

文章编号: 1007-4627(2009)01-0048-07

一种低活化铁素体/马氏体钢的高能重离子辐照效应研究^{*}

张崇宏¹, 杨义涛¹, 宋 银¹, J. S. Jang², 孙友梅¹, 金运范¹, 李炳生¹

(1 中国科学院近代物理研究所, 甘肃 兰州 730000;

2 Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, 305-353, Korea (South))

摘 要: 低活化的铁素体/马氏体钢是先进核能装置(如聚变堆)的重要候选结构材料。在聚变堆实际工作环境下, 由于高温和高氦产生率引起的材料失效是这类材料面临的一个重要问题。本项研究以兰州重离子加速器(HIRFL)提供的中能惰性气体离子束(²⁰Ne, 122 MeV)作为模拟辐照条件, 借助透射电子显微镜, 研究了一种低活化的9Cr铁素体/马氏体钢(T92B)组织结构的变化和辐照肿胀。实验结果表明, 高温下当材料中晶格原子的撞出损伤和惰性气体原子沉积浓度超过一定限值时, 材料内部形成高浓度的空洞, 并且空洞肿胀率显著依赖于辐照温度和剂量; 在马氏体板条界面及其它晶界处空洞趋于优先形成, 并且在晶界交汇处呈加速生长。基于氦泡的形核生长与空洞肿胀的经典模型探讨了在不同辐照条件(He离子、Ne离子、Fe/He离子双束、快中子、Ni离子)下铁素体/马氏体钢中肿胀率数据的关联。

关键词: 铁素体/马氏体钢; 高能重离子; 辐照损伤; 空洞; 肿胀

中图分类号: O571 **文献标识码:** A

1 引言

进入21世纪, 人们对能源需求的持续迅速增长以及日益严重的环境问题迫切要求加强对目前占统治地位的化石燃料之外的新型能源的研发。先进核能源是一种现实的可大规模替代能源。过去20年来, 对如快堆、聚变堆等先进核能源的研究取得了显著进展, 而材料问题将是发展商用反应堆一个现实的难题, 这是由于新型反应堆中的材料将面临更苛刻的工作环境(如高温、强辐照、强腐蚀等)。研制能够满足这种苛刻环境要求的材料将是今后发展新型商用反应堆的一个关键问题^[1]。

对核反应堆辐照环境而言, 材料的辐照损伤主要表现在两个方面: (1) 高能粒子级联碰撞引起的材料原子离位; (2) 核转变导致的气体杂质的生成(如H, He的生成)。新型核反应堆中由于辐照引起的离位损伤的速率将是目前商用热堆情形的10倍以上, 而气体核反应杂质(H, He等)的产生速率较目前商用热堆情形更高(对聚变堆第一壁和包层材

料将达到 0.04—0.2 atoms(%) / 1 MW · a · m⁻²。辐照损伤积累的主要后果是材料的空洞肿胀和延性损失, 最终导致材料失效; 而通过核反应在材料内部产生的He原子容易和各类空位型缺陷结合, 加速材料中缺陷生长, 从而加剧性能劣化。新型抗辐照材料的研制需要对材料中辐照损伤演化机理开展深入的了解。

近年来随着第四代裂变反应堆研究的进展以及国际热核聚变实验堆项目(ITER)的启动, 适用于反应堆环境的抗辐照材料的研制变得更加迫切。铁素体/马氏体钢由于比奥氏体不锈钢具有较强的抗空洞肿胀性能、低热膨胀率和高导热率的特点, 成为第四代反应堆和聚变堆的重要的候选结构材料。从尽量减小对环境的长期残余放射性考虑, 人们在过去9Cr1Mo钢系列基础上开发了低活化铁素体/马氏体钢, 主要用具有低的长期放射活性的元素(如W, V和Ta等)代替原有的Mo和Nb等组分(见图1)^[2, 3]。目前有关这类材料的辐照效应, 人们集

* 收稿日期: 2008-02-22; 修改日期: 2008-12-04

* 基金项目: 国家自然科学基金委员会-中国工程物理研究院联合基金资助项目(10376039); 韩国科学技术联合会访问学者交流项目

作者简介: 张崇宏(1967-), 男(回族), 甘肃临夏人, 研究员, 博导, 从事核反应堆材料辐照损伤以及材料的离子束改性研究;

