

钼金属的离子辐照损伤行为研究进展

张向阳^{1,2}, 胡平^{1,2}, 邢海瑞^{1,2}, 何朝军^{1,2}, 杨帆^{1,2}, 张文³, 党晓明⁴, 王快社^{1,2}

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安建筑科技大学 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710055)

(3. 西北有色金属研究院 难熔金属材料研究所, 陕西 西安 710016)

(4. 金堆城钼业股份有限公司, 陕西 西安 710077)

摘要: 钼作为一种难熔金属, 因其良好的高温强度、抗蠕变性能、导热性能、耐蚀性能和低溅射率等特性, 是满足新一代核能技术发展的重要候选材料。离子辐照会改变钼金属的微观结构, 使其产生位错环、空洞、气泡等多种缺陷, 导致钼的性质发生改变, 服役性能大大降低, 最终使得钼金属不能长期有效应用于核反应堆中。本文综述了近年来国内外学者基于辐照对钼损伤行为方面的研究, 分析了不同离子辐照下钼的微观结构、表面形貌、力学性能及光学特性等方面的影响, 并在现有研究基础上对未来离子辐照对钼金属的损伤行为的研究方向进行了展望, 以期对钼金属的研发和核反应堆方面的应用提供参考。

关键词: 微观组织; 氦气泡; 表面形貌; 力学性能; 光学特性

中图分类号: TG146.4⁺12; TL341

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0603-14

钼金属是一种银白色难熔稀有金属, 由于其优异的导电和导热性能, 在冶金、化学、电子、航空航天领域有着广泛的应用和极好的前景^[1-3]。同样钼金属因其具有高熔点、高温强度高、高温蠕变速率低和溅射率低等优点, 被认为是高温液态金属冷却反应堆的燃料包壳、核聚变反应堆中的面向等离子体壁(第一壁)以及光学诊断系统组成部分(第一镜)的重要候选材料^[4-8]。

裂变堆中的包壳及堆芯结构材料将面临高温、中子辐照及液态碱金属腐蚀等苛刻服役环境, 是制约空间堆技术发展的瓶颈之一。选择反应堆结构材料时, 应考虑其强度、韧性、耐腐蚀性以及辐照脆化的性能。钼及其合金是核反应堆结构材料的主要选择。Mo-Re合金已被建议用于高温核反应堆^[9], 如燃料包壳和结构部件; 在聚变服役环境下, 钼金属作为面向等离子体材料将直接遭受聚变反应中高通量的H同位素、He离子束以及中子束的辐照等效应而发生损伤, 导致钼金属生成空位、间隙原子、位错环、He泡、溅射等缺陷, 使钼金属的表面形貌发生变化, 物理化学性能下降, 服役时间缩短, 严重影响反应堆装置的安全性和可靠性^[10-12]。

辐照效应是物质在辐射作用下所产生的一切现象,

主要指辐射把能量传递给物质, 造成物质性状变化。按照电离辐射类型, 辐照效应可以分为中子、离子、电子和X射线辐照效应^[13-15]。离子在靶材中除了会与原子核发生碰撞外, 还与原子存在库伦力的作用, 因此其与靶材的作用强烈, 能量损失很快, 射程很短, 可以产生较大的辐照损伤, 通常在较短的时间内可以产生相当于中子数年的辐照损伤, 且离子辐照通常不会引起样品的放射性, 材料的表征也不需要专用的设备。因此, 目前在选用核反应堆材料时, 经常采用离子辐照效应来模拟中子对材料的辐照效应^[16-17]。辐照在晶体中产生的各种缺陷一般称为辐照损伤, 它是现有核反应堆长期有效运行和发展新的核裂变、聚变装置的一个重要问题^[18-20]。对于多数材料而言, 辐照损伤主要是离位损伤。入射离子与材料中的原子核碰撞, 一部分能量转换为靶原子的反冲动能, 当此动能超过点阵位置的束缚能时, 原子便可离位, 产生大量的离位原子, 这些离位原子在级联碰撞过程中会进一步形成间隙原子、空位、位错等缺陷^[21-24]。

在辐照环境下, 高能粒子(中子、裂变产物、嬗变产物、 γ 射线、 α 射线等)与Mo晶格中的原子碰撞, 产生包括空位和间隙在内的基本晶体缺陷, 造成辐照损伤,

收稿日期: 2023-04-11

基金项目: 陕西省创新能力支撑计划科技创新团队项目(2022TD-30); 陕西高校青年创新团队(2019-2022); 霍英东教育基金会(171101); 陕西省“高层次人才特殊支持计划”青年拔尖人才项目(2018-2023); 陕西省科技重大专项(2020ZDZX04-02-01); 陕西省教育厅服务地方专项科研计划(21JC016); 陕西省重点研发项目(2021GY-209)

作者简介: 张向阳, 男, 1999年生, 硕士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: 1411563083@qq.com

且损伤行为会受到入射离子种类、能量等辐照参数的影响。由于辐照损伤在核裂变和聚变反应堆中的技术重要性，国内外研究者们^[25-29]对其进行了深入的研究，他们通过不同种类与参数的离子对钼金属进行辐照，确定不同离子对其多方面缺陷的影响，并分析了这些缺陷的形成与作用机理，以期能有针对性地提高钼金属的抗辐照能力。因此，研究不同离子辐照条件下金属的损伤过程对于更好的认识面向等离子的损伤机制具有非常重要的意义。钼金属因具有优异的综合性能是核反应堆中不可缺少的材料之一，其在当前的核电发展中发挥了关键作用^[30-33]。本文深入探究了不同离子对钼材料的辐照损伤行为，分别从离子辐照对钼金属的微观结构、表面形貌、力学性能和光学特性等方面进行了探讨，并为后续钼金属在核材料方面的应用提供了一定的科学参考意义。

1 离子辐照对钼金属微观结构的影响

1.1 重离子辐照对钼微观结构的影响

在辐照环境中，高能离子束、各类射线等与钼晶格中的原子碰撞，使钼金属中的晶格原子偏离原有位置，产生大量空位、间隙原子、位错等晶体缺陷，造成辐照损伤。快速重离子辐照是通过引入各种类型的缺陷如点缺陷、团簇缺陷等，依赖于入射离子和靶材来改变钼金属性能的一种方法。

Yun 等^[34]用裂变碎片能量表征氙离子在单晶钼(Mo)中的重离子束辐照损伤以及这种损伤对晶格应变变化的影响。该团队对辐照后的材料进行 TEM 表征，在 5.5 dpa 辐照损伤处发现了高密度的位错环，在 11 dpa 辐照损伤处发现了位错。从单个位错环到位错再到位错网络的演化被认为是晶格应变的降低。图 1 用峰值 dpa 测量的 [001] 峰值点阵应变与辐照损伤的关系图。峰值点阵应变是指沿深度方向的最大点阵应变。可以看出，晶格应变随辐照损伤的增加而减小。据研究^[35]，当位错环演化为位错网络时，晶格应变会降低。

