

核聚变装置中钨材料损伤行为的研究进展

齐艳飞^{1,2}, 王波¹, 周景一², 李运刚², 田薇², 王亮¹

(1. 北京工业大学, 北京 100124)

(2. 华北理工大学, 河北 唐山 063009)

摘要: 轻核聚变反应产生的核能是解决能源问题的有效途径。但核聚变堆中材料的工作环境苛刻, 钨凭借其优异性能成为今后核聚变装置中最有前途的备选材料, 然而纯钨用于聚变堆时, 存在韧脆转变温度较高、再结晶温度低、辐照硬化和脆化以及难加工等问题。因此, 引入钨基材料以达到解决上述问题的目的。在此基础上, 介绍了钨和钨基材料在等离子体辐照、高热负荷以及高能中子辐照作用下的损伤行为, 讨论了损伤机理, 并指出了尚需研究的若干关键问题。

关键词: 等离子体辐照; 高热负荷; 中子辐照; 钨; 钨基材料

中图分类号: TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)07-2262-07

核聚变能是解决能源危机和环境污染的有效途径之一。磁约束托卡马克 (Tokamak) 是最有可能实现的热核聚变装置, 其中第一壁材料 (PFM) 是保障装置稳定运行的关键问题之一, PFM 要承受等离子体辐照、高热负荷以及高能中子辐照, 对材料性能要求非常苛刻。钨材料凭借其高熔点、高导热率、高密度、低热膨胀系数、低蒸气压、低氚滞留、低溅射和高自溅射阈值等优异性能, 被认为是今后核聚变装置的备选材料^[1,2]。

本研究对磁约束托卡马克热核聚变装置中钨及钨基材料在等离子体辐照、高热负荷以及高能中子辐照条件下, 材料的性能退化及损伤行为进行比较和分析, 并指出了尚需研究的若干关键问题。

1 等离子体辐照

钨材料在 H 同位素 (D/T) 和 He 的辐照作用下会出现滞留起泡等, 是制约钨基材料的应用瓶颈, 极大降低材料的热导率与溅射阈值, 且产生的钨杂质进入等离子体中会导致等离子体熄灭致使核聚变反应无法正常进行。

1.1 D/T 辐照效应

钨材料表面直接承受 H 同位素等离子体辐照, 主要损伤为滞留和起泡。D/T 辐照时先进入材料表层, 当表层 D/T 浓度达到饱和时, 向材料内部扩散, 扩散到结构缺陷处或孔隙处发生聚集, 形成气体并产生气泡。气泡会降低热导率和力学性能, 引起形貌损伤及

开裂。钨材料承受 D/T 辐照损伤能力的高低, 既与钨材料本身有关, 又与辐照条件 (如粒子能量、注量和辐照温度等) 有关。

W. H. Hu 等^[3]研究了 H 离子于室温至 1 073 K、 $2.25 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ 条件下钨的损伤行为。实验结果显示, 较高的温度有利于气泡获得较高的内压, 造成空隙循环冲压。在此过程会促进气泡长大及位错环的形成, 但位错环迁移在 623 K 以上才会发生。此外, 873 K 时气泡数密度达到最大, 之后急剧下降。气泡数密度随辐照能量增加而迅速增加, 小气泡凝聚成大气泡, 且气泡通过循环冲压继续长大, 直至内压不足以支撑尺寸扩展为止。然而, 有些研究报道指出钨的辐射损伤会成为 H 同位素的捕捉点, 从而提高 H 同位素在钨中的滞留^[4,5]。J. Roth 等^[6]研究发现, 不同缺陷类型对 H 捕捉能力也不同。一般情况下, 空位捕捉能力高于位错环, 归因于 H 在空位中的高稳定性^[7]。此外, 晶界和杂质也是 H 同位素的捕捉点^[8]。

M. Kobayashid 等^[9]采用 TDS 技术分析了 D 在钨材料中的滞留情况。研究结果表明, 在低能轻离子 (10 keV C⁺ 和 3 keV He⁺) 辐照下, 钨材料中会形成位错环和空位, D 捕捉以空位捕捉为主; 在高能重离子 (2.8 MeV Fe²⁺) 辐照下, 发现了空隙捕捉 D, D 在空隙中积累形成气泡。H 同位素的滞留还与杂质元素的含量有关, M. Poon 等^[10]研究发现, 单晶钨的杂质含量越高其 H 同位素的滞留量越大。此外, 由于钨基材料表面直接承受 H 同位素等离子体轰击, 发生表面溅射,

收稿日期: 2017-07-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51571003, 51274082); ITER 计划专项 (2013GB109003)

作者简介: 齐艳飞, 女, 1987 年生, 博士生, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392445, E-mail: qyf999fyq@163.com

