

文章编号: 1007-4627(2017)02-0219-07

两种国产低活化的铁素体/马氏体钢的He离子辐照硬化研究

范嘉琪^{1,2}, 杨义涛¹, 丁兆楠¹, 李彩胜^{1,3}, 张崇宏^{1,†}, 徐玉平⁴, 罗广南⁴

(1. 中国科学院近代物理研究所, 兰州 730000;

2. 中国科学院大学, 北京 100049;

3. 中国科学技术大学, 合肥 230022;

4. 中国科学院等离子体物理研究所, 合肥 230031)

摘要: 低活化的铁素体/马氏体钢 (RAFM) 以其高导热率、低热膨胀率、高抗辐照肿胀能力成为未来核聚变堆重要的候选结构材料, 在聚变堆高能中子辐照环境由于 (n, α) 核反应产生的高浓度 He 在材料中的积累对于材料微观结构和宏观性能的影响是关系这类材料服役寿命的重要问题。本工作研究了面向聚变反应堆应用的两种国产低活化钢 (CLF、CNS) 的辐照硬化效应, 利用中国科学院近代物理研究所 320 kV 高压实验平台提供的 ⁴He 离子束进行辐照实验, 辐照剂量 6×10^{-3} , 6×10^{-2} , 6×10^{-1} dpa (辐照损伤/原子平均离位), 对应注 He 浓度分别为 100, 1000, 10000 appm (氦离子浓度/百万分之一)。采用多能注入方法, 在样品表面至 1 微米深度形成 He 浓度和离位损伤的坪区分布。利用纳米压痕仪对参比样品和注入 He 的样品进行了连续刚度测试。基于 NIX—GAO 模型对纳米硬度数据进行分析, 获得了注入 He 的区域样品纳米硬度的数据。研究表明, 注入 He 区域的纳米硬度与辐照损伤水平之间存在着 1/2 次幂函数的关系。未辐照 CLF 钢比 CNS 钢的纳米硬度略低, 随着辐照剂量的增加, CLF 钢呈现的辐照硬化现象更明显。

关键词: CLF; CNS; 氦注入; 硬化; 纳米压痕

中图分类号: O482.1; O77+4; TL341 **文献标志码:** A **DOI:** 10.11804/NuclPhysRev.34.02.219

1 引言

未来核聚变反应堆中结构材料将面临的工作环境 (高温、强辐照、强腐蚀等) 比现役核裂变反应堆更苛刻, 研制能够满足这种苛刻环境要求的材料将是发展商用新型反应堆的一个关键。在聚变堆的辐照环境中结构材料如第一壁、包层材料的辐照损伤主要表现在两个方面一方面是由高能中子 (14 MeV) 入射引起的原子级联碰撞所导致材料晶格原子离位另一方面是由高能聚变中子诱发的核反应气体杂质 (主要是氢、氦) 的生成或逸出聚变等离子体的氢、氦离子在第一壁材料中的沉积。聚变堆工作时, 第一壁材料暴露在等离子体环境中, 为了延长材料的服役寿命, 有必要研究清楚等离子体与材料之间的作用机制。在未来聚变原型堆和商用堆中由于高能中子辐照引起的材料原子离位损伤的速率将是目前商用裂变堆情形的 10 倍以上而气体杂质 (氢、氦等) 的产生速率更高, 在第一壁和包层材料将达到 400 ~ 2000

appm/1 MW 年/m²。通过直接注入或核反应在材料内部产生的氦原子 (He) 容易与各类空位型缺陷结合这将加速材料中的缺陷生长从而加剧材料性能的劣化, 如导致材料延性损失 (如低温辐照脆化、高温氢脆) 和发生空洞肿胀最终导致材料失效。

