

# 正电子湮没技术在金属和合金研究中的应用进展\*

吴奕初 张晓红

(中山大学物理系 广州 510275)

摘要 评述了正电子湮没技术(PAT)在金属和合金研究中如下几个领域的应用进展:(1)金属间化合物空位形成焓的测定;(2)淬火、辐照、形变及充氢等引起的缺陷及回复过程;(3)金属和合金的相变;(4)非晶、准晶及纳米晶的研究;(5)PAT作为材料无损检测新技术的研究。

关键词 正电子湮没,金属,合金

## APPLICATIONS OF POSITRON ANNIHILATION TECHNOLOGY FOR METALS AND ALLOYS

WU Yi-Chu ZHANG Xiao-Hong

(Department of Physics, Zhongshan University, Guangzhou 510275)

**Abstract** Current applications of positron annihilation technology (PAT) for metals and alloys are reviewed covering:(1) the measurement of vacancy formation enthalpies in intermetallic compounds,(2) defects induced by quenching, irradiation, deformation or hydrogen charging and their recovery processes,(3) phase transformation of metals and alloys,(4) amorphous alloys, quasicrystals and nanocrystals,(5) non-destructive testing.

**Key words** positron annihilation, metal, alloy

### 1 引言

正电子湮没技术(PAT)是近几十年发展的核技术研究的新方法<sup>[1]</sup>,它反映正电子所在处电子密度或电子动量分布的信息,具有对原子尺度缺陷十分敏感的特点.这门技术的实验设备比较简单,样品制备容易,并为非破坏性测量.PAT应用领域广泛,如应用在固体物理、化学、医学、材料科学等领域,正逐渐成为一种强有力的研究工具,引起科技人员的广泛重视.

早在60年代PAT应用的初期,人们就对金属和合金的淬火、形变等引起的空位、位错等缺陷进行了研究,七、八十年代,许多作者用PAT研究了金属和合金的形变、相变、氢脆等相关的问题,已取得大量的研究成果.在第七至第九届国际会议上,关于金属和合金的缺陷研究占会议文献的三分之一以上.进入90年代,PAT在金属和合金中的研究仍然是研究的“热点”之一,本文结合国内外的工作,谈谈这方面研究的新进展.

### 2 研究进展

#### 2.1 空位形成焓的测定

金属间化合物以它的耐高温、高硬度等受到人们的青睐,是一种极有发展前途的结构材料,但它的低温脆性是材料应用的主要障碍.PAT对于探测合金中原子尺度的缺陷是灵敏而有效的工具.纯金属热平衡空位浓度可采用如下简单的捕获模型定量测量:

$$\mu_d C_v = I_2 (1/\tau_1 - 1/\tau_2) \\ = \mu_d A \exp(S_v^F/k_B) \exp(-H_v^F/k_B T), \quad (1)$$

式中  $C_v$  为热空位浓度,  $\mu_d$  为比捕获率,  $S_v^F$  为空位形成熵,  $A$  为常数,  $\tau_1$ ,  $\tau_2$ ,  $I_2$  分别为正电子在晶体完整态、缺陷态的寿命及相对强度.在金属间化合物中,上式所测得的为有效的空位形成焓  $H_v^F$ .

德国 Schaefer 等<sup>[2-3]</sup> 研究小组采用 PAT 从理

\* 国家自然科学基金资助项目

1999-09-14 收到初稿,2000-01-17 修回

论和实验上较系统和全面地研究了各种金属间化合物热空位的形成和迁移过程,图1给出了金属间化合物、有序合金及纯金属的正电子捕获率  $\mu_d C_v$  和空位浓度  $C_v$  随温度的变化,并且根据(1)式计算了金属间化合物的空位形成焓(见表1)。从表1可以看出,在密排结构金属间化合物中,具有很高的空位形成焓,而在 bcc 结构金属间化合物中,空位形成焓较低,具有很高的空位迁移焓 ( $H_v^M$ )。一般情况下,在 B2 型化合物中,低温时热空位缺陷主要是三角缺陷(triple defect),高温时主要是双空位,  $H_v^F/H_v^M < 1$ ;而在密排结构化合物中,热空位缺陷主要是单空位,  $H_v^F/H_v^M \geq 1$ 。B2-FeAl 化合物热空位缺陷强烈影响材料的力学性能,屈服应力的大小取决于热空