E-mail: c. h. zhang@impcas. ac. cn

中探讨了较低温度区域诸如辐照硬化、延脆转变温度的上升、流变局域化(flow localization)等问题^[4-8],对较高温度的辐照损伤和 He 行为也做了一定的研究^[1, 9]。从过去对奥氏体钢的研究来看,在高于 $0.4T_m$ 温区(T_m 为材料熔点的绝对温度),一个突出的现象是 He 的积累会导致材料晶界型脆化

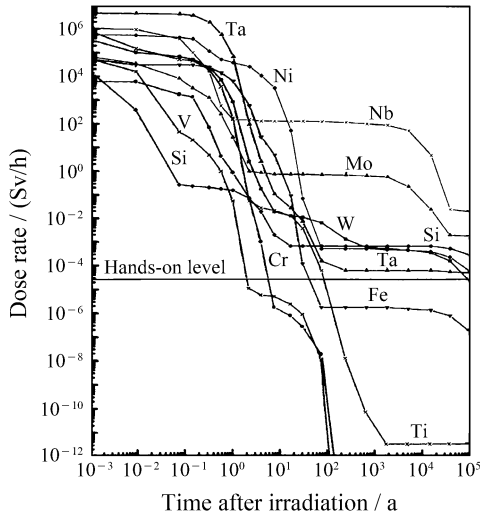


图1 相应聚变中子辐照的典型环境中(聚变堆第一壁, $20 \text{ MW} \cdot \text{a}/\text{m}^2$)某些元素放射活性的计算结果^[3]

表1 铁素体/马氏体钢样品(T92B)的化学成分(weight%)

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Al
Bal.	0.11	0.18	0.43	8.91	0.12	0.47	0.19	1.67	0.004

辐照前样品被切成 $13 \text{ mm} \times 6 \text{ mm} \times 0.3 \text{ mm}$ 尺寸,表面经过了机械研磨和化学抛光处理。辐照实验是在兰州重离子加速器国家实验室的扇形聚焦回旋加速器(HIRFL-SFC)的辐照终端,利用 122 MeV 能量的 $^{20}\text{Ne}^{7+}$ 离子进行的。根据蒙特卡罗方法模拟程序SRIM96^[13]估算,这种离子在样品材料中的射程约为 $30 \mu\text{m}$,在射程末端附近存在一个离位损伤峰。分别在 440 和 $570 \text{ }^\circ\text{C}$ 温度将样品辐照至3个依次增加的离子通量 6.25×10^{15} , 3.13×10^{16} 和 $6.25 \times 10^{16} \text{ ions}/\text{cm}^2$ 。根据SRIM96估算,相应的离位损伤峰值依次为1, 5和 10 dpa (displacement per atom)。

辐照过程中样品温度是由固定在样品加热台边缘的一组热电偶检测的;正式辐照前安排了在束温度标定实验,利用另一组热电偶测量了样品表面

以及加速空洞肿胀的发生^[10, 11]。

另一方面,载能离子束以其高离位损伤速率的特点,作为一种快速筛选方法常被用于核反应堆候选材料的辐照性能评价。由于载能离子束辐照手段具有各种参数易于控制的优点,也常用于辐照损伤机理的研究,如级联碰撞损伤、He与其它缺陷相互作用机理以及氦脆与空洞肿胀的发生机理研究等。

本项工作研究了一种商用的铁素体/马氏体钢在高性能惰性气体离子辐照条件,微观组织变化随辐照温度和辐照剂量的关系,并基于空洞肿胀的经典模型比较了不同实验条件得到的这类材料辐照损伤的数据。由于Ne在金属中具有与He相似的迁移和聚集行为^[12]而其原子碰撞离位截面远大于He离子,本工作采用高能Ne离子以模拟He的行为并同时引入高的离位损伤。

2 实验

实验所用材料为一种商用9Cr铁素体/马氏体钢(型号T92B,法国V & M Tubes公司提供),经过了热轧、 $1060 \text{ }^\circ\text{C}$ 正火和 $780 \text{ }^\circ\text{C}$ 回火处理。样品材料成分如表1所示。