研究发现, 在低于 0.4 T_m (T_m 为材料熔点温度) 温区离位损伤和 He 的注入引起的材料韧脆转变温度 (DBTT) 的上升是制约材料服役寿命的重要问题^[1, 2]。根据目前人们对于该温区辐照脆化机理的认识, 材料的延性损失和辐照硬化之间存在关联, 硬化会导致材料的屈服应力提升, 而断裂应力受辐照影响较小, 断裂应力和屈服应力的交点所对应的温度即为韧脆转变温度, 如图 1 所示, 即辐照硬化会使得韧脆转变温度上升, 导致脆化。图 1 解释了经常被引用的关系式

$$\Delta DBTT = a \Delta \sigma_y \quad (1)$$

其中 $\Delta \sigma_y$ 是材料屈服应力的变化, 参数 a 随着材料和辐

收稿日期: 2016-03-15; 修改日期: 2016-06-21

基金项目: 国家自然科学基金委员会大科学装置联合基金项目(U1532262); 国家磁约束核聚变能发展计划专项(2011GB108003)

作者简介: 范嘉琪(1990-), 男, 辽宁锦州人, 硕士研究生, 从事材料辐照硬化效应研究; E-mail: fanjq@impcas.ac.cn

† 通信作者: 张崇宏, E-mail: c.h.zhang@impcas.ac.cn.

照条件的不同在 0.33 ~ 0.7 的区间内变化。可见 DBTT 的变化与屈服应力的变化直接相关，材料硬度增加，脆化随之增加。如果硬度达到极限，那么脆化也达到极限^[3, 4]。

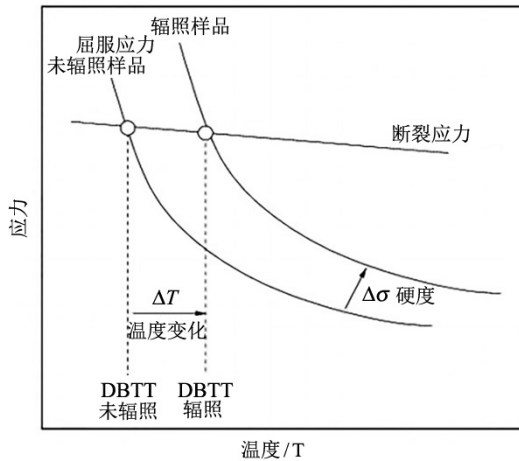


图 1 辐照硬化影响韧脆转变温度(DBTT)原理图

因此，研究聚变堆第一壁候选材料中He离子辐照

引起的硬化效应机理对于进一步优化材料抗辐照性能优化具有重要意义。低活化铁素体马氏体钢(RAFM)由于其良好的热学性能和抗辐照肿胀性能，被认为是核聚变原型堆中包层模块(TBM)的最佳候选材料^[5, 6]。本工作通过氦离子注入辐照并结合纳米压痕技术研究两种国产低活化钢(CLF, CNS)的辐照硬化效应。

2 实验

2.1 实验材料

实验采用两种国产低活化铁素体/马氏体钢(CLAM)，即 CLF 不锈钢和 CNS 不锈钢作为实验材料。CLF 钢材是由高纯原材料进行真空感应熔炼而成，通过在 1473 K 温度下进行热锻和热轧，最终制成 15 mm 厚的板材^[7]。CNS(China Nuclear Steel)钢则是另一种新型低活化铁素体/马氏体钢，同样采用真空感应熔炼法制备，锻造和轧制均在 1150 ~ 950 °C 温度范围内进行。热处理工艺为：950 °C/30 min 水冷+780 °C/90 min 空冷^[8]。CLF 和 CNS 钢化学成分列在表 1 中^[9]。

表 1 CLF/CNS钢化学成分表(质量分数)

单位：%

样品	C	Cr	Mn	N	W	Ta	Ti	B	Si	V	S/P	Fe
CLF	0.11	8.3	0.5	0.07	1.5	0.08	-	-	-	-	-	Bal.
CNS	0.10	9.3	0.46	0.043	2.2	0.05	0.0056	0.005	0.12	0.052	<0.005	Bal.

