

相变及相关过程的内耗*

徐祖耀

(上海交通大学, 上海 200030)

摘要: 内耗测量能显示 Cu-Zn-Al 中热弹性马氏体相变 $B2 \leftrightarrow 9R$ 和 $DO_3 \leftrightarrow 18R$ 共存、以及单一 $DO_3 \leftrightarrow 18R$ 或 $B2 \leftrightarrow 9R$. Fe-Ni-Mn 中等温马氏体相变在孕育期内出现相变内耗峰. 因模量改变的特征不同, 可将马氏体形核机制区分为与软模或局域软模有关和无关两种类型. Fe-Ni-C 中珠光体相变和贝氏体相变都呈低频内耗, 两者的特性相近. 18Cr2Ni4WA 钢及其脱碳合金、Cu-Zn-Al 和 Ag-Cd 合金 (包括上述 Fe-Ni-C) 在贝氏体相变孕育期内就出现相变内耗峰, 论证此时发生贝氏体的形核过程. 从相变时模量变化的实验, 认为不同相变产生不同的相界面效应, 使呈现不同的模量变化. 只在 $(M_s - T_N)$ 较大 (如 90K) 的材料中, 才在冷却过程的 T_N 温度时, 出现与反铁磁相变相关的磁畴界运动引起的内耗峰. 材料的形状记忆效应可由马氏体逆相变的瞬间内耗峰面积 $\int_A^T Q''^{-1} dT$ 来表征.

关键词: 内耗; 相变; 模量变化; 形状记忆效应

中图分类号: TG111.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 0529-6579 (2001) S1-0224-08

受内耗鼻祖葛庭燧先生的影响, 相变内耗的研究虽创始于海外^[1,2] (1956 年发表 Fe-Ni 马氏体相变的内耗, 可能是相变内耗研究的先驱), 但中兴于我国. 王业宁等在我国最早以内耗研究合金的马氏体相变^[3,4], 并相继数十年, 经铁电、铁弹相变、延续至目前对玻璃态相变的内耗研究, 成果累累. 葛庭燧等^[5]也关注 Fe-Mn 合金 fcc (γ) $\rightarrow$ hcp (ϵ) 马氏体相变的稳定内耗峰, 认为由扩展位错运动所导致. 张进修等^[6,7]对 Ni-Ti 的应力诱发马氏体相变首先作了内耗测量和研究, 接着进行相变过程中界面动力学的内耗研究^[7,8], 热诱导一级相变过程的非平衡理论和一级相变时能量发散理论的建立, 延续至目前溶液凝固的内耗研究, 成果卓著. 由于内耗测量能灵敏地反映材料相变中的微观力学行为, 因此相变内耗能提供重要的信息和有益的启示. 本文缕述本文作者在上述专家们工作的启迪下, 对一些相变 (共析分解、贝氏体相变、马氏体相变和反铁磁相变) 及其相关过程内耗研究的一些结果和管见.

1 马氏体相变内耗

1.1 热弹性马氏体相变

以内耗方法研究热弹性马氏体相变, 不但能

揭示其相变时弹性模量急剧下降, 即新相形核与软模有关^[9], 还能给出不同母相有序态的相变^[10], 如图 1 (a) 示 Cu-26Zn-4Al ($w/\%$) 合金中 $B2 \leftrightarrow 9R$ 和 $DO_3 \leftrightarrow 18R$ 共存, 也显示 $B2 \leftrightarrow DO_3$ 系一级相变; 图 1 (b) 示这合金经 150 °C 充分时效后的 $DO_3 \leftrightarrow 18R$ 内耗峰; 图 2 示这合金经淬火并立即上淬 (100 °C - 30 min) 后的 $B2 \leftrightarrow 9R$ 内耗峰, 可测出 $B2 \leftrightarrow 9R$ 相变的热滞较小, 仍具有形状记忆效应^[10].

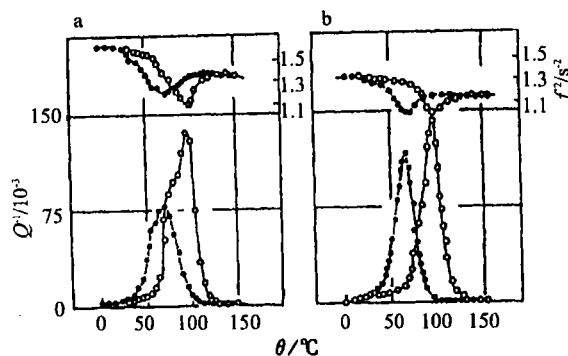


图 1 Cu-26Zn-4Al 合金在冷却和加热时内耗和模量随温度的变化, 1Hz
(a) 在 150 °C 分级淬火 2 min
(b) 在 150 °C 分级淬火 120 min

* 收稿日期: 2000-12-30; 作者简介: 徐祖耀 (1920-), 男, 教授, 中国科学院院士.

1.2 等温马氏体相变

对 Fe-23Ni-3.5Mn ($w/\%$) 合金的等温马氏体相变作了内耗测量^[11,12]. 在连续冷却至 $-50 \sim -80^\circ\text{C}$ 间, 出现内耗峰, 其峰值随冷却速率的加大而增高, 但峰温下降, 如图 3. 当等温测量时, 内耗峰在孕育期 (电阻及膨胀法测定) 就出现, 其峰值随孕育期的缩短而升高, 并显示局域软化现象.