和加热台边缘的热电偶温度读数的差别。辐照实验中有控制束流强度以减小束流加热效应,辐照过程温度波动控制在 $\pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ 以内。离位损伤峰处的离位速率为 $0.5 \text{ dpa}/\text{h}$ 。辐照实验主要参数见表2。

表2 辐照实验主要参数

辐照温度 / $^\circ\text{C}$	离子通量 / $(\text{ions}/\text{cm}^2)$	离位损伤 峰值 / dpa	C_{Ne} 峰值 / $\text{atoms}(\%)$
440, 570	6.25×10^{15}	1	0.12
	3.13×10^{16}	5	0.60
	6.25×10^{16}	10	1.2

通过如下步骤从辐照后的样品制备了适于分析沿离子射程方向显微结构的截面电镜试样。将辐照后样品在 NiCl_2 和 NiSO_4 溶液中电镀增厚使表面沉积一层厚 1.5 mm 致密的镍镀层,然后用低速圆

锯切得截面样品，再用机械研磨、离子减薄获得适于透射电镜分析的薄区。其中在离子减薄阶段，使用Gatan 691精密离子束减薄机(PIPS)，控制离子入射掠角小于 4° 以避免附加的辐照损伤。用JEOL 2000FX透射电镜观察了每个辐照的样品。

3 结果

未经过辐照的样品材料的微观组织主要由马氏体板条和晶界处析出相组成(主要是 $M_{23}C_6$ 相)。马氏体板条内也观察到针状碳、氮化物相以及高密度的位错。晶粒尺寸一般小于 $1\ \mu\text{m}$ 。

图2显示了辐照样品截面电镜试样典型的低倍像，在离位损伤峰值为5和10 dpa的样品中，可以看到在表面以下 $31\text{--}32\ \mu\text{m}$ 深度对应离位损伤峰区域由于缺陷积累产生的衬度。在离位损伤峰区域，马氏体板条内部和晶界处都观察到空洞的形成。空洞的形成区域宽度大约 $0.5\text{--}1\ \mu\text{m}$ ，随辐照剂量、温度的不同有所差异。图3显示了不同剂量和温度下被辐照样品中离位损伤峰区域的空洞形态。显然空洞的面密度和平均尺寸随辐照剂量和温度有明显变化。在某些条件(尤其在 $440\ ^\circ\text{C}$ 辐照样品中)，空洞倾向于呈多面体形态，各面一般位于(100)，(110)，(112)和(123)等低指数晶面。