未辐照的 CNS 和 CLF 的力学性能如下表所列^[8, 9]。

表 2 室温下CLF-1和CNS力学性能

样品	最大抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延展率/%	断面收缩率/%	冲击功/J	硬度/(kg/mm ²)	DBTT/°C
CLF	655	535	21.5	77.5	245	258	-70
CNS	680	500	24.5	-	210	-	-54

用于实验的样品由块材切制，样品尺寸为 10 mm × 10 mm。样品由块材切下片样，先后在 600, 1200 和 2400 目的砂纸上打磨至单面光滑的片样，随后在抛光机上对打磨面进行半个小时的抛光处理，最终制成厚度约为 0.5 mm 的辐照样。抛光面作为辐照面进行辐照。对参比样进行了同样前期表面处理用于对比。

2.2 氦离子注入

利用中国科学院近代物理研究所 320 kV 高压实验平台的 He²⁺ 离子束条件完成了两种材料的辐照。本次实验通过剂量调控获得 He 浓度和辐照损伤分别为 100 appm/0.006 dpa, 1000 appm/0.06 dpa 和 10000 appm/0.6 dpa 的 3 个辐照样。为了研究 He 注入对材料辐照硬化的影响，与 412 MeV 的 Sn 束辐

照 CNS 钢的实验结果进行了对比。Sn 离子束能量高，最大射程达到 21 μm，并在 20 μm 处形成沉积峰，不过在与 He 离子辐照样采用相同的纳米压痕测试条件(压入深度 2 μm)的情况下，其纳米压痕可以作用到的区域在 10 μm 以内。虽然是单能辐照，但在所研究的深度区域内 Sn 离子束在样品中形成了辐照损伤的坪区，Sn 离子的辐照剂量为 1 × 10¹⁵ ions/cm²，计算得到的辐照损伤值约为 0.6 dpa。

单能离子辐照在样品深度方向会形成不均匀的各种缺陷分布，因此影响实验结果的准确性。多能离子辐照能够在辐照深度内产生均匀的损伤和离子注入，此时的硬度测量能够反映材料辐照区域真实的硬化效应^[10]。为此，本实验采用多个能量 He 离子注入的方案。通过蒙特卡罗模拟程序 SRIM2013 计算得出，

540 keV 能量的 He 离子大部分将沉积在 1 100 nm 左右, 由此决定分六组能量在室温下进行注入辐照, 即 75, 130, 210, 300, 427 和 540 keV。通过计算获知, 这样可在 1 000 nm 的深度内形成均匀损伤的坪区。达到 100, 1 000 和 10 000 appm 氦注入浓度所需的各能量下的辐

照剂量分别为 1.5×10^{14} , 1.5×10^{15} , 1.5×10^{16} ions/cm², 相应的离位损伤分别为 0.006, 0.06 和 0.6 dpa。辐照条件如表 3 所列, 表中同时给出了 412 MeV 的 Sn 离子辐照参数。

图 2 给出了 SRIM2013 模拟的 He 离子浓度随深度变

表 3 CLF与CNS铁素体/马氏体钢辐照条件表

辐照样品	剂量/(ions/cm ²)	辐照离子	离子能量/keV	He浓度/appm	离位损伤/dpa
CLF, CNS	1.5×10^{14}	He ⁹⁺	75/130/210/300/427/540	100	0.006
	1.5×10^{15}	He ⁹⁺	75/130/210/300/427/540	1 000	0.06
	1.5×10^{16}	He ⁹⁺	75/130/210/300/427/540	10 000	0.6
CNS	2.4×10^{15}	Sn ²⁷⁺	4.12×10^5		0.21

化的曲线, 考虑高能量 He 离子在材料浅层处的能损, 为使包络线有更长更平稳的坪区, 根据注入能量在各个能量 He 离子注入的剂量上乘上一个校正因子, 如图所示。图 3 则给出了注入 He 离子浓度为 1 000 appm 样品的辐照损伤水平与辐照深度的关系, 略去了校正因子。

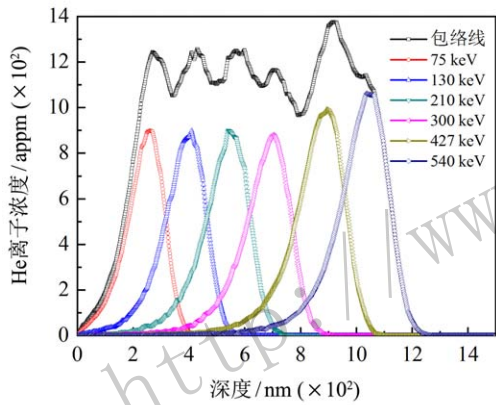


图 2 (在线彩图) He注入浓度随深度分布(SRIM2013)

