

⑤ 146 — 151

文章编号: 1007-4627(2000)03-0146-06

快重离子引起的塑性形变现象^{*}

侯明东

(中国科学院近代物理研究所, 甘肃 兰州 730000)

TG 139.8
0571.33

摘 要: 非晶材料在快重离子轰击下显示了奇异的各向异性的塑性形变, 这是电子能损所引起的宏观可见的剧烈的原子重排. 这个效应不能发生在具有晶态结构的材料中, 但发生于所有的非晶材料中. 这一宏观现象隐含了寻找原子尺度上电子激发转换成原子位移的潜在线索, 因而受到广泛的关注. 在回顾了现象发现的历史之后, 综述了离子束引起的塑性形变的基本规律、最新结果、实验方法和技术新的进展, 最后讨论了相关的物理机制和唯象模型.

关键词: 各向异性的塑性形变; 电子能损效应; 非晶态材料; 辐射损伤; 离子辐照

中图分类号: O571.33 **文献标识码:** A

快重离子 非晶态合金

1982 年, S. Klaumünzer 等人在研究非晶态合金 $Pd_{80}Si_{20}$ 的低温辐射效应时偶然地发现了离子束引起的塑性形变现象. 这是在晶态合金中前所未知的一种新的没有预料到的各向异性的生长. 塑性形变是已发现的电子能损效应的第一个现象. 它动摇了在金属中电子能损不能引起原子位移的传统观念, 从而引发了对电子能损效应广泛而深入的理论和实验研究, 并且获得了一系列重要的结果. 目前国际上许多加速器都在开展这个领域的工作, 已成为研究的重点和前沿. SHIM (Swift Heavy Ion in Matter) 国际会议是研讨电子能损效应的专题会议, 每 3 年召开一次, 在德法两国轮流举行, 从 1989 年至今已经召开了 4 届. 本文简要回顾塑性形变现象发现的历史, 评述已取得的研究成果和最新的进展, 对塑性形变微观机制和模型作了讨论.

品显示了相当大的电阻增加, 其差异不能通过简单地考虑相应入射离子不同的位移截面来解释, 而是由于样品的几何形状发生了剧烈改变, 辐照所引起的电阻率增加完全被样品几何形状的改变所掩盖. 扫描电镜观测证实, Kr 离子辐照的样品长度和宽度均有 10% 的改变, 这种现象是肉眼可见的. 作者指出在非晶合金 $Cu_{50}Zr_{50}$ 和 $Cu_{60}Zr_{40}$ 的 Kr 离子辐照中也发现了类似的剧烈的生长现象, 但对它的微观机制还不能理解. 针对这一现象, S. Klaumünzer 等^[2]作了进一步的研究, 再次证实当用快重离子轰击非晶态合金 $Pd_{80}Si_{20}$ 和 $Cu_{50}Zr_{50}$ 等时, 均显示了不可逆的各向异性的线度改变, 并且随着辐照剂量的增加, 垂直于离子束方向的样品线度持续地生长, 而平行于离子束方向的样品线度收缩, 样品的质量密度基本保持不变. 离子束引起的非晶态合金 $Pd_{80}Si_{20}$ 和 $Cu_{50}Zr_{50}$ 塑性形变的发现, 在以下 3 个方面是很令人惊奇的:

1 塑性形变现象的发现

第一个发现辐射引起的塑性形变现象^[1]的是德国柏林汉-梅特纳核子研究所 S. Klaumünzer 博士. 实验原本的目的是用 25—250 MeV 的 O, Ar, Kr 离子在 50—140 K 低温下辐照非晶合金 $Pd_{80}Si_{20}$, 用在线电阻测量方法研究辐射损伤以及直到 400 K 的退火行为. 试验结果表明: 被 O 和 Ar 离子辐照的样品电阻增加大约 5%, 但 Kr 离子辐照过的样

(1) 当初人们推测, 非晶态合金具有一个完全无序的结构, 应该比任何晶态金属更能抗辐射损伤. 辐射所引起的缺陷和位移会完全淹没在原来固有的无序之中, 然而新的现象否定了这样的推测.

(2) 在晶态材料中辐射所引起的样品线度各向异性的改变都是由于天然的结晶学的方向性, 而在这一新现象中, 非晶态合金 $Pd_{80}Si_{20}$ 和 $Cu_{50}Zr_{50}$ 线度

收稿日期: 2000-05-05

* 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(19775058); 中国科学院“九五”重点项目(KJ952-SJ-423)

作者简介: 侯明东(1940—), 男(汉族), 黑龙江哈尔滨人, 研究员, 博士生导师, 从事高能重离子在固体材料中引起的辐照效应研究.