图 2a 和 2b 显示了代表这些位置微观结构的明场

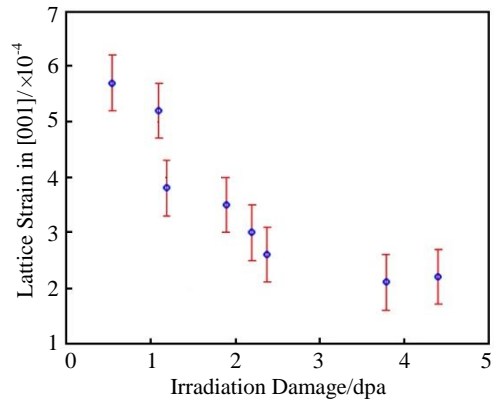


图 1 测量[001]点阵应变峰值随辐照损伤的峰值强度

Fig.1 Measured [001] peak lattice strain versus irradiation damage in terms of peak dpa^[34]

TEM 照片，其放大倍数略有不同，但明显可以看出缺陷的微观结构有显著差异。在 5.5 dpa 辐照损伤处，存在大量密度的位错环，这些位错环很可能是自间隙原子位错环^[36]。强辐照损伤部位，即 11 dpa 的损伤时，可以观察到许多位错组织。这些位错被认为是通过单个位错环的合并或坍塌而产生的。那么在那些位错结构之间仍然存在个别的位错环。间隙位错环的产生有增加晶格参数的趋势，但当位错环演化为位错网络时，晶格参数降低，说明晶格应变向高损伤方向减小。

Wen 等^[37]同样用氙离子光束照射钼试样，研究了辐照前后钼的配位数及其与缺陷形态的关系。图 3 显示了辐照试样表面配位数的变化趋势，图 3a~3c 中横轴上的距离表示测量点到试件底边的距离。蓝色曲线表示辐照试样在辐照过程中的稳态温度分布。黑色曲线表示自间隙哑铃的配位数图 3a、钼的第一配位壳层数图 3b 以及合配位数图 3c。可以看出，自间隙哑铃的配位数大幅增加。这说明在辐照实验温度下，重离子辐照引入了大量的哑铃结构。所有的配位数都朝着温度最高的地方显著降低，自间隙哑铃配位数显著减少可能原因是间隙分子

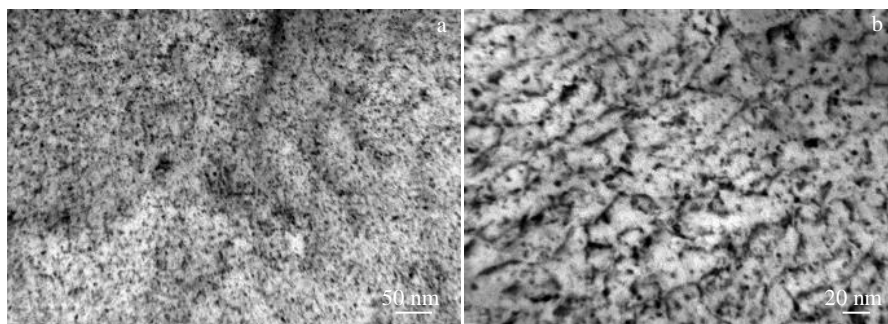


图 2 不同位置缺陷组织的 TEM 明场像

Fig.2 TEM bright field images of defect microstructures at different locations^[34]: (a) 5.5 dpa location and (b) 11 dpa location

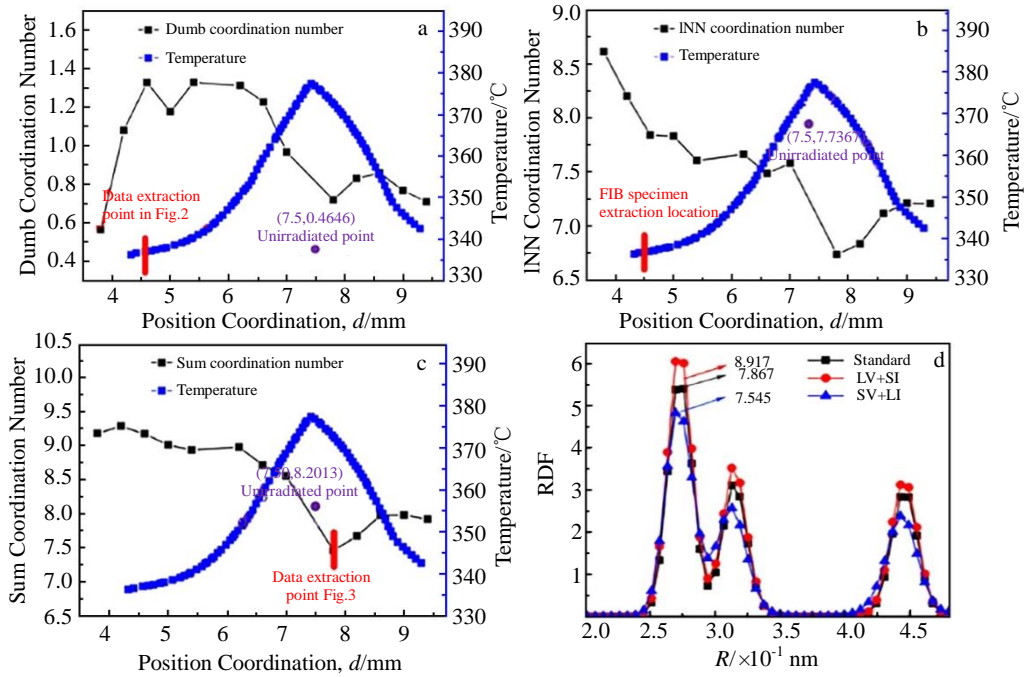


图 3 辐照与未辐照样品的配位信息与 MD 仿真计算出不同缺陷配置的径向分布函数 (RDF)

Fig.3 Coordination information of the irradiated specimen with that of the unirradiated specimen as reference (a-c) and radial distribution function (RDF) of different defect configurations calculated by MD simulation (d)^[37]: (a) coordination information of the self-interstitial dumbbell, (b) coordination information of the first coordination shell, and (c) sum of coordination information of the self-interstitial dumbbell and the first coordination shell