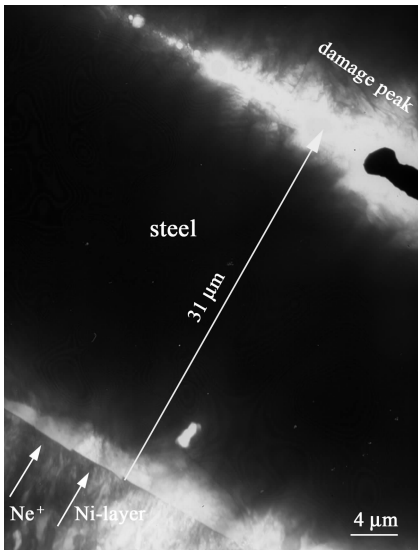


图2 Ne离子辐照样品的截面试样低倍像
左下方箭头表示Ne离子入射方向。

实验中由透射电镜汇聚束衍射成像方法(CBED)获得的K-M花样得到了空洞所在区域的箔

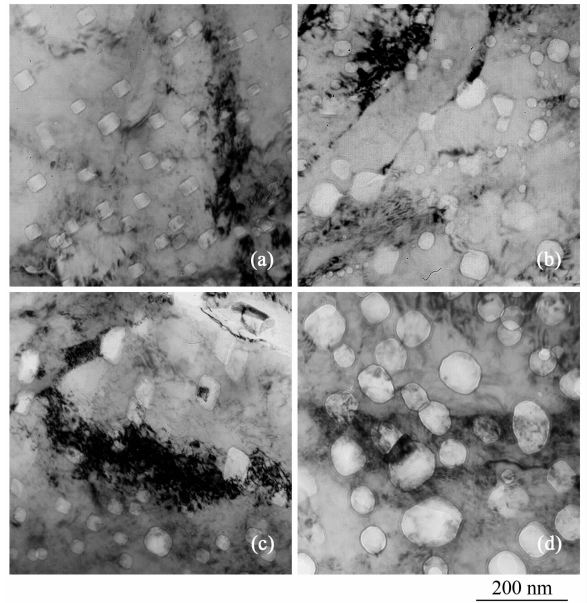


图3 Ne离子辐照样品中离位损伤峰区域空洞的典型形貌
辐照温度和剂量依次为(a) $440\ ^\circ\text{C}$, 5 dpa; (b) $440\ ^\circ\text{C}$, 10 dpa; (c) $570\ ^\circ\text{C}$, 5 dpa; (d) $570\ ^\circ\text{C}$, 10 dpa。

样厚度(该方法的详细描述见文献[14])，进而结合空洞面密度数据得到了空洞的数密度(N_c/cm^{-3})和平均有效直径(D_c/nm)数据；由此计算得到空洞肿胀率数据(依据 $N_c V_c / (1 - N_c V_c)$ ，其中 V_c 为单个空洞的平均体积)。图4给出了辐照损伤峰区空洞数密度、空洞平均有效直径和空洞肿胀率随辐照剂量(dpa)的变化关系。

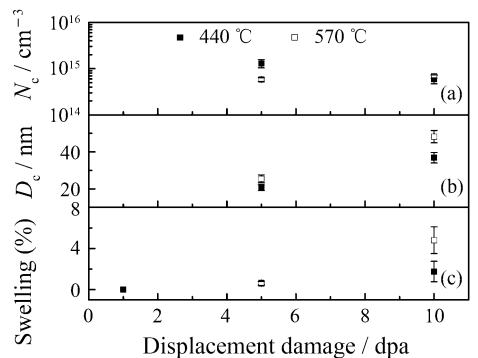


图4 离子辐照样品离位损伤峰区域的(a)空洞浓度、(b)空洞的平均有效直径及(c)空洞肿胀率随辐照剂量的关系

由图4可见，空洞平均尺寸随剂量增加而显著增大，而空洞数密度在5—10 dpa范围趋于饱和，甚至在 $440\ ^\circ\text{C}$ 温度随剂量增加而有所下降。空洞肿胀率也随辐照剂量增大而增加，在离位损伤为5 dpa水平， 440 和 $570\ ^\circ\text{C}$ 温度空洞肿胀率没有明显差别，而

在570 °C温度10 dpa损伤水平时空洞肿胀率显著高于440 °C的情形,达到4.8%。

在损伤水平为1 dpa的样品中没有观察到空洞形成,说明在本实验辐照条件空洞发生的剂量阈值在1—5 dpa之间。

在本实验辐照条件下,空洞形成行为的另一个特征就是在原奥氏体晶界和马氏体板条界面处空洞的优先形核。图5分别显示了原奥氏体晶界和马氏体板条界面处的空洞形态。而且观察到在三叉晶界处空洞呈现优先长大,形成直径超过100 nm的空洞。在马氏体板条界面处也观察到空洞优先形成现象。

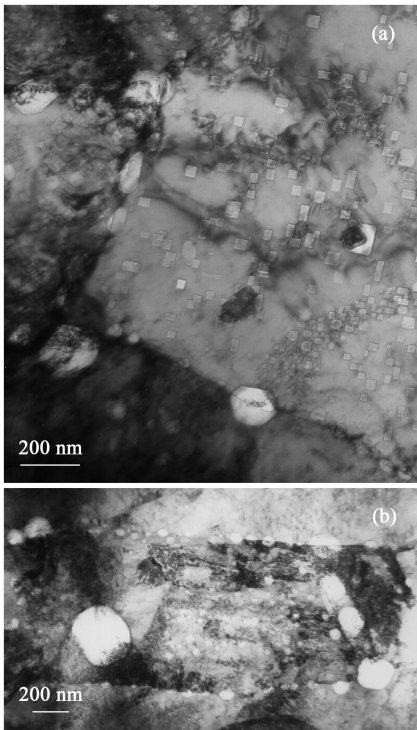


图5 离子辐照样品的离位损伤峰区域(a)原奥氏体晶界及(b)马氏体板条界面处的空洞形态

原奥氏体晶界处空洞的优先形核长大现象在5 dpa损伤水平和0.6 atoms(%) Ne浓度发生,说明在这个剂量样品材料的高温晶界型脆化可能发生。结果说明,在高温、高浓度惰性气体产生和大离位损伤情形9Cr铁素体/马氏体钢的空洞肿胀和高温晶界型脆化仍然可能是影响其使用寿命的因素。