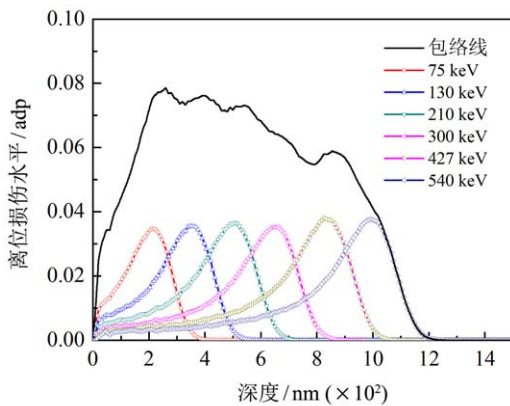


图 3 (在线彩图) 辐照损伤水平(dpa)随辐照深度分布 (SRIM2013)

2.3 纳米压痕实验

纳米压痕是一种先进的微尺度力学测量技术。它是

通过测量作用在压针上的载荷和压入样品表面的深度来获得材料的载荷位移曲线。其压入深度一般控制在微/纳米尺度, 因此要求测试仪器的位移传感器具有优于 1 nm 的分辨率。纳米压痕仪可测量的材料力学性能包括: 弹性模量、硬度、屈服强度、断裂韧性、应变硬化效应、粘弹性或蠕变行为等。

传统的准静态纳米压痕测试时利用卸载曲线获得接触刚度, 每个压痕只能获得最大压痕深度处的一个硬度和模量。连续刚度测量技术则可直接获得压入过程中采集的每个数据点对应压入深度的接触刚度, 进而得出硬度与弹性模量等力学性能作为压入深度的连续函数。

纳米压痕的原理如下:

用最小二乘法拟合卸载曲线顶端的 25% ~ 30% (见图 4), 得到

$$P = \alpha(h - h_f)^m, \quad (2)$$

然后计算出接触刚度 S , 即

$$S = \left(\frac{dP}{dh} \right)_{h-h_{max}}, \quad (3)$$

用

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S}, \quad (4)$$

计算出接触深度 h_c , 代入

$$A = f(h_c), \quad (5)$$

中求得接触面积 A , 于是得到硬度 H :

$$H = \frac{P_{max}}{A}, \quad (6)$$

利用接触刚度和接触面积计算得到折合模量 E_r :

$$E_r = \frac{\pi}{2\beta} \frac{S}{\sqrt{A}}, \quad (7)$$

最后利用

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}, \quad (8)$$

以及压针的模量 E_i 和泊松比计算样品材料的弹性模量 E ^[11]。

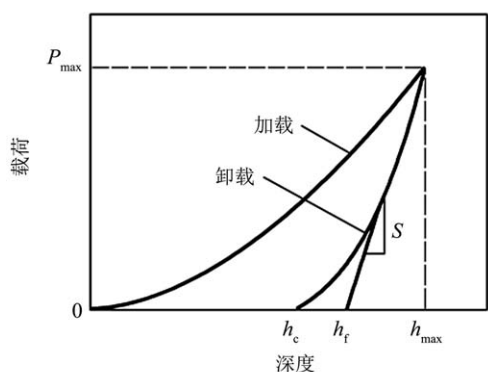


图 4 纳米压痕原理图

在式(2)~(8)中, P 为载荷, α 和 m 为拟合参数, h_f 为完全卸载后的位移, S 为接触刚度, h_c 为接触深度, ε 是一个与压头形状有关的常数 (对于 Berkovich 压头, $\varepsilon = 0.75$), h_{max} 为最大位移, P_{max} 为最大载荷, A 为接触面积, E_r 为折合模量, β 为与压头形状相关的常数, ν 为被测材料的泊松比, E_i 和 ν_i 分别为压头的弹性模量和泊松比。

硬度测量由一台 Nano indenter200 纳米压痕仪完成。采用连续刚度测量模式 (CSM) 测得材料的纳米硬度 H 随深度的变化。每个样品测 10 个点, 最大压入深度为 $2 \mu\text{m}$, 舍弃误差较大的数据点, 最终结果取其平均值。

3 结果与分析

将原始数据整理绘制成曲线, 分别得到不同辐照剂量下 CLF 样品 (图 5) 和 CNS 样品 (图 6) 的辐照硬度与深度的关系曲线。由原始数据图可知数据的测量误差很小, 数据的可信度较高。