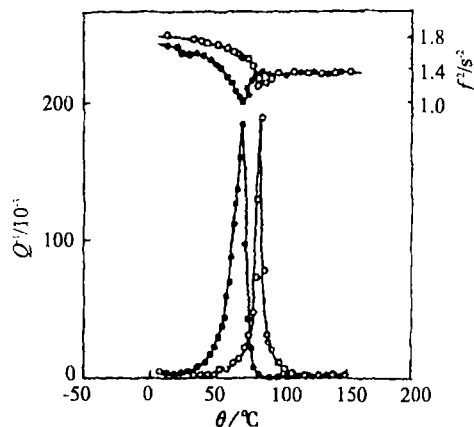


图 2 800 °C 淬火、经上淬 100 °C - 30 min 后, Cu-26Zn-4Al 合金在冷却和加热时内耗和模量随温度的变化, 1Hz

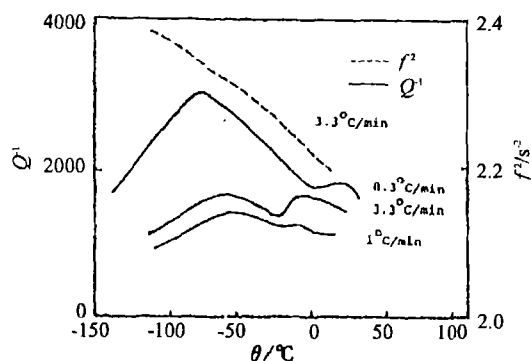


图 3 Fe-23Ni-3.5 Mn ($w/\%$) 合金在不同冷却速率下、内耗和模量随温度的变化, 2Hz

1.3 按模量变化特性对马氏体相变的分类

热弹性马氏体相变时, 模量对应内耗峰显著呈现最低值, 一般在内耗峰开始兴起前模量已呈下降, 如图 1、2, 认为形核与软模有关. Fe-Ni-C 等一般材料 (具非热弹性或半热弹性相变) 在连续冷却时, 对应马氏体相变的低频内耗峰, 弹性模量也略呈下降, 但呈非典型的最低点, 和在 M_s 以下才开始降低, 如图 4^[13], 可能和局域软化有关 (即局域软化使瞬间形核一长大, 此时母

相整体尚未软化, 随后出现一定程度的整体软化). 和上述的不同, Fe-Mn-Si 基合金对应 fcc (γ) $\rightarrow$ hcp (ϵ) 内耗峰附近, 母相的弹性模量并不显著下降^[14] (多数数据显示总体模量上升 - 由于马氏体模量较大) 如图 5; 母相的晶粒大小及亚晶大小对 M_s 也没有显著影响^[15,16]; 马氏体的形核似并不强烈依赖于软模. 以此区别马氏体相变形核机制上的两种类型^[14,17].

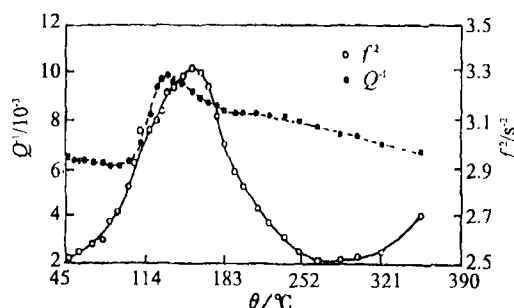


图 4 Fe-16Ni-0.15 C 合金在马氏体相变时内耗及模量的变化

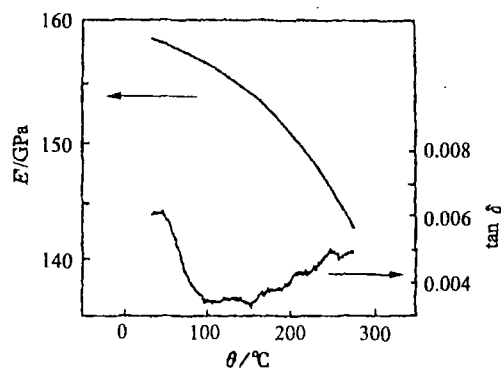


图 5 退火态 Fe-3.3Mn-5.3 Si ($w/\%$) 合金在冷却时内耗 ($\tan \delta$, 2) 和模量 (E' , 1) 随温度的变化, 0.5 Hz

2 共析分解 (珠光体相变) 和贝氏体相变内耗

1990 年本文作者及其合作者发表对 Fe-Ni-C 的珠光体相变、贝氏体相变和马氏体相变的低频内耗研究结果^[13], 揭示扩散型相变也出现内耗峰, 并得到: 当频率一定, 珠光体和贝氏体相变的内耗峰值随冷却速率的加大而增高, 但峰温降低 $Q_{\max}^{-1}$, 正比于 $\dot{T}/f_m T_m$ ($\dot{T}$ 指冷却速率, f_m 和 T_m 分别为对应内耗峰频率和温度); 随频率增加, 峰值降低, 但峰温升高, 见图 6 和 7, 符合 Belko 等对一级相变提出的理论^[18]. 对 Fe-Ni-C 的马氏

体相变,其相变速率及相变非弹性应变较其珠光体相变和贝氏体相变的为大,而相变温度又较低,按 Belko 理论,其内耗峰值应较珠光体和贝氏体相变的高得多,而马氏体相变实验内耗峰值却较珠光体和贝氏体相变的小一个数量级(图4).马氏体相变内耗符合王业宁等提出的静滞后模型^[19].由上述可见,贝氏体相变的内耗特征与珠光体相变的相似,意味贝氏体相变属扩散型相变,这与铁碳合金和铜基合金贝氏体相变热力学^[20~23]和 Cu-Zn-Al 贝氏体不继承母相有序度^[24]的研究结论一致;而与王业宁等由内耗研究贝氏体相变机制的论点^[25]相反.

