

低活化马氏体钢中位错对氦辐照缺陷的影响*

董烨¹⁾²⁾ 朱特¹⁾ 宋亚敏¹⁾ 叶凤娇¹⁾²⁾ 张鹏¹⁾杨启贵¹⁾ 刘福雁¹⁾ 陈雨¹⁾ 曹兴忠^{1)2)†}

1) (中国科学院高能物理研究所, 北京 100049)

2) (中国科学院大学, 北京 100039)

(2023 年 4 月 28 日收到; 2023 年 7 月 5 日收到修改稿)

低活化马氏体钢具有较好的抗辐照性能, 然而对其抗辐照机理尚不清楚, 特别是嬗变气体存在的情况下辐照缺陷行为非常复杂. 本文通过对低活化马氏体钢预形变 (10% 和 20%) 后热处理 (723 K, 1 h) 保留位错缺陷, 随后对预留位错的样品进行室温氦辐照 (50 keV, 1×10^{17} He/cm²), 采用同步辐射掠入射 X 射线衍射、慢正电子多普勒展宽谱和热脱附谱研究了位错与氦辐照缺陷的相互作用及位错对氦原子迁移、热脱附行为的影响. 结果表明, 高密度位错阻碍了氦和氦空位复合体的扩散, 进而减缓了辐照损伤的扩展, 这种现象随着位错密度的增大更加明显. 低活化马氏体钢在 1179 K 时发生体心立方结构→面心立方结构相转变, 位错密度增加会导致由相转变引起的氦热脱附峰前移. 未形变、10% 形变、20% 形变样品中氦的滞留量分别为 10.3%, 15.7%, 17.9%, 表明高密度位错更容易将氦保留到材料内部, 反映了位错对氦的滞留起到促进作用.

关键词: 氦辐照, 位错, 正电子湮没, 热脱附**PACS:** 78.70.Bj, 61.72.Lk, 61.72.Dd, 68.43.Vx**DOI:** 10.7498/aps.72.20230694

1 引言

低活化马氏体钢具有较好的室温力学性能、低中子活化特性和良好的抗辐照性能, 是先进核能系统关键部件的主要候选结构材料^[1-3]. 然而这种材料的抗辐照机理尚不清楚, 特别是嬗变气体存在的情况下辐照缺陷行为非常复杂, 因此嬗变气体与缺陷相互作用机理仍然是该材料研究的重要方向. 作为核能结构材料, 其服役期间会面临高剂量中子辐照及 (n, α) 等嬗变核反应, 从而产生大量辐照缺陷 (包括空位、偏析物、位错等) 和氦原子, 这些缺陷的形成和演化会影响材料宏观性能 (导致材料硬化/脆化、肿胀)^[4-6], 成为核反应堆安全运行的隐患.

位错是材料中典型的微观缺陷, 其是主导材料塑性变形的重要元素, 也是影响材料抗辐照性能的重要因素^[7]. Xu 等^[7] 提出形变位错可以增强氦沿位错线的扩散, 而 Woodford 等^[8] 提出位错线会阻碍氦泡的移动造成裂纹扩展引起断裂, 由此看出位错对氦的迁移、扩散等行为的影响存在较大争议. 当前位错与氦辐照缺陷相互作用机理研究匮乏, 从原子尺度的机理研究只有少量信息, 而位错附近缺陷行为, 氦原子迁移、聚集、氦泡成核等对材料宏观性能有极大影响, 因此研究低活化马氏体钢中位错与氦辐照缺陷的相互作用机理有重要意义.

本文通过预形变引入位错^[9], 采用慢正电子束流多普勒展宽谱 (DBS)^[10,11], 结合同步辐射掠入射 X 射线衍射 (GIXRD)^[12] 和热脱附谱 (TDS)^[13],

* 国家重点研发计划 (批准号: 2019YFA0210002) 和国家自然科学基金 (批准号: U1732265, 11775235, 12175262, 12005229) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: caoxzh@ihep.ac.cn

研究位错对低活化马氏体钢中氢原子的迁移、脱附、滞留等行为的影响,揭示位错和氢辐照缺陷的相互作用机理,这将促进对低活化马氏体钢的抗辐照机理的理解提供实验数据支持.