产生钨杂质，污染等离子体。

当 H 同位素滞留量累积到一定值时，钨材料表面因氢泡融合长大而形成气泡。气泡尺寸随温度升高而升高，但气泡密度和表面覆盖率随温度升高而降低^[11]。表面气泡可能导致表皮进入托卡马克等离子体中，污染等离子体；气泡表皮热传导性变差，易过热熔化甚至蒸发，产生蒸气云^[12]。不同组织结构的钨的表面气泡情况见图 1^[13]。

1.2 He 辐照效应

核聚变装置中，He 辐照会改变钨材料的显微组织结构和力学性能。He 原子滞留在钨材料中，通过扩散在结构缺陷处和孔隙处聚集，当 He 注入剂量达到一定值 ($\geq 10^{21} \text{ m}^{-2}$) 时会形成氦泡。钨材料浅表层聚集的氦泡，会改变材料的表面结构形态，常见的典型损伤形态有绒毛状结构、孔洞和气泡等。研究表明，损伤的形成过程均与 He 作为气体原子在钨中的聚集情况有关：高温时，有利于 He 向钨材料内部扩散，在钨材料较深处聚集形成珊瑚状结构；低温时，He 倾向于在钨材料近表面处聚集形成氦泡。He 辐照对钨材料的损伤实际上是氦泡与材料表层之间的相互作用^[14]。所以，钨材料抗 He 辐照能力与辐照条件和钨材料的组织结构等因素有关。

S. J. Zenobia 等^[15]研究发现多晶钨在 30 eV，特定温度和特定 He 注入量下，表面会出现高面向草 (highly oriented grass) 组织。T. G. De 等^[16]在 50 eV、500 s、1 273 K 的 He 辐照下，钨表面形成了纳米纤维状结构 (图 2)。此外，钨近表面区域形成的氦泡导致表面

形貌发生变化，且近表面孔洞的尺寸随辐照温度升高而增大。在 1 473~2 373 K 内，钨表面的腐蚀速率呈线性增加，在更高温度下，钨表面的腐蚀速率呈指数增加，且由 He 诱导形成的纳米结构在 ELM 模式中并不存在灰尘问题。

N. J. Dutta 等^[17]研究发现，有些 He 辐照试样的裂纹周围有气泡，这主要是因为钨中 He 离子的扩散及后续中气泡的诱捕。X. M. Bai 等^[18]研究发现晶界可以提高钨材料的耐辐照性能，且可以吸收碰撞级联产生的间隙原子。O. El-Atwani 等^[19]对超细晶钨的耐 He 辐照性能研究结果表明高温下超细晶钨的绒毛 (fuzz) 形成阈值高于商用钨，即说明晶界对钨耐 He 辐照损伤影响的重要性。晶粒取向为 (110) 和 (111) 的钨只出现气孔，然而晶粒取向为 (001) 的钨出现了气孔，且气孔周围伴有波纹。通过 TEM 分析发现，晶界处有气泡出现，这些气泡很可能与此位置的起泡有关，此结果暗示了 He 辐照引起钨损伤可能导致宏观粉尘排放到聚变等离子体中。

王康等^[20]采用 100 keV 的 He 离子于室温下辐照钨，辐照注量 $1.4 \times 10^{17} \sim 3.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ ，之后对辐照后的钨于 1 373 K 进行退火处理，以此研究钨中 He 离子辐照引入的缺陷与注量之间的关系。研究结果表明，钨材料经辐照和退火处理后，钨内部晶面间距增大，随辐照注量升高空位型缺陷浓度或尺寸增大；经高注量辐照 ($3.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$)，钨表面晶粒之间连接疏松且存在孔隙，由此推断钨表层可能生成了大尺寸的 He 空位复合体或氦泡。

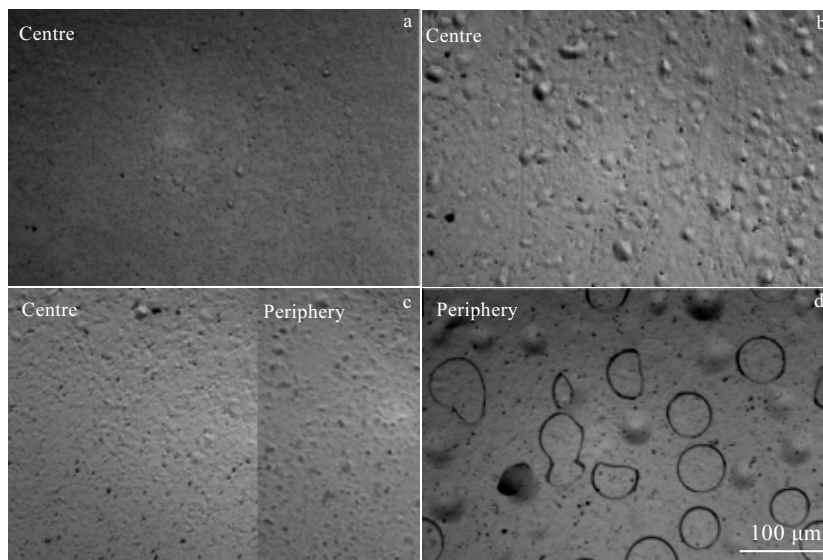


图 1 钨材料表面的气泡

Fig.1 Blister formation on the samples: (a) polycrystalline bulk tungsten, (b) 1 μm columnar tungsten, (c) 1 μm nanocrystalline tungsten, and (d) 1 μm amorphous-like tungsten^[13]