在空位处湮灭。钼的第一配位壳层数的减少可以通过总配位数的减少来清晰地表现出来图 (3c)。图 3d 为 MD 仿真结果，通过计算具有不同缺陷构型的不同原子系统的径向分布函数 (RDF) 来计算平均配位数。在 600 K 时，含有大空位团簇 (LV) 和小间隙团簇 (SI) 的体系的 RDF 比标准钼晶体的 RDF 大。含有小空位团簇 (SV) 和大间隙团簇 (LI) 的体系的 RDF 小于标准钼晶体的 RDF。结果表明，当配位数较高时，存在小间隙团簇和大空位团簇，当配位数较低时，存在小空位团簇和大间隙团簇。在相同原子密度的系统中，具有小空位团簇的系统平均配位数小于具有大空位团簇的系统平均配位数。而小间隙团簇系统的平均配位数要大于大间隙团簇系统的平均配位数。这可以解释为，当空隙以团簇的形式存在时，它们的相互影响会减少总配位数的增量。即平均配位数与缺陷构型相关联。

总结上述现有的研究发现，钼金属经重离子辐照后会产生空位、位错等各种缺陷，造成辐照损伤，晶格应变会随着损伤的增加而减小。此外，不同的缺陷形态会使钼的配位数发生变化^[38-40]。这些结果对进一步揭示辐照后钼金属的微观组织演化行为具有一定的指导意义。

1.2 离子辐照引起的氦气泡演化研究

在辐照环境下，钼金属中产生的氢和氦气会大大降

低金属的抗辐照性能，尤其是氦 (He)。氦是所有元素中最不活泼的惰性元素，这是由于它的电子结构引起的。氦气几乎不溶于所有的金属，并且很容易与空位结合形成空位团簇。当氦原子数量达到一定值时，就会出现氦泡^[41]。Li 等^[42]研究了 He⁺辐照和辐照后退火处理时钼中氦气泡的演化行为。结果显示，He⁺辐照和随后的退火均诱导了氦气泡的产生、聚集和生长，说明了温度对氦气泡的形成和演化有显著影响。在相同的辐照条件下，辐照温度越高，气泡尺寸就越大。在 900 °C 下，氦气泡会优先在晶界上形核和长大，表现出超大型氦气泡，这将导致微裂纹的形成。实验结果表明，随着退火时间的增加，氦气泡的尺寸增大。退火温度越高，尺寸增长越快 (如图 4a 所示)。图 4b 给出了系数 A、指数 n 与退火温度 T 关系，如式 (1)，(2)。

$$A = -1.39 \times 10^{-4} \exp(T/108.5) + 1.44 \quad (1)$$

$$n = 2.91 \times 10^{-4} \exp(T/137.4) - 0.0176 \quad (2)$$

其中，T 为退火温度，单位为 K，通过此式可以估算出任意退火时间内氦气泡的平均大小。图 4c 显示了最终氦气泡的平均尺寸与退火温度的关系。可以看出，随着退火温度升高，氦气泡的最终平均尺寸的增加速度加快。

图 5 为 TEM 明场像，在辐照早期，晶界附近出现了宽度为 50~60 nm 的剥蚀带，剥蚀带中仅发现小气泡 (如

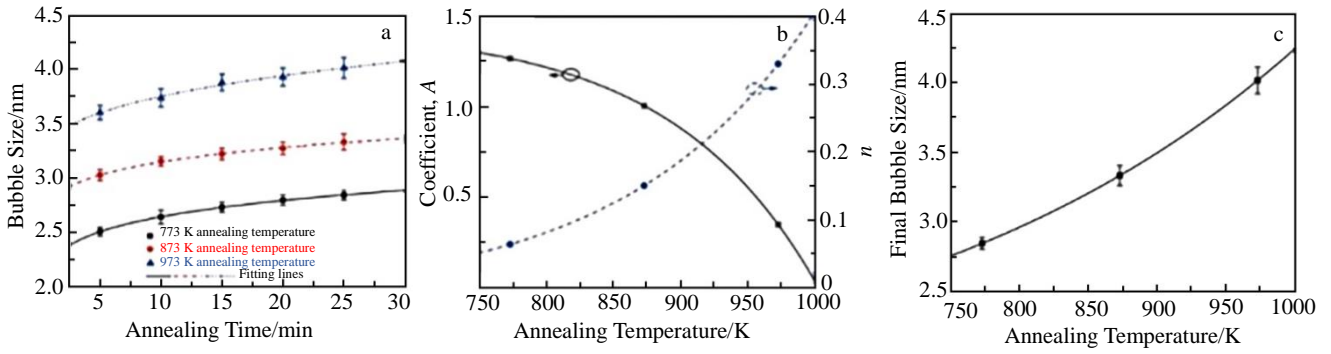


图 4 不同退火温度下氦气泡的大小与退火时间的关系；气泡生长方程中的系数和指数与退火温度之间的关系；氦气泡的最终平均大小与退火温度之间的关系

Fig.4 Relationship between the size of helium bubbles and annealing time at different annealing temperatures (a), relationship between the coefficient A exponent n in the bubble growth equation and annealing temperatures (b), and relationship between the final average size of helium bubbles and annealing temperature (c)^[42]

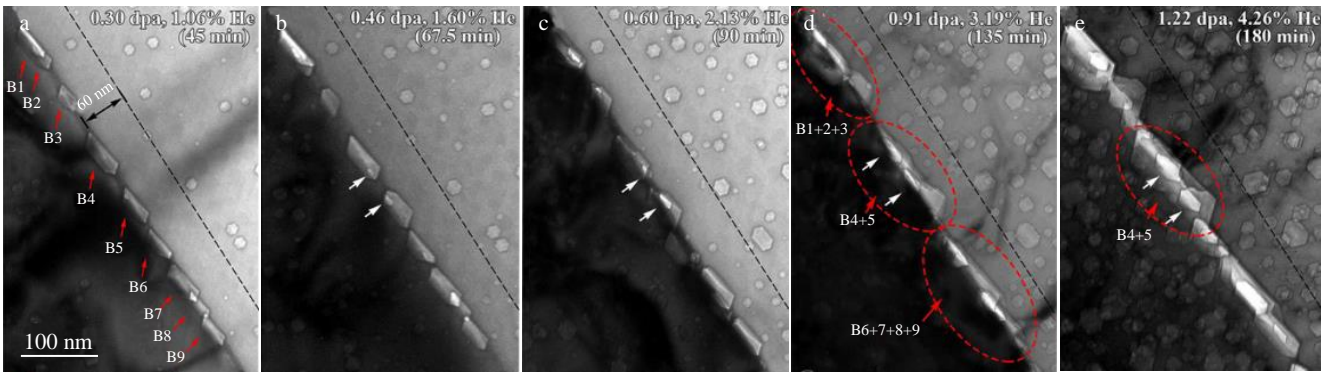


图 5 不同 He⁺辐照剂量晶界处氦泡的演化原位 TEM 明场像

Fig.5 TEM in-situ bright field images of helium bubbles at grain boundary with different He⁺ irradiation doses^[42]: (a) 0.3 dpa (1.06% helium), (b) 0.46 dpa (1.60% helium), (c) 0.60 dpa (2.13% helium), (d) 0.91 dpa (3.19% helium) (d), and (e) 1.22 dpa (4.26% helium)