2 实验方法

实验使用的低活化马氏体钢化学成分如表1所列. 首先将材料在 1273 K 保温 40 min 后水冷淬火得到马氏体组织并改善材料性能. 其次将淬火后的样品线切割成 10 mm×10 mm×0.6 mm 的方片,然后在 1013 K 的高真空 ($\sim 10^{-5}$ Pa) 下空冷回火 1.5 h 使缺陷(空位、位错等)恢复、消除内应力并提升材料性能. 最后对两组样品分别冷轧变形 10% 和 20% 以引入位错,将冷轧后的样品在 723 K 下退火 1 h, 目的是消除空位保留单一的位错缺陷[14,15]. 在每次退火处理前,用从 500 目 (25 μm)—3000 目 (4.17 μm) 的 SiC 砂纸进行机械抛光,然后使用体积比为 1:3 的高氯酸/乙酸溶液进行电化学抛光去除表面污染. 利用透射电子显微镜 (TEM) 表征由冷轧变形引起的位错缺陷(见图 1),发现随着形变量增大样品中位错密度增大. 使用中国科学院高能物理研究所 MT3-R2 型低能离子注入机对不同形变量下的样品进行室温氦辐照,辐照能量为 50 keV,辐照剂量为 1×10^{17} ions/ cm^2 . 采用基于蒙特卡罗方法的 SRIM 软件[16]模拟 He 在材料中的深度分布和位移损伤(见图 2). 氢原子和空位的最

大深度分别在 350 nm 和 300 nm,其峰值在 200 nm 和 150 nm 左右.

实验使用基于慢正电子束的 DBS 对缺陷深度分布进行表征,其中正电子由 45 mCi ^{22}Na (2014) 辐射源产生,能量的可调范围为 0.18—20.18 keV. 在材料内部入射正电子经过热化扩散过程后与电子发生湮没产生 2 个 γ 光子,通过高纯锗探测器采集数据. 通常使用 S 参数和 W 参数描述湮没电子的动量分布. S 参数定义为中心区域计数 (510.2—511.8 keV) 与总计数比值,反映低动量电子信息. W 参数定义为两侧区域计数 (504.2—508.4 keV 和 513.6—517.8 keV) 与总计数的比值,反映高动量电子信息[17]. 正电子入射到材料内部的深度是由正电子入射能量和材料密度共同决定[18],公式如下:

$$Z(E) = 40E^{1.6}/\rho, \quad (1)$$

其中 $Z(E)$ 是正电子的注入深度,单位 nm; E 是正电子的入射能量,单位 keV; ρ 是材料的密度,单位 g/cm^3 ,低活化马氏体钢的密度 7.987 g/cm^3 . 根据 (1) 式可计算出正电子入射能量对应的入射深度.

TDS 被广泛地用于研究氢的脱附过程[19,20]. 本次实验中样品以 1 K/s 的速率从 293 K 线性加热到 1523 K,真空环境为 10^{-8} Torr (1 Torr = 133.322 Pa),氢脱附峰温度 T_p 与氢脱附活化能 E 的关系为[21]

$$E = 0.0029T_p. \quad (2)$$

表 1 低活化马氏体钢的化学成分

Table 1. Chemical composition of the low activation martensitic steel.

元素	Cr	V	Ta	W	C	Mn	Si	P	S	Fe
质量分数/%	9.100	0.190	0.200	1.500	0.120	0.400	0.025	0.003	0.003	88.459

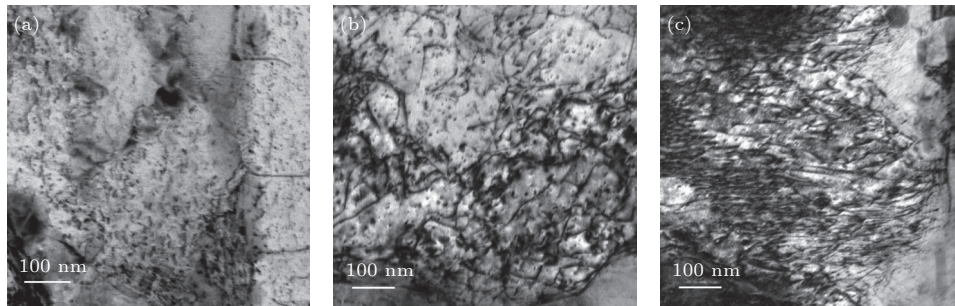


图 1 低活化马氏体钢的 TEM 图 (a) 1013 K 退火; (b) 10% 变形; (c) 20% 变形. 在 1013 K 退火后的样品中观察到少量缺陷, 将退火样品冷轧变形 10% 和 20% 发现大量位错

Fig. 1. (a) TEM micrographs of the well-annealed sample, a small number of defects are observed. (b), (c) The image of the annealed specimens after cold-worked, a number of dislocations induced by cold rolling to 10% (b) and 20% (c) of their original thickness are observed.