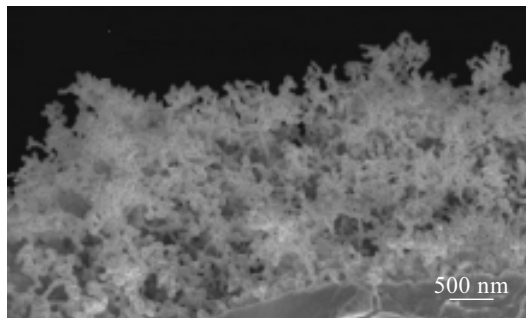


图 2 He 辐照下纳米纤维状结构

Fig.2 Characteristics of the fiber form nano-structure formed under He irradiation^[16]

2 高热负荷

PFM 因高热负荷引起的损伤包括 2 种：一种是瞬时高热冲击造成的再结晶、晶粒长大、表面开裂、熔蚀及蒸发等；另一种是稳态运行时因热流波动引起的表面热疲劳。国内外研究学者研究了高热负荷作用下纯钨(轧制态、再结晶态和钨涂层)和钨基材料(W-La₂O₃、W-K、W-TiC、W-Y₂O₃、W-ZrC 和 W-Ta 等)的损伤行为。

2.1 纯钨

2.1.1 轧制态

不同晶粒取向的轧制钨的耐热冲击能力不同，关于热负荷方向平行于和垂直于晶粒延长方向的耐热冲击性能的研究有所报道^[21,22]。X. X. Zhang 等^[23]对热负荷方向垂直于轧制方向和热负荷方向平行于轧制方向的耐热冲击性能进行研究，研究结果显示热负荷方向平行于晶粒拉长方向的耐热冲击性能优于热负荷方向垂直于晶粒拉长方向的耐热冲击性能。当热负荷方向垂直于轧制方向时，钨材料表面沿轧制方向容易被掀开，出现表面剥落现象。然而，当热负荷方向平行于轧制方向时，裂纹向材料内部扩展，扩展到一定深度时，不易再向内部扩展。

2.1.2 再结晶态

钨再结晶后，晶粒尺寸增大、杂质元素向晶界扩散、晶粒内部位错密度降低，即组织结构发生了变化，材料性能也随之发生改变。袁悦^[24]利用高能电子束设备 JUDITH1 研究了再结晶钨表面的损伤行为。研究表明，再结晶钨脆性显著，抗热冲击性能降低，当基底温度升至 673 K 时，韧性提高，抗热冲击性能增强，但表面粗糙度明显增加。同时，循环热冲击作用后，再结晶晶粒硬度值增加，在不发生表面开裂的前

提下，循环热冲击对再结晶钨的性能恢复起到一定促进作用。

本课题组采用电子束设备研究轧制态钨和再结晶态钨的热疲劳性能，在室温，48 MW/m² 下，循环 300 次后，轧制态钨表面并没有什么变化，而再结晶态钨表面出现了明显的裂纹(图 3)^[25]，即轧制态钨的耐热冲击性能优于再结晶态钨的耐热冲击性能。

2.1.3 钨涂层

钨涂层材料与传统方法制备的钨材料的内部结构差别较大，是第一壁材料的研究方向之一。W 涂层的制备方法有真空等离子体喷涂 (Vacuum Plasma Spraying, VPS)、物理气相沉积 (Physical Vapor Deposition, PVD)、化学气相沉积 (Chemical Vapor Deposition, CVD)、磁控溅射、熔盐电镀等。

CVD-W 涂层具有高致密度、高纯度和高导热率等特性，且具有典型的柱状晶结构和金字塔表面 (pyramid-like face)。Y. Y. Lian^[26]等对 CVD-W 涂层的耐热冲击性能研究发现，在 473 K、2.2 MJ/m² 的热负荷作用下，热轧钨出现了主裂纹和次裂纹，而 CVD-W 在 473 K、2.75 MJ/m² 的热负荷作用下才出现主裂纹，即 CVD-W 的耐热冲击性能明显优于热轧钨。Y. W. Lv 等^[27]研究了 CVD-W 和锻造态 W 的耐热冲击性能。结果表明，CVD-W 沿垂直晶粒生长方向的热

