应力有所起伏但大体保持为一定值。卸载后由于还有部分 γ_1 马氏体未发生逆相变, 从而残留了 2.3% 的永久变形。与应力诱发 β_1 马氏体相变相反, 应力诱发 γ_1 马氏体相变在加载过程中发生的 AE 事件数远远多于卸载阶段, 尤其是在屈服后应力大致保持一定的变形阶段更为显著。这可能与卸载后还残留部分 γ_1 马氏体有关, 由于参加逆相变的马氏体量减少, 卸载时应变能的释放也大大减少, 从而导致 AE 事件锐减。

加载变形的不同阶段 AE 振幅分布情况如图 5(a), (b) 所示。 $T > A_f$ 时, 拉伸开始阶段主要的 AE 源为 β_1 的生核。显然该阶段发生的 AE, 其高振幅的比例高于后续阶段, 说明 β_1 生核时的 AE 振幅比较高。 $M_s < T < A_f$ 时也表现同样趋势, 而且与 β_1 相比, 应力诱发 γ_1 相变的开始阶段 ($\varepsilon = 0 \sim 0.02$), 高频率 AE 所占的比例更大。这表明 γ_1 生核时的 AE 振幅高于 β_1 的。由式(1)知, 考虑到马氏体相变的非弹性应变 $\Delta\varepsilon_{33}^*$ 为一定值, 故影响 AE 振幅的主要因素是 AE 源的体积和 AE 源上升时间, 显然 AE 源的体积增大或 AE 上升时间的减小都会产生高的 AE 振幅。而由式(2)知, 马氏体相变速度与 AE 上升时间成反比。因此, 就生核阶段的振幅而言, γ_1 高于 β_1 , 意味着前者生核时的马氏体体积或速度大于后者。

4 AE 在研究形状记忆合金智能材料和结构中的应用

温度和应力诱发马氏体相变赋予形状记忆合金形状记忆效应(SME)和超弹性(PE)。特别是随温度升高, 发生马氏体向母相的逆相变, 其刚性增加 2~3 倍, 在应变回复的同时还产生大的恢复力。此外, 还具有优异的减振降噪、耐磨损等性能^[16, 17]。形状记忆合金集感应(温度和应力)、执行功能于一体, 已成为智能结构中的重要材料和元素。在实际

的智能材料和结构中, 形状记忆合金可作为人工神经(传感器)和肌肉(驱动器), 复合于材料的表面或内部, 随环境(温度或应力)的变化, 发生相变并显示出各种特性。

将进行过预拉伸应变的形状记忆合金纤维复合于材料内部, 制成智能材料或结构, 可实现自诊

断、自适应和自修复功能^[18]。形状记忆合金发生温度或应力诱发马氏体相变时, 伴随一系列物理现象(如电阻变化、超声波速度变化、内耗和 AE 等), 由此判断材料或结构的状态, 及时采取相应的措施, 如加热记忆合金纤维, 产生收缩或回复应力, 或施加应力诱发马氏体相变等。这样就可改变材料