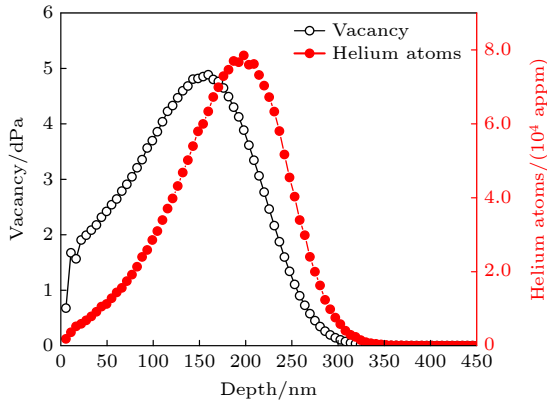


图 2 50 keV 氦离子辐照低活化马氏体钢的辐照损伤以及氦原子深度分布的 SRIM 模拟 (dpa, 原子平均离位; appm, 原子性部分每百万)

Fig. 2. Depth distribution of vacancies and helium atoms in 50 keV helium-ion irradiated low activation martensitic steel, calculated with SRIM 2013 (dpa, displacement per atom; appm, atomic parts per million).

3 结果与讨论

为了研究低活化马氏体钢中形变和辐照诱导的微观结构变化,采用同步辐射掠入射 X 射线研究材料的辐照区的晶体结构,设定掠入射角为 1.5° . 图 3 是低活化马氏体钢不同形变条件下氦辐照前后的掠入射 X 射线衍射图谱结果,可以看到原始样品的 GIXRD 衍射图谱上出现了衍射角分别为 44.55° , 64.89° , 82.32° , 98.99° 的 4 个衍射峰,对应的晶面指数为 (110), (200), (211), (220). 与原始样品相比,经形变、辐照处理后的样品没有新的衍射峰形成,这表明低活化马氏体钢在形变和辐照过程中没有新相形成.

从表 2 中未辐照样品的峰位 (2θ) 和半高全宽 (FWHM) 变化可以看出,与未形变样品相比,形变样品的衍射峰半高宽明显增大但未发生明显偏移,这表明形变过程中晶粒被挤压细化但没有显著的晶格畸变.

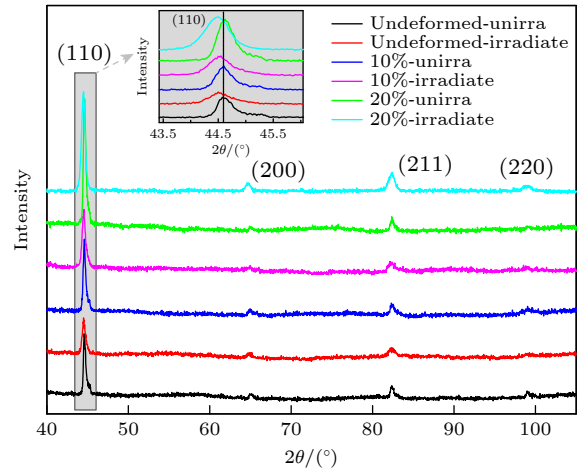


图 3 不同形变辐照条件下低活化马氏体钢的 GIXRD 谱图
Fig. 3. GIXRD patterns of low activation martensitic steel with different conditions.

为了研究氦辐照对低活化马氏体钢中微观缺陷的影响,对比辐照前后的 2θ 和 FWHM 进行分析. 如图 3 所示,与未辐照样品相比,辐照样品的衍射峰位整体向左偏移,这是由于辐照时材料内部注入大量的氦导致晶格膨胀现象. 同时辐照样品相比于未辐照样品 FWHM 明显增加,这是由于辐照导致材料内部发生级联碰撞使得晶格点阵发生移位,同时辐照产生的空位型缺陷可以捕获氦原子亦使得晶格点阵发生畸变,从而导致衍射峰宽化. 相比于未形变样品,形变样品中位错捕获了大量氦使得晶格膨胀更加明显,并且随着形变量增大,位错密度增大,因此 20% 形变样品的衍射峰左移程度和峰宽化程度比 10% 形变样品更加明显.

图 4 为正电子湮没的 S 和 W 参数随入射正电子能量的变化曲线. 从图 4(a) S - E 曲线可看出,对于未辐照样品,在近表面区域形变样品的 S 参数比未形变样品的 S 参数略高,这是由于形变后材料内部会引入位错,位错更容易捕获正电子,使得正电子在

表 2 同步辐射 X 射线衍射数据,即不同形变辐照条件下低活化马氏体钢的 2θ 和 FWHM

Table 2. Synchrotron radiation X-ray diffraction data, namely, 2θ and FWHM of low activation martensitic steel with different conditions.