图 5a 和图 5b 所示)^[42]。随着 He⁺辐照剂量的增加，剥蚀带宽度减小，该区域逐渐出现氦气泡，随后氦气泡在晶界迅速增大，但其数量稳定，没有新气泡形成，说明注入的 He 原子有限聚集在有核的氦气泡处，并非独自形核。如图 5d 所示，晶界处 9 个相邻的氦气泡经碰撞、重叠、结合最终形成 3 个大尺寸氦气泡，随后晶界区域完全被氦气泡覆盖（如图 5e 所示）。显然，氦气泡重叠区域要比其他区域亮的多，说明该区域具有更好的透光性，很快就会形成孔。因此，氦气泡的重叠将会导致微裂纹的产生。此外，有学者使用原位离子辐照透射电子显微镜设备（I³TEM），在透射电子显微镜内部原位进行离子注入和退火实验，这是一种用以研究 Mo 中气泡演化机制的有力方法，这种方法也适用于研究复杂辐照环境中使用的其他材料^[43]。

气泡能够自发的形成一种有序的纳米级气泡（气泡超晶格），这是一种能够高效储存辐照气体的方式^[44]。

Donnelly 和 Johnson 等人^[45-46]报道了使用低能 He 离子注入在 bcc 金属中氦气泡的空间有序性，并表明 Mo 中气泡超晶格形成的温度范围约为 0.14~0.16T_m。图 6 给出了晶带轴为[001]的 Mo 中离子注量和随温度变化的 He 气泡分布示意图^[47]。如图 6 中上行所示，随着离子注量的增加，He 气泡的排列从{110}面上的随机排列、2D 有序演变为 3D 气泡超晶格。气泡直径随离子注量的增加而增加，而气泡晶格常数与离子注量无关。气泡超晶格在特定的温度范围内形成，低于此温度范围，氦气泡随机分布，高于此温度范围，气体泡超晶格开始无序，如图 6 中下行所示。Sun 等^[48]通过相场模拟来了解缺陷超晶格结构在辐照下的稳定性，结果表明，气泡/空洞的粗化和不均匀成长导致了不完全超晶格在辐照下的无序化，这就意味着高度有序的超晶格可能表现出更强的抗辐照能力。该团队还研究了氮离子辐照和热退火条件下钼中氦气泡超晶格的稳定性，结果显示，氦气泡超晶格

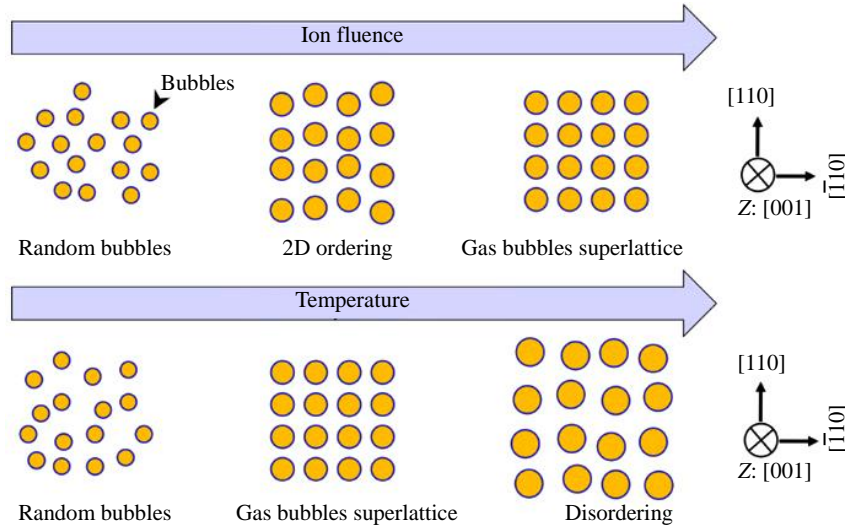


图 6 晶带轴为[001]的氦离子注入 Mo 中气泡自组装示意图

Fig.6 Schematic diagram of gas bubble self-assembly in Mo under He ion implantation with zone axis of [001]^[47]

在 300 °C 的 Kr 离子辐照下逐渐无序化,并在 2.5 dpa 完成有序-无序转变过程。He 气泡超晶格在 1000 °C 退火 1 h 后完全无序化,气泡尺寸从约 1.1 增大到约 1.6 nm。此研究结果为深入了解缺陷超晶格的无序机制以及在恶劣环境下设计稳定的缺陷超晶格提供了指导。

综上所述,在热效应和级联碰撞作用下,氦空位团簇会演化为氦气泡,同时产生间隙形成位错环,导致辐照膨胀、硬化、脆化,增加氦滞留。低温辐照下氦气泡在基体中呈现均匀分布,而高温辐照下氦气泡主要在晶界和位错线处形核。此外,高度有序的气泡超晶格可以防止气泡的相互连接,有效地储存裂变气体,以减少裂变气体的释放。超晶格的形成可以避免气泡/空洞的不均匀生长,从而限制辐照膨胀的生成^[49]。因此,研究氦气泡的演变和机理及气泡超晶格在辐照和热退火条件下的稳定性,对钼的辐照理论损伤发展和在恶劣环境下的应用具有重要意义。

2 离子辐照对钼金属表面形貌的影响

钼与钨、不锈钢等候选材料相比,其对液态锂壁元件的润湿性最好,耐腐蚀性更强。液态锂在聚变反应堆中作为等离子体表面材料的性能较好,但它与底层衬底材料的相容性不高。作为衬底材料应容忍液态 Li 润湿性,及对液态锂的耐腐蚀性,以防止底部直接暴露于高能粒子和等离子体辐照。因此钼被认为是聚变装置液态锂壁组件的主要候选衬底材料^[50]。He 等^[51]研究了高通量氦等离子体辐照后钼的表面形貌变化及钼与液态锂的相容性。经辐照后,钼试样表面形成了尺寸约为几十纳米的绒毛。两种试样的绒毛层形状相似,且都呈无规则散布,

