

# Ti-5331合金中位错与氦致缺陷的相互作用

周梅<sup>1,2</sup>, 石云梅<sup>1,2</sup>, 吴珍<sup>1,2</sup>, 余瑶<sup>1,2</sup>, 王茜茜<sup>2</sup>, 朱特<sup>2,3</sup>, 万明攀<sup>1</sup>, 曹兴忠<sup>2,3</sup>,  
陈雨<sup>2,3</sup>, 马瑞<sup>1</sup>

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 中国科学院高能物理研究所, 北京 100049)

(3. 河南省科学院高能物理研究中心, 河南 郑州 450046)

**摘要:** 采用正电子湮灭谱学 (PAS)、透射电子显微镜 (TEM)、掠入射 X 射线衍射 (GIXRD) 等技术研究了不同程度冷轧变形 (0%, 10%, 25%) 的 Ti-5331 合金中位错和氦致缺陷的相互作用, 以及氦在合金中滞留行为。结果表明, Ti-5331 合金中变形产生的位错阻碍注入的氦原子向合金内部扩散, 同时辐照在合金产生大量空位型缺陷与氦原子形成氦空位复合体, 最后演化为氦泡; 变形后 Ti-5331 合金的内层辐照损伤低于表层辐照损伤。另外, 变形量为 0%、10% 和 25% 合金的氦脱附量分别为  $1.576 \times 10^{15}$ 、 $1.894 \times 10^{15}$  和  $2.171 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup>, 表明形变量越大, 合金中氦滞留量越多。

**关键词:** Ti-5331 合金; 位错; 氦离子辐照; 辐照损伤

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)07-1796-06

## 1 引言

钛合金因具有比强度高、耐腐蚀等优异特性, 不仅大量应用于航天航空、石油、汽车等行业, 也应用在核工业领域, 作为核反应堆关键部件的结构材料, 具有广阔发展前景<sup>[1-4]</sup>。 $\alpha$ 型钛合金比其它类型的钛合金更符合核反应堆对壳体构件综合性能的要求<sup>[5]</sup>。Ti-5Al-3V-3Zr-0.7Cr (Ti-5331) 合金是我国自主开发的合金, 不仅有 $\alpha$ 型钛合金良好的热强性和焊接性, 还具有优异塑性<sup>[6]</sup>。Ti-5331 合金是在俄罗斯研发的 Ti-Al-V-Zr 系基础上添加了 0.7% 的 Cr 元素对合金进行强化而成, 初步研究表明不仅能提高材料的抗冲击性能, 还能较快地实现放射性物质衰变和中子辐照衰减<sup>[7]</sup>。中子辐照过程中产生大量的嬗变气体 (H 和 He) 会与材料内部原子发生相互作用, 出现辐照肿胀和脆化等现象, 导致结构材料使用性能降低<sup>[8-9]</sup>。氦在材料中能稳定存在且容易扩散, 会在缺陷处聚集形成复合团簇, 最终形成氦泡引起结构材料肿胀、高温氦脆性和表面起泡<sup>[10-11]</sup>。

研究氦与缺陷的相互作用的表征方法众多, 其中正电子谱学、热脱附谱、电子显微镜、同步辐射 X 射线等都是常用的表征方法, 但各有优势。正电子谱学技术基于正电子与金属中不同状态缺陷捕获机制, 对微观缺陷 (如空位、位错、空位团等开空间缺陷) 异常敏感。许多学者利用正电子湮没多普勒展宽谱学 (DBS) 探究金属材料中注入离子与缺陷的相互作用机制<sup>[12-14]</sup>。Wang 等<sup>[15]</sup>对纯

钨进行重离子辐照, 采用 DBS 探究重离子注入钨材料一定深度范围内缺陷类型的变化, 深入研究纯钨内层空位等小尺寸缺陷随着辐照剂量增加的变化, 认为只要满足缺陷的产生和湮没, 在高剂量辐照极限内相互限制的机制, 任何辐照材料都会发生位移损伤缺陷的动态平衡。Song<sup>[16]</sup>等用 DBS 研究氦辐照对不锈钢等时退火过程中缺陷的演化, 结果表明在一定温度范围内, 辐照产生的空位会聚集形成空位团簇、迁移和回复、与氦原子作用形成氦空位复合体。氦原子进入材料并内部在空位、间隙原子等微观结构处滞留情况不一样<sup>[14]</sup>, 利用热脱附谱 (TDS) 可以探究氦在材料中滞留行为, 计算氦与不同缺陷的结合能<sup>[17-18]</sup>。氦辐照引起的晶体结构变化可以使用同步辐射掠入射 XRD 针对辐照表层进行表征分析<sup>[19]</sup>。