Sample	2θ /FWHM			
	(110)	(200)	(211)	(220)
Undeform-unirra	44.553/0.302	64.894/0.355	82.327/0.401	98.989/0.276
Undeform-irradiate	44.500/0.416	64.653/0.473	82.167/0.610	98.780/0.366
10%-unirra	44.566/0.359	64.902/0.466	82.330/0.583	99.008/0.355
10%-irradiate	44.524/0.465	64.801/0.544	82.127/0.663	98.554/0.397
20%-unirra	44.563/0.351	64.880/0.345	82.356/0.573	98.979/0.330
20%-irradiate	44.154/0.474	64.249/0.478	82.054/0.694	98.749/0.736

位错附近的湮没率增大导致 S 参数增大. 随着正电子入射能量增大, 未辐照样品的 S 参数迅速降低至稳定. 由图 4 可知在材料基体区域, 随着样品形变量的增大, S 参数增大, 这是由于形变产生位错导致的.

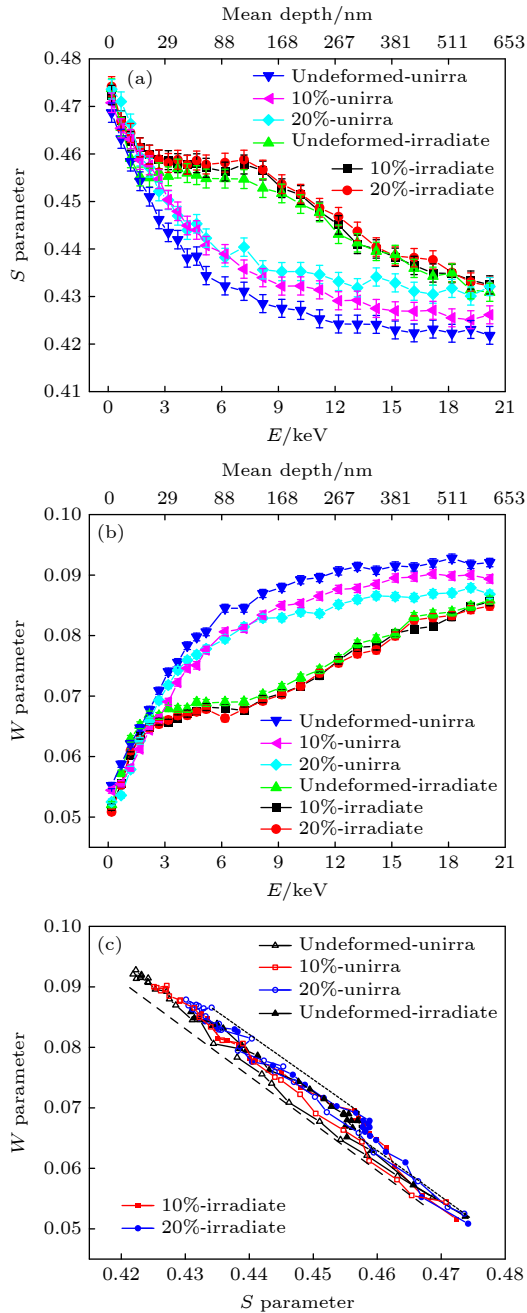


图 4 50 keV 的氦辐照低活化马氏体钢的多普勒展宽谱 (a) S - E 曲线; (b) W - E 曲线; (c) S - W 曲线

Fig. 4. Doppler broadening spectrum of low activation martensitic steel irradiated with 50 keV ion helium: (a) S - E curves, (b) W - E curves; (c) S - W curves.

对于辐照样品, 在表面区域的 S 参数变化不明显并且与样品的形变量无关, 这是由于受到了表面效应的影响. 与未辐照样品相比, 辐照后样品的

S 参数明显增大, 这是辐照导致样品内部发生级联碰撞产生了大量点缺陷, 如空位型缺陷、间隙原子等, 其中空位型缺陷会捕获正电子导致 S 参数增大. 此外, 随着形变量增加 S 参数增大, 是由于位错密度增大导致. 从图 4(a) 可以看到进行辐照后的样品随着正电子注入深度到 150 nm 左右, S 参数开始下降. 这是由于通过 SRIM 模拟辐照损伤与注入氦离子的峰值在 150 nm 和 200 nm 左右, 当深度开始超过 150 nm, 辐照损伤程度越来越小, 正电子的湮没率降低, S 参数下降.

图 4(b) 为低活化马氏体钢不同条件下的 W - E 曲线, 从定义以及图中都可以发现 W 参数与 S 参数呈负相关. 相比于未辐照未形变样品, 未辐照形变样品引入很多位错, 正电子与低动量电子湮没的概率增大, 与高动量电子湮没的概率降低, 导致 W 参数降低. 辐照后样品的 W 参数低于未辐照试样, 是由于氦辐照会产生大量的空位型缺陷导致.