厚度约为 300 nm (如图 7 所示)。经研究发现,纳米绒毛降低了液体 Li 在辐照钼表面的湿润性。为了进一步研究辐照钼与液态 Li 的相容性,该团队将未辐照和辐照样品都在 350 °C 的锂中浸泡 1350 h 后,观察到无论是否暴露于等离子体中,钼对液态锂都表现出极大的耐腐蚀性。由于 Li 中 C 杂质的捕获和扩散,在钼表面形成了含 Mo₂C 的渗碳层,绒毛层防止了表面的 C 扩散到体相。说明了绒毛层降低了钼的表面硬度而渗碳层可以提高钼的表面硬度。

Zou 等^[52]研究了辐照前后不同辐照时间和能量密度对材料表面结构的影响。在低辐照剂量下,经 300 次辐照后钼表面仍无明显变化,当辐照剂量增加到 1.6~2.5 J/cm² 时,出现了凹坑和裂纹(如图 8a~8g)。可见,在强脉冲离子束辐照中,钼的表面形貌演化受束流密度的影响较大。当脉冲离子束能量密度足够高时,会使材料的表面出现融化现象,这是产生熔坑的必要条件。由能谱分析可知(图 8k 和 8l) 这些熔坑之中所含元素单一,由此可见,熔坑的形成是离子束沉积在样品表面的滴溅现象造成的。另外,在晶界处观察到明显的裂纹(图 8h 和 8i),这是由于强脉冲离子辐照产生高温,辐照后表面温度迅速下降,温度梯度引起热应力、内应力不能完全释放,当应力超过弱晶界处的抗拉强度极限时,钼表面会沿晶界方向开裂^[53-54]。

上文提到了高通量氦离子辐照钼金属时,会在其表面形成一种纳米级的绒毛层,这可能会导致未来聚变反应堆的等离子体被污染。Tripathi 等^[55]对此进行了更加深入的研究。图 9 是原始钼样品和不同氦离子辐照钼样品的 FE-SEM 照片。图 9a 为未辐照样品的扫描电子显微

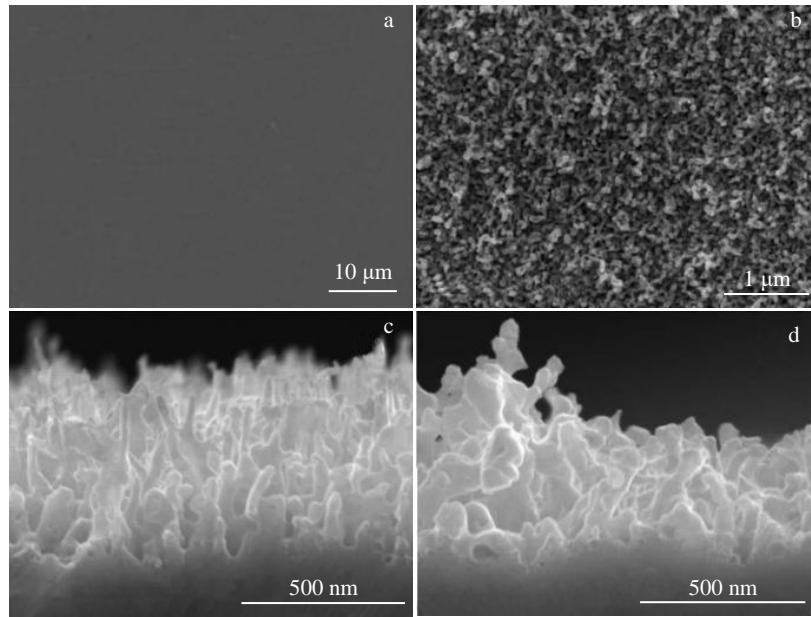


图 7 氦离子辐照前后钼金属表面和截面形貌变化

Fig.7 Surface (a-b) and cross section (c-d) morphology of molybdenum metal before and after helium ion irradiation^[51]: (a) not irradiated, (b) 1.5×10^{25} ions/m², (c) 1.5×10^{25} ions/m², and (d) 1.8×10^{26} ions/m²

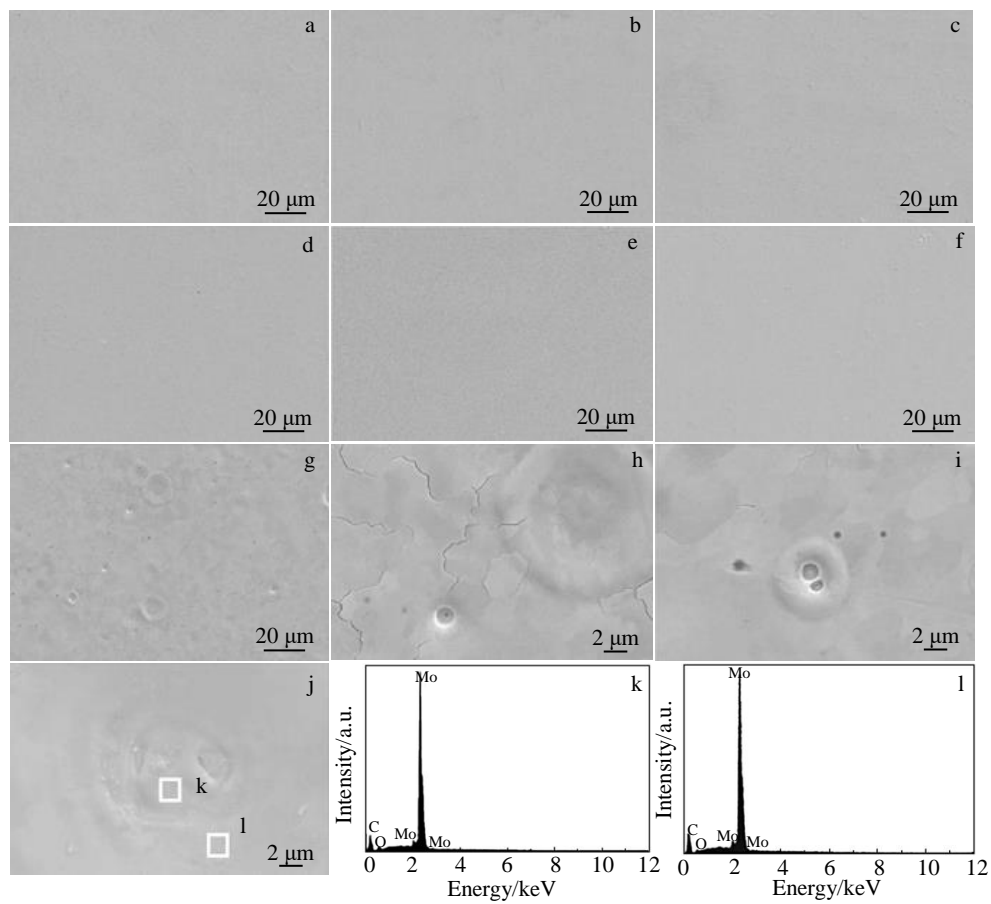


图 8 强脉冲离子束辐照前后表面形貌的 SEM 照片和 EDS 结果

Fig.8 SEM images (a-j) and EDS spectra (k-l) of surface topography before and after intense pulsed ion beam irradiation: (a) pristine; (b) 0.2-0.3 J/cm², 3 times; (c) 0.2-0.3 J/cm², 10 times; (d) 0.2-0.3 J/cm², 100 times; (e) 0.2-0.3 J/cm², 300 times; (f) 0.8-1.3 J/cm², 3 times; (g-i) 1.6-2.5 J/cm², 3 times (Fig.8k-8l are the EDS spectra of regions k, l marked in Fig.8j)^[52]