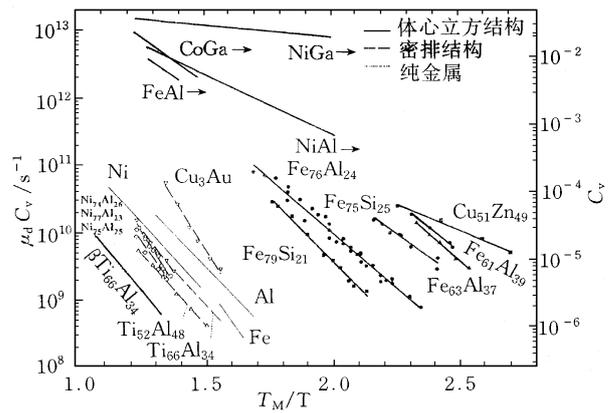


图1 金属间化合物、有序合金及纯金属的正电子捕获率  $\mu_d C_v$  和空位浓度  $C_v$  随温度的变化<sup>[2]</sup>

表1 不同金属间化合物的空位形成焓  $H_v^F$  自扩散焓  $Q^{SD}$ 及空位形成焓<sup>[2]</sup>

| 合金                                    | 结构               | $T_M/K$ | $H_v^F$<br>(实验) | $H_v^F$<br>(理论)                    | $C_v$<br>( $T_M/2$ )<br>( $10^{-7}$ ) | $S_v^F$<br>( $k_B$ ) | $Q^{SD}/eV$        | $H_v^M$<br>(实验) | $H_v^M$<br>(理论) |
|---------------------------------------|------------------|---------|-----------------|------------------------------------|---------------------------------------|----------------------|--------------------|-----------------|-----------------|
| Ni <sub>75</sub> Al <sub>25</sub>     | L1 <sub>2</sub>  | 1663    | 1.82            | 1.47                               | 0.014                                 | 4.9                  | Ni 3.15            |                 |                 |
| Ti <sub>51.5</sub> Al <sub>48.5</sub> | L1 <sub>0</sub>  | 1750    | 1.4             |                                    | 0.083                                 | 0.7                  | Ti 3.03            |                 |                 |
| Ti <sub>66.4</sub> Al <sub>33.6</sub> | D0 <sub>19</sub> | 1930    | 1.55            |                                    | 0.21                                  |                      | Ti 3.1             |                 |                 |
| Fe <sub>76.3</sub> Al <sub>23.7</sub> | D0 <sub>3</sub>  | 1770    | 1.18            |                                    | 240                                   | 5                    | Fe 2.44            |                 |                 |
|                                       | B2, A2           |         |                 |                                    |                                       |                      |                    |                 |                 |
| Fe <sub>75</sub> Si <sub>25</sub>     | D0 <sub>3</sub>  | 1500    | 0.80            |                                    | 1100                                  | 3.3                  | Fe 1.65<br>Ge 3.25 |                 |                 |
| Fe <sub>61</sub> Al <sub>39</sub>     | B2               | 1660    | 0.98            | $V_{Fe}$ : 1.03<br>$V_{Al}$ : 3.71 | 4000                                  | 5.7                  | Fe 2.76            | 1.7<br>2.41     |                 |
| NiAl                                  | B2               | 1911    | 0.68            | 0.93                               | 7000                                  | 1                    | Ni 3.16            | 2.1             | 2.1             |