ΔS 参数 ($\Delta S = S_{\text{辐照}} - S_{\text{未辐照}}$) 可以反映样品内部相对缺陷的分布, 图 5(a) 为 50 keV 氦离子注入低活化马氏体钢不同形变量下的 ΔS - E 曲线. 从图 5(a) 可以看出随着形变量的增大, ΔS 的峰值逐渐减小, 氦对形变量为 20% 样品造成的辐照缺陷最少, 表明形变会减缓辐照损伤程度. 还可以看出, 20% 形变相比于 10% 形变样品的 ΔS 的峰位提前, 这意味着辐照损伤没有向样品内部扩展, 说明高密度的形变位错对氦辐照引入缺陷的扩散有阻碍作用. 位错尾间 (开空间) 会消耗入射氦离子的能量, 阻碍了氦离子向更深的区域扩散, 致使级联碰撞不会在样品更深处产生空位、间隙原子缺陷. 从图 5(b) 的 ΔW - E 曲线中同样可以得到相同的氦离子行为特征.

S - W 曲线可以反映正电子的湮没机制, 通过观察该曲线的斜率变化可以判断出材料内部缺陷类型的变化^[22]. 从图 4(c) 黑色空心线中可以观察到原始样品 S - W 曲线呈一条直线, 表明正电子在该样品中湮没机制未发生改变. 相比于原始样品, 经过辐照后的形变样品的 (S , W) 点向 S 参数增大、 W 参数减小 (右下角) 的方向移动, 这是由于形变产生的位错和辐照产生的空位型缺陷导致 S 参数增大. 辐照后样品 S - W 曲线上的点有明显的聚集现象, 曲线斜率变化是由于氦离子辐照后, 打入材料内部的氦被微观缺陷捕获形成氦微观缺陷复合体导致.

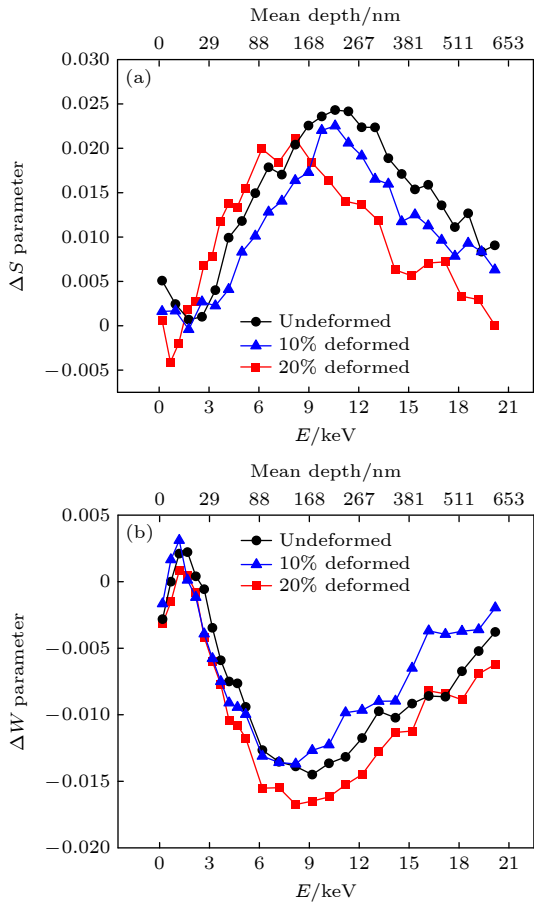


图 5 50 keV 的氦辐照低活化马氏体钢的多普勒展宽谱 (a) ΔS - E 曲线; (b) ΔW - E 线

Fig. 5. Doppler broadening spectrum of low activation martensitic steel irradiated with 50 keV ion helium: (a) ΔS - E curves; (b) ΔW - E curves.

氦辐照在材料内部发生级联碰撞产生大量的空位型缺陷会捕获氦形成氦-空位复合体结构 (He_nV_m), 这些复合体也是氦泡的前驱体, 其演化行为和热力学稳定性对宏观性能影响很大. 在热脱附过程中随着温度上升, He_nV_m 复合体中氦和空位的数目比 (R) 逐渐上升, 氦与 He_nV_m 复合体的结合能逐渐降低, 使得氦容易从 He_nV_m 复合体中脱附出来. Morishita 等 [23] 使用分子动力学和动力学蒙特卡罗相结合方式研究发现氦稳定地从 He_nV_m 复合体中解离的最高能量约为 3.6 eV. 当氦和空位数目比 R 处于 2—3 之间时, 氦与 He_nV_m 复合体之间结合能在 3.3 eV 左右 [21]. 如图 6 所示, 未形变样品的热脱附峰 A2 在 1164 K 左右. 表 3 为通过 (2) 式得到的不同热脱附峰处的热脱附能, 峰 A2 的热脱附能为 3.38 eV, 表明该热脱附峰是氦原子从 He_nV_m 复合体 ($2 < R < 3$) 中解吸脱附出来的.