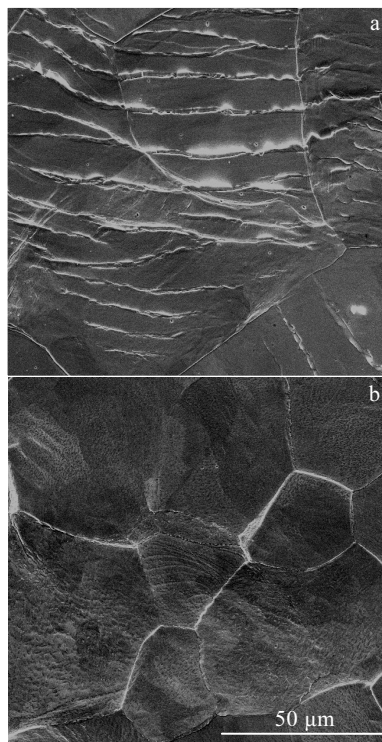


图 3 钨的耐热疲劳性能

Fig.3 Thermal fatigue resistance of tungsten: (a) rolled tungsten and (b) recrystalline tungsten^[25]

膨胀系数与锻造 W 接近。在 220 MW/m^2 、 5 ms 热负荷作用下，CVD-W 表面没有产生裂纹而锻造态 W 表面出现了裂纹（图 4），即 CVD-W 耐热冲击性能明显优于锻造 W。CVD-W 能够承受高热量辐照除了与其高导热系数有关外还与沉积层的表面形貌有关，表面粗糙的柱状晶结构能迅速将涂层表面的热量传递到材料基底。CVD-W 金字塔表面具有高辐射系数，有利于热量传递。在相同热负荷作用下，CVD-W 是在三维结构上分散热负荷，其表面积高于锻造态钨。所以，单位面积上 CVD-W 更有利于热量的传递，从而提高了 CVD-W 的耐热疲劳性能，在热疲劳过程中 CVD-W 产生的热应力低于锻造态 W。

X. M. Zhao 等^[28]研究发现，在相同面积区域内，锯齿状（scraggly）表面比平滑（flat）表面吸收的热载荷多，且锯齿状表面吸收的热量能迅速传递到材料基底，所以材料表面很难发生熔化和再结晶。W 涂层表面的熔化和再结晶归因于其表面热负荷的积累。当热负荷辐照时，CVD-W 晶粒尖端相对于晶粒侧面和底部而言先受到辐照，且晶粒不同部位的温度及吸收的热量不同。随循环热流增加，当 CVD-W 晶粒表面温度升高至 W 熔点时，晶粒尖端先熔化并形成熔池，且晶粒尖端吸收的热量最高。此外，热疲劳阶段形成的高强度、高硬度和高塑性的再结晶晶粒，也可起到保护 CVD-W 涂层的作用。

2.2 钨基材料

由于纯钨用于聚变堆时，其抗弯强度和断裂强度不能满足要求，且存在韧脆转变温度较高、再结晶温度低、辐照硬化和脆化以及难加工等问题。因此，研究者们致力于钨基材料的研究以达到解决上述问题的目的。

2.2.1 固体弥散强化钨基材料

固体弥散强化钨基材料是将纯钨和固体颗粒粉体先进行机械化混合，之后置于不同环境下烧结，即可

制得固体弥散强化钨基材料。本研究介绍了 W-La₂O₃、W-K、W-TiC、W-Y₂O₃ 和 W-ZrC 等固体弥散强化钨基材料的耐高温负荷性能。

M. Mabuchi^[29]等研究发现，在 $1273 \sim 1972 \text{ K}$ 内，经退火处理后 W-La₂O₃ 强度高于纯 W。种法力^[30]等研究发现，W 中分散的 La₂O₃ 颗粒具有抑制 W 晶粒长大的作用，相对于纯 W 而言 W-1%La₂O₃（质量分数）的抗弯强度提高了 35.7%，且能承受 6 MW/m^2 热冲击。然而，在更高热负荷作用下，由于表面温度过高致使 La₂O₃ 熔化导致材料整体性能下降。X. X. Zhang^[31]等对 W-1% La₂O₃ 研究发现，由于其热扩散系数较低（相对于纯 W 和 W-K 而言）且晶界处 La₂O₃ 颗粒的聚集，导致其裂纹阈值偏低。晶界处分布的 La₂O₃ 颗粒，起到抑制晶界运动，提高晶界强度，促进脆性解理断裂的作用。但是粗大的硬质颗粒因在晶界处形成应力集中点而造成局部拉紧形成裂纹。

M. Faleschini^[32]等对 W-K 材料研究发现，K 气泡可以提高材料的再结晶温度和高温蠕变性，且断裂韧性高于轧制态纯 W。W-K 具有较好的耐热冲击性能归因于其适中的导热系数、低表面温度、低韧脆转变温度。此外，W-K 晶界处存在的 K 气泡可提高晶界强度，且不会引入集中应力。但易出现表面粗糙化的问题，如果此问题能够得到解决，那么 W-K 将成为 PFM 的备选材料之一。