位的形成和迁移过程。另外,王宝义等<sup>[4]</sup>研究了 TiAl 金属间化合物的淬火缺陷及回复过程。

## 2.2 淬火、辐照及形变

正电子与位错的相互作用十分复杂,比较公认的观点是:正电子开始是在位错线上(浅阱)捕获,随后在与位错相关联的缺陷(深阱,如割阶)中湮没或出现热逃逸。日本 Kuramoto 等<sup>[5,6]</sup>研究小组从理论和实验上较系统地研究了高纯金属(如 Fe, Ni, Al, Cu)及合金(如 Fe-Si, Fe-Cu, Fe-Mo)淬火、辐照及形变所引起的缺陷,特别是空位型缺陷,以及形变引起的位错和空位,取得了一些有意义的结果。例如:(1)不同的作者测得的比捕获率  $\mu_d$  相差很大,如形变铝中  $\mu_d = (0.066 - 2) \times 10^4 \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ ,他们研究不同纯度铝(99.5%—99.9999%)形变及退火过程,进一步分析造成  $\mu_d$  相差很大的原因,发现  $\mu_d$  的变化取决于位错的分布组态,即割阶密度或杂质的含量。(2)理论计算表明,实验观察到形变铁中 150ps 的“中等”寿命属于与刃型位错相关的空位,而与螺型位错相关的空位几乎与单空位寿命相同,纯位错和割阶位错

的寿命类似于完整态中的寿命。(3)电子辐照及形变 Ni 等的退火研究表明,与 bcc 金属 Fe, Mo 退火后期形成三维空位团不同, fcc 金属 Ni 出现介于单空位与体寿命之间的“中等”寿命(130ps),这个缺陷属于崩塌型的空位团(如四面体层错)空位型位错环。另外,形变 Ni 中正电子可在位错和形变导致的空位复合体中湮没。(4) Fe-Cu, Fe-Si, Fe-Mo 等合金的辐照或形变研究表明,合金元素的加入形成空位-杂质原子复合体,正电子在这个复合体中湮没有不同的寿命。

关于金属的形变研究,前人的工作主要集中于研究金属的快速形变。金属的形变过程是相当复杂的。为了深入分析正电子参数与晶体内部结构的关系,吴奕初等<sup>[7,8]</sup>采用慢拉伸与正电子多普勒展宽方法相结合,研究了高纯铁、高纯铝中应变速率对正电子  $S$  参数与形变量  $\epsilon$  变化规律[ $S(\epsilon)$  曲线]的影响。实验表明,晶体内部的空位浓度及位错的密度和组态不同导致了  $S(\epsilon)$  曲线的变化。高纯铁在慢应变速率拉伸的条件下,其  $S(\epsilon)$  曲线出现饱和现象,应变速率越小,饱和现象越明显(见图2);并依据

捕获模型估算了位错密度和空位浓度随形变量的变化.进一步采用正电子寿命研究了三种形变方式(压缩、冷轧和拉伸)变形时高纯铁的正电子寿命随形变量的变化规律.实验结果表明,单考虑某一种方式的形变过程,实验结果与前人的结果一致.然而,我们发现  $\tau(\epsilon)$  曲线随形变方式而变;压缩变形时的  $\tau(\epsilon)$  曲线明显高于拉伸时的  $\tau(\epsilon)$  曲线,而冷轧时的  $\tau(\epsilon)$  曲线介于两者之间.我们认为,金属变形产生空位和位错,  $\tau(\epsilon)$  曲线不同的原因归结于不同方式变形时导致的缺陷结构不同.

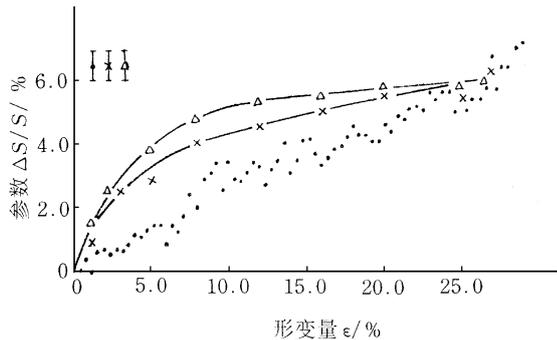


图2 高纯铁中不同应变速率对  $S(\epsilon)$  曲线的影响<sup>[7]</sup>  
( $\Delta$  为  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ ;  $\times$  为  $10^{-5}\text{s}^{-1}$ ;  $\bullet$  为  $10^{-7}\text{s}^{-1}$ )

### 2.3 氢脆问题的研究

自从1976年 Alex 等人<sup>[9]</sup>发表了用正电子寿命研究氢脆问题的报道以来,一些作者用正电子湮没技术(PAT)研究了氢-金属系统,其中最感兴趣的是研究与缺陷有关的问题.例如,氢填充空位和位错.目前理论和实验上都证实了氢填充缺陷以后,其正电子寿命减少,角关联及多普勒展宽曲线加宽.