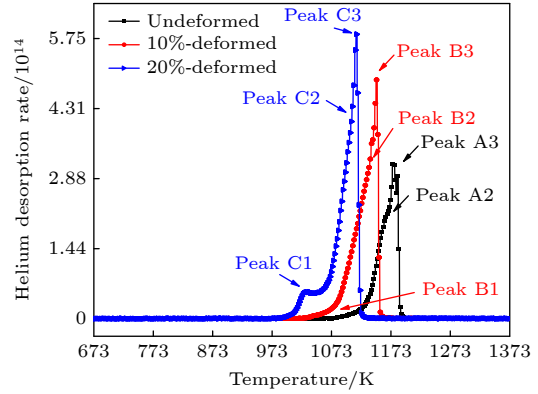


图 6 低活化马氏体钢的热脱附谱图

Fig. 6. Helium thermal desorption spectra for low activation martensitic steel.

表 3 低活化马氏体钢氦的热脱附能

Table 3. Desorption temperature and desorption activation energy.

	Peak	Temperature/K	Energy/eV
Undeformed	A2	1164	3.38
	A3	1179	3.41
10% deformation	B1	1073	3.11
	B2	1128	3.27
	B3	1149	3.33
20% deformation	C1	1028	2.98
	C2	1096	3.18
	C3	1115	3.23

从热脱附谱图中发现未形变、10% 形变、20% 形变样品都有一个相对尖锐的热脱附峰, 与经典速率论中通常采用的一阶解离模型不一致, Xu 等 [24] 使用 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 模型证实尖锐的热脱附峰形成是由体心立方 (BCC) 结构→面心立方 (FCC) 结构相变引起. Zhu 等 [25] 研究表明在温度 1000—1200 K 区间内, 氦的大量脱附是由于低活化马氏体钢发生了相转变 (BCC→FCC) 所导致, 脱附峰为 3.47 eV. 图 6 中未形变样品的尖锐热脱附峰峰位在 1179 K, 脱附能为 3.41 eV, 与 Zhu 等 [25] 研究结果接近, 则表明热脱附峰 A3 的形成是由于相变导致氦泡结构不稳定, 使氦从低活化马氏体钢中大量的脱附出来.

如图 6 红线所示, 10% 形变样品存在 3 个热脱附峰, 3 个脱附峰的峰位分别在 1073, 1128, 1149 K. Yonemura 和 Inoue [26] 发现形变产生的位错在 1073 K 时基本恢复完毕. 样品进行 10% 形变会产生大量的位错, 位错是氦原子的捕获态, 当温度超过 900 K 时, 位错逐渐消失, 位错对氦原子的迁移

限制也逐渐消失,从而释放出氦形成热脱附峰 B1. 随着温度升高,氦原子从 He_nV_m 复合体中脱附出来的同时,位错对 He_nV_m 复合体的迁移限制同样消失,位错线附近的 He_nV_m 复合体开始迁移合并形成大尺寸的 He_nV_m 复合体和结构稳定的氦泡,在迁移过程中会有大量的氦原子脱附形成热脱附峰 B2. 峰 B3 同样是由相变诱导产生了尖锐的热脱附峰,但该峰会受到许多因素影响使得峰变宽、甚至移动^[15]. 将峰 B3 与 A3 对比,发现 B3 峰位前移,其原因可能是由于形变样品中存在高密度的位错^[27].

如图 6 蓝线所示,20% 形变样品同样存在 3 个热脱附峰,它们的峰位分别在 1028, 1096, 1115 K. 热脱附峰 C1 与峰 B1 形成原因相同,都是由位错恢复导致氦脱附所致. 相比于 10% 形变样品,20% 形变样品的位错密度增大,在位错线周围聚集了更多的氦原子,随着温度升高位错逐渐恢复释放出氦原子. 热脱附峰 C2 与峰 B2 形成的原因,位错密度的增大会更大程度地阻碍 He_nV_m 复合体的迁移聚集,当位错逐渐恢复后,位错线附近的 He_nV_m 复合体迅速聚集长大,该过程中会有大量的氦脱附. C3 同样是由相变诱导产生了尖锐的热脱附峰,随着形变量的增加,尖锐热脱附峰位逐渐前移,3 组数据的对比分析表明这可能与位错密度的增大有关. 对图 6 中不同形变量下的热脱附曲线进行积分得到氦脱附总量,用氦脱附总量比上氦注入量获得滞留率,用于评估材料的气体滞留性能. 计算得出未形变、10% 形变和 20% 形变样品的氦的滞留量分别为 10.3%, 15.7%, 17.9%, 表明高密度位错更容易捕获注入的氦并将其保留到材料内部,反映了位错对氦的滞留起到促进作用.