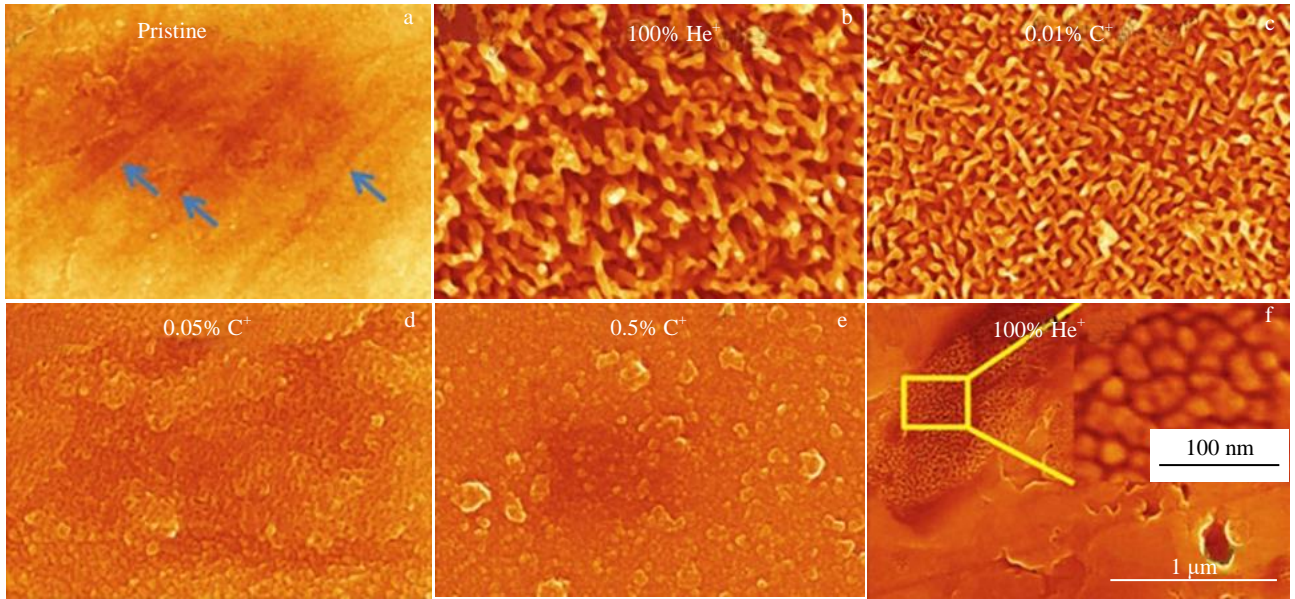


图 9 原始和离子辐照钼表面 He、CH₄ 和 H₂ 混合气体的 FE-SEM 照片

Fig.9 FE-SEM images of pristine (a) and ion irradiated (b-f) molybdenum surface having a gas mixture of He:CH₄:H₂ in following ratios^[55]: (b) 100:0:0 for getting 100% He⁺ ions, (c) 99.95:0.05:0 for getting 0.01% C⁺ ions, (d) 99.75:0.25:0 for getting 0.05% C⁺ ions, (e) 97.5:2.5:0 for getting 0.5% C⁺ ions, and (f) 0:0:100 for getting 100% H⁺ ions (inset in Fig.9f shows a high-resolution SEM image of the marked region in the same figure; ion energy (100 eV), ion fluence (2.6×10^{24} ions m⁻²) and target temperature (923 K) are constant for each experiment)

镜照片, 其表面干净平整, 有少量划痕 (蓝色箭头标记处)。在 650 °C 下, 被纯氦离子照射过后, 整个钼表面覆盖了一层密集的纳米卷纤维状结构 (图 9b)。这些钼绒毛平均长度和直径分别约为 94 和 43 nm, 其光学反射率为 0%。经研究发现, 这种绒毛生长的原因与氦泡的形成过程有着密切的联系, 氦虽然很难溶于大多数金属, 但其尺寸较小, 可以迅速扩散通过金属表面, 导致在表面下形成氦泡的晶体缺陷。这种绒毛层的大小和厚度取决于表面温度和离子通量^[55-56]。图 9c 所示, 在氦离子中加入 0.01% 的碳离子杂质后, 钼表面绒毛明显减少, 当碳离子浓度达到 0.05% 时, 其表面绒毛几乎消失 (图 9d)。当碳离子浓度为 0.5% 时, 只观察到较厚的碳层 (图 9e), 没有任何的钼绒毛。Tripathi 等^[57]的研究发现, 通过在氦离子中添加碳离子杂质会抑制钼绒毛的出现。在 0.5% 碳离子杂质浓度下, 几乎防止了钼绒毛层的出现, 此外, 在 100% 的氢离子照射下, 除了一些非常有限的区域有一些微小的纳米结构外, 完全没有钼绒毛层的形成。这表明氢离子在钼绒毛层演化中没有起到明显的作用。该研究对于了解在存在少量碳杂质的情况下, 潜在高 Z 等离子体面组件在核聚变相关应用中的行为具有重要意义。