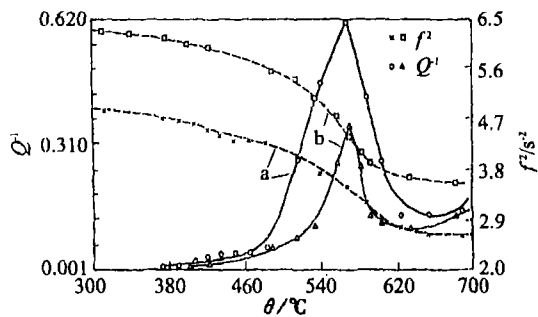


图6 Fe-4.95Ni-0.72C 以 15 °C/min 冷却, 在 620~500 °C 区间(珠光体相变区间), 内耗与模量随温度的变化
a $f = 1.81 \sim 1.87$ 1/s; b $f = 2.01 \sim 2.22$ 1/s

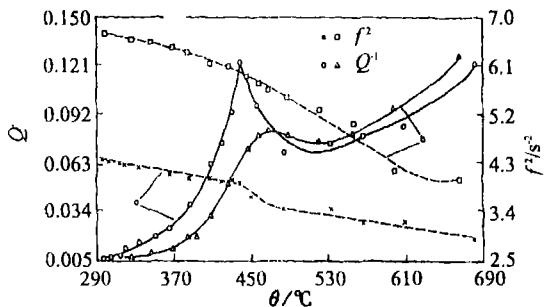


图7 Fe-9.73Ni-0.36C 以 17 °C/min 冷却, 在 490~300 °C 区间(贝氏体相变区间), 内耗与模量随温度的变化
a $f = 1.89 \sim 1.97$ 1/s; b $f = 2.23 \sim 2.40$ 1/s

图8示 Fe-9.73Ni-0.36C 合金在 500 °C 等温 (a) 并以 22 °C/min 冷却速率冷至 412 °C 等温 (b) 时的低频内耗和模量变化. 图8(a)中虽显示模量下降,但远落后于内耗峰的兴起(约 300 s 以后),且在(b)中未见模量下降. 这些显示贝氏体相变时母相并不一定软化.

1996 年,刘军民和张进修^[26]报道 Zn-22Al

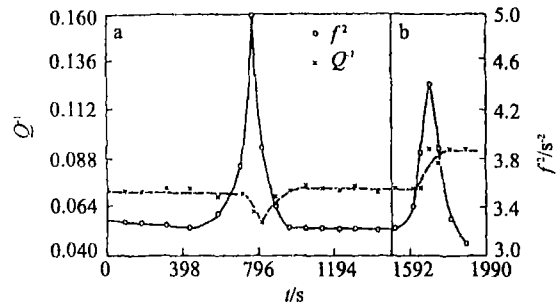


图8 Fe-9.73Ni-0.36C 合金在 500 °C 等温 (a) 并以 22 °C/min 冷却至 412 °C 等温 (b) 时内耗和模量随时间的变化

(w/%) 合金共析分解的内耗研究,证实扩散型相变也存在低频相变内耗峰,具典型的一级相变特征,并指出其稳定内耗峰值(阶梯改变降温速率测量结果)为相变内耗峰的主要组成;在 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 时,低温相 α/β 相界面引起共析相变过程振动能的损耗,不同于马氏体相变中母相/马氏体相界面起主要作用. Zoidze 等^[27]在 1982 年就曾发现合金钢连续冷却时的内耗峰,认为贝氏体相变过程中存在运动型核心界面使内耗增长.

3 贝氏体预相变

Lim 和 Wuttig^[28]以超声仪测得两种高碳 (> 0.7% C) 钢在下贝氏体相变孕育期内声传播时间相对改变、求得贝氏体相变预效应的激活能与碳在奥氏体内的扩散激活能相符. 从而推测贝氏体预相变为碳向位错扩散、并在位错附近形成贫碳区的过程. Bojarski 和 Bold^[29]发现含 0.18% C 的 Ni-Cr-Mo-B 钢经连续冷却后出现无碳化物贝氏体,应用 X 线衍射测得,在相变前,奥氏体衍射强度发生变化,但宽度不变;认为由碳浓度起伏导致贫碳和富碳显微亚区的先期效应. 本文作者等利用自行设计制成的相变低频内耗仪测得 18Cr2Ni4WA 钢及其脱碳试样^[30,31]、Cu-Zn-Al^[30~34]和 Ag-Cd 合金^[30,33,34]经高温母相快速冷至贝氏体相变温度等温时的内耗特征;显示在孕育期内出现内耗峰,以 Cu-Zn-Al 为例,如图9所示;内耗峰值因孕育期的缩短而增高,出现峰值的时间随孕育期的缩短而减少;各合金(包括上述的 Fe-Ni-C)的内耗变化特征相同,只是 Cu-Zn-Al 在等温开始时弹性模量下降较显著;内耗峰的出现和合金中是否含碳无关;内耗峰为相变峰而不是碳扩散峰. 结合 Ag-Cd 合金在贝氏体相

变孕育期内的 X 线衍射实验显示: 母相 (111) 衍射强度随等温时间而增强, 表示等温时母相点阵畸变致消光效应减弱, 论证了在孕育期内贝氏体相变进行形核过程^[30-34]. 经数学式表示并推演, 可得 $Q_{\max}^{-1}$ 或形核率 J^* 和等温时间 t 的关系如图 10, $Q_{\max}^{-1}$ 或 J^* 与孕育期 $t = \tau$ 时对应 TTT 图的关系如图 11 所示.