根据纳米压痕尺寸效应理论, 纳米压痕作用到的深度与探针压入深度之间存在 $3 \sim 7$ 倍 (与材料有关) 的关系^[12], 即纳米压痕所测得的硬度反映的是压痕深度 $3 \sim 7$ 倍深度内的平均硬度值。由于纳米压痕仪精度的原因以及样品表面的影响, 前 150 nm 的数据存在着较大误差, 因此去除这部分数据。由图可见, 在 150 nm 深度以上, 所测硬度随深度的增加而减小, 之后逐渐趋于平稳。这是由于随着压入深度的增加, 深层未被辐照区域的材料硬度逐渐被压头感知, 从而导致测量硬度下降, 最后趋近于未辐照样品的硬度值。此外从图中可以看出, CLF 钢和 CNS 钢样品在原子离位损伤 0.006 dpa 下对比未辐照样品其辐照硬化都较明显, 之后在 0.06 dpa 下硬度都稍有提升, 但变化幅度不大, 当离位损伤达到 0.6 dpa 时, 二种钢的辐照硬度都大幅度增加。

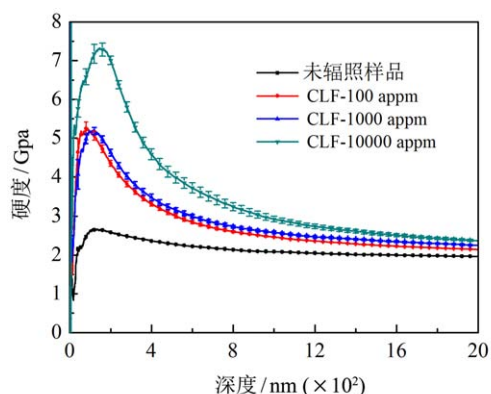


图 5 (在线彩图) CLF 样品辐照硬度与深度关系

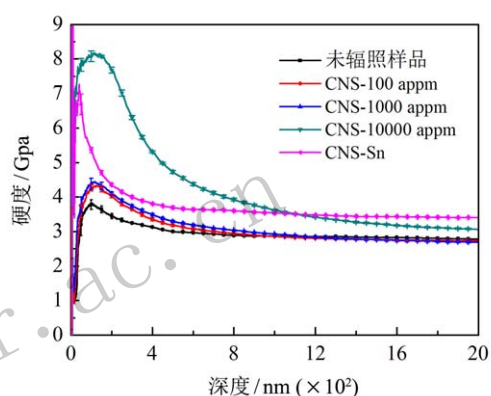


图 6 (在线彩图) CNS 样品辐照硬度与深度关系

采用 $150 \sim 2000 \text{ nm}$ 范围内的数据, 用 NIX-GAO 模型对其进行分析, 得到 CLF, CNS 样品的 H^2 与压入深度倒数的关系如图 7 和图 8 所示。

根据 NIX-GAO 模型^[13], 硬度与压入深度的关系可以表述为下式:

$$H = H_0 \left(1 + \left(\frac{h^*}{h} \right) \right)^{0.5}, \quad (9)$$

其中 H 是硬度, h 是压入深度, H_0 是压入深度无限大时的硬度极限, h^* 是依赖于材料和压头形状的特征尺寸长度。

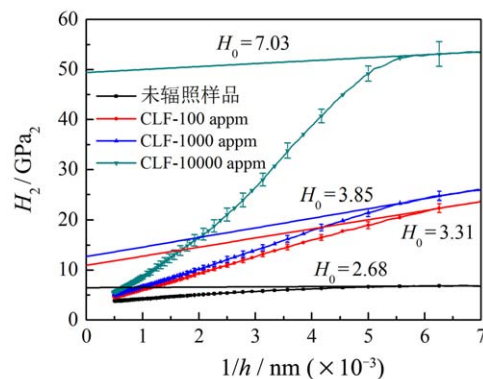


图 7 (在线彩图) H^2 与 $1/h$ 关系图 (CLF)