TiC 具有高熔点（约 3473 K ）、低密度、与钨相似的热膨胀系数等特性，是制备固体颗粒弥散强化钨基材料的备选固体颗粒添加相^[33]。H. Kurishita 等^[34]研制了室温下具有良好塑性的纳米结构 W-1.1%TiC 材料。K. Tokunaga 等^[35]采用电子束设备研究了纯 W 和 W-1.1TiC 材料的损伤行为。研究表明，在相同恒温载荷（ 1973 K 、 180 s ）和循环载荷（ $723 \sim 1573 \text{ K}$ 、 380 s ）作用下，W-1.1TiC 材料没有出现表面粗糙化及裂纹现象，而纯 W 表面却没能抵抗高热负荷的作用。所以，W-1.1TiC 材料的耐热冲击性能优于纯 W，两者之间的热冲击性能差异与动力学强度和晶界强度有关。Y. J. Kitsuna 等^[36,37]对 W-TiC 系材料的研究结果表明，引入 0.2% TiC 时，材料韧脆转变温度降为 440 K （纯 W 约为 544 K ）；纯钨再结晶温度为 1423 K ，W-0.2% TiC 再结晶温度约 $2273 \sim 2473 \text{ K}$ ，W-0.5% TiC 再结晶温度高于 2473 K 。所以，TiC 起到降低韧脆转变温度，提高再结晶温度的作用。

ZrC 具有高熔点（约 3813 K ）、高硬度、高热稳定性等特性，是制备固体颗粒弥散强化钨基材料的备选固体颗粒添加相。Z. M. Xie 等^[38]通过对室温下锻造态和轧制态 W-0.5% ZrC（质量分数，下同）（平均粒径

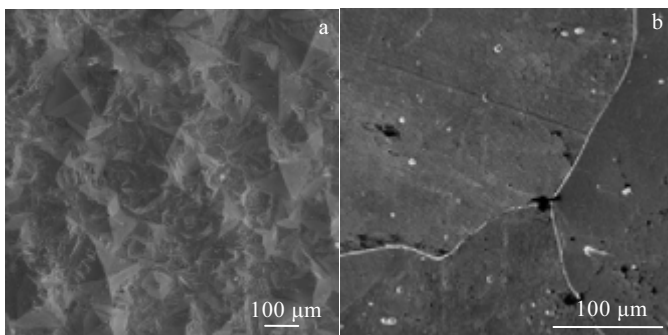


图4 钨的热疲劳性能

Fig.4 Thermal fatigue resistance of CVD-W (a) and forged-W(b)^[27]

为 50 nm, 纯度>99%) 耐热冲击性能和机械性能的研究。发现轧制态 W-0.5%ZrC 凭借其高塑性、高韧性和高断裂能密度的特点具有较高的耐热冲击性能。此外, 轧制态 W-0.5%ZrC 的裂纹阈值高于先前报道的 CVD-W^[26]、变形 W^[35]、W-K^[39]和 W-L₂O₃ 合金^[40]的裂纹阈值。

钨基材料中添加适量的固体颗粒可起到抑制钨晶粒长大, 降低韧脆转变温度, 提高再结晶温度的作用, 材料的耐热负荷损伤能力也会有所提高。同时分布在晶界处的固体颗粒可起到抑制晶界运动, 提高晶界强度的作用。此外, 应注意固体颗粒引入量和引入尺寸的问题, 固体颗粒聚集或尺寸较大成为晶界处的应力集中点而造成局部拉紧或形成裂纹。

2.2.2 合金强化钨基材料

W 材料中引入一些合金元素可起到提高材料机械性能及热疲劳性能的作用。Re 可提高材料韧性及再结晶温度, 但其价格昂贵, 且在中子辐照下易产生脆性相。Mo 和 Nb 可提高材料强度, 但在中子辐照作用下会产生长寿命放射性核素。V 可细化材料组织和晶粒, 增加材料强度、韧性和耐磨性, 降低中子辐照损伤,

但钒熔点远低于钨熔点, 所以 W-V 中钒含量偏多会降低材料的耐热冲击性能。Ta 具有高熔点、低溅射率及良好的延展性, 可提高 W 的韧性, 但目前关于 W-Ta 合金的机械性能、热冲击性能及等离子辐照效应的研究还不够深入。

M. Wirtz 等^[41]在 0.16~1.27 GW/m², 室温~873 K (基底温度), 1 ms 脉冲 (2 次脉冲时间间隔为 3 s), 循环 100 次的条件下, 研究了高纯 W、W-1%Ta 和 W-5%Ta 合金的耐热冲击性能。W-5%Ta 合金 (损害阈值 0.32~0.47 GW/m²) 的耐热冲击性能优于纯钨 (损害阈值 0.16~1.27 GW/m²) 和 W-1%Ta 合金 (损害阈值 0.16~0.24 GW/m², 室温除外)。