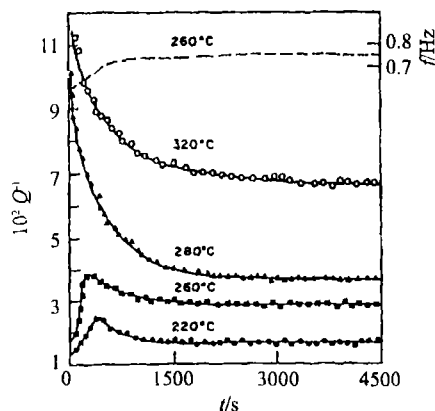


图 9 Cu-25.83Zn)-3.96Al 合金在不同温度等温时内耗和模量的变化, 1Hz

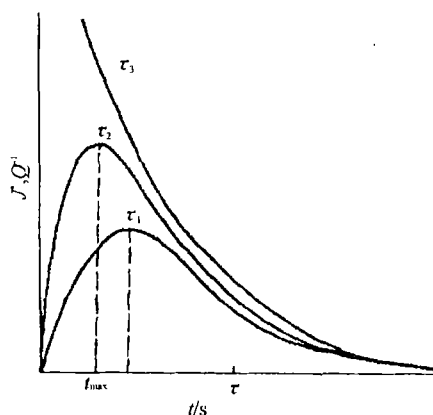


图 10 贝氏体相变时 Q 或 $Q_{\max}^{-1}$ 形核率 J^* 和等温时间的关系示意图 ($t = \tau$ 为孕育期)

本文作者对钢中贝氏体相变孕育期内出现贫碳-富碳区的预相变等实验和论点曾著文加以评述^[35], 认为钢中形成贫碳和富碳区不符合 Spinodal 分解的条件: $d^2\Delta G/d\Delta C^2 < 0$, 而实际上此时正进行贝氏体形核, 在钢中必然存在碳的扩散, 并非预相变. 等温时形成贫溶质原子区将引起体系自由能升高, 除非形核才能使其下降, 只有溶质原子向缺陷位错偏聚, 才形成贫溶质区; 但借此形成贫溶质区、使切变形成贝氏体的困难之处在于位错密度与形核区密度不符. 本文作者对此曾在贝氏体相变国际会议的大会讨论中

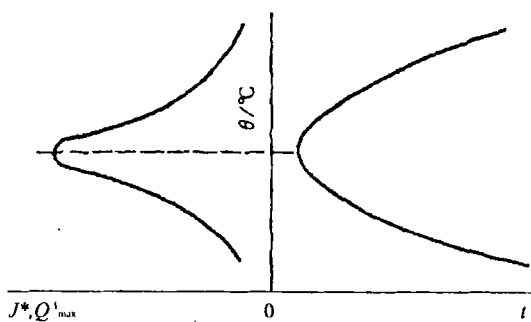


图 11 材料在贝氏体相变时和孕育期的关系对应 TTT 图示意图 ($t = \tau$ 为孕育期)

表述, 并就 Wayman 的提问, 对此业经论及^[36]. 杨延清等^[25]测得 Cu-42.85Zn ($w/\%$) 中, 贝氏体孕育期内贫 Zn 的质量浓度约为 37%, 250 °C 时出现贝氏体相变内耗峰. Cu-37Zn 的 T_0 约为 0 °C; 按切变机制须在 T_0 温度以下才能形核. T_0 以上只能发生扩散型相变^[21].

4 相变与模量反常

18Cr2Ni4WA 钢及其脱碳合金^[30]和 Fe-Ni-C 合金^[13]在连续冷却时, 对应贝氏体相变峰, 母相模量并不显著下降, Fe-Ni-C 的珠光体相变也是如此. 这些材料只在等温条件下、对应贝氏体相变内耗峰温附近、模量明显下降. 具有马氏体相变的材料, 在连续冷却时, 对应热弹性马氏体相变, 呈现显著的模量下降, 呈典型的软模; 有些材料, 如 Fe-Ni-C (Fe-Mn-Si 基合金除外) 模量对应非 (半) 热弹性马氏体相变也略呈下降. 但不属典型软模. 上述实验结果显示马氏体瞬间形核和长大, 而珠光体和贝氏体的形核和长大受时间控制. Zn-Al 合金在连续冷却时, 对应共析反应也出现模量下降, 其内耗由低温相界面引起^[26]. 当低温相的模量较低, 相变时也会呈现模量下降 (再继续降温时, 模量因温度效应升高). 因此模量下降可能由于母相软化或先局部软化、后呈整体软化, 或新相的界面效应、新相模量较低所致. 模量下降并非必然为软模或局部软模, 即不一定和切变机制相关联. 在 Fe-Mn-Si 基合金中, 对应 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变内耗峰, 一般情况下模量并不下降, 并且由于降温、以及 (马氏体的模量较高, 而连续上升 (见图 5).