改变的各向异性却是由束流的方向决定的^[3]。

(3) 对已发生的持续不断地形变, 占有新位置的原子数目要比核碰撞位移的原子数目高 2 个数量级^[3, 4]。显然, 这一现象不能归诸于核能损过程, 唯一的解答是整个现象是由电子能损所主导的^[4]。然而, 这一结论与传统的观念相抵触。传统的观念认为在金属中电子激发应该是很快地消散在导带的连续状态之中, 它既不是空间局域的, 也不能保持到大得足以产生原子位移。正因为如此, 塑性形变现象的发现, 立即引起了广泛的关注, 它预示着将有新的理论来修改和完善传统的观念, 辐射引起的非晶态合金线度的不稳定性成为研究强的电子激发如何引发固体中原子位移的一个新的入口。

2 塑性形变的基本规律

为了深入认识塑性形变这一奇特的现象, 在随后的几年中开展了大量的实验和理论研究, 获得了一系列重要进展, 对于快重离子在非晶态合金中所引起的各向异性的塑性形变有了较全面的了解。现将电子能损引起的塑性形变的基本规律综述如下:

(1) 这是一个宏观可见的各向异性的生长。非晶态材料在快重离子的辐照下垂直于束流方向的样品线度增加, 而平行于束流方向的样品线度收缩, 样品的体积几乎保持不变。它是一个各向异性的生长, 而且是宏观可见的现象^[5]。这是一个永久形变, 在室温下没有退火。

(2) 存在一个潜伏剂量, 在潜伏剂量以下仅有某些材料改性及自由体积产生, 只有在潜伏剂量以上才开始塑性形变, 生长现象才变得显著。对于不同非晶材料和不同入射离子, 潜伏剂量不同。潜伏剂量随电子阻止本领(dE/dX) 的增加而减小^[6]。

(3) 在潜伏阈以上, 辐射生长随辐照剂量线性地增加, 甚至在很高的剂量仍没有饱和的迹象。本文作者曾用 360 MeV 的 Xe 离子辐照非晶态合金 $Co_{75}Si_{15}B_{10}$ 到 5.3×10^{13} ions/cm² 的剂量, 获得的线度相对增加高达 77.3%^[7]。这意味着非晶态结构对于进一步的形变始终是敏感的。图 1 表示了 360 MeV Xe 离子轰击某些金属-金属非晶合金的相对线度改变与辐照剂量的关系^[7]。

(4) 生长速率强烈地依赖于辐照温度。辐照温度增加, 生长速率急剧减小, 特别是在缺陷退火的

温度范围^[8, 9](参见图 2)。这表明塑性形变的发生和大小是由某种“缺陷”的存在所控制, 潜伏剂量的

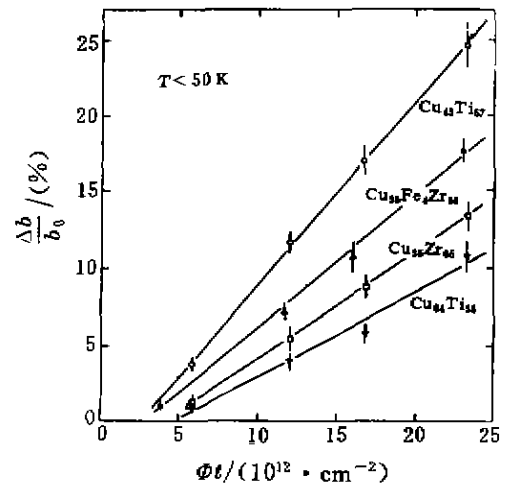


图 1 360 MeV Xe 离子轰击某些金属-金属非晶合金的相对线度改变与辐照剂量的关系^[7]