形变可产生空位和位错,充氢产生何类缺陷,以及氢与空位、位错如何作用是目前大家特别关心的问题.吴奕初等<sup>[10]</sup>采用低温回复消除空位的办法,设法将氢与空位、氢与位错作用分离,使用正电子寿命和多普勒展宽技术研究了退火、回复及冷轧镍中氢与缺陷的相互作用.结果表明,冷轧镍充氢后正电子平均寿命和多普勒展宽  $S$  参数上升,并且寿命谱二成分拟合出现一个 390ps 的长寿命分量;而退火及回复镍充氢后正电子平均寿命和多普勒展宽  $S$  参数均不改变.因此我们认为冷轧镍充氢后正电子参数(平均寿命和  $S$  参数)的上升取决于氢和空位的相互作用,与氢和位错的相互作用无关;氢-空位对也可以作为聚集空位的核心.许多实验发现,在铁和钢中,氢能促进塑性变形,特别是在氢气环境下,动态电镜观察表明氢能促进位错的运动和增殖.为了分

析塑性变形过程中氢的行为,吴奕初等<sup>[11]</sup>采用正电子多普勒展宽与慢拉伸相结合的方法,研究了高纯铁中动态充氢时  $S$  参数随形变量的变化规律.实验表明,氢能促进位错的增殖和运动,同时导致空位的产生,宏观上表现为氢能促进塑性变形.

曹必松等<sup>[12]</sup>用 PAT 和电子显微术相结合,研究了电解充氢在纯铝中所引入的缺陷.结果表明,充氢可以在铝中引入气泡、位错等缺陷,纯度较低的样品形成氢致缺陷比较容易,说明铝中的杂质是氢致缺陷的核心.国内一些作者还研究了金属氢化物和 Pd-H 系统所形成的氢致缺陷.

### 2.4 相变

时效硬化是合金强化的一个重要手段.对铝合金的时效硬化人们已采用各种方法进行了研究.如对于 Al-Zr-Mg 系列合金,其时效过程为:  $\alpha\text{SSS}$ (过饱和固溶体)  $\rightarrow$  GP 区  $\rightarrow$  有序 GP 区  $\rightarrow$  过渡相  $\eta'$   $\rightarrow$  稳定相.早在 20 年前, Dlubek 等<sup>[13]</sup>就用 PAT 研究了铝合金的时效硬化过程,但他们假设正电子在 GP 区或半共格沉淀相中湮没是扩散限制方式.然而, TEM 观察表明: GP 区或半共格沉淀相的大小是 0.1  $\mu\text{m}$  数量级甚至更小,远小于正电子的扩散长度. Dupasquier 等<sup>[14]</sup>总结时效硬化金属结构变化的新进展,他们认为各种热处理条件下过饱和合金结构变化时的主要现象为:淬火后空位型缺陷的形成,溶质原子的迁移,溶质原子偏聚和 GP 区的形成,沉淀相的析出. Al-Mg-Zn 合金中出现 GP 区或半共格沉淀相的形核、长大及溶解过程,激活能的大小控制着结构变化的动力学过程.另外,结合 TEM 及维氏硬度等方法,一些作者还研究了其他合金的沉淀动力学过程,取得了一些有意义的结果.

热弹性马氏体相变是形状记忆合金表现出形状记忆效应的内在结构基础.这种马氏体相变是靠切变共格方式进行的,可以用 PAT 从一个新的方面来观察相变的特点.最近,一些作者研究了 Cu 基形状记忆合金中空位与形状记忆效应的关系<sup>[15]</sup>,发现 CuZnMg 合金中加入 Mn 可改善合金的热弹性和滞弹性行为,加入 Zr 可细化晶粒. CuZnAlMnZr 合金淬火空位的动力学回复研究结果指出,仅一种类型空位存在,并且不影响合金的形状记忆效应. Somoza 等<sup>[16]</sup>研究了 CuZnMg 单晶的点缺陷行为,测得空位形成焓为 0.57eV. 王景成<sup>[17]</sup>研究了 TiNi 合金中的结构缺陷,指出结构缺陷和结构缺陷的密度适量对 TiNi 合金获得好的记忆效应是同等重要的.