4 结 论

采用正电子 DBS, GIXRD 和 TDS 研究室温氦辐照低活化马氏体钢中位错与氦辐照缺陷的相互作用及位错对氦原子迁移、热脱附行为的影响. 相比于形变样品,未变形样品中氦辐照引起的缺陷会扩散到更深的区域. 即形变样品中位错阻碍了氦和 He_nV_m 的扩散,进而减缓辐照损伤的扩展,这种现象随着位错密度的增大而更加明显. 氦会被辐照产生空位和形变产生的位错等微观缺陷捕获形成氦微观缺陷复合体. 低活化马氏体钢在 1179 K 时

有尖锐的氦脱附峰,发生 BCC→FCC 相转变,位错密度增大会导致由相转变引起的热脱附峰前移. 未形变、10% 形变、20% 形变样品中氦的滞留量分别为 10.3%, 15.7%, 17.9%, 表明高密度位错更容易将氦保留到材料内部,对氦的滞留起到促进作用.

参考文献

- [1] Baluc N, Abe K, Boutard J L, Chernov V M, Diegele E, Jitsukawa S, Kimura A, Klueh R L, Kohyama A, Kurtz R J, Lässer R, Matsui H, Möslang A, Muroga T, Odette G R, Tran M Q, van der Schaaf B, Wu Y, Yu J, Zinkle S J 2007 *Nucl. Fusion* **47** S696
- [2] Kurtz R J, Alamo A, Lucon E, Huang Q, Jitsukawa S, Kimura A, Klueh R L, Odette G R, Petersen C, Sokolov M A, Spätig P, Rensman J W 2009 *J. Nucl. Mater.* **386–388** 411
- [3] Huang Q 2014 *J. Nucl. Mater.* **455** 649
- [4] Niwase K, Ezawa T, Tanabe T, Kiritani M, Fujita F E 1993 *J. Nucl. Mater.* **203** 56
- [5] Mansur L K, Coghlan W A 1983 *J. Nucl. Mater.* **119** 1
- [6] Chernov I I, Kalashnikov A N, Kalin B A, Binyukova S Y 2003 *J. Nucl. Mater.* **323** 341
- [7] Xu Q, Sugiura Y, Pan X Q, Sato K, Yoshiie T 2014 *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* **612** 41
- [8] Woodford D A, Smith J P, Moteff J 1969 *J. Nucl. Mater.* **29** 103
- [9] van den Beukel A 1979 *Scr. Metall.* **13** 83
- [10] Cao Q, Ju X, Guo L P, Wang B 2014 *Fusion Eng. Des.* **89** 1101
- [11] van den Beukel A 2014 *Chin. Phys. Lett.* **31** 036101
- [12] Sarkar D K, Bera S, Narasimhan S V, Chowdhury S, Gupta A, Nair K G M 1998 *Solid State Commun.* **107** 413
- [13] Zhu T, Zhong Z H, Sato K, Song Y M, Ye F J, Wang Q Q, Dong Y, Zhang P, Yu R S, Wang B Y, Ngan A H W, Cao X Z, Xu Q 2022 *Tungsten* **4** 212
- [14] Zhang Z, Zhu T, Jin S, Zhang P, Kuang P, Guo L P, An X, Wang B Y, Yu R, Zhang S, Cao X Z 2020 *Fusion Eng. Des.* **161** 111978
- [15] Zhu T, Jin S, Gong Y, Lu E Y, Song L G, Xu Q, Guo L P, Cao X Z, Wang B Y 2017 *J. Nucl. Mater.* **495** 244
- [16] Sabelová V, Kršjak V, Kuriplach J, Petriska M, Slugeň V, Šimeg Vetrníková J 2014 *J. Nucl. Mater.* **450** 54
- [17] Song Y M, Song L G, Lian X Y, Jin S X, Zhu T, Liu Y L, Zhang P, Wang B Y, Cao X Z 2023 *JJAP Conference Proceedings* **9** 011103
- [18] Jin S X, Zhang P, Lu E Y, Guo L P, Wang B Y, Cao X Z 2016 *Acta Mater.* **103** 658
- [19] King D A 1975 *Surf. Sci.* **47** 384
- [20] Lombardo S J, Bell A T 1988 *Surf. Sci.* **206** 101
- [21] Morishita K, Sugano R, Wirth B D, Diaz de la Rubia T 2003 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **202** 76
- [22] Zhang S, Cizek J, Yao Z, Oleksandr M, Kong X, Liu C, van Dijk N, van der Zwaag S 2020 *J. Alloys Compd.* **817** 152765
- [23] Morishita K, Sugano R, Wirth B D 2003 *J. Nucl. Mater.* **323** 243
- [24] Xu D, Bus T, Glade S C, Wirth B D 2007 *J. Nucl. Mater.* **367** 483
- [25] Zhu T, Cao X Z, Jin S X, Wu J P, Gong Y H, Lu E Y, Wang B Y, Yu R S, Wei L 2015 *J. Nucl. Mater.* **466** 522
- [26] Yonemura M, Inoue K 2016 *Metall. Mater. Trans. A* **47** 6384
- [27] Wang J R, Pan B C 2022 *J. Nucl. Mater.* **561** 153540