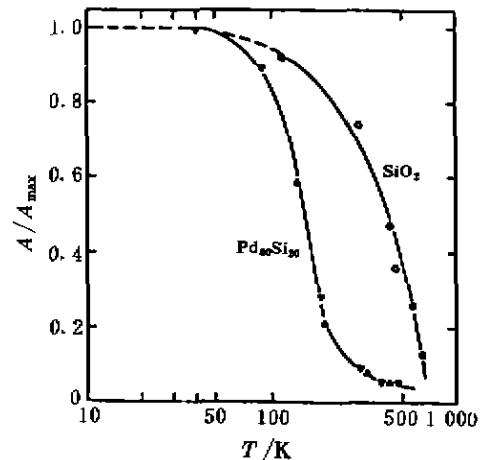


图 2 非晶 SiO_2 和 $Pd_{40}Si_{20}$ 的形变速率与辐照温度的关系^[1]
归一化值分别为 $A_{max} = 0.8 \times 10^{-15}$ cm² (对 SiO_2) 和 $A_{max} = 5.5 \times 10^{-15}$ cm² (对 $Pd_{40}Si_{20}$)。

存在, 说明这些“缺陷”主要是由辐射自身产生的。

(5) 这一现象强烈地依赖于靶的本性。至今这个现象在具有和保持晶态结构的材料中尚未观察到^[9], 但它出现在已研究过的所有非晶态系统中, 包括各种类型的非晶态材料, 如金属合金、陶瓷和聚合物玻璃。因此, 可以说离子束引起的塑性形变是非晶结构普遍发生的行为^[9, 10], 不仅局限于非晶金属合金, 也存在于非晶绝缘体和半导体中^[11, 12]。

(6) 形变的各向异性是离子束引起的, 而不是由样品的结晶学特性引起的。这一结论已由不同人

射角的辐照实验所证实^[2,13]. 图 3 中 20 K 下 2.8 GeV Xe 离子辐照非晶 Fe-B 的相对电阻改变与辐照剂量的关系曲线依倾角 θ 的不同而不同^[13].

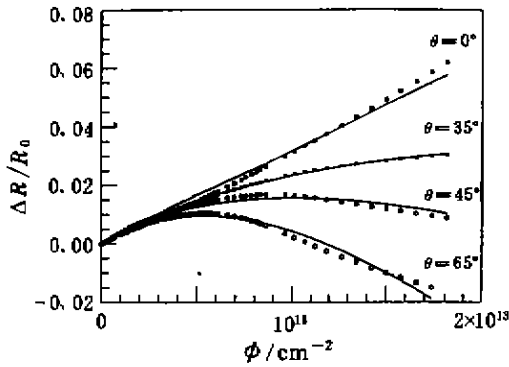


图 3 在 20 K 低温下 2.8 GeV Xe 离子以不同倾角 θ 辐照非晶 Fe-B 的相对电阻改变与辐照剂量的关系^[13]

(7) 塑性形变的驱动能量源于快重离子路径中产生的强电子激发. 存在一个依赖于材料特征电子能损阈值 $(dE/dX)_c$, 在这个阈值以上, 形变速率随 $(dE/dX)_c$ 线性地增加, 而在这个阈值以下, 形变速率随 $(dE/dX)_c$ 的减小而近似指数地减小^[4,8,10,14] (参见图 4). 因此, 低能离子辐照时观察不到形变发生. 电子能损阈值对非晶合金 $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ 约为 25 keV/nm, 对石英玻璃约为 2.5 keV/nm. 后者刚好低于可蚀刻潜径迹形成所要求的值, 因为, 可蚀刻径迹的形成要求离子有连续的无序损伤区, 而离子束引起的塑性形变仅需要圆柱形的损伤区.

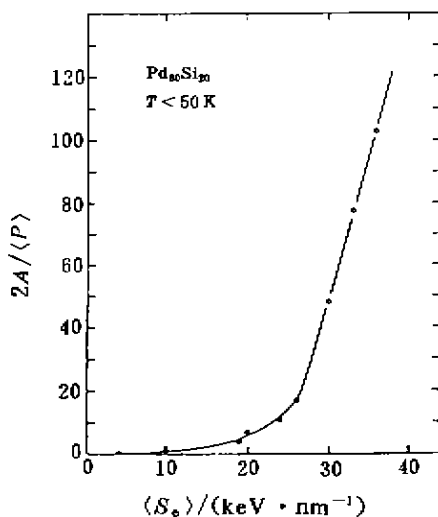


图 4 在 50 K 下 Xe 离子轰击非晶合金 $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ 的归一化的形变速率 $2\Delta A/\langle P \rangle$ 与电子能损 $\langle S_e \rangle$ 的关系^[14]

(8) 在已发生塑性形变的样品中, 结构、密度以及电阻率的改变与几何形变相比是很小的. 非晶 $\text{Co}_{75}\text{Si}_{16}\text{B}_{10}$, $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$ 和 $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ 辐照前、后样品密度的精确测量表明密度的改变均小于 1%^[7,15]. 对 2.8 MeV/u Xe 离子辐照的非晶 $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$, 在室温下小角中子散射实验没有显示任何可察觉的局部原子密度起伏. 这些结果表明离子束引起的塑性形变完全不同于晶态金属在高温离子辐照时的肿胀.