4 讨论

这一部分拟进一步对不同载能粒子辐照条

件(He, Ne, He/Fe离子双束、Ni离子、快中子,不包括电子辐照)下8—9Cr铁素体/马氏体钢中空洞肿胀数据做一个整理和比较。尽管各种载能粒子在材料中一般产生相似的变化趋势(如辐照脆化、空洞肿胀等),但是从不同粒子辐照实验得到的有关空洞的剂量阈值、空洞浓度及平均尺寸、空洞肿胀率等数据一般存在显著的差异。因此,从缺陷产生演化的机理上探讨不同载能粒子辐照实验结果的关联具有实际意义。

已有实验和理论研究表明,载能粒子辐照的金属材料中空洞肿胀的发生由一个缓慢的潜伏期和随后的快速增长期组成^[15]。因而空洞肿胀的剂量阈值(dpa表示)和空洞肿胀速率((%/dpa表示)是描述空洞肿胀的两个主要参数;前者说明空洞肿胀何时显著发生,后者说明空洞肿胀显著发生后其增长的快慢。这里我们通过对在不同粒子辐照条件下空洞肿胀发生的剂量阈值和肿胀速率数据,并基于空洞的形核生长模型讨论实验数据的差异。

图6(a)和(b)分别汇集了8—9Cr铁素体/马氏体钢在700—800 K温度范围的已有辐照实验所得空洞肿胀的剂量阈值和肿胀速率的实验数据。这些数据来自He离子^[7]、He/Fe离子双束^[16]、快中子^[17—19]和单纯Ni离子^[16]以及本次Ne离子辐照实验(图中误差棒表示本实验可以确定的空洞剂量阈值的范围)。图6以气体原子浓度(atoms%)与每基体原子平均离位数(dpa)的比值 R 作为横坐标参数。这是因为,材料中引入的He原子由于存在与空位型缺陷强的相互作用,会起到稳定He-空位集团的作用,He-空位的集团会通过捕获更多He原子和空位长大为氦泡(helium bubbles),而氦泡往往成为空洞的先驱体^[15]。另外,实验也证明,材料制备过程残留的氧(O)原子通过与空位集团的界面处材料原子的化学作用也会起到稳定空位集团的作用,从而也会增强空洞的形核^[20]。材料中离位损伤(dpa)的增加意味着更多空位的产生,从而会促进空洞的生长,空洞的长大又会吸收更多的气体原子,导致基体中气体原子浓度下降,进而减小空洞的形核速率。因此横坐标 R 比值反映了具体辐照条件下材料中空洞的形核与生长的竞争关系。不同载能粒子辐照条件下材料中的这个 R 比值存在很大差别,从单纯Ni或Fe离子辐照(仅 10^{-6} atoms(%) / dpa)到单纯He离子辐照(高达1 at-

oms(%) / dpa) 这个比值差别高达6个数量级。其中, 单纯Ni离子辐照条件下材料中残留氧原子浓度估计为 10^{-4} atoms(%) , 因而估计R比值为 1×10^{-6} atoms(%) / dpa。