在聚变服役环境下, 面向等离子体材料将直接遭受聚变反应中高温、高热负荷、强流粒子束与中子束辐照等效

应从而导致面向等离子体材料生成空位、间隙原子、He 泡、位错环等缺陷, 导致材料的物理化学性能下降, 服役时间缩短, 会严重影响聚变装置的安全可靠性^[58]。李月等^[59]研究了钼表面的刻蚀现象, 图 10 为钨和钼样品表面形貌的 SEM 照片。由图 10 可以看出, 钼表面出现了具有取向的波浪状结构和明显的梯度层, 这是由于钼样品表面被蚀刻的结果。钼样品晶界处的波浪结构更加突出, 说明刻蚀首先从晶界处开始。晶界作为晶体结构的面缺陷, 会成为 He 原子的捕获阱, 单个 He 原子会不断在捕获阱附近聚集, 并形成纳米量级的 He 泡缺陷, 这些 He 泡缺陷的存在会继续吸引更多的 He 原子迁移、聚集, 并逐渐向晶面中心扩散。在此实验中, 样品表面的刻蚀现象可能是由于纳米尺寸的 He 泡缺陷形成并逐渐长大, 导致泡内压力剧增, 当泡压超过样品表面的屈服强度时, He 泡冲破样品表面, 导致样品的表皮脱落, 产生刻蚀。王妍等^[60]采用低能大流强氦离子辐照钼, 并通过改变辐照剂量来研究辐照对钼的表面损伤行为。结果表明, 随着辐照剂量的增加, 样品表面逐渐出现凸起的小颗粒, 表面粗糙度增加。同时也发现经辐照后的钼样品表面, 在其晶界处发生了严重的刻蚀现象, 晶粒间出现了明显的梯度层。这说明了 He⁺辐照会诱导钼样品晶粒尺寸增加, 钼金属表面的晶粒取向会影响辐照缺陷的分布情况。

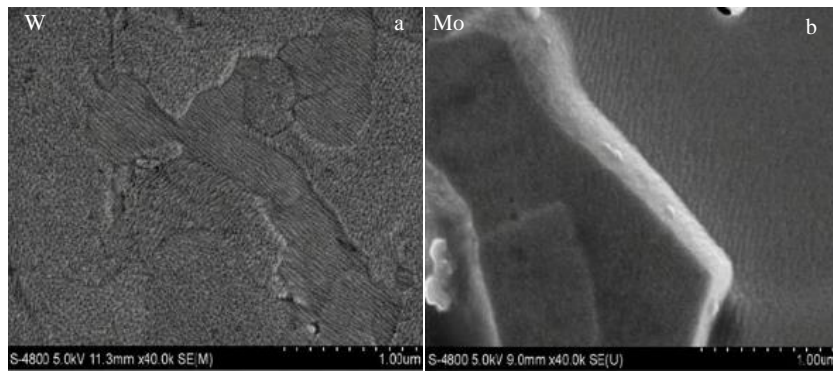


图 10 钨和钼辐照后样品表面的 SEM 照片

Fig.10 SEM images of the sample surface after tungsten (a) and molybdenum (b) irradiation^[59]

3 离子辐照对钼金属力学性能的影响

离子辐照会使金属内部产生位错等缺陷,从而造成金属宏观硬度值的增加^[61]。在辐照环境中,辐照硬化是导致钼金属性能退化的关键因素^[62-64],而位错环是辐照硬化、辐照脆化和辐照蠕变的主要原因^[65-66]。因此,研究位错环的形成和演化,对于认识和预测核材料在反应堆内的力学性能具有重要的理论和技术意义。在体心立方材料的辐照过程中,主要存在两种类型的位错环^[67-69],其 Burgers 矢量分别为 $1/2\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$,并且它们的存在比例会受到辐照温度、辐照能量和离子种类的影响^[70-72]。Li 等人^[73]描述了辐照诱导钼中位错环的演化和性质,以及位错环的相互作用过程。该团队研究了在 673 K 下,使用 30 keV 的 He^+ 辐照钼金属。结果显示,在损伤水平为 0.07 dpa 时,钼中存在 $1/2\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 位错,比例约为 3:2。随着氦注入量的增加,位错环的密度迅速增加,然后缓慢下降到饱和值,位错环平均尺寸也是不断增加,直到接近上限 (19.01 ± 1.34 nm)。预先存在的位错线会抑制位错环的成核和生长,而辐照诱导的位错环对位错线有很强的钉扎作用并阻碍其运动。此外,该团队还研究了 H_2^+ 和 He^+ 双束辐照下,纯 Mo 中位错环的反应、转变和演化^[74]。从能量上看, $\langle 100 \rangle$ 环的形成能高于含有相同中间原子数目的 $1/2\langle 111 \rangle$ 环的形成能。同时,在弹性理论中,能量与 Burgers 矢量的平方成正比, $\langle 100 \rangle$ 环处在高于 $1/2\langle 111 \rangle$ 环的能量状态。因此,似乎不太可能实现从 $1/2\langle 111 \rangle$ 环到 $\langle 100 \rangle$ 环的直接转换。但离子辐照是一个非平衡过程,在级联碰撞、应力、氢/氦原子、热效应、杂质原子的作用下,这种转变是可能实现的^[68]。该团队的实验结果证实了 $\langle 100 \rangle$ 环的形成机制包括直接辐照诱导机制、 $1/2\langle 111 \rangle$ 环直接转化机制和 2 个 $1/2\langle 111 \rangle$ 环的反应机制。同时,2 个 $1/2\langle 111 \rangle$ 环产生 $\langle 100 \rangle$ 环的反应不需要严格的尺寸相似条件,且

$1/2\langle 111 \rangle$ 环之间的反应也可以产生 $1/2\langle 111 \rangle$ 环,这基本上是一个环吸收另一个环的过程。

郭熠佳等^[75]研究了在 400 °C 下,400 keV 的 H^+ 对纯钼和钼镧合金 (Mo-0.25La) 的辐照行为。结果表明:Mo-0.25La 合金块体的抗 H^+ 辐照性能优于纯钼,La 元素明显抑制了辐照缺陷的产生,提高了抗辐照硬化的能力。 H^+ 辐照导致纯钼和 Mo-0.25La 合金块体与管材的压痕硬度均增加、弹性模量均降低,硬度增加与辐照损伤量呈幂函数关系。由图 11a 可知,被 H^+ 辐照过的 3 种金属在 200~800 nm 深度范围内对应的压痕曲线较为平缓,其辐照硬化程度随损伤强度增大而增大(如图 11a)。辐照 0.1 dpa 的样品曲线与未辐照样品曲线差值较小,表明 0.1 dpa 的 H^+ 辐照导致金属辐照硬化效应较小。辐照至 1 dpa 之后,可以观察到在 600 nm 处的两种合金金属的纳米压痕硬度值都低于纯钼样品。