(9) 冷轧和退火等预处理对形变产额的影响并不显著^[4,16]. 在含有 20% 氢的非晶 Si 中, 塑性形变和空位形成是相关联的.

3 塑性形变的检测方法

3.1 室温退火后直接的线度测量

这是早期采用最多的方法, 大多数塑性形变的数据来源于这种方法^[3,4,7,10-12]. 辐照前, 在样品表面标记某些划痕, 然后借助光学显微镜拍照, 直接测量辐照前、后划痕位置的改变, 获得塑性形变的量. 这种方法的优点是真实直观, 它提供了一个对于效应直接的测量, 而且可以分别得到宽度和长度二个维度的改变. 该方法的缺点是测量精度有一定的局限, 特别是对表面皱褶的样品测量误差较大, 小剂量下形变小的样品也难以测量.

3.2 低温下电阻原位测量^[17,18]

电阻测量是采用常规的直流四点技术, 在辐照期间停束原位测量. 所用样品一般长约 10 mm, 宽 1 mm, 厚度十几 μm , 样品安装要导热而绝缘. 快重离子辐照期间同时有两个影响样品电阻的过程发生: (1) 损伤产生导致样品电阻率 ρ 的改变; (2) 塑性形变导致样品线度改变. 为了将两者区别开来, 测量的原始电阻数据需用下式^[18]分析:

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \frac{\Delta \rho}{\rho_0} - (1 - 3\sin^2\theta) \frac{\Delta X}{X_0}$$

其中, X 是平行于束流方向样品的线度. 公式中隐含着在辐照期间样品的体积不变的假设.

3.3 标记物剖面的卢瑟福背散射分析^[9,10,20]

前两种方法测量的都是塑性形变在整个样品体积上平均之后的宏观效应, Garrido 等^[9,20] 发展了一个新的较为微观的方法. 在实验上作了两点改

进:(1)研究的系统是由能产生形变的非晶材料和一个监测成分所组成,这个监测成分或者是注入的标记原子,或者是一个对于辐照不灵敏的晶态层。(2)借助卢瑟福背散射技术测量离子辐射引起的样品几何改变,能提供样品不同长度标度上和不同深度上的信息。他们用重的标记原子掺杂的单一系统和由非晶层与晶态层交替组成合成系统完成了一系列实验。因为晶态靶没有 (dE/dX) 引起的各向异性的生长,所以非晶/晶态多层膜的辐照能以研究非晶态区单个离子敲击所产生的局部塑性形变与起因于靶子晶态部分的长程宏观弹性力之间的竞争。

Garrido 等^[20]所完成的第一类是重元素掺杂作为标记物,以 600 keV Bi 离子注入非晶 Ni_3B 作为研究样品。第二类是通过逐层沉积而制成 $\alpha-Ni_3B/Au/\alpha-Ni_3B$ 的夹心结构作为研究样品,标记物 Au 层的厚度选为 20, 100 或 500 nm。这两类样品用 500 MeV $^{127}I^{22+}$ 离子辐照到 3×10^{13} ions/cm² 的剂量,然后用 2.4 或 3.6 MeV 的 4He 离子的卢瑟福背散射分析检测样品的塑性形变。该实验提供了 3 个重要结果:(1)在所研究的剂量范围内, (dE/dX) 没有引起原子混合;(2)背散射谱中 Bi 峰的最大值 R_{Bi} 和 Au 的前沿 F_{Au} 向样品表面移动,通过卢瑟福背散射分析第一次精确地测量了平行于离子束方向样品线度的收缩;(3)在介观尺度上感知的形变与宏观所显现的完全一致,仍然是在体晶态材料中没有观察到电子能损的塑性形变。