5 沉淀和孪晶引起的内耗

沉淀以及孪晶的形成和粗化都呈由界面运动

所引起的内耗^[1]. 目前研究的磁控形状记忆材料, 可望获得由于孪晶再取向、合并而出现的内耗峰. 阻尼材料中已测定马氏体相变和孪生叠加的内耗峰.

6 二级相变内耗

王业宁和沈惠敏^[1]已对二级相变和动态畸变引起的内耗, 以及高温超导体的超导相变前后的内耗(载流子动态畸变的内耗)作了综述. 在此仅引介本文作者等以静电音频内耗仪对 Fe-Mn-Si 基合金中反铁磁相变的实验结果及其讨论^[37]. 试验用 3 种合金的 M_s 和温度加表 1 所示.

发现 (M_s-T_N) 不大的 Fe-30.3Mn-6.1Si 和 Fe-29.05Mn-6.27Si-0.024Re-0.076C 在冷却时, 对应弹性模量的下降, 均未出现(相的二级反铁磁相变内耗峰. 由于 M_s 与 T_N 相近, $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变受抑制较大, 在加热时尚存在大量的 γ 相, 会出现 γ 相进行反铁磁 $\rightarrow$ 顺磁的内耗峰. 这和以往作者对 T_N 与 M_s 较接近的 Fe-Mn^[38] 及 Fe-

Mn-Si^[39] 所得的结果一致. 由于稀土 (Re) 提高 T_N 温度, 含稀土合金在升温时还会出现 ϵ 相的反铁磁 $\rightarrow$ 顺磁的内耗峰, 图 12 示 Fe-29.05Mn-6.27Si-0.024Re-0.076C 在降温 (a) 和升温 (b) 过程中内耗和模量随温度的变化, 在 (a) 中 259 K 峰为 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变内耗峰(峰的起始约在 290 K, 与电阻法测得的 M_s 相近), 对应模量的显著下降, 未见反铁磁相变峰; (b) 中 261 K 峰之前尚有一小峰, 均系加热时反铁磁相变峰, 436 K 峰为马氏体逆相变峰; (c) 和 (d) 为该合金在 175 ~ 375 K 温度区间 (A_s 以下区间)、升温 (c) 和降温 (d) 过程的内耗和模量, 在 (c) 中明显地分别显示 ϵ 和 γ 相的反铁磁相变峰, T_N 低于 T_N ; (d) 中仅出现 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 相变内耗峰. Fe-26.40Mn-6.02Si-5.2Cr 合金的 M_s 较高、 T_N 较低, 在冷却和加热时均出现较宽的反铁磁相变内耗峰, 峰温相差约 26 K (降温时峰温在 221 K, 升温时为 247 K), 峰温均对应模量的显著下降, 模量反常的开始温度一致, 均为 225 K 左右, 如图 13 所示.

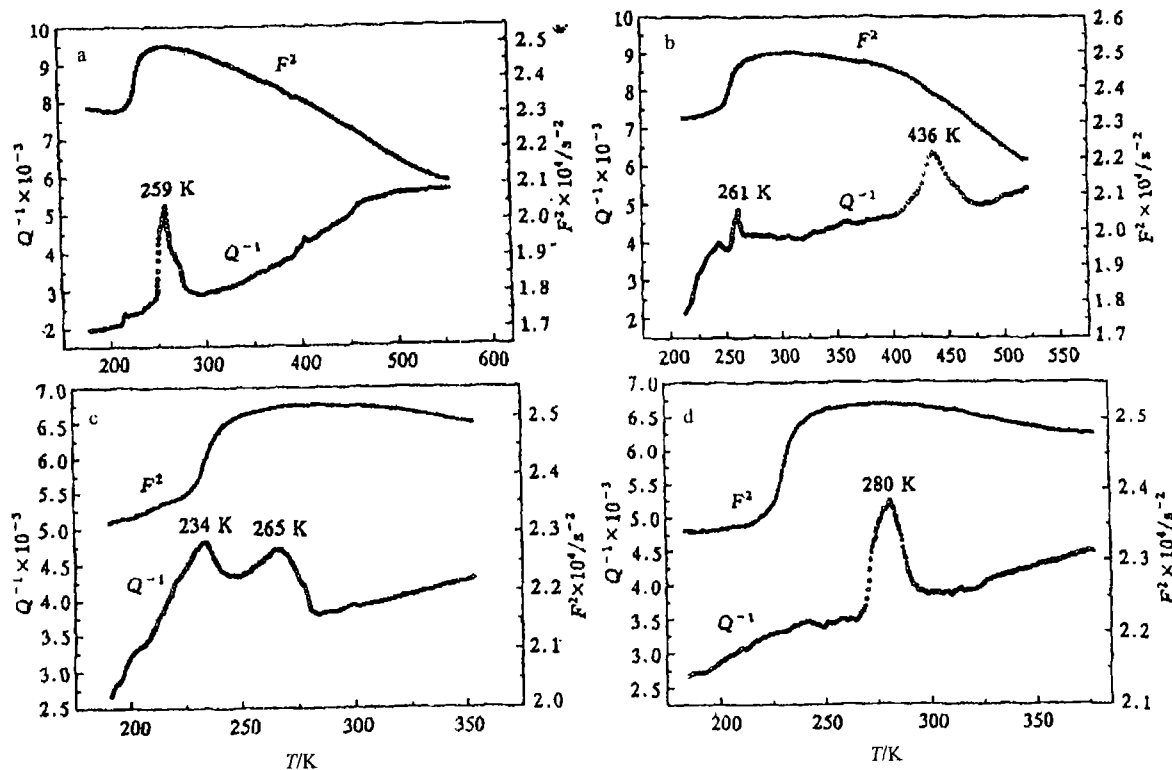


图 12 Fe-29.05Mn-6.27Si-0.024Re-0.076C 合金在降温 (a) 和升温 (b) 以及在 175 ~ 375 K 温度区间升温 (c) 和降温 (d) 过程内耗和模量随温度的变化, 150 ~ 220 Hz