本研究对 Ti-5331 合金变形预处理引入不同程度的位错密度后再进行室温下氦离子辐照, 对样品中氦与位错之间的相互作用和氦滞留行为进行研究, 为后续钛合金在核反应堆结构部件上的使用提供数据支撑。因此, 研究辐照环境下氦原子与合金内部空位、位错等微观结构之间的相互作用对推动 Ti-5331 合金在核用材料领域的应用具有重要意义。

## 2 实验

实验材料为西北有色金属研究院提供的  $\Phi 25$  mm 的

收稿日期: 2024-09-30

基金项目: 国家自然科学基金 (12265008, 12065005)

作者简介: 周梅, 女, 1999 年生, 硕士生, 贵州大学, 贵州 贵阳 550025, E-mail: zhoumei@ihep.ac.cn

Ti-5331合金棒材,其化学成分如表1所示<sup>[7]</sup>。通过线切割的方式从合金棒材上切取厚度为1.2 mm的样品在900 °C真空退火2 h,消除合金中内应力和微观缺陷。在ATMR-400A小型电动轧机上进行变形量为10%和25%的冷轧变形,引入不同密度的位错。将变形后的样品在FB-600高温管式炉中进行500 °C真空退火1 h,消除合金轧制之后产生的内应力和空位缺陷,让合金材料只保留单一的位错缺陷,确保后续氢辐照引入的空位缺陷来源单一<sup>[14]</sup>。将预处理后的样品制成10 mm×10 mm×0.5 mm的薄片,通过金相砂纸进行机械抛光,再对样品进行电化学抛光,消除氧化层和应力层,最后在乙醇中超声清洗去掉表面的污渍。

冷轧变形后合金的位错特征采用透射电子显微镜表征,用砂纸将小圆片两面打磨至厚度为70 μm且表面光滑无明显划痕,将薄片冲压成直径为Φ3 mm的小圆片。随后采用电解双喷进行减薄处理,电解液为HClO<sub>4</sub>:C<sub>4</sub>H<sub>9</sub>OH:CH<sub>3</sub>OH=6:35:50的混合溶液,双喷过程中采用液氮冷却,样品槽内温度控制在-25±3 °C,电压维持在35 V,时间在120~150 s,最后在型号FEI Tecnai G2 F20透射电子显微镜进行微观组织观察。图1为Ti-5331合金经冷轧变形0%、10%和25%的微观组织。图1a中Ti-5331合金变形前的显微组织,由细小的α片(α<sub>s</sub>)、初生α相(α<sub>p</sub>)和β转变组织(β<sub>trans</sub>)组成,其中细小的α片和初生α相均匀分布在β转变基体上。从图1b和图1c中可以看到Ti-5331合金变形后的样品中出现了大量位错缺陷,并且出现位错塞积和缠结。随着变形量的增加,位错密度逐渐增多,交织缠结形成位错网络和位错墙<sup>[20]</sup>。

氢离子辐照在MT3-R2型低能离子注入机实现。分别对未变形、变形10%和25%的样品在室温下进行辐照能量为50 keV,辐照剂量为8×10<sup>16</sup> ions/cm<sup>2</sup>的氢离子辐照。如图2所示,使用SRIM(stopping and range of ions in matter)程序<sup>[21-22]</sup>模拟Ti-5331合金氢离子辐

照产生空位型缺陷和氢浓度分布的情况。将损伤分为3部分:TR区(轨迹层)、CR区(级联碰撞层)、NIR区(非注入层)<sup>[23]</sup>。计算结果显示氢分布在距样品表面25~425 nm的深度范围内,在285 nm深度处浓度达到峰值,损伤峰在235 nm。