## 2.5 非晶、准晶及纳米晶的研究

利用 PAT 主要研究非晶合金的结构弛豫和晶化过程.例如,刘涛等<sup>[18]</sup>用 PAT 和微观磁学方法研究了纳米晶  $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$  合金的结构缺陷在退火过程中的变化规律,表明非晶合金化初期形成的界面结构只引入少量的缺陷,晶化后期出现大量晶界,缺陷浓度急剧上升.吴奕初等<sup>[19]</sup>结合 X 射线分析证实,  $S$  参数随退火温度的变化与非晶相原子的平均间距随退火温度的变化规律一致.

最近,Hamada 等<sup>[20]</sup>采用 PAT 研究了 AlCuRu 和 AlCuFe 准晶中的结构空位,发现两种合金中都存在高密度的内部结构空位,证实了空位团中空位心的存在与准晶稳定性的相关关系.Sato 等<sup>[21]</sup>通过慢正电子束技术研究了 AlPdRe 合金系统,获得了在二十面准晶体  $\text{Al}_{70.7}\text{Pd}_{21.34}\text{Re}_{7.96}$  和  $\text{Al}_{71.5}\text{Pd}_{20.3}\text{Mn}_{8.2}$  的结构空位密度分别为  $7.7 \times 10^{20}$  和  $5.0 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ .

Eldrup 等<sup>[22]</sup>采用 PAT 研究了不同晶粒尺寸及不同杂质含量对纳米铜的退火过程的影响,发现纳米铜的退火行为强烈依赖材料的杂质含量,正电子在空位缺陷和空位团中湮没的分数与晶粒大小并没有简单的依赖关系,有待进一步研究.Staab 等<sup>[23-25]</sup>采用 PAT 和金相、X 射线等方法,详细研究了金属粉末烧结过程中微结构的变化,结果表明,电解及球状 Cu 粉,在强烈的收缩阶段,Cu 粉有效直径为  $5\mu\text{m}$ ,有效晶粒尺寸为  $2\mu\text{m}$ ,由于小的粉粒直径和晶粒尺寸,相当部分的正电子在晶界和内表面中湮没,当烧结温度超过  $550\text{ }^\circ\text{C}$  时,晶界是主要的缺陷.不同粉粒直径  $W$  粉无压烧结时,正电子在表面湮没分数随粉粒直径的减少而增加,晶粒尺寸较小时,正电子在晶界中湮没,产生与空位团类似的信号.压缩 Ni 粉低温烧结时,粉末内的晶粒尺寸小,正电子在晶界中湮没;中等温度( $400-900\text{ }^\circ\text{C}$ )烧结时,正电子在内表面中湮没;高温烧结时,正电子主要在大角晶界中湮没.

## 2.6 无损检测的研究

一般材料损伤的检测方法在材料机械性能发生显著变化时才被检测到,而正电子湮没无损检测技术在材料机械性能发生变化前探测到其微结构的变化,它对设备的维护、安全和稳定性都是非常重要的,该技术以它的非破坏性、高灵敏度和方便使用受到人们极大的关注.至今国内外作者将正电子湮没技术应用于材料(特别是金属和合金)损伤的无损检测,主要有以下三个方面的工作:

(1)传统多普勒展宽谱技术的改进.改进后的多普勒展宽技术设备简单,操作方便.如 Hutchins 等<sup>[26]</sup>几个研究小组分别研制出适用于材料无损检测的多普勒展宽谱线型分析系统,他们使用  $20\mu\text{Ci}$ 、 $1\text{ m}^2$  尺寸的  $^{68}\text{Ge}$  正电子源, $^{68}\text{Ge}$  发射  $1.98\text{ MeV}$  能量的正电子,与  $^{22}\text{Na}$  正电子源( $544\text{ keV}$ )对比,有更大的穿透深度,该系统已被应用于探测材料的疲劳损伤.这些系统无疑对定性或半定量探测材料或器件损伤的早期微结构变化是有效的,但不可能给出引起这种变化在材料内部出现的缺陷类型,各种缺陷的相对数量及其变化的量化过程的重要信息.