除以上方法之外,最近还有人利用透射电镜和近场显微镜^[21]在原子尺度上研究快重离子辐照所引起的形貌改变。

4 塑性形变的唯象模型

荷能离子在固体中主要通过下述两个几乎独立的过程而损失它的能量:(1)在 高能,电子能损是主导的,入射离子将能量交付给电子,引起靶原子的激发和电离。(2)在 低能,核能损是主导的,入射离子与靶核之间发生弹性碰撞。实验表明,这两个过程均可产生原子的位移,从而改变辐照样品的形貌。对于核能损已有很好的了解,核能损通过制造空位和间隙而产生碰撞级联,导致局部的和长程的原子运动,诸如表面溅射、形貌的和化学的无序、离子束混合等。电子能损通过在入射离子路径中形成连续的或不连续的径迹也能引起原子重排和

运动,但径迹形成的机制仍不完全清楚。所观测到的宏观现象是微观过程的结果,所以各向异性形变与微观结构改变以及径迹形成有密切关系。

至今已有许多模型来解释快重离子辐照固体时由电子能损所引起的特殊效应。在金属靶中电子激发所引起原子重排的机制问题是一个令人困惑的难题。离子的入射沿着它的路径将产生一个浓密的电荷区和很热的电子气体。这样一个强烈的扰动介质在空间上和时间上的精确描述是相当困难的。关键是交付给电子系统的能量如何转换成原子运动的。目前,考虑实验上观察到的效应所建立的所有模型的基本概念都是基于库仑爆炸模型或热峰模型。

在热峰模型中,假定入射离子所沉积的能量通过电子-电子相互作用快速使靶电子系统热化,然后通过电子-声子相互作用将电子系统的能量耦合到晶格系统,导致晶格温度增高,乃至局部超过固体的熔点,随后的结构改变通过具有 10^{13} K/s 冷却速率的淬火过程而被稳定。

在库仑爆炸模型中,假定在入射离子路径中靶原子被高度地电离。当电子能损足够大时,入射离子的穿越所产生的相互排斥的正离子形成一个高度不稳定的连续的圆柱体。电离的物质在库仑力的作用下快速爆炸,直到正的离子最终被导体电子所屏蔽。反冲原子所获得的能量主要是与空间电荷的寿命密切相关,而它依赖于靶的导电性能。这个模型先前成功地用于解释绝缘体中潜径迹的形成,后来扩展到具有较高导电性能的材料,借助的是集体相互作用的概念。这个集体相互作用导致一个冲击波的产生,而不是单个动量到一个原子上的转移^[22]。

塑性形变发生需满足两个条件:(1)一个剪切应力的产生作为驱动力;(2)剪切位置的存在,使局部原子重排。剪切位置对非晶合金可能是局部自由体积的位置,对石英玻璃可能是断键。剪切应力可以由入射离子与固体相互作用所产生^[10]。潜伏剂量的存在意味着剪切位置的初始浓度不足以引起塑性形变,潜伏剂量实质上是剪切位置浓度的积累。

根据非晶合金 Fe-B 和 Ni-B 得到的实验结果,Audouard 等^[15]提出一个两次撞击模型用以解释非晶材料的行为^[23]。这个模型假设:第一个离子撞击一个未损伤区并以截面 S_0 产生一个损伤区,导致相对电阻率改变 r_0 ;第二个离子穿过先前损伤区附近,在预损伤区引起各向异性的质量运输,导致样

晶以截面 S_g 生长和相对电阻率改变 r_g 。这些集体原子运动的对称性，仅由穿过损伤区的入射离子的方向决定。在一系列的假设之下，两次撞击模型给出辐照样品相对电阻改变与剂量关系的公式^[13]：

$$\frac{\Delta R}{R_0} = r_d S_d \left\{ \frac{1 - \exp[-(S_d + S_g)\Phi]}{S_d + S_g} \right\} + r_g \{1 - \exp[-(S_d)\Phi]\} - \frac{S_d}{S_d + S_g} [1 - \exp[-(S_d + S_g)\Phi]] + \eta \frac{S_d S_g}{S_d + S_g} \left\{ \Phi - \frac{1 - \exp[-(S_d + S_g)\Phi]}{S_d + S_g} \right\},$$

其中： $\eta = \eta_0(1 - \sin^2\theta)$ 。

模型中包含了 5 个独立的参数 r_d 、 S_d 、 r_g 、 S_g 和 η_0 。从实验电阻数据的拟合难以获得这些参数具有高置信度的值。但是用不同倾角下的电阻数据可以容易地确定这些参数的 3 个组合，且具有明确的物理含义： $D = r_d S_d$ 代表初始无序速率， $G = \eta_0 S_d S_g / (S_d + S_g)$ 代表稳定生长速率， $\Phi_c = 1 / (S_d + S_g)$ 代表潜伏剂量。这个拟合过程已成功地应用于 GeV 级离子辐照非晶合金 $Fe_{85}B_{15}$ 和 $Ni_{75}B_{25}$ 所得到的数据。