利用慢正电子束多普勒展宽谱(DBS)对Ti-5331合金中氢和缺陷相互作用进行研究<sup>[24]</sup>。主要是正电子与电子发生湮没产生2γ光子能谱来反映材料内部的电子动量分布,实现对材料从表面至不同深度的缺陷类型、浓度以及分布进行精确探测。室温下由<sup>22</sup>Na辐射源产生光束,通过调整入射正电子的能量范围(0.18~20.18 keV),根据式(1)计算出慢正电子入射深度范围为0.58~1099.72 nm<sup>[23]</sup>:

$$Z(E) = \frac{4 \times 10^4}{\rho} E^{1.6} \quad (1)$$

式中,Z(E)是表示正电子入射深度(nm),E是慢正电子的入射能量(keV),ρ是材料密度(kg/m<sup>3</sup>),Ti-5331合金的密度是4.453 g/cm<sup>3</sup>。利用S和W参数描述正电子湮没的动量分布,分析位错和氢相互作用对材料辐照损伤的影响。S和W参数分别被定义为中心低动量区(510.2~511.8 keV)和两端高动量区(504.2~508.4 keV和513.6~517.8 keV)中的计数与多普勒展宽谱(499.5~522.5 keV)中总的计数比值<sup>[16]</sup>。

通过同步辐射掠入射X射线衍射(GIXRD)<sup>[25]</sup>探测器对材料辐照区进行晶体结构分析,改变X射线入射角度(<5°)来探究浅层深度范围内辐照样品的晶体结构。热脱附谱仪(TDS)<sup>[17,26]</sup>采用原子质谱分析技术,研究氢原子在材料中的滞留行为,通过测量材料吸附氢原子的热脱附量和脱附温度,得到氢在空位、位错等微观缺陷处的留存情况。当升温速率为1 K/s时,结合公式(2)计算出合金中氢与不同缺陷的热脱附激活能E和脱附峰温度T<sub>p</sub>之间变化关系<sup>[27-28]</sup>:

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

## 3 结果和讨论

### 3.1 位错对氢离子辐照晶体结构的影响

图3为不同形变量的Ti-5331合金辐照前后的GIXRD图。可以从图3a中看出,Ti-5331合金原始状态

表1 Ti-5Al-3V-3Zr-0.7Cr合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of Ti-5Al-3V-3Zr-0.7Cr alloy (wt%)

Al	V	Zr	Cr	Fe	Ti
4.85	2.63	2.9	0.7	0.02	Bal.

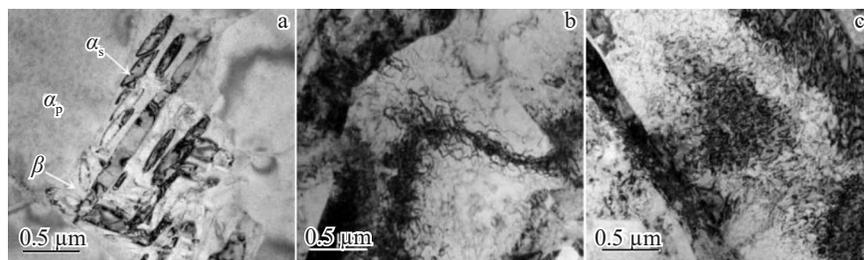


图1 不同变形量的Ti-5331合金微观组织

Fig.1 Microstructures of Ti-5331 alloy with the deformation of 0% (a), 10% (b), and 25% (c)

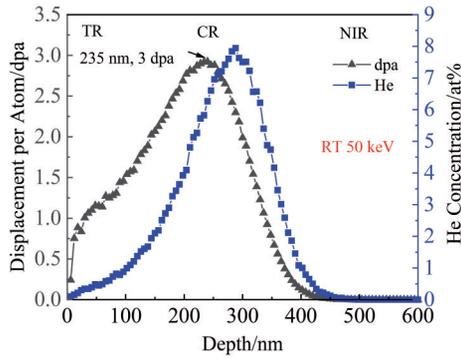


图2 SRIM 模拟 50 keV 氦离子辐照 Ti-5331 合金的损伤和氦浓度分布

Fig.2 SRIM simulation of damage and helium concentration distribution in Ti-5331 alloy irradiated by 50 keV helium ions