(2)传统正电子寿命谱技术的改进.正电子寿命谱明显优于多普勒展宽技术,它可以“直接”检测到空位、位错和空位团等微观缺陷,而其他的无损检测方法几乎是不可能的,并且它还可能区分各种不同类型的缺陷.传统的正电子寿命谱测量一般采用“夹心”样品结构,样品的厚度约为  $1\text{ mm}$ ,此厚度可保证正电子全部在样品中湮没,也可保证探测器接收到大部分  $\gamma$  射线.因此,传统方法在测量厚样品、体样品或器件时受到限制,正电子寿命技术需作进一步研究和改造才能使其在非破坏性检测中发挥其特长.正电子寿命谱应用于材料损伤的无损检测研究刚刚起步.Somiewki 等<sup>[27]</sup>初步研究指出,铁合金或钢样品拉伸、疲劳、蠕变和冷轧变形时,正电子寿命参量的迅速变化发生在损伤的早期阶段,应力和正电子寿命参量变化关系与铁合金的种类无关,正电子寿命谱可作为无损检测的一个新方法.

(3)建立适用于材料无损检测的、可动的  $\beta^+ - \gamma$  符合正电子寿命谱系统.例如,Hanshen 等<sup>[28]</sup>使用  $30\mu\text{Ci}$  的  $^{72}\text{Se}$  正电子源建立这种系统,寿命测量无需使用“夹心”样品结构, $^{72}\text{Se}$  正电子源发射的正电子能量最高达  $3.3\text{ MeV}$ ,穿透样品深度可达  $400\mu\text{m}$ ,有利于研究材料损伤的体内行为,可动态检测铜单晶疲劳过程中微结构的变化.然而, $^{72}\text{Se}$  正电子源的半衰期仅有  $8.5$  天,一般的实验室不具备  $\beta^+ - \gamma$  符合正电子寿命谱,该系统的应用会受到很大的限制.

另外,Veen 等<sup>[29]</sup>采用两种新方法分析了金属和合金中的缺陷.第一种方法是应用正电子湮没能峰的  $S$  和  $W$  参数图,它有更好的缺陷分辨率,可区分更多的缺陷类型;第二种方法是采用两探头符合测量,可大大减少本底,改善仪器的分辨率,分析元素对湮没和对动量分布的贡献.

### 3 展望

前面我们总结了 PAT 在金属和合金中几个主要领域的应用进展.材料科学的迅速发展,新型材料不断涌现,使 PAT 面临巨大的挑战(详细请看 Seeger 在 ICPA-11 会议上的综述报告<sup>[30]</sup>).我们缺乏对凝聚态物质中正电子行为的了解,限制了正电子研究对材料科学的定量贡献.例如,角分辨光子发射谱可获得比二维角关联更精细的费米面和电子结构的信息.材料科学要求正电子湮没技术的测量结果有更高的准确性和可靠性,这将对 PAT 提出一个新的挑战.进行空位形成焓的精确测定时,不同的作者采用不同的方法,存在一定的系统误差,并且我们采用捕获模型计算得到的是正电子捕获率  $\sigma C_v$ ,不是真正的空位浓度  $C_v$ , $\sigma$  是正电子的比捕获率.实际上,最为关键的是缺少与材料科学家的紧密合作,严重限制了 PAT 在材料科学中的应用,最明显的例子就是用 PAT 研究材料的塑性形变.尽管晶体的形变早已被研究,并且大量的论文已发表,但仅有很少的研究结果能简单、清楚地表征材料的位错排列.

从另一方面来看,正电子湮没谱学(特别是慢正电子束技术)的不断发展和完善,它将仍然是材料科学研究的主要工具之一,它是测定高熔点金属和金属间化合物空位形成焓的主要方法,对某些合金是唯一的方法.今后应当加强正电子科学家与材料科学家的合作,充分利用 PAT 对金属和合金中的空位型缺陷十分敏感的特点,将正电子方法与电子显微镜、X 射线衍射等方法相结合, PAT 必将在金属和合金研究中发挥更大的作用.