3 中子辐照

在聚变反应堆运行中, D-T 发生聚变时, 释放出 14.1 MeV 中子。中子具有很强的穿透力, 在材料内部通过初级撞出原子和随后的级联碰撞在整个体积内产生辐照缺陷, 导致材料脆化, 缩短部件寿命。辐照缺陷与聚变燃料 (如氚) 相互作用, 会引发严重的滞留和渗透。

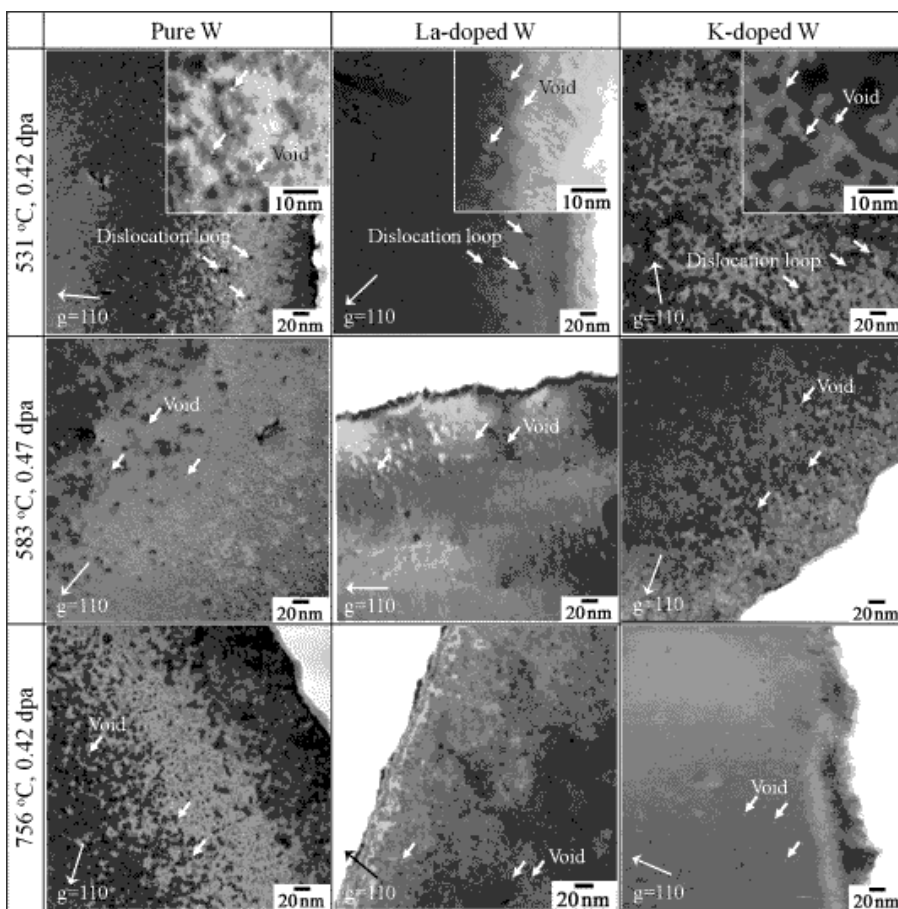


图 5 中子辐照后纯 W、La 掺杂 W 和 K 掺杂 W 的显微组织

Fig.5 Microstructures of pure W, La-doped W and K-doped W after neutron irradiation^[45]

钨经中子辐照后,其物理性能及力学性能显著降低。且钨材料发生原子离位损伤及生成固体转化元素 W、Re 和 Os。H. Bolt 等^[42]推测在 ITER 和 DEMO 装置中,钨会产生大量的位移损伤和 Re。随中子辐照影响的增加,纯 W 会转变成 W-Re 或 W-Re-Os 合金。Y. Nemoto 等^[43]研究 W-26%Re 合金的中子辐照性能时,发现辐照诱导沉淀会引起材料硬化。A. Hasegawa 等^[44]研究了 673~2073 K, 0.09~1.51 dpa 中子辐照对纯钨和 W-Re 合金的影响。W-Re 合金中 Re 为 3%~5%(质量分数,下同)时,可有效抑制孔洞的形成;当 Re 超过 10%时,材料主要是针状析出物。M. Fukuda 等^[45]研究了 804~1029 K, 0.42~0.47 dpa 中子辐照对纯 W、La 掺杂 W 和 K 掺杂 W 的影响。材料表面显微组织变化如图 5 所示,纯 W、La 掺杂 W 和 K 掺杂 W 出现的位错簇(孔洞、位错环和黑点)的平均尺寸和数量密度几乎处于同级别,3 种材料的辐照硬化也几乎相同。故可认为弥散相颗粒对中子辐照作用不明显。M. Fukuda 等^[46]对纯 W 和 W 合金(W-La, W-K 和超细 W-TiC 合金)耐中子辐照性能的研究发现,在 1023 K、0.42 dpa 辐照条件下,所有样品都出现了空洞、黑点和位错环,且所有样品的电阻率增加,纯 W、W-La 和 W-K 的电阻率和辐照硬化相近。中子辐照前后超细 W-TiC 合金的电阻率高于其他样品,归因于其超细晶及合金化过程中引入的 TiC。