由 Trinkaus^[24] 提出和发展的‘有效流动温度近似’模型是当前最成功的模型。模型是基于热峰概念，并且考虑在离子径迹中低粘度物质的剪切应力的弛豫和在快速冷却期间与应变增量相联系的冻结。在这个模型中，假设离子路径周围的圆柱体积

内物质受到瞬时的加热，在径迹内产生一个低粘度的材料，而在径迹外是一个具有无限大粘度的固体材料。这两个相之间的界面是处在有效流动温度 T^* 。这个近似把离子径迹看成是一个具有零剪切粘度的弹性内含物。有效流动温度近似最大的优点是简单，不同于其他某些模型把粘度连续地作为温度的函数。

有效流动温度近似从描述应力的 Eshelby 理论出发，经一系列推导，最后得出离子束引起塑性变形的生长速率 A 的表达式^[25]：

$$A = \frac{1.16(1 + \nu)\alpha S'_e}{e(5 - 4\nu)\rho C},$$

其中： $e = 2.71$ ， ρ 是质量密度， C 是每单位质量的比热， ν 是 Poisson 比率， α 是线热膨胀系数， S'_e 是电子能损转换成热能的比份。这个模型很好的描述了非晶态材料的形变特征，包括对电子阻止本领、离子通量和靶温的依赖关系。

值得注意的是，某些实验结果用哪一种模型来解释都无关紧要，无论是 Klaumünzer 等人在非晶 Pd-Si 中长度测量所证实的各向异性形变，还是 Audouard 等人在非晶 Fe-B 中电阻测量所得到的损伤产生，两者都既能用基于库仑爆炸过程的计算，也能用基于热峰概念的计算来很好的描述。因此，迫切地需要有更多的实验提供关于机制的信息。

参 考 文 献：

- [1] Klaumünzer S, Schumacher G, Rentzsch S *et al.* Severe Radiation Damage by Heavy Ions in Glassy Pd₈₀Si₂₀[J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30, 1 493-1 502.
- [2] Klaumünzer S, Schumacher G. Dramatic Growth of Glassy Pd₈₀Si₂₀ during Heavy Ions Irradiation[J]. *Phys Rev Lett*, 1983, 51, 1 987-1 990.
- [3] Klaumünzer S, Schumacher G, Hou Ming-dong *et al.* Radiation-induced Growth of Metallic Glasses[C]. In *Proceedings of the 5th International Conference on Rapidly Quenched Metals*, Würzburg, Germany, 1984, edited by Steeb S, Warlimont H. North-Holland, Amsterdam, 1985, 1, 895-898.
- [4] Hou Ming-dong, Klaumünzer S, Schumacher G. Inelastic Deformation of Metallic Glasses-induced by the Electronic Energy Loss of Fast Ions [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1987, B19/20, 16-20.
- [5] Klaumünzer S, Hou Ming-dong, Schumacher G. Ion-beam-induced Plastic Deformation of Amorphous Materials [J]. *Mat Res Soc Symp Proc*, 1987, 93, 21-26.
- [6] Audouard A, Balanza E, Jousse J C *et al.* Atomic Displacements and Atomic Motion Induced by Electronic Excitation in Heavy-ion Irradiated Amorphous Metallic Alloys[J]. *J Phys, Condens Matter*, 1993, 5, 995-1 018.
- [7] Hou Ming-dong, Klaumünzer S, Schumacher G. Dimensional Changes of Metallic Glasses during Bombardment with Fast Heavy Ions [J]. *Phys Rev*, 1990, B41, 1 144-1 157.
- [8] Benyagoub A, Klaumünzer S. Swift Heavy Ion Induced Plastic Deformation[J]. *Radiat Eff Defects in Solids*, 1993, 126, 105-110.
- [9] Garrido F, Benyagoub A, Chamberod A *et al.* Giant Deformation of Solids Irradiated with Swift Heavy Ions; Behavior of Amorphous/Crystalline Multilayers[J]. *Nucl Instr and Meth*, 1996, B115, 430-439.
- [10] Klaumünzer S, Hou Ming-dong, Schumacher G. Coulomb Explosions in a Metallic Glass due to the Passage of Fast Heavy