(0%-unirr)的相结构由  $\alpha$  相和  $\beta$  相组成,但经变形处理和氦离子辐照后,由于高密度的位错和氦离子辐照导致正常点阵原子偏离平衡位置,晶格发生畸变,引起  $\beta$  相衍射峰消失或者减弱。值得注意的是图 3a 中经形变、辐照处理后的样品未出现新的衍射峰,表明没有新相形成。图 3b 是图 3a 中(101)和(002)晶面对应特征峰的放大图,结合表 2 列出图 3a 中较为明显晶面衍射峰的  $2\theta$  角度和半高宽(FWHM)值进行分析。首先未变形的辐照样品(0%-3 dpa)衍射峰向高角度偏移,是因为在室温下氦离子辐照会产生大量空位,且氦原子扩散困难不能聚集形成氦泡<sup>[29]</sup>,导致晶体中原子缺失,晶格收缩。其次,随着变形量的增加,相比于未辐照样品,Ti-5331 合金的辐照样品整体衍射峰向低角度处偏移且宽化,FWHM 明显增加,发生晶格膨胀,这是因为在氦离子辐照过程中内部

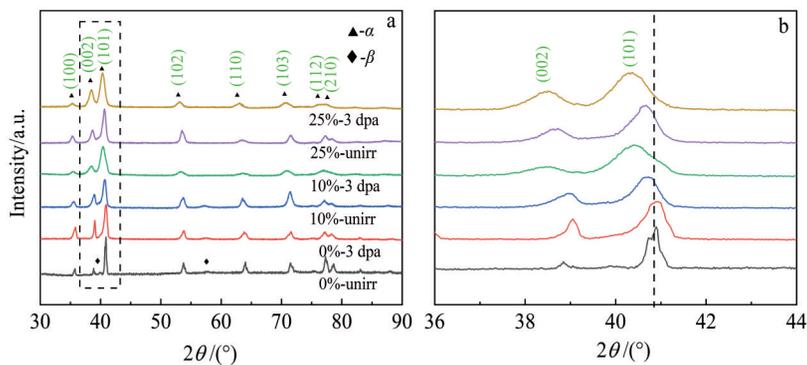


图3 不同变量样品辐照前后的 GIXRD 图及(101)和(002)晶面对应特征峰的放大图

Fig.3 GIXRD patterns of samples with different deformations before and after irradiation (a) and magnification of characteristic peaks corresponding to crystal planes (101) and (002) (b)

原子因为高能氦离子碰撞偏离平衡的位置,同时辐照产生的空位型缺陷会捕获氦原子形成氦空位复合体( $He_m V_n$ ),位错作为缺陷阱会阻碍氦原子扩散引起氦原子聚集形成氦泡,导致晶格点阵畸变<sup>[30]</sup>。相比于变形 10% 的样品,变形 25% 样品由于位错密度的升高,点阵原子畸变程度增加,衍射峰左移和宽化的程度、FWHM 值的增加都比变形 10% 样品更加明显。

### 3.2 位错对氦离子辐照缺陷类型的影响

图 4 是 Ti-5331 合金变形样品氦离子辐照前后的  $S$ - $E$  和  $\Delta S$ - $E$  曲线( $\Delta S = S_{\text{辐照}} - S_{\text{未辐照}}$ )。由图 4a 可见,未辐照样品随着变形量的增加,由于样品引入的位错密度升高,导致正电子在位错缺陷周围的湮没率增大,形变 25% 样品的  $S$  参数明显高于形变 10% 和未变形样品的  $S$  参数。另外辐照样品的  $S$  参数均大于未辐照样品,主要是氦离子辐照后,进入样品内部的氦原子与内部原子发生级联碰撞,产生大量空位型缺陷,正电子在空位处湮没率增加导致辐照样品的  $S$  参数高于未辐照样品<sup>[31]</sup>。结合图 4b 中