#### 参 考 文 献

[ 1 ] Hautajarvi P. Positrons in Solids. Berlin: Springer Verlag, 1979. 1  
[ 2 ] Wurschum R, Schaefer H E. Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 81  
[ 3 ] Baduragergen K, Schaefer H E. Phys. Rev., 1997, B56: 3032  
[ 4 ] 王宝义,张水合等. TiAl 金属间化合物淬火缺陷研究.见: 全国第六届正电子湮没学术会议论文集.合肥,1996. 61 [ WANG Bao Yi, ZHANG Shui He *et al.* Studies of Quenched Defects in TiNi Intermetallic Compounds. In: Proc. of 6th National Meeting on Positron Annihilation. Hefei, 1996, 61 (in Chinese) ]

[ 5 ] Kamimura Y, Tsutsumi T, Kuramoto E. J. Phys. Soc. Jap., 1997, 66: 3090  
[ 6 ] Ueno K, Ohmura M *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 430  
[ 7 ] Wu Y C, Teng M K *et al.* Mater. Sci. Forum, 1995, 175—178: 573  
[ 8 ] 吴奕初等.核技术, 1998, 21: 135 [ WU Yi-Chu *et al.* Nuclear Techniques, 1998, 21: 135 (in Chinese) ]  
[ 9 ] Alex F *et al.* Int. Conf. on Effect of Hydrogen on Behavior of Materials. The Metallurgical Society, American Institute of Mechanical Engineering, 1975, 642  
[ 10 ] 吴奕初等.物理学报, 1997, 46: 406 [ WU Yi-Chu *et al.* Acta Phys. Sin., 1997, 46: 406 (in Chinese) ]  
[ 11 ] Wu Y C, Teng M K, Hsia Y. Phys. Stat. Sol. (a), 1994, 143: 255  
[ 12 ] Cao B, Gao N *et al.* Mater. Sci. Forum, 1995, 175—178: 311  
[ 13 ] Dlubek G. Cryst. Res. Tech., 1984, 19: 1319  
[ 14 ] Dupasquier A, Folegati P *et al.* J. Phys. Condens. Matter, 1998, 10: 10409  
[ 15 ] Huang A P, Ling C C *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 454  
[ 16 ] Somoza A, Macchi C *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 587  
[ 17 ] 王景成. 缺陷在可逆记忆效应中作用的正电子研究.见: 全国第七届正电子湮没学术会议论文集.泉州, 1999, 25 [ WANG Jing-Cheng. Positron Studies of Defects on Shape Memory Alloys. In: Proc. of 7th National Meeting on Positron Annihilation. Quanzhou, 1997, 25 (in Chinese) ]  
[ 18 ] 刘涛等.金属学报, 1995, 31: B159 [ LIU Tao *et al.* Acta Met. Sin., 1995, 31: B159 (in Chinese) ]  
[ 19 ] 吴奕初等.核技术, 1995, 18: 24 [ WU Yi-Chu *et al.* Nuclear Techniques, 1995, 18: 24 (in Chinese) ]  
[ 20 ] Hamada E, Oshima N *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 451  
[ 21 ] Sato K, Takahashi Y *et al.* Phys. Rev., 1999, B59: 6712  
[ 22 ] Eldrup M, Sanders P G *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 436  
[ 23 ] TEM Staab *et al.* J. Phys. Condens. Matter, 1999, 11: 1757  
[ 24 ] TEM Staab *et al.* J. Phys. Condens. Matter, 1999, 11: 1787  
[ 25 ] TEM Staab *et al.* J. Phys. Condens. Matter, 1999, 11: 1807  
[ 26 ] Hutchings M T, Hobbs C. Mater. World, 1996, 4: 391  
[ 27 ] Somieski B, Krause-Rehberg R. Mater. Sci. Forum, 1995, 175—178: 989  
[ 28 ] Hansen S *et al.* Appl. Phys. A, 1997, 65: 47  
[ 29 ] van Veen A *et al.* Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 76  
[ 30 ] Seeger A. Mater. Sci. Forum, 1997, 255—257: 1