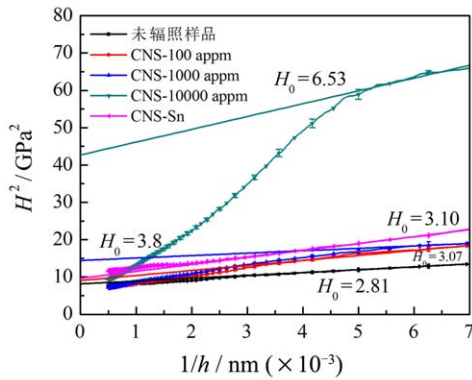


图 8 (在线彩图) H^2 与 $1/h$ 关系图(CNS)

辐照样品的 $1/h$ 值在 $0 \sim 0.005 \text{ nm}^{-1}$ 范围内的硬度反映的是软基体效应 (SSE), 而处于 $0.005 \sim 0.007 \text{ nm}^{-1}$ 范围内的 $1/h$ 值反映的是辐照层材料的硬度信息。因此按式(9)将该区域的 $H^2 \sim 1/h$ 数据外推到 $1/h = 0$ 处与 y 轴相交, 即可得到辐照层材料的纳米硬度的平方 (H_0^2)。

对于 CLF 不锈钢样品, $1/h$ 在 $0.0055 \sim 0.007 \text{ nm}^{-1}$ 范围内线性较好, 对应于压入深度 $142.86 \sim 181.82 \text{ nm}$ 的范围, 辐照深度(损伤坪区深度)与压入深度成 $5.5 \sim 7$ 倍的关系; 对于 CNS 不锈钢样品, $1/h$ 在 $0.005 \sim 0.007 \text{ nm}^{-1}$ 范围内线性较好, 对应于压入深度 $142.86 \sim 200 \text{ nm}$ 的范围, 辐照深度与压入深度成 $5 \sim 7$ 倍的关系。这种关系完全符合软基体效应理论给出的倍数关系, 而同种材料中不同剂量下的这种关系是一致的。

从 CNS 不锈钢样品的 NIX-GAO 拟合曲线可以看出, 100 appm/0.006 dpa 氦离子辐照样品的硬度变化 $\Delta H = 0.26 \text{ GPa}$, 1000 appm/0.06 dpa 样品硬化 $\Delta H = 0.99 \text{ GPa}$, 10000 appm/0.6 dpa 样品硬化 $\Delta H = 3.72 \text{ GPa}$, 而 Sn 离子辐照 (0.21 dpa) 的样品硬化 $\Delta H = 0.29 \text{ GPa}$ 与 0.006 dpa 的氦离子辐照样品硬化相当, 仅为同等辐照损伤下(取图 9 中 CNS 拟合曲线计算值) He 离子辐照所产生的硬化的 14.26%。这一现象可能说明 He 离子辐照所产生的 He 团簇和 He 与缺陷形成的复合体对材料硬化有着重要影响。

分析硬度 H_0 与 dpa 的关系, 尝试用幂函数关系对其进行拟合, 即:

$$H = H_0 + a \times dpa^b, \quad (10)$$

其中 H 是拟合硬度, H_0 是未辐照样品的纳米硬度, a 和 b 为拟合参数。对于 CLF 样品, $H_0 = 2.77$, $a = 5.41$, $b = 0.498$; 对于 CNS 样品, $H_0 = 2.81$, $a = 4.99$,