表 2 图 3 中对应晶面的  $2\theta$  和 FWHM 值

Table 2  $2\theta$  and FWHM values of the corresponding crystal planes in Fig.3

Sample	$2\theta$ /FWHM/(°)			
	(100)	(101)	(102)	(103)
0%-unirr	35.681/0.216	40.803/0.239	53.625/0.287	71.417/0.394
0%-3 dpa	35.707/0.423	40.918/0.524	53.744/0.549	71.504/0.577
10%-unirr	35.463/0.493	40.630/0.655	53.656/0.571	71.388/0.721
10%-3 dpa	35.392/0.621	40.396/0.882	53.281/0.805	70.837/1.078
25%-unirr	35.321/0.476	40.575/0.642	53.442/0.601	71.466/0.699
25%-3 dpa	35.300/0.540	40.297/0.841	53.016/0.852	70.655/1.131

$\Delta S$ - $E$  曲线分析,在室温下对样品进行氦离子辐照,氦原子会占据空位形成  $He_m V_n$  复合体<sup>[32]</sup>。同时样品中增加的位错会作为缺陷阱捕获氦原子,阻碍氦原子扩散<sup>[14]</sup>,甚至聚集形成氦泡,减少样品内部空位缺陷的形成,导致形变样品的  $\Delta S$  参数明显低于未变形样品。其中,变形 25% 样

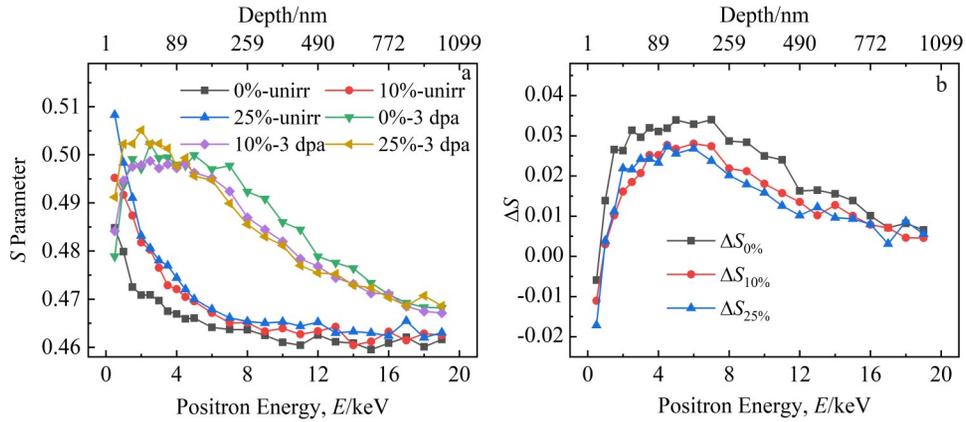


图4 Ti-5331合金不同变形量下氢辐照的S-E和ΔS-E曲线

Fig.4 S-E (a) and ΔS-E (b) curves of Ti-5331 alloy with different deformations irradiated by helium

品的 $\Delta S$ 参数略低于变形10%,表明经过变形的样品在氦离子辐照条件下正电子湮没率降低,位错的存在减缓材料辐照损伤。这与Song等<sup>[26,33]</sup>研究进入样品内部的氦原子和空位会在位错型缺陷周围聚集后影响样品的辐照效应结果一致。图4a中近表面处变形25%样品的S参数明显高于其余试样,样品表层损伤程度高,是因为大量空位产生并长大,空位尺寸增大使正电子湮没率升高。样品中位错的存在能捕获更多氦原子,导致氦原子向深处扩散降低,减少内部由于氦原子扩散的损伤,相比于未变形

样品,形变样品中氦离子辐照对材料表层的损伤高于体内。

图5是样品辐照前后的S-W曲线,通过S-W曲线判断辐照样品的空位缺陷类型的变化情况。图5a中未辐照样品形变量虽然有所变化,但其(S,W)点基本在一条直线上,表明形变前后样品中缺陷类型单一,正电子进入材料后湮没机制没有发生改变<sup>[34]</sup>。图5b~5d中各变形量辐照前后的S-W曲线,发现所有辐照样品的S-W曲线斜率都有不同程度的变化,表明辐照样品中