M. Fukuda 等^[47]研究了 363~1073 K, (0.02~9.00) $\times 10^{25}$ n/m² ($E > 0.1$ MeV) 下,单晶钨的维氏硬度和显微组织的变化。当中子剂量超过 1.00×10^{25} n/m² ($E > 0.1$ MeV) 时,单晶钨的硬度随热中子通量增加而增加,辐照诱导钨材料析出 χ 相和 σ 相。虽然低剂量下辐照硬化主要由缺陷簇引起,但是嬗变引起的沉淀也起到加强钨硬化的作用。A. Hasegawa 等^[48]对纯 W 和 W-Re-Os 合金的耐中子辐照性能研究发现,在 673~1 073 K, 1~1.5 dpa 中子辐照下空洞是纯 W 的主要损伤结构,引入 Re 可抑制空洞形成。低 Re 含量的合金中,材料的辐照硬化也会受到抑制,硬化是由辐照诱导 WRe (σ 相) 和 WRe₃ (χ 相) 沉淀而形成,且硬化行为取决于辐射场的中子能谱。

4 结 语

钨作为未来核聚变反应堆中的面对等离子体候选材料,需承受等离子辐照、高热负荷和中子辐照的作用。针对其工作环境,研究者们研究了不同形态的纯钨及钨基材料的抗辐照性能和耐热负荷性能。等离子辐照下氢氦滞留起泡是制约钨基材料的主要问题;高热负荷作用下,钨材料主要出现再结晶、晶粒长大、

表面开裂、熔蚀、蒸发及表面热疲劳等现象;中子辐照下,会造成钨材料原子离位损伤及生成固体转化元素 W、Re 和 Os。

优化钨及钨基材料的微观结构是提高其综合性能的一种发展趋势。目前,关于钨及钨基材料 PFM 的耐高热负荷及粒子辐照方面损伤行为的研究报道较多,而关于损伤机理深入研究的报道较少,所以应加强损伤机理的研究。同时,应加强等离子体辐照、高热负荷和中子辐照三者协同累积损伤的研究,为分析钨及钨基材料在核聚变装置中的服役情况提供实验参考及理论分析。

参考文献 References

- [1] Ahlgren T, Bukonte T. *J Nucl Mater*[J], 2016, 479: 195
- [2] Kolasinski R D, Buchenauer D A, Doerner R P *et al. Int Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 60: 28
- [3] Hu W H, Luo F F, Shen Z Y *et al. Fusion Eng Des*[J], 2015, 90: 23
- [4] Wampler W R, Doerner R P. *Phys Scr*[J], 2009, T138: 014 037
- [5] Hoen M H J, Tyburska-Puschel B, Ertl K *et al. Nucl Fusion*[J], 2012, 52: 023 008
- [6] Roth J, Schmid K. *Phys Scr*[J], 2011, T145: 014 031
- [7] Poon M, Haasz A A, Davis J W. *J Nucl Mater*[J], 2008, 374(3): 390
- [8] Ahlgren T, Heinola K, Vörtler K *et al. J Nucl Mater*[J], 2012, 427(1-3): 152
- [9] Kobayashi M, Shimada M, Hatano Y *et al. Fusion Eng Des*[J], 2013, 88(9-10): 1749
- [10] Poon M, Haasz A A, Davis J M *et al. J Nucl Mater*[J], 2003, 313-316: 199
- [11] Manhard A. *Deuterium Inventory in Tungsten after Plasma Exposure: a Microstructural Survey*[D]. Augsburg: Universität Augsburg, 2011
- [12] Hassanein A. *Fusion Eng Des*[J], 2002, 60(4): 527
- [13] Hoen M H J, Dellasega D, Pezzoli A *et al. J Nucl Mater*[J], 2015, 463: 989
- [14] Kajita S, Sakaguchi W, Ohno N *et al. Nucl Fusion*[J], 2009, 49(9): 095 005
- [15] Zenobia S J, Garrison L M, Kulcinski G L. *J Nucl Mater*[J], 2012, 425(1-3): 83
- [16] De T G, Bystrov K, Doerner R P *et al. J Nucl Mater*[J], 2013, 438: S78
- [17] Dutta N J, Buzarbaruah N, Mohanty S R. *J Nucl Mater*[J], 2014, 452(1-3): 51
- [18] Bai X M, Voter A F, Hoagland R G *et al. Science*[J], 2010, 327: 1631
- [19] El-Atwani O, Gonderman S, Efe M *et al. Nucl Fusion*[J],