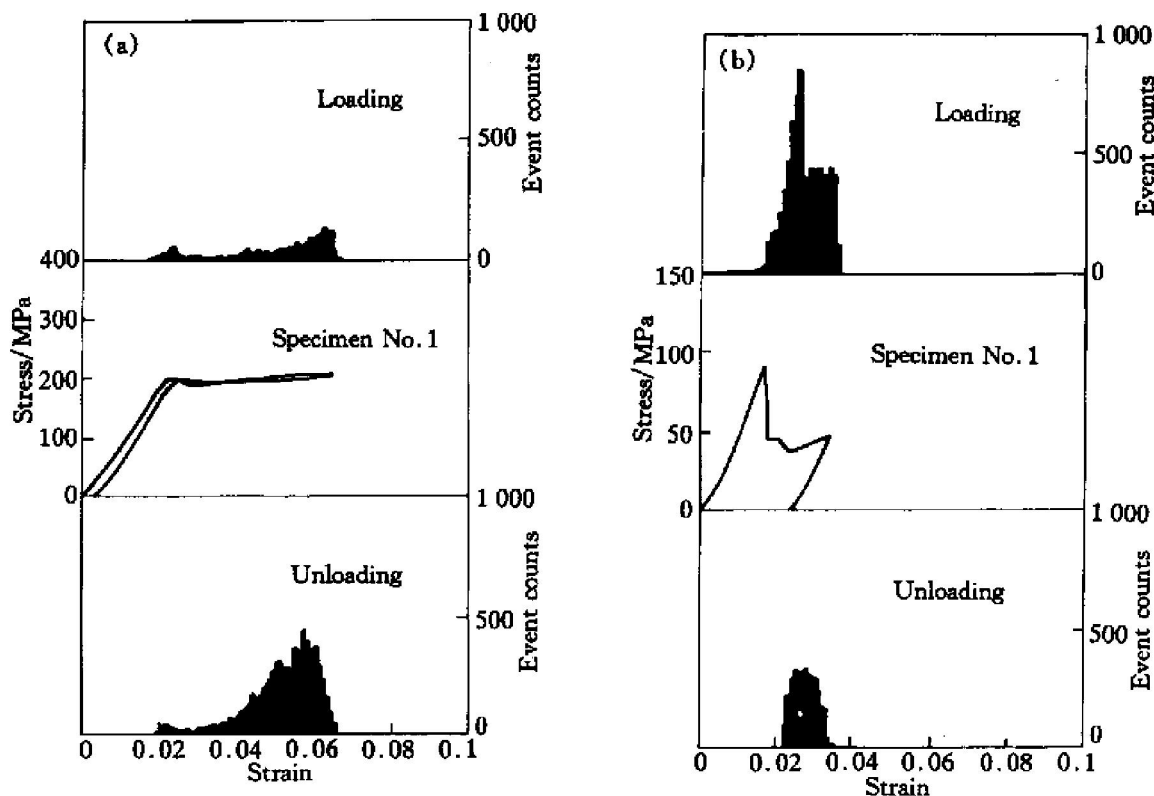


图 4 Cu-14.1%Al-4.1%Ni(质量分数)合金单晶应力-应变曲线和应力诱发马氏体相变的声发射事件数

Fig. 4 Stress-strain curves and AE event counts of Cu-14.1%Al-4.1%Ni(mass fraction) monocrystal

(a) $-\beta_1$ martensitic transformation; (b) $-\gamma_1$ martensitic transformation

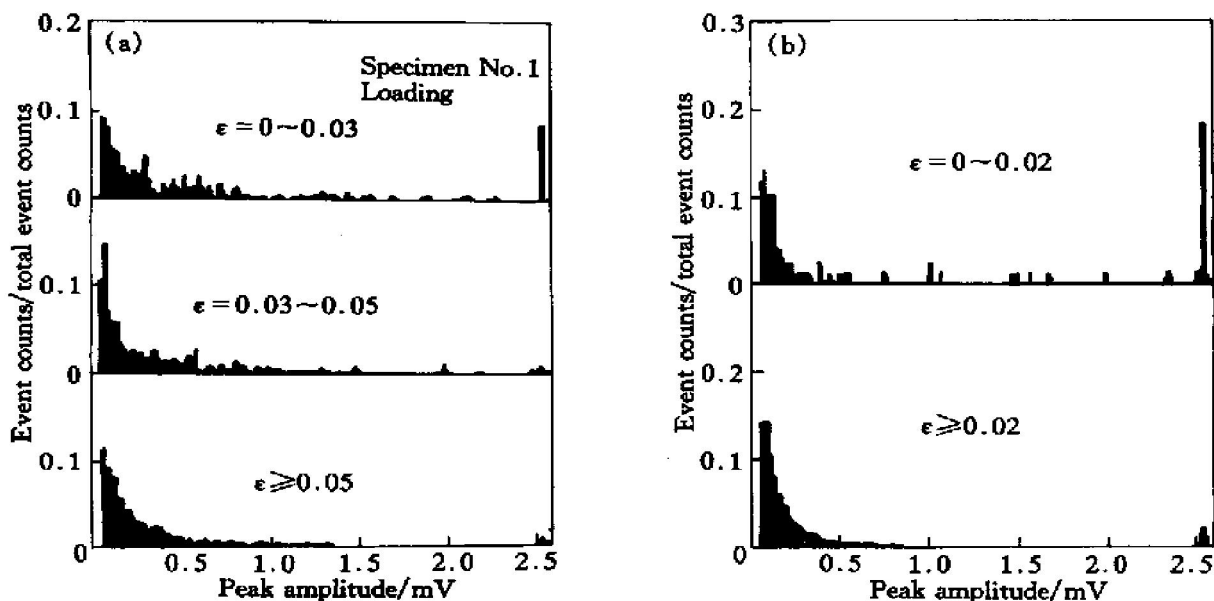


图 5 Cu-14.1%Al-4.1%Ni(质量分数)合金单晶拉伸过程不同阶段的 AE 振幅分布

Fig. 5 AE amplitude distributions of Cu-14.1%Al-4.1%Ni(mass fraction) monocrystal during loading divided into several strain regions

(a) $-\beta_1$ martensitic transformation; (b) $-\gamma_1$ martensitic transformation