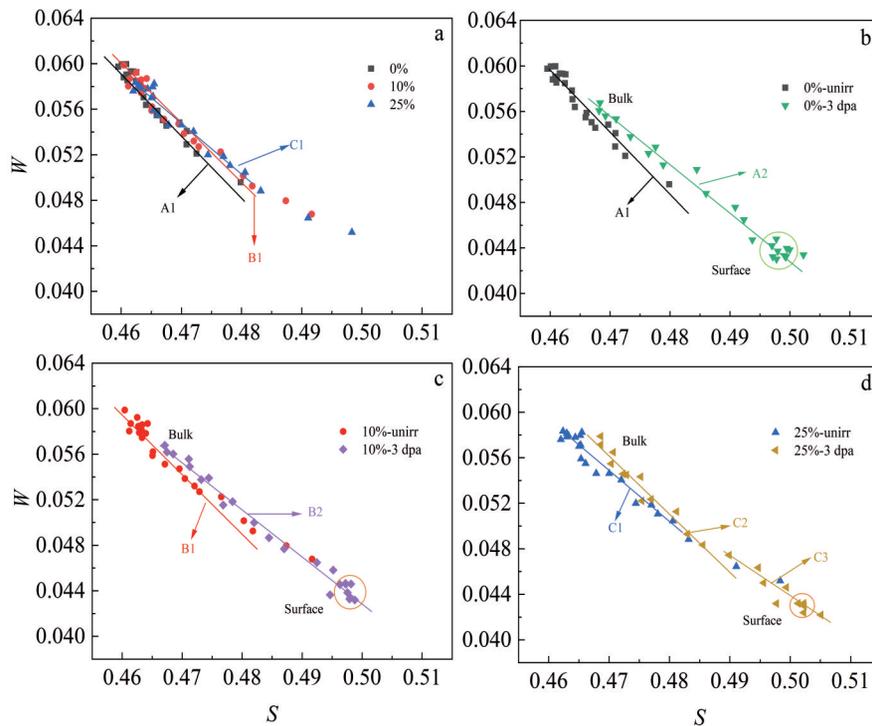


图5 Ti-5331合金不同变形量下氢辐照的S-W曲线

Fig.5 S-W curves of Ti-5331 alloy unirradiated (a) and irradiated curves by helium under the deformations of 0% (b), 10% (c), and 25% (d) (A1, B1, and C1 are the slopes of curves of the unirradiated samples with different deformations in Fig.5a; A1, A2 in Fig.5b, B1, B2 in Fig.5c, and C1, C2, and C3 in Fig.5d are the slopes of curves of samples with different deformations after helium irradiation)

缺陷类型发生了转变<sup>[35]</sup>。在辐照样品的  $S$ - $W$  曲线上圈出的  $(S, W)$  点朝着  $S$  参数增加,  $W$  参数减小的地方发生聚集, 这是因为在样品表面产生的空位型缺陷相对较多, 与氦原子结合形成的复合体中空位比例相对较高, 增加了正电子在此类复合体中的湮没率。图 5d 中形变 25% 的辐照样品斜率发生了 2 次偏转, 这是因为氦辐照之后, 进入样品内部的氦原子会与空位形成  $He_m V_n$  复合体, 被位错阻碍后氦原子 ( $m$ ) 与空位 ( $n$ ) 数量比发生了变化,  $S$ - $W$  曲线斜率也会发生不同程度的偏转<sup>[36]</sup>。

### 3.3 位错对氦脱附行为的影响

图 6 是 Ti-5331 合金不同形变量下氦离子辐照后样品的氦热脱附曲线。可以看出未变形样品在 1393 K 只出现 1 个脱附峰, 而变形 10% 和 25% 的样品出现 3 个脱附峰, 表明形变样品中氦是从不同缺陷类型中脱附出来<sup>[28,37]</sup>。结合公式(2)计算出各个脱附峰对应温度下的脱附激活能, 具体数值如表 3 所示。结合图 4 中  $S$  参数和  $\Delta S$  参数的分析结果, 氦离子辐照导致空位形成的同时氦与空位缺陷结合形成  $He_m V_n$  复合体, 到达一定温度后氦原子直接从空位处逃逸出来形成脱附峰, 因此得到图 6 样品中 Peak B1 和 Peak C1 脱附峰。随着温度的升高, 位错会消失, 氦原子挣脱位错的束缚脱附出来形成 Peak B2 和 Peak C2 脱附峰。结合图 4 和图 5 结果分析, 当温度升高到一定范围, 氦原子聚集形成的氦泡结构不稳定, 氦会从中脱附出来。当温度达到 1393 K 时, 未变形样品中由于氦从氦泡中脱附出来形成脱附峰 (Peak A), 脱附激活能为 4.039 eV, 而变形 10% 和 25% 样品的脱附峰 (Peak B3、Peak C3) 由于位错的存在, 变形样品脱附峰都比未变形脱附峰前移<sup>[38]</sup>。