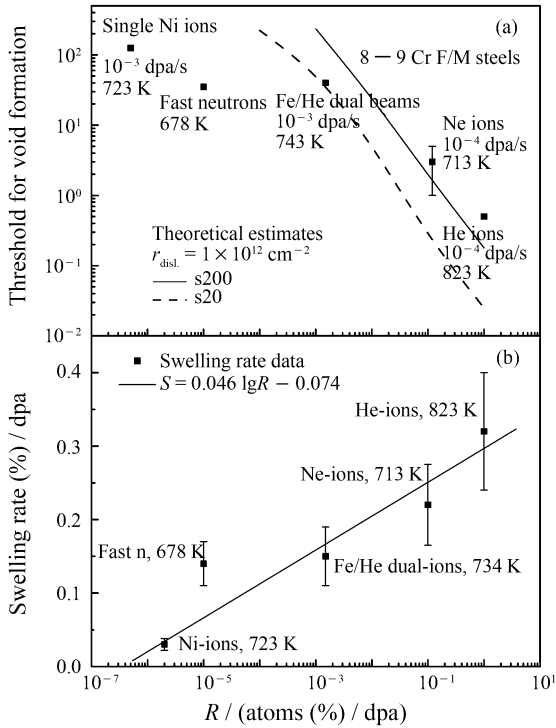


图6 铁素体/马氏体钢中不同辐照实验所得空洞肿胀的数据随气体原子浓度/与每原子的平均离位数的比值的关 系

(a) 空洞肿胀的剂量阈值, (b) 空洞肿胀速率。

从图6可见, 随着R比值的增大, 空洞的剂量阈值趋于减小, 尤其在高的R比值范围剂量阈值下降迅速; 而空洞肿胀速率(S (%)/dpa)随该比值的增大而单调增大, 并接近一个简单的对数依赖关系:

$$S = 0.046 \lg R - 0.074 \quad (1)$$

上述变化关系突出反映了惰性气体原子对金属材料中空洞肿胀的重要作用——惰性气体原子浓度的增加会显著减小空洞肿胀发生的剂量阈值, 并增大空洞肿胀速率。因而惰性气体效应是有关核能领域材料的一个重要问题。

这里我们拟基于氦泡形核生长及空洞肿胀的经典模型对图6所示变化关系做进一步讨论。已有理论认为空洞是从氦泡进一步长大而成的, 当氦泡包含的He原子数量超过一个临界值时会通过位错偏置驱动机制持续长大, 形成空洞^[15, 20, 21]。理论上

可基于平均场近似用一组相互耦合的动力学速率方程对各种点缺陷的复合、扩散机制、He原子与空位集团的相互作用机制、He原子和空位的热解离机制、氦泡形核生长等机制进行描述^[22-24]。由于速率方程是基于经典的扩散与俘获模型, 所以可以在现实的计算机时间内提供与实验剂量水平可比的估算结果。本项研究中, 与空洞肿胀发生的剂量阈值相对应, 我们在原有的速率方程中引入氦泡-空洞转化的临界尺寸条件(关于我们已有工作中建立的点缺陷与氦泡演化速率方程的详细描述见文献[25])。氦泡-空洞转化的临界尺寸取决于具体辐照条件(尤其和剂量率有关, 它影响各类点缺陷的相对浓度)和材料内部的位错密度^[21]; 相应于辐照温度800 K、损伤速率 10^{-4} — 10^{-3} dpa/s, 和图6所示R比值范围和位错密度 10^{12} cm^{-2} 条件, 可以由文献[20]提供的公式估计该临界尺寸在200 He原子数以内。

图6(a)中曲线表示出对应氦泡-空洞转化的临界尺寸分别为20和200 He原子数(分别对应剂量率 10^{-3} 和 10^{-4} dpa/s)时, 理论预言的空洞肿胀的剂量阈值对R比值的依赖关系。可见理论预言结果与高R比值(He离子、Ne离子、He/Fe离子双束)的数据大致符合, 说明He离子、Ne离子、He/Fe离子双束辐照实验(该比值相差3个数量级)空洞剂量阈值的显著差别可在现有理论的基础上得到解释, 并且R比值是建立这种关联的一个重要参数。但是, 在较低R比值(快中子、Ni离子)下, 理论给出比实验结果高得多的剂量阈值, 而实验数据则趋于饱和; 实验上即便在单纯Ni离子辐照情形空洞发生的剂量阈值也不高于250 dpa^[26], 远低于模型计算结果。在低的R比值时, 理论与实验的这种显著差异反映出这个模型忽略了一些重要方面, 如晶界和各类界面在氦泡形核和氦泡-空洞转化中的增强作用, 以及在快中子辐照情形氦泡和空洞的时效问题——高温长时间情形氦泡的迁移合并机制也会促进氦泡生长, 从而加速空洞肿胀的发生^[27, 28]。进一步的理论分析有必要建立晶界和各类界面处氦泡-空洞的生长模型, 以及引入氦泡的迁移合并机制。