$b = 0.575$ 。可见硬化 $\Delta H = H - H_0$ 与原子离位辐照损伤 dpa 之间大致呈 $1/2$ 次幂的关系。

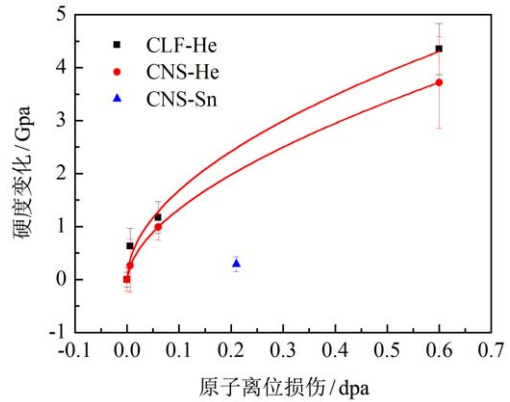


图 9 (在线彩图) 两种材料辐照硬化与辐照损伤关系

根据拟合的曲线可以看出, CNS 的初始硬度比 CLF 要略大(几乎可以忽略不计), 而在 C 含量方面, CNS 还要略小于 CLF, 可能是由于 CNS 掺了更多的硬质金属钨作为间隙元素, 提高了硬度。而经过 He 离子辐照 ($0.006 \sim 0.6 \text{ dpa}$), CLF 硬度变化 $\Delta H = 0.63 \sim 4.35 \text{ GPa}$, 而 CNS 硬度变化 $\Delta H = 0.26 \sim 3.72 \text{ GPa}$, CLF 钢的辐照硬化要略高于 CNS 钢。导致 CLF 钢辐照硬化高于 CNS 钢的原因应与其组成成分以及微观结构有关, 根据前人的研究, 当含 Cr 钢中 Cr 的含量为 9%, 辐照损伤水平 (dpa) 的升高对不锈钢材料韧脆转变温度 (DBTT) 的影响最小, 因而 CNS 钢 (9Cr 钢) 的辐照硬化会略小于 CLF 钢 (8Cr 钢)。

通过两种材料辐照硬化与辐照损伤关系图可以观察到, 当辐照剂量较低时, 硬度增加很明显, 而当辐照剂量超过 0.2 dpa 时, 硬度增加变缓, 并逐渐呈现出一种饱和的趋势。硬化和辐照损伤 dpa 之间成 $1/2$ 次幂函数的关系。这种饱和的趋势及硬化和辐照损伤的函数关系与前人对于铁素体/马氏体钢离子辐照硬化的实验结果相似^[14-17]。

下一步工作拟针对 CLF 和 CNS 的未辐照样品直接利用离子减薄仪获得薄区, 在透射电子显微镜 (TEM) 下对比观察其微观结构(位错、析出相、马氏体板条), 找出二者辐照硬化差异的原因。借助截面 TEM 试样制备方法, 研究位错环、氦泡随辐照剂量的变化也是需要深入开展的工作。

4 结论

根据对于 CLF 和 CNS 不锈钢辐照样品辐照硬化效应的纳米压痕实验数据分析, 可以得到如下结论:

- (1) 两种低活化钢样品的硬度随着辐照剂量的增加

而增大, 辐照剂量较低时, 硬化趋势比较明显, 当剂量较高时, 硬度趋于饱和。材料硬度与辐照剂量之间存在着 $1/2$ 次的幂函数关系;

(2) He 离子辐照样品的辐照硬化现象远远大于同等辐照损伤下 Sn 离子辐照的样品, 推测认为在 He 离子辐照实验中, 不锈钢材料的硬化主要来自于 He 原子在缺陷、晶界处的聚集 (He 泡), 其脆化主要表现为氦脆;

(3) CLF 钢与 CNS 钢在未辐照时硬度相当, 但是随着辐照剂量和离位损伤的增加, CLF 钢的硬化较为明显, 也就是说 CNS 不锈钢的抗辐照性能更好;

(4) 纳米压痕实验中, 压头压入引起的变形深度与压入深度的比值随材料不同而变化: 对于 CLF, 比率关系约为 5.5 倍; 对于 CNS, 比率关系约为 5 倍。

致谢 感谢中国科学院近代物理研究所 320 kV 高电荷态离子综合研究平台运行组人员的大力支持。

参考文献:

- [1] KIMURA A, KASADA R, SUGANO R, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2000, **283**: 827
- [2] KURTZ R J, ALAMO A, LUCON E, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2009, **386**: 411.
- [3] ODETTE G R, YAMAMOTO T, RATHBUN H J, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2003, **323**(2): 313
- [4] MURAKAMI S, MIYAZAKI A, MIZUNO M. Journal of Engineering Materials and Technology, 2000, **122**(1): 60.
- [5] VAN DER Schaaf B, DIEGELE E, LAESSER R, *et al.* Fusion Engineering and Design, 2006, **81**(8): 893.
- [6] KOHYAMA A, HISHINUMA A, KOHNO Y, *et al.* Fusion Engineering and Design, 1998, **41**(1): 1.
- [7] WANG Pinghuai, YUJI N, TOMOAKI H, *et al.* Plasma Science and Technology, 2009, **11**(2): 225.
- [8] YANG Ying, YAN Qingzhi, MA Rong, *et al.* Research Progress of CNS Series and Mod-AL-6XN nuclear steel[C]// Progress Report on China Nuclear Science & Technology (Vol.2)-Section 4 of 2011 Annual Conference Proceedings of Chinese Nuclear Society (Nuclear Materials Sub-volume, Isotope Separation Sub-volume, Nuclear and Radiochemistry Sub-volumes), 2011. (in Chinese)
(杨英, 燕青芝, 马荣, 等. CNS 系列及 Mod-AL-6XN 核材料用钢研究进展[C]// 中国核科学技术进展报告(第二卷)——中国核学会, 2011 年学术年会论文集第 4 册(核材料分卷, 同位素分离分卷, 核化学与放射化学分卷), 2011.)
- [9] LI Xinggong, YAN Qingzhi, MA Rong, *et al.* Journal of Iron and Steel Research, International, 2010, **17**(5): 57.
- [10] YANG Yitao, ZHANG Chonghong, MENG Yancheng, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2015, **459**: 1.
- [11] Sun Yuli, ZuoDunwen, Zhu Yongwei, *et al.* Journal of the Chinese Ceramic Society, 2007, **35**(11): 1484. (in Chinese)
(孙玉利, 左敦稳, 朱永伟, 等. 硅酸盐学报, 2007, **35**(11): 1484.)
- [12] HEINTZE C, BERGNER F, HERNÁNDEZ-MAYORAL M. Journal of Nuclear Materials, 2011, **417**(1): 980.
- [13] NIX W D, GAO H. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998, **46**(3): 411.
- [14] WEIB O J, GAGANIDZE E, AKTAA J. Journal of Nuclear Materials, 2012, **426**(1): 52.
- [15] HUNN J D, LEE E H, BYUN T S, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2000, **282**(2): 131.
- [16] BYUN T S, FARRELL K, LEE E H, *et al.* Journal of Nuclear Materials, 2001, **298**(3): 269.
- [17] KLIMENKOV M, MATERNA-MORRIS E, MÖSLANG A. Journal of Nuclear Materials, 2011, **417**(1): 124.

Helium-implantation Induced Hardening of Two Low-activation Ferritic/Martensitic Steels of China

FAN Jiaqi^{1,2}, YANG Yitao¹, DING Zhaonan¹, LI Caisheng^{1,3}, ZHANG Chonghong^{1,†},
XU Yuping⁴, LUO Guangnan⁴

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

2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

3. University of Science and Technology of China, Hefei 230022, China;

4. Institute of Plasma, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

Abstract: Reduced activation ferritic/martensitic steels (RAFMs) are important candidate materials for future fusion nuclear reactors because of their high thermal conductivity, low thermal expansion rate and high resistance to irradiation swelling performance. The influence of high concentration helium produced by nuclear reaction (n, α) on the micro-structure and macro-properties is an important issue limiting the service lifetime of the materials. In the present work, helium implantation to three different doses (100, 1000, 10000 appm helium, corresponding to 6×10^{-3} , 6×10^{-2} , 6×10^{-1} dpa) was carried out to investigate irradiation hardening of two RAFM Steels. Multi-energy He ion-beams at 320 kV high-voltage platform were used to get a damage plateau from surface to 1 μm depth in specimens. The continuous-stiffness test by a Nano-indentor G2000 was carried out. Data of nano-hardness were analyzed based on Nix-Gao model. It is shown that there is a 1/2-power law relationship between the hardening and the irradiation damage level. Before helium implantation, the hardness of the CLF steel is slightly lower than that of the CNS steel. However, with the increase of helium-implantation dose, the hardening is more obvious in CLF steel. Further investigation of microstructures is needed to get a deeper understanding of the hardening mechanism.

Key words: CLF; CNS; He-implantation; hardening; Nano-indentation

Received date: 15 Mar. 2016; **Revised date:** 21 Jun. 2016

Foundation item: NSFC-CAS Joint Fund for Research based on Large-scale Scientific Facilities(U1532262); National Magnetic Confinement Fusion Program(2011GB108003)

† **Corresponding author:** ZHANG Chonghong, E-mail: c.h.zhang@impcas.ac.cn.