对不同温度范围的脱附率进行积分, 可得到未变形、变形 10%、变形 25% 合金的脱附量分别为  $1.576 \times 10^{15}$ 、 $1.894 \times 10^{15}$  和  $2.171 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup>, 对应的脱附率分别为

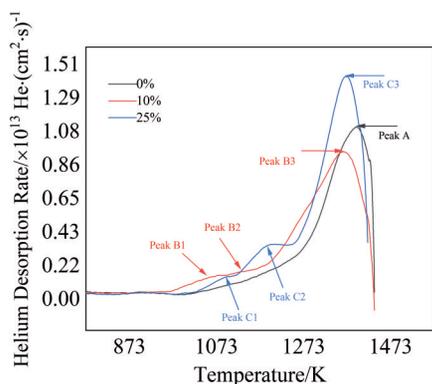


图 6 Ti-5331 合金不同形变量下氦的热脱附谱图

Fig.6 Thermal desorption spectra of helium in Ti-5331 alloy with different deformations

表 3 不同形变量下氦的热脱附峰对应温度及脱附能

Table 3 Temperature and desorption energy corresponding to the thermal desorption peaks of helium under different deformations

Deformation/%	Peak	Temperature/K	Energy/eV
0	A	1393	4.039
	B1	1059	3.071
10	B2	1128	3.271
	B3	1364	3.955
25	C1	1092	3.167
	C2	1192	3.457
	C3	1369	3.970

2.2%、2.4% 和 2.7%。这是因为位错作为缺陷阱会捕获氦原子, 变形程度越大, 位错密度越高, 因此合金中氦的滞留量随着形变量增加。

## 4 结 论

1) 不同形变量的 Ti-5331 合金在高位错密度和氦离子辐照条件下, 出现明显的晶格膨胀, 但并未产生新相。

2) 变形后的 Ti-5331 合金因位错存在阻碍氦原子向样品内部扩散, 导致次表层空位缺陷浓度降低, 从而降低内部辐照损伤。

3) Ti-5331 合金中氦的滞留量随着形变量的增大而增加, 这主要与变形过程中产生的位错有关。

### 参考文献 References

[1] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103

[2] Pushp P, Dasharath S M, Arati C. *Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 54: 537

[3] Gorynin I V, Oryshchenko A S, Leonov V P *et al. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Ltd, 2016: 1797

[4] Hu Shuang(胡爽), Wan Mingpan(万明攀), Zhu Te(朱特) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(1): 232

[5] Kozhevnikov O A, Nesterova E V, Rybin V V *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 271-272: 472

[6] Zhao B, Zhao Y Q, Hou Z M *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2018, 137: 405

[7] Zhao Bin(赵彬), Zhao Yongqing(赵永庆), Hou Zhimin(侯智敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 1872

[8] Zhang Wei(张伟), Cheng Dazhao(程大钊), Liu Caiyan(刘彩艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(10): 2926

[9] Xu Hailong(徐海龙), Huang Li(黄丽), Zhang Wen(张文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1661