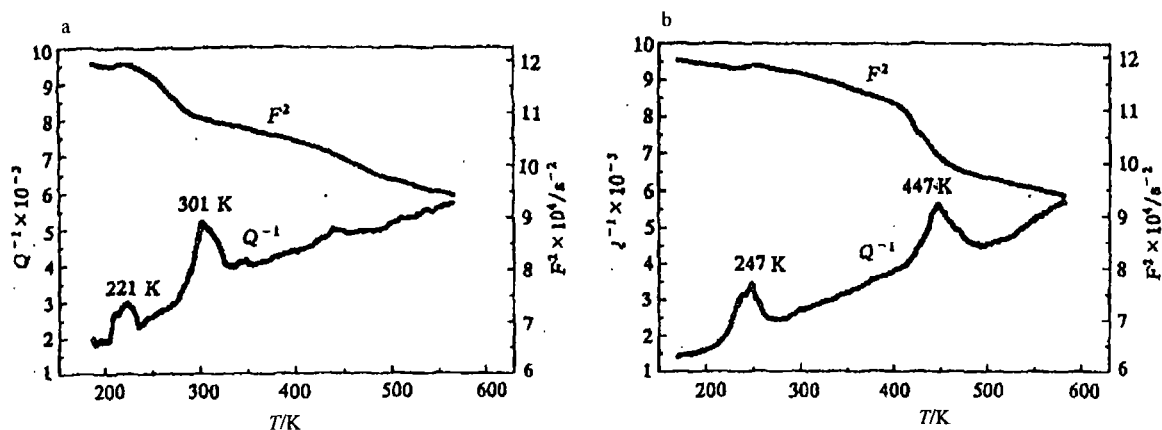


图 13 Fe-26.4Mn-6.02Si-5.2Cr 合金在降温 (a) 和升温 (b) 过程中内耗和模量随温度的变化, 150–220Hz

二级相变中并不存在形核-长大过程, 并没有母相/新相间的界面, 在低频条件下不会出现内耗峰, 在高频条件下会出现序参量弛豫或涨落引起的衰减峰. 王业宁等^[40]发现 LNPP 晶体 ($\text{La}_{1-x}\text{Nd}_x\text{P}_5\text{O}_{14}$) 在 T_c 温度时出现明显的内耗峰, 认为在外加应力下瞬间的新相畴区 (动态畴变畴) 有利取向的长大、不利取向的消失, 从而产生非弹性应变和内耗, 这表征二级相变相关过程的内耗峰. 她们还导出二级相变相关过程的内耗峰随频率减低而内耗增大的关系式^[41], 显示在 T_c 温度时内耗呈极大值. 黄以能等^[42]又列出铁电材料中, 和二级或弱一级相变有关的、由畴界运动所引发内耗的定量表达式.

当材料 T_N 的在 M_s 以下不远的温度时, 在冷却至 M_s 以下, 由于 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变正在兴

起, 反铁磁相变就相继产生, 母相弹性模量显著下降, 因磁畴界移动引起的内耗峰势必被 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 内耗峰所掩盖或湮没, 因此在冷却过程中只显示 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 相变内耗峰, 而未出现畴界运动内耗峰. 在加热时, 尚留有少量 γ 相, 在 γ 相的反铁磁 $\rightarrow$ 顺磁相变前, 无其它相变, 经磁性相变, 由磁畴界运动引起的内耗峰就会出现. 含稀土的 Fe-Mn-Si 基合金中, 稀土降低, 反铁磁相变对 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体相变的抑制作用减弱, 形成的 ϵ 量提高, 峰高增加; 升温时 ϵ 相在 173 K、剩余 γ 相在 265 K 时分别进行反铁磁 $\rightarrow$ 顺磁相变, 有畴界运动, 显示两个内耗峰, 见图 12. 比较 Bouraoui 等^[43]测得 Fe-31.6Mn-6.45Si-0.018C ($w/\%$) 合金的 (103 K), 可见稀土元素 (Re) 提高.

表 1 3 种 Fe-Mn-Si 基合金的 M_s 和温度

$w(\text{合金})/\%$	M_s/K	T_N/K	$M_s, T_N/\text{K}$
Fe-30.3Mn-6.1Si	300	270	30
Fe-29.05Mn-6.27Si-0.24Re-0.076C	290	240	50
Fe-26.40Mn-6.02Si-5.2Cr	315	225	90

Fe-26.40-Mn6.02Si-5.20Cr ($w/\%$) 合金的远低于 M_s ($M_s - T_N = 90 \text{ K}$), 当冷却时出现马氏体相变内耗峰后, 又出现反铁磁相变有关的畴界运动峰, 由于此时 (相的量已不大, 模量降低很小, 峰值也不高. 加热时先出现与反铁磁相变有关的内耗峰, 在更高温度出现马氏体逆相变的内耗峰, 如图 13.

对应反铁磁相变, 母相模量降低. 以模量下降的开始温度为 T_N^* , 则冷却和加热时的 T_N^* 温度一致, 符合二级相变的特征. 但与反铁磁相变有关的内耗峰峰温并不代表 T_N^* , 在冷却时如出现

反铁磁内耗峰, 其峰温和加热时的峰温并不一致.