的刚性、强化材料, 或通过复合材料中记忆合金元素形状的改变来修复裂纹、提高韧性, 还可实现主动控振等。

形状记忆合金对复合材料裂纹自修复的效果已获得证实^[19, 20]。将预先拉伸变形的直线或螺旋状 TiNi 形状记忆合金丝埋入树脂板, 当通电加热时记忆合金丝产生收缩, 树脂板内的裂纹被闭合, 其裂纹尖端的应力集中减小。此外, 粉末冶金烧结而成的 TiNi/Al 复合材料板在温度大于 A_f 时表现出了良好的自我强化和抵抗疲劳裂纹扩展的能力。

如前所述, 温度和应力诱发马氏体相变可由 AE 检测, 通过处理和分析 AE 波形和各种 AE 信号参数可了解正在进行的相变状况、发展趋势及其全过程。此外, 通过对其它因素(如塑性变形、裂纹、腐蚀等)导致的 AE 信号的研究^[21~23], 可建立有关 AE 源的详细信息。根据 AE 信号特点, 就能判别不同的 AE 源, 了解材料或结构的状况, 识别、判断缺陷类型, 进而响应、动作, 实现对外界刺激的主动自适应模糊控制。显然, 在形状记忆合金智能材料或结构中, AE 起着重要的作用。

古屋泰文^[24]将记忆合金纤维强化复合材料和 AE 传感器组合成如图 6 所示的智能结构。当负荷剧烈变化或受到地震等外界环境的强烈作用时, 母材一侧出现裂纹, 或母材与强化纤维的界面发生剥离。这时, 作为强化纤维的形状记忆合金发生应力诱发马氏体相变, 相变产生的 AE 在介质中传播并

被 AE 换能器检测。通过对 AE 信号的事件数、强度、频谱、振幅谱等进行分析、判断, 迅速对形状记忆合金纤维通电加热, 使纤维收缩、产生压应力, 从而使裂纹得到修复和强化。

5 结语

声发射技术是一种动态检测方法, 这是它与其它各种常规无损检测方法的重大区别, 因此最适合对动态事件进行检测。而形状记忆合金的马氏体相变正是动态的变化过程, 所以用 AE 方法检测形状记忆合金相变及评价其性能, 对形状记忆合金的研究和应用都有推进作用。但不管是借助 AE 分析形状记忆合金的马氏体相变, 还是将 AE 用于形状记忆合金智能结构, 目前的进展还只是处于初级阶段。一方面马氏体相变十分复杂, 需要结合其它方法建立起 AE 信号与马氏体相变的关系; 另一方面, 噪声和其它 AE 源的干扰对正确分析形状记忆合金的相变 AE 有很大影响, 需要不断提高分析和测试能力, 以排除干扰。目前, 我国在 AE 评价形状记忆合金方面的工作还鲜见报道, 开展和促进这一研究工作, 进行多学科合作是必要的。

[REFERENCES]

- [1] Shiwa M, Kishi T. The present and future of AE [J]. Ultrasonic Techno, 1992, 12: 15- 18.
- [2] Hatano H. New trends in AE technics [J]. Nondestructive Inspection, 1995, 44(1): 7- 9.
- [3] ZHANG Junzhe (张俊哲). Nondestructive Inspection Technology and Its Application (无损检测技术及其应用) [M]. Beijing: Science Press, 1993. 339- 350.
- [4] Funakubo H. Shape Memory Alloys [M]. Tokyo: Sangyo Book, 1984. 10- 71.
- [5] Yito K, Otsuka K, Kamino K, et al. Functional Metallic Materials [M]. Tokyo: Tokyo University Publisher, 1985. 47- 55.
- [6] Shimizu K. Pseudoelasticity and some effecting actors [J]. Reports of Japan INST Metal, 1985, 24(1): 13- 14.
- [7] Olson G B, Cohen M. Dislocation theory of martensitic transformations [A]. Nabarro F R N. Dislocation in Solids Vol. 7 [C]. New York: Eslevier, 1986. 297- 407.
- [8] Kishi T, Shiwa M. Searching Micro-crack [M]. Tokyo: Maruzen Press, 1989. 121- 133.
- [9] Takashima K, Moriguchi M, Tonda H. Acoustic emis-