- [10] Fan C C, Pan S, Hu X X *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 254: 118993
- [11] Zhang Xiangyang(张向阳), Hu Ping(胡平), Xing Hailong(邢海龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(2): 603
- [12] Shi Y M, Wang Q Q, Yang Q G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 968: 172130
- [13] Wang S W, Wang H Q, Yi X O *et al. Acta Materialia*[J], 2024, 273: 119942
- [14] Dong Ye(董焯), Zhu Te(朱特), Song Yamin(宋亚敏) *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2023, 72(18): 187801
- [15] Wang S W, Guo W G, Schwarz-Selinger T *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 244: 118578
- [16] Song L G, Wang B Y, Zhu T *et al. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B* [J], 2020, 467: 80
- [17] Tal-Gutelmacher E, Eliezer D, Abramov E. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 445–446: 625
- [18] Wang Y X, Xu Q, Yoshiie T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2008, 376(2): 133
- [19] Song Y M, Song L G, Zhu T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 554: 153083
- [20] Chen K X, Yan L Z, Zhang Y A *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 3306
- [21] Biersack J P, Ziegler J F. *Ion Implantation Techniques*[C]. Berlin, Heidelberg: Springer, 1982: 122
- [22] Luo C Y, Xu L J, Shen H H *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(5): 1245
- [23] Jin S X, Zhang P, Lu E *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 103: 658
- [24] Wang P, Ma Y Y, Qin X B *et al. Chinese Physics C*[J], 2008, 32(3): 243
- [25] De M R, Jiang Z T, Pejic B *et al. Electrochimica Acta*[J], 2006, 51(23): 4886
- [26] Zhu T, Jin S X, Gong Y H *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 495: 24
- [27] Morishita K, Sugano R, Wirth B D *et al. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*[J], 2003, 202: 76
- [28] Xu D, Wirth B D. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 386–388: 395
- [29] Frelek-Kozak M, Kurpaska Ł, Pawlak W *et al. Journal of Molecular Structure*[J], 2018, 1166: 34
- [30] Yang Mengyao(杨梦瑶), Yuan Lihong(袁利红), Wang Wenrui(王文睿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1433
- [31] Yu H, Karamched P, Das S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 554: 153074
- [32] Gong Y H, Jin S X, Zhu T *et al. Nuclear Fusion*[J], 2018, 58(4): 046011
- [33] Song Z A, Wang Q Q, Yang Q G *et al. Applied Surface Science*[J], 2024, 651: 159240
- [34] Hu Y C, Cao X Z, Li Y X *et al. Acta Physica Sinica*[J], 2015, 64(24): 247804
- [35] Wu Y C, Jean Y C. *Applied Surface Science*[J], 2006, 252(9): 3278
- [36] Cao X Z, Zhu T, Jin S X *et al. Applied Physics A*[J], 2017, 123(3): 177
- [37] Zhang Z, Zhu T, Jin S X *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2020, 161: 111978
- [38] Wang J R, Pan B C. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2022, 561: 153540

## Interaction of Dislocations and Helium-Induced Defects in Ti-5331 Alloy

Zhou Mei<sup>1,2</sup>, Shi Yunmei<sup>1,2</sup>, Wu Zhen<sup>1,2</sup>, Yu Yao<sup>1,2</sup>, Wang Qianqian<sup>2</sup>, Zhu Te<sup>2,3</sup>, Wan Mingpan<sup>1</sup>, Cao Xingzhong<sup>2,3</sup>,  
Chen Yu<sup>2,3</sup>, Ma Rui<sup>1</sup>

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Institute of High Energy Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

(3. Institute of High Energy Physics, Henan Province Academy of Sciences, Zhengzhou 450046, China)

**Abstract:** The interaction between dislocations and helium-induced defects in Ti-5331 alloy with different cold rolling deformations (0%, 10%, 25%), and the retention behavior of helium in the alloy were investigated by positron annihilation spectroscopy (PAS), transmission electron microscopy (TEM), and grazing incidence X-ray diffraction (GIXRD). The results show that the dislocations generated by deformation in Ti-5331 alloy hinder the diffusion of injected helium atoms into the alloy. Moreover, a large number of vacancy defects generated by irradiation in the alloy form helium vacancy complexes with helium atoms, which finally evolve into helium bubbles. The irradiation damage of the inner layer of Ti-5331 alloy after deformation is lower than that of the surface layer. Additionally, the helium desorption amounts of the alloy with deformations of 0%, 10%, and 25% are  $1.576 \times 10^{15}$ ,  $1.894 \times 10^{15}$ , and  $2.171 \times 10^{15}$  ions/cm<sup>2</sup>, respectively, indicating that the larger the deformation, the more the helium retention in the alloy.

**Key words:** Ti-5331 alloy; dislocations; helium ion irradiation; radiation damage