关于图6(b)的空洞肿胀速率, 现有理论认为空洞肿胀速率主要取决于位错/空洞对点缺陷的相对偏置吸收强度(即 $L / (4\pi r_c N_c)$ 比值, 其中L为位错

密度, r_c 和 N_c 分别为氦泡的临界尺寸和数密度), 空洞肿胀速率在该比值为1时趋于最大^[21]。图7给出了相应于上述不同实验条件的空洞肿胀速率随相对偏置吸收强度的关系。可见, 虽然实验数据大致反映出随着相对偏置吸收强度远离单位1, 空洞肿胀速率显著减小, 但是理论预言趋势与Fe/He双束离子辐照数据显著背离。当然进一步的验证需要单参数实验的系统开展。对比图6(b)和图7看出惰性气体浓度与每原子的平均离位数的比值仍然是理解不同实验数据差异的一个重要参数。

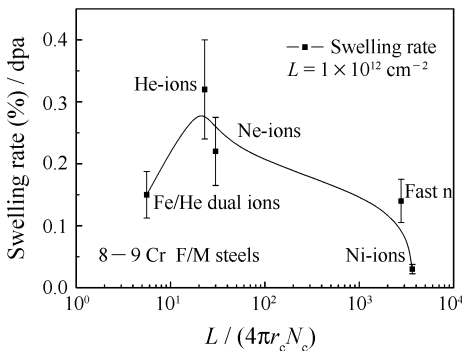


图7 铁素体/马氏体钢中不同辐照实验所得空洞肿胀速率的数据随位错/氦泡对点缺陷相对偏置吸收强度的关系

5 结论

实验发现高能Ne离子辐照的9Cr铁素体/马氏体钢(T92B)在0.4—0.5 T_m 温区空洞肿胀的发生剂量在1—5 dpa之间; 空洞数密度、平均尺寸以及肿胀率显著依赖于辐照温度和剂量; 马氏体板条界面及其它晶界处空洞优先形成, 尤其在晶界交叉区域空洞呈现加速生长。

基于氦泡形核生长和空洞肿胀的经典模型探讨了不同辐照条件(He离子、Ne离子、Fe/He离子双束、快中子、Ni离子)8—9Cr铁素体/马氏体钢中空洞肿胀数据的差异, 发现不同辐照条件空洞肿胀发生的剂量阈值和肿胀速率显著依赖于气体原子浓度与离位损伤水平的比值。在He离子、Ne离子、He/Fe离子双束情形空洞肿胀的剂量阈值对该比值依赖关系的理论预言与实验数据符合, 说明现有模型能够描述高He产生情形空洞的形核行为; 而在较低He产生率情形(快中子、单纯Ni离子辐照)空洞肿胀发生的剂量阈值趋于饱和, 显著低于理论值, 反映出其它机理的作用(如界面增强的氦泡/空

洞生长和氦泡的迁移合并机制)。

致谢 作者感谢兰州重离子加速器国家实验室提供了高能Ne离子, 也感谢HIRFL-SFC运行组全体人员和中国科学院近代物理研究所材料组其他同事在辐照实验中提供的帮助。

参考文献(References):