Andersson 等^[44]以 DSC 及 VSM (振动试样磁性仪) 测得 Fe-33.10Mn-2.97Si ($w/\%$) 合金的 T_N 时, 得到冷却时的 T_N 比加热时的约低 10°C (DSC: 冷却时 336 K, 加热时 351 K; VSM: 冷却时 361 K、加热时 370 K), 作者称, 他们对此不能解释. 其实, 应用 DSC 和 VSM 所得的 T_N 也属畴界运动所引致, 是二级相变的相关效应, 而不反映二级相变的临界温度.

7 相变内耗的应用示例

根据 Belko 等的模型, 瞬间内耗与相变量成正比; 材料的形状记忆效应决定于马氏体逆相变量, 当切变模量的改变小于 5%、假定 ω/G 为恒量, 可求得马氏体逆相变量正比于逆相变内耗峰的面积 $\int_{A_i}^A Q_i^{-1} dT$. 图 14^[45] 示 Fe-33.7Mn-5.22Si ($w/\%$) 合金经 950 °C 退火后, (a) 冷却由热诱发形成马氏体、(b) 施加 2% 拉伸变形、形成应力诱发马氏体、和 (c) 训练 (2% 形变及加热至 500 °C 回复, 循环 5 次) 后得到马氏体, 再经加热、出现的逆相变内耗峰, 其峰面积有显著差别.

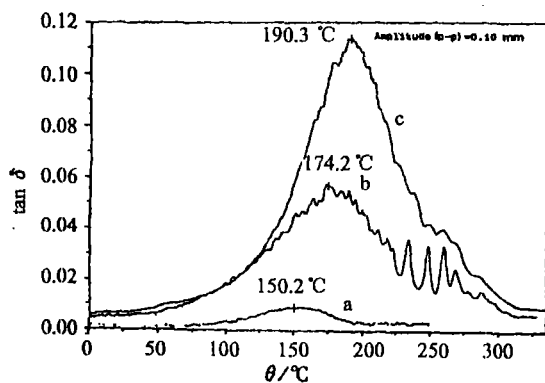


图 14 Fe-33.7Mn-5.22Si ($w/\%$)

合金经 950 K 退火后 (a) 冷却、热诱发马氏体, (b) 拉伸形变 2% 形成应力诱发马氏体, (c) 训练 (形变 2%, 500 °C 回复) 5 次后形成马氏体, 再经加热、出现的逆相变内耗峰, 0.5 Hz

图 15^[45] 示上述合金的形状回复率 (和逆相变内耗峰面积 $\int_{A_i}^A Q_i^{-1} dT$ 为训练回复温度 (形变

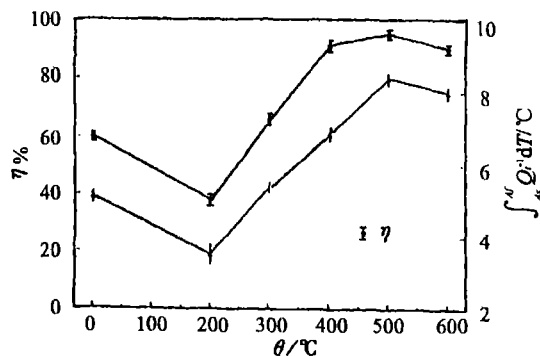


图 15 Fe-33.7Mn-5.22Si ($w/\%$) 合金的形状回复率及马氏体逆相变内耗峰面积为训练回复温度的函数

固定为 2%) 的函数.

由图 15 可得材料的形状回复率 η 与逆相变内耗峰面积呈线性关系, 如图 16^[46] 所示. 可见, 形状记忆材料的马氏体逆相变面积可作为形状记忆效应的标征, 这是一个相变内耗实际应用的示例.

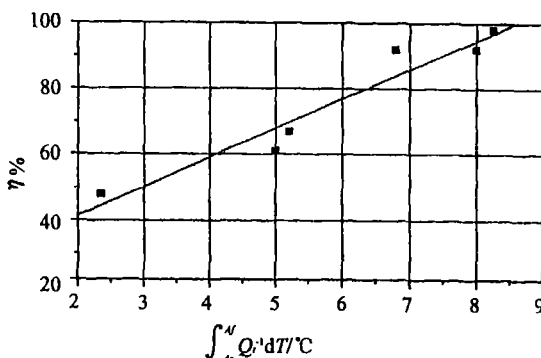


图 16 Fe-33.7Mn-5.22Si ($w/\%$) 合金的形状回复率与马氏体逆相变内耗峰面积之间的关系

参考文献:

- [1] 王业宁, 沈惠敏. 金属物理学. 第三卷. 北京: 科学出版社, 1999. 第 24 章.
- [2] SCHEIL E, MULLER J. Arch Eisenhut, 1956, 27: 801.
- [3] 王业宁, 朱健中. 物理学报, 1959, 15: 341; Scientia, 1960, 9: 197.
- [4] 王业宁, 杨正举, 祝和, 马进超. 南京大学学报, 1963, 7: 1; 高等学校自然科学学报, 1965, 试刊, 5: 352.
- [5] 马应良, 葛庭燧. 物理学报, 1964, 20: 72.
- [6] 张进修, 李肇均. 物理学报, 1987, 36: 847.
- [7] 张进修, 李江宏. 物理学报, 1988, 37: 363.
- [8] 张进修, 罗来忠. 物理学报, 1988, 37: 353.
- [9] KASHIMISU S, MORDIO M, BENOIT W. 3th Eur Conf On IFUAS, 1979, 269.
- [10] 陈树川, 徐祖耀, 杨凡, 等. 金属学报, 1991, 27: A249; Acta Metall Sin (English Ed.), 1992, A5: 1; Proc ICOMAT - 92, Eds. C. M. Wayman and J. Perkins, Monterey Inst. of Advanced Studies, 1993, 599.
- [11] ZHANG J, CHEN W, CHEN S, HSU T Y (徐祖耀). Proc 9th Inter Conf Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Solids, Ed. T. S. Kê, Inter. Academic Publishers and Pergamon Press, 1989. 333.
- [12] ZHANG J, CHEN S, TUS T Y (徐祖耀), CHEN W. Proc. ICOMAT - 92, Eds. C. M. Wayman and J. Perkins, Monterey Inst. of Advanced Studies, 1993.

- 167.
- [13] CHEN W, HSU T Y(徐祖耀), CHEN S, et al. *J Acta Metall Mater*, 1990, 38: 2337.
- [14] 徐祖耀. *中国科学(E 辑)*, 1997, 27: 289; *Sci in China (E)*, 1997, 40: 561.
- [15] JIANG B H, QI X, ZHOU W, HSU T Y(徐祖耀). *Ser Mater*, 1996, 34: 771.
- [16] JIANG B, QI X, YANG S, ZHOU W, HSU T Y(徐祖耀). *Acta Mater*, 1998, 46: 501.
- [17] 徐祖耀. *金属学报*, 1997, 33: 45.
- [18] BEIKO V N, DARINSKILL B M, POSTNIKOV V S, et al. *Phys Metals Metallogr*, 1969, 27: 41.
- [19] 杨照金, 邹一峰, 张志方, 等. *金属学报*, 1982, 18: 21.
- [20] HSU T Y(徐祖耀), MOU Y. *Acta Metall*, 1984, 32: 1469.
- [21] HSU T Y(徐祖耀), ZHOU X. *Acta Metall*, 1989, 37: 3095.
- [22] HSU T Y(徐祖耀), ZHOU X W. *Acta Metall Mater*, 1991, 39: 2615.
- [23] HSU T Y(徐祖耀), ZHOU X W. *Metall Mater Trans*, 1994, 25A: 2555.
- [24] LU W, JIANG B, HSU T Y(徐祖耀). *Ser Metall Mater*, 1992, 27: 861 *Trans Non - ferrous Metals Soc. China*, 1993, 3: 66.
- [25] YANG Y Q, ZHANG Z F, SHEN H M, et al. *Phase Transitions*, 1994, 50: 247.
- [26] 刘军民, 张进修. *金属学报*, 1996, 32: 785.
- [27] ZOIDZE N A, LUARABISHVILI N N, BADZOSHVILI V I, et al. *Internal Friction in Metals and Inorganic Materials*, Science Press, Moscow, 1982, 106 - 109.
- [28] LIM C, MUTTIG M. *Acta Metall*, 1974, 22: 1215.
- [29] BOJARSKI Z, BOLD T. *Acta Metall*, 1974, 22: 1223.
- [30] ZHANG J, CHEN S, HSU T Y(徐祖耀). *Acta Metall*, 1989, 37: 241.
- [31] HSU T Y(徐祖耀). *Metall Trans*, 1990, 21A: 811.
- [32] 张骥华, 陈树川, 徐祖耀. *金属学报*, 1986, 22A: 372.
- [33] 张骥华, 陈树川, 徐祖耀. *物理学报*, 1986, 35: 379.
- [34] ZHANG J, CHEN S, HSU T Y(徐祖耀). *Metall Trans*, 1989, 20A: 1169.
- [35] 徐祖耀. *上海金属*, 1991, 13(3): 7.
- [36] HSU T Y(徐祖耀). *Metall Trans*, 1994, 25A: 2666 - 2667.
- [37] WU X, HSU T Y(徐祖耀). *Prog in Natural Science*, 1999, 9: 454; *Mater Char*, 2000, 45: 137.
- [38] LENKKERI J T, LEVOSKA J. *Phil Mag*, 1983, A48: 749.
- [39] SATO A, YAMAJI Y, MORI T. *Acta Metall*, 1986, 34: 287.
- [40] WANG Y N, SUN W Y, CHEN X H, et al. *Phys Stat Sol(a)*, 1987, 102: 279.
- [41] WANG Y(王业宁), CHEN X(陈小华), SHEN H(沈惠敏). *Chin J Met Set Technol*, 1991, 7: 157.
- [42] HUANG Y N, WANG Y N, SHEN H M. *Phys Rev*, 1992, B46: 3290.
- [43] BOURAOUI T A, Van Neste, B. Dubois, *Proc. ICO-MAT - 95, J. De Phys. IV., Coll. C8. Suppl. III, 5, C8 - 403*, 1995.
- [44] ANDERSSON M, FORSBERG A, AGREN J. *Advanced Materials'93 Shape Memory Materials and Hydrides*. O-TUKA K, et al eds. *Trans Res Soc Jpn, Elsevier Sol B*. V, 1994, 18B: 973.
- [45] CHUNG C Y, CHEN S, HSU T Y(徐祖耀). *Mater Char*, 1996, 37: 227.