- Ions? [J]. *Phys Rev Lett*, 1986, 57: 850—853.
- [11] Klaumünzer S, Li Chang-Lin, Löffler S *et al.* Plastic Flow of Vitreous Silica and Pyrex during Bombardment [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1989, B39: 665—669.
- [12] Benyagoub A, Löffler S, Rammensee M *et al.* Plastic Deformation in SiO₂ Induced by Heavy Ion Irradiation [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1992, B65: 228—231.
- [13] Audouard A, Balanzat E, Jousset J C *et al.* Anisotropy of the Atomic Movements Induced in Amorphous Metallic Alloys by Swift Heavy Ion Irradiation [J]. *Radiat Eff Defects in Solids*, 1993, 126: 93—96.
- [14] Klaumünzer S. Plastic Flow of Amorphous Materials Induced by Swift Heavy Ions [J]. *Materials Science Forum*, 1992, 97—99: 623—630.
- [15] Hou Ming-dong, Klaumünzer S. The Accurate Measurement of the Density for Irradiation Samples [J]. *Institute of Modern Physics Annual Report*, 1986, 96—97.
- [16] Klaumünzer S, Gutzmann A. Effects of High-energy Heavy Ions on Amorphous Materials [J]. *Nukleonika*, 1994, 39: 125—140.
- [17] Audouard A, Toulemonde M, Szenes G *et al.* Something New about the Giant Deformation of Amorphous Alloys Irradiated with GeV Ions [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1998, B146: 233—237.
- [18] Audouard A, Dural J, Toulemonde M *et al.* Growth Phenomenon in Amorphous Solids Irradiated with GeV Heavy Ion; Electronic energy loss dependence of the initial growth rate [J]. *Phys Rev*, 1996, B54: 15 690—15 694.
- [19] Benyagoub A, Klaumünzer S, Thome L *et al.* Ion Beam Induced Plastic Deformation in Amorphous Materials Investigated by Marker Implantation and RBS [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1992, B64: 684—686.
- [20] Garrido F, Benyagoub A, Chamberod A *et al.* New Insight on the Ion Beam-induced Plastic Deformation in Amorphous Alloys by Marker Experiments [J]. *Radiat Eff Defects in Solids*, 1993, 126: 129—132.
- [21] Audouard A, Mamy R, Toulemonde M *et al.* Visualization by Near-field Microscopy of the Impacts of Swift Heavy Ions in Amorphous Metallic Alloys [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1998, B146: 217—221.
- [22] Lesueur D, Dunlop A. Damage Creation via Electronic Excitations in Metallic Targets. Part II: A theoretical model [J]. *Radiat Eff Defects in Solids*, 1993, 126: 163—172.
- [23] Audouard A, Balanzat E, Bouffard S *et al.* Structural Modifications of Crystalline and Amorphous Ni₃B Irradiated with High Energy Heavy Ions [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1991, B59/60: 414—417.
- [24] Trinkaus H. Dynamics of Viscoelastic Flow in Ion Tracks: Origin of plastic deformation of amorphous [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1998, B146: 204—206.
- [25] Benyagoub A, Klaumünzer S, Toulemonde M. Radiation-induced Compaction and Plastic Flow of Vitreous Silica [J]. *Nucl Instr and Meth*, 1998, B146: 449—454.

Plastic Deformation of Amorphous Materials Induced by Swift Heavy Ion*

HOU Ming-dong

(*Institute of Modern Physics, the Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China*)

Abstract: A very peculiar effect occurring when an amorphous material is irradiated with swift heavy ion is the giant plastic deformation phenomenon discovered in the eighties by Klaumünzer *et al.* It is macroscopically visible atomic rearrangements induced by electronic energy loss. This effect occurs only in truly amorphous solids and can not occur in a crystalline material. This phenomenon gives rise to a wide-ranging and lasting research in the field of the interaction of swift heavy ion with solids. Firstly, history of discovering plastic deformation phenomenon was reviewed. The main results obtained in this field were summarized and the new progress in experimental method and technique was introduced. Finally, physical mechanism and phenomenological model were discussed.

Key words: anisotropic plastic deformation; electronic energy loss effect; amorphous material; radiation damage; ion irradiation

* Foundation Item: NSFC (19775058); Key-project of the Chinese Academy of Sciences (KJ952-S1-423)