Effect of dislocation on helium irradiation defects in low-activation martensitic steel*

Dong Ye¹⁾²⁾ Zhu Te¹⁾ Song Ya-Min¹⁾ Ye Feng-Jiao¹⁾²⁾ Zhang Peng¹⁾
 Yang Qi-Gui¹⁾ Liu Fu-Yan¹⁾ Chen Yu¹⁾ Cao Xing-Zhong^{1)2)†}

1) (*Institute of High Energy Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*)

2) (*University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100039, China*)

(Received 28 April 2023; revised manuscript received 5 July 2023)

Abstract

Reduced-activation martensitic steel is a main candidate structural material for key components of advanced nuclear energy systems because of its good mechanical properties at room temperature, low neutron activation characteristics and satisfactory radiation resistance. In this work, we study the interaction between dislocations and helium-irradiation-induced defects in the steel and the effect of dislocations on the behavior of helium migration and desorption. The well-annealed samples are pre-deformed to 10% and 20% reductions in thickness by using cold rolling mill. After pre-deformation, samples are heat-treated to remove vacancy defects and retain dislocation defects. Then, the samples with reserved dislocations are irradiated with helium at room temperature (50 keV, 1×10^{17} He/cm²). After irradiation, the samples are characterized by synchrotron radiation grazing incident X-Ray diffraction, positron annihilation Doppler broadening spectroscopy, and thermal desorption spectroscopy. The results show that dislocations hinder the diffusion of helium and helium-vacancy complexes, and reduce the accumulation of radiation damage. Such an effect becomes more significant with the increase of dislocation density. The BCC \rightarrow FCC phase transition of low activation martensitic steel occurs at 1179 K. The increase of dislocation density will lead to the forward shift of helium desorption peak induced by phase transition. The retention of helium in the undeformed sample, 10% deformed sample and 20% deformed sample is 10.3%, 15.7% and 17.9%, respectively, indicating that high density dislocations promote the retention of helium.

Keywords: helium irradiation, dislocation, positron annihilation, thermal desorption

PACS: 78.70.Bj, 61.72.Lk, 61.72.Dd, 68.43.Vx

DOI: [10.7498/aps.72.20230694](https://doi.org/10.7498/aps.72.20230694)

* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2019YFA0210002) and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. U1732265, 11775235, 12175262, 12005229).

† Corresponding author. E-mail: caoxzh@ihep.ac.cn

低活化马氏体钢中位错对氦辐照缺陷的影响

董烨 朱特 宋亚敏 叶凤娇 张鹏 杨启贵 刘福雁 陈雨 曹兴忠

Effect of dislocation on helium irradiation defects in low-activation martensitic steel

Dong Ye Zhu Te Song Ya-Min Ye Feng-Jiao Zhang Peng Yang Qi-Gui Liu Fu-Yan Chen Yu
Cao Xing-Zhong

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 72, 187801 (2023) DOI: 10.7498/aps.72.20230694

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230694>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

正电子湮没谱学在金属材料氢/氦行为研究中的应用

Research progress of hydrogen/helium effects in metal materials by positron annihilation spectroscopy

物理学报. 2020, 69(17): 177801 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200724>

温度对小角度对称倾斜晶界位错运动影响的晶体相场模拟

Phase field crystal simulation of the effect of temperature on low-angle symmetric tilt grain boundary dislocation motion

物理学报. 2019, 68(17): 170504 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190051>

取向角对小角度非对称倾斜晶界位错运动影响的晶体相场模拟

Phase field crystal simulation of effect of misorientation angle on low-angle asymmetric tilt grain boundary dislocation motion

物理学报. 2020, 69(14): 140504 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200133>

H^+ 离子辐照 $Y_{0.5}Gd_{0.5}Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ 超导层中的缺陷演化

Defect evolution in $Y_{0.5}Gd_{0.5}Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ superconducting layer irradiated by H^+ ions

物理学报. 2022, 71(23): 237401 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221612>

镁中位错和非晶作用机制的分子动力学模拟

Molecular dynamics simulation of mechanism of interaction between dislocation and amorphism in magnesium

物理学报. 2022, 71(14): 143101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20212318>

用正电子湮没技术研究H/He中性束辐照钨钾合金中缺陷的演化

Defects in H/He neutral beam irradiated potassium doped tungsten alloy by positron annihilation technique

物理学报. 2021, 70(16): 167803 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210438>