- 2014, 54: 083 013
- [20] Wang Kang(王 康), Liu Li(刘 莉), Deng Aihong(邓爱红) *et al.* *Journal of Sichuan University, Natural Science Edition*(四川大学学报, 自然科学版)[J], 2016, 53(3): 601
- [21] Hirai T, Pintsuk G, Linke J *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2009, 390-391: 751
- [22] Zhou Z, Pintsuk G, Linke J *et al.* *Phys Scr*[J], 2009, T138: 014 058
- [23] Zhang X X, Yan Q Z. *J Nucl Mater*[J], 2014, 444(1-3): 428
- [24] Yuan Yue(袁 悦). *Research on Damage Behaviors of Tungsten Materials under High Heat/Particle Fluxes* (高热/粒子流作用下钨材料的损伤行为研究)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2013
- [25] Ma Dong(马 栋). *Study on Thermal Fatigue Damage of Tungsten Base Material*(钨基壁材料热疲劳损伤性能研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2016
- [26] Lian Y Y, Liu X, Cheng Z K *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2014, 455(1-3): 371
- [27] Lv Y W, Song J P, Lian Y Y *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2015, 457: 317
- [28] Zhao X M, Song J P, Yu Y *et al.* *Int Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 57: 134
- [29] Mabuchi M, Okamoto K, Saito N *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 1997, 237: 241
- [30] Zhong Fali(种法力), Chen Yong(陈 勇), Wu Yucheng(吴玉程) *et al.* *Journal of Materials Science & Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2009, 27(3): 315
- [31] Zhang X X, Yan Q Z, Lang S T *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2014, 455(1-3): 537
- [32] Faleschini M, Kreuzer H, Kiener D *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2007, 367-370: 800
- [33] Zhun Lingxu(朱玲旭), Yan Qingzhi(燕青芝), Lang Shaoting(郎少庭) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(12): 3522
- [34] Kurishita H, Arakawa H, Matsuo S *et al.* *Mater Trans*[J], 2013, 54: 456
- [35] Tokunaga K, Kurishita H, Arakawa H *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2013, 442(1-3): S297
- [36] Kitsuna Y J, Kurishita H, Kayano H *et al.* *J Nucl Mater*[J], 1999, 271-272: 423
- [37] Kurishita H, Matsuo S, Arakawa H *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2009, 386-388: 579
- [38] Xie Z M, Liu R, Miao S *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2016, 469: 209
- [39] Zhang X X, Yan Q Z, Lang S T *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2014, 452(1-3): 257
- [40] Zhang X X, Yan Q Z, Lang S T *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2014, 455(1-3): 537
- [41] Wirtz M, Linke J, Pintsuk G *et al.* *Phys Scr*[J], 2011, T145(24): 014058
- [42] Bolt H, Barabash V, Federici G *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2002, 307-311: 43
- [43] Nemoto Y, Hasegawa A, Satou M *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2000, 283-287: 1144
- [44] Hasegawa A, Fukuda M, Yabuuchi K *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2016, 471: 175
- [45] Fukuda M, Hasegawa A, Nogami S *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2014, 449(1-3): 213
- [46] Fukuda M, Hasegawa A, Tanno T *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2013, 442: S273
- [47] Fukuda M, Kiran Kumar N A P, Koyanagi T *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2016, 479: 249
- [48] Hasegawa A, Fukuda M, Nogami S *et al.* *Fusion Eng Des*[J], 2014, 89: 1568

Research Progress in Damage of Tungsten and Tungsten-base Materials for Nuclear Fusion Device

Qi Yanfei^{1,2}, Wang Bo¹, Zhou Jingyi², Li Yungang², Tian Wei², Wang Liang¹

(1. Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. North China University of Science and Technology, Tangshan 063009, China)

Abstract: Producing fusion energy by light nuclear fusion reactions is an effective way to solve the energy problem. However, the materials in the reactor will face harsh working environment. Tungsten has become one of the most promising candidate materials in the future nuclear fusion device due to its excellent properties. But pure tungsten has some problems in the fusion, such as high ductile brittle transition temperature, low recrystallization temperature, irradiation hardening, embrittlement and difficult processing. Therefore, the tungsten-base material is used to solve the problems. On the basis, the damage behaviors of tungsten and tungsten-base materials under plasma irradiation, high heat load, and high-energy neutron irradiation were introduced. The damage mechanism were discussed. Several key issues which need to be studied hereafter were pointed out.

Key words: plasma irradiation; high heat load; neutron irradiation; tungsten; tungsten-base materials

Corresponding author: Wang Bo, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392445, E-mail: wangbo@bjut.edu.cn