- [1] Mansur L K, Rowcliffe A F, Nanstad R K, *et al.* J Nucl Mater, 2004, 329—333; 166.
- [2] Klueh R L, Nelson A T. J Nucl Mater, 2007, 371; 37.
- [3] Baluc N, Gelles D S, Jitsukawa S, *et al.* J Nucl Mater, 2007, 367—370; 33.
- [4] Dai Y, Jia X J, Farrell K. J Nucl Mater, 2003, 318; 192.
- [5] Jia X, Dai Y. J Nucl Mater, 2003, 323; 360.
- [6] Jung P, Henry J, Chen J, *et al.* J Nucl Mater, 2003, 318; 241.
- [7] Henry J, Mathon M H, Jung P. J Nucl Mater, 2003, 318; 249.
- [8] Katoh Y, Tanigawa H, Muroga T, *et al.* J Nucl Mater, 1999, 271&272; 115.
- [9] Maloy S A. J Nucl Mater, 2005, 343; 367.
- [10] Ullmaier H. Radiat Eff, 1983, 78; 1.
- [11] Wang Peixuan. Nucl Sci & Eng, 1989, 19(2); 119(in Chinese).
(王佩璇. 核科学与工程, 1989, 19(2); 119.)
- [12] Marochov N, Goodhew P J. J Nucl Mater, 1988, 158; 81.
- [13] Ziegler J F, Biersack J P, Littmark U. The Stopping and Range of Ions in Solids. New York: Pergamon Press, 1984, 1; 1—200.
- [14] Williams D B, Carter C B. Transmission Electron Microscopy. New York and London: Plenum Press, 1996, 321—323.
- [15] Mansur L K, Coghlan W A. J Nucl Mater, 1983, 119; 1.
- [16] Ogiwara H, Sakasegawa H, Tanigawa H. J Nucl Mater, 2002, 307—311; 299.
- [17] Gelles D S. J Nucl Mater, 1994, 212—215; 714.
- [18] Kimura A, Matsui H. J Nucl Mater, 1994, 212—215; 701.
- [19] Kohno Y, Kohyama A, Yoshino M. J Nucl Mater, 1994, 212—215; 707.
- [20] Zinkle S J, Lee E H. Metall Trans, 1990, A21; 1 037.
- [21] Lee E H, Mansur L K. Metall Trans, 1990, A21; 1 021.
- [22] Trinkaus H. J Nucl Mater, 1983, 118; 39.
- [23] Fell M, Murphy S M. J Nucl Mater, 1990, 172; 1.
- [24] Singh B N, Leffers T, Green W V. J Nucl Mater, 1984, 125; 287.
- [25] Zhang C H, Chen K Q, Zhu Z Y. Nucl Instr & Meth, 2000, B169; 64.

- [26] Gan J, Allen T R, Cole J I, *et al.* Mater Res Symp Proc. In: 47.
L. M. Wang, *et al.* MRS, USA, 2004, 792: 13—20.
- [27] Barnes R S, Mazey D J. Proc Royal Soc London, 1963, A275:
- [28] Zheng Hui. Acta Phys Sin, 2007, 56: 0 389(in Chinese).
(郑 晖. 物理学报, 2007, 56: 0 389.)

Analysis of Effects in a Low-activation Ferritic/Martensitic Steel by High-energy Heavy-ion Irradiation^{*}

ZHANG Chong-hong^{1, 1)}, YANG Yi-tao¹, SONG Yin¹, J. S. Jang², SUN You-mei¹, JIN Yun-fan¹, LI Bin-sheng¹

(1 *Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China;*

2 Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, 305-353, South Korea)

Abstract: Low-activation Ferritic/Martensitic steels are a kind of important structural materials candidate to the application in advanced nuclear energy systems. Possible degradation of properties and even failure in the condition of high-temperature and high helium production due to energetic neutron irradiation in a fusion reactor is a major concern with the application of this kind of materials. In the present work microstructural evolution in a 9Cr Ferritic/Martensitic steel (T92B) irradiated with 122 MeV ²⁰Ne ions at temperatures between 0.3—0.5 T_m (T_m is the melting point of the material) was investigated with transmission electron microscopy. High concentration voids were observed in the specimens irradiated at high temperatures when the displacement damage dose and Ne concentration exceed a certain level. Preferential formation of voids at lath-boundaries and other grain-boundaries was found. The data of void swellings in 9Cr ferritic/martensitic steels irradiated in different conditions (such as with He-ions, Ne-ions, Fe/He dual beams, fast neutrons, Ni-ions etc.) were compiled and analyzed based on a classic model of helium bubble formation, and bubble to void transition.

Key words: Ferritic/Martensitic steel; high-energy heavy ion; radiation damage; void; swelling

* **Received date:** 22 Feb. 2008; **Revised date:** 4 Dec. 2008

* **Foundation item:** NSAF Joint Foundation of China(10376039); Program for Visiting Scientists of Korean Federation of Science and Technology Societies(KOFST)

1) E-mail: c. h. zhang@impcas. ac. cn