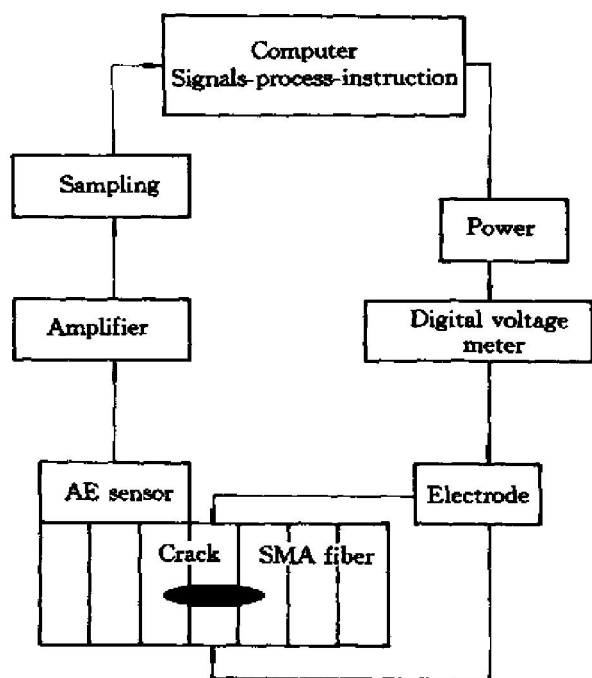


图 6 AE 损伤诊断和自适应形状记忆合金智能结构系统

Fig. 6 SMA intelligence structure system of AE diagnosis and self-adapting

- sion analysis during the martensitic transformation in an Fe-30% Ni alloy [A]. Process in acoustic emission V. Tokyo: JSNDI, 1990. 105– 111.
- [10] Baram J, Rosen M. Acoustic emission and martensite transformation in Au-Cd alloy [J]. Acta Metall, 1982, 30: 1013– 1016.
- [11] Lovey F C, Ortin J, Torra V. AE observations of the growth and reversion of thermoelastic martensitic plates in a Cu-Zr-Al alloy [J]. Phys Let, 1987, A121: 352– 356.
- [12] Heiple C R, Carpenter S H. Acoustic emission from phase transformations in Au-47.5% Cd [J]. Journal of Acoustic Emission, 1989, 8(4): 125– 134.
- [13] Baram J, Rosen M. Acoustic emission during the martensitic transformation in Au-Cd alloy [J]. Acta Metall, 1982, 30: 655– 662.
- [14] Takashima K, Higo Y, Nunomura S. Determination of the duration of transient phenomena by frequency-domain analysis of acoustic emission [J]. Phil Mag, 1984, A49(2): 221– 229.
- [15] Yoshida K, Tagagi H, Sakamaki K. Evaluation of fatigue in Cu-Al-Ni SMA single crystals by acoustic emission method [J]. Nondestructive Inspection, 1997, 46(11): 821– 829.
- [16] Tanaka K, Tobushi H, Miyazaki S. Mechanical Properties of Shape Memory Alloys [M]. Tokyo: Yokendo Press, 1993. 15– 55.
- [17] Otsuka K. Material characteristics of shape memory alloys [J]. Reports of Japan INST Metal, 1985, 24(1): 26– 31.
- [18] Furuya Y. Smart actuate materials and technics (2), Shape memory alloys [J]. J Japan INST Compound Materials, 1997, 23(2): 45– 48.
- [19] Shimamoto A, Furuya Y, Taya M. Reduction in K_I by shape memory effect in a TiNi shape memory fiber-reinforced epoxy matrix composite [J]. Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1999, A65(634): 1282– 1286.
- [20] Umezaki E, Kawahara E, Watanabe H. Evaluation of crack closure in intelligent structure with embedded spirally shaped SMA using photoelastic experiments [J]. Nondestructive Inspection, 1998, 47(4): 259– 264.
- [21] Fujii Y, Nishiyabu K. Estimation of durability of GFRP laminates under stress-corrosion environments using AE [J]. J Japan INST Compound Materials, 1999, 25(3): 9– 14.
- [22] Jinen E, Ni Q, Ikeuti T. Temperature dependence of fracture mechanisms and AE of CFRP with nylon matrices [J]. Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1994, A60(579): 2553– 2560.
- [23] Suzuki M, Kida S, Murai M, et al. Fracture mechanisms and residual strength of fatigue-damaged FRPP by means of AE technique [J]. Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1999, A65(630): 351– 357.
- [24] Furuya Y, Shimamoto A, Tani J. Intelligent structure system combined with SMA reinforcing fiber and AE sensor [A]. D&D'96 Conference [C]. Fukuoka: Morikita Press, 1996. 145– 147.

Application of acoustic emission in research of shape memory alloys

LU Sheng^{1, 2}, LIN Ping-hua¹, CHEN Jing², Kawashima Koichiro³

(1. Department of Mechanical Engineering, Southeast University, Nanjing 210096, P. R. China;

2. East China Ship Building Institute of Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China;

3. Nagoya Institute of Technology, Nagoya 466– 8555, Japan)

[Abstract] The principle and characterization methods of acoustic emission (AE) on the research of shape memory alloys (SMA) were introduced. The results of research reviewed here show that AE, by detecting and analysing its signals, can be used in studying and evaluating heat or stress-induced martensitic transformation. As a dynamic non-destructive test technology, AE plays an important role in the study of SMA intelligent materials and structures.

[Key words] acoustic emission; shape memory alloy; martensitic transformation

(编辑 吴家泉)