由研究得知,经过 0.1 dpa 辐照后,Mo-0.25La 合金块体与管材的弹性模量均增加,纯钼则是减小^[75]。而经过 1 dpa 的 H^+ 辐照后,在 200~800 nm 深度范围,Mo-0.25La 合金块体的弹性模量下降明显,达到了 45 GPa;而 Mo-0.25La 合金管材的相应值则与其未辐照相近。对于非辐照样品,添加微量 La 元素后,合金块体与管材的硬度值均提高;块体的弹性模量增加,而管材的弹性模量降低。Mo-0.25La 合金块体的未辐照压痕硬度为 4.59 GPa;经过 0.1 和 1 dpa 辐照后,硬度值分别为 5.63 和 6.77 GPa 相应的增加量分别为 1.04 GPa (提高了 22.7%) 和 2.18 GPa (提高了 47.5%)。而 Mo-0.25La 合金管材的硬度增加最大,经过 0.1 dpa 和 1 dpa 辐照后,相对于未辐照样品,硬度值分别提高了 39.7% 和 93.1%。总体上,添加少量的 La 元素显著提升钼合金的抗辐照硬化能力,但管状金属的抗辐照硬化能力明显低于块体金属。

Zou 等^[52]研究了强流脉冲离子束 (high-intensity pulsed ion beam, HIPIB) 处理前后钼金属的硬度变化,图 12 为

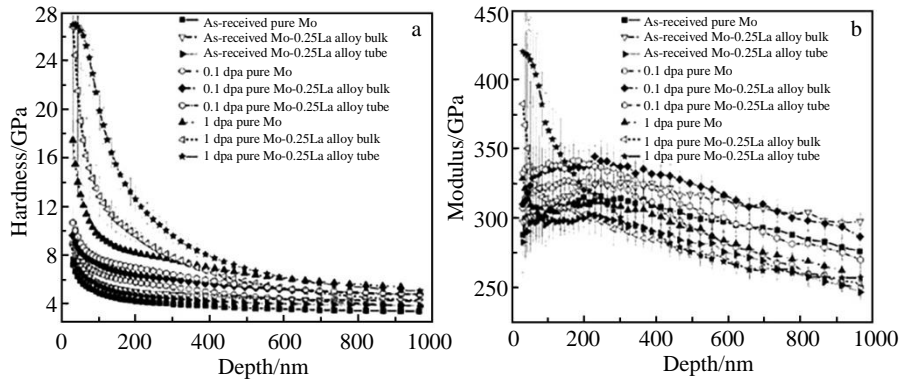


图 11 未辐照、H⁺辐照 0.1 和 1 dpa 的纯 Mo 块体、Mo-0.25La 合金块体与管材的纳米压痕硬度值和弹性模量随深度变化曲线

Fig.11 Curves of nanoindentation hardness (a) and elastic modulus versus depth (b) of pure Mo block, Mo-0.25La alloy block and tube under conditions of no irradiation, 0.1 dpa and 1 dpa irradiated by H⁺[75]

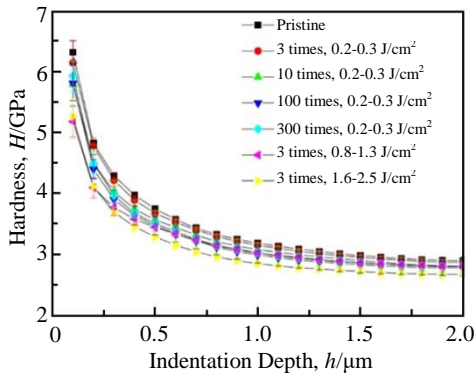


图 12 HIPIB 辐照前后钼金属硬度与压痕深度的关系

Fig.12 Variations of hardness versus indentation depth of Mo metal before and after HIPIB irradiation[52]

HIPIB 辐照前后钼的硬度-深度曲线。在低能量密度 (0.2~0.3 J/cm²) 下, 随着辐照次数的增加, 硬度呈下降趋势。经过 300 次脉冲照射后, 硬度曲线与 100 次之后的硬度曲线基本重合, 即硬度变化在 100 次之后基本达到饱和。比较 3 次不同能量密度脉冲后的硬度值, 可以看出随着能量密度的增加, 硬度值降低。当能量密度增加到 1.6~2.5 J/cm² 时, 硬度值明显降低。与辐照次数相比, 能量密度对钼硬度的影响更为明显。HIPIB 辐照后, 3 次脉冲在低能量密度下的硬度与原始钼相当, 强烈的热效应降低了钼的硬度。随着脉冲次数和能量密度的变化, HIPIB 的热效应对钼的影响更强。与离子注入提高硬度的效果相比, HIPIB 热辐照的退火效果对钼硬度的降低起到了更重要的作用。

有研究表明, 晶粒细化可能是一种能提高抗辐照性能的有效方法[76-77]。Krawczyński 等[78]通过高压扭转处理 (high pressure torsion, HPT) 得到了纳米级别的钼金属, 观察了晶粒细化对未辐照和经 He⁺辐照后样品之间纳米

硬度值变化的影响。在一次旋转后 Mo 样品有显著的晶粒细化, 平均等效直径从 2.12 μm 降至 480 nm, 5 次旋转后, 平均等效直径减小到 110 nm。图 13 为辐照前后原始样品 (as-received, AS-R) 和 HPT 处理的 Mo 样品的不同周长上测量的纳米硬度。样品的 HPT 处理导致辐照后纳米硬度增幅约 10%, 远低于 AS-R 的增幅 (~20%)。并且对于 AS-R 和 HPT-5 样品, 与未辐照状态相比, 单个周长的纳米硬度增加了类似的数值, 而 HPT-1 样品随着周长的增加, 观察到在 2.5、3 和 3.5 mm 半径范围内, HPT 后的纳米硬度和辐照后的纳米硬度之差分别为 15%、11% 和 6%。这种差异是由 HPT 期间样品直径处达到的不同程度的变形引起的, 并且变形程度越高, 辐照后纳米硬度的增加越低。

通过以上研究发现, 离子辐照会导致钼金属产生辐照硬化, 从而使钼的宏观硬度增加。而强流脉冲离子束辐照后钼金属的宏观硬度不仅受到离子束效应的影响, 同时也受到热效应的软化作用。能量密度的增加和辐照次数的增加都会使金属硬度下降。在低能量密度和低次数下, 离子束效应强于热效应, 宏观硬度值增加。在高能量密度或高次数下, 热效应强于离子束效应, 宏观硬度值减小。晶粒细化可能是一种能提高抗辐照性能的有效方法, 但国内外对块状纳米结构钼金属的抗辐照性能研究很少, 难以准确评估纳米结构钼金属在聚变实验堆中作为诊断镜的应用前景[79]。

4 离子辐照对钼金属光学性能的影响

第一镜是国际热核聚变实验堆 (ITER) 中光学诊断系统的重要组成部分 (第一个等离子体观察元件), 在大约 50% 的 ITER 诊断中使用第一反射镜可以在宽波长范围内观察等离子体辐射[80-81]。钼金属是目前国际热核聚变实验反应堆中最有前途的金属镜像材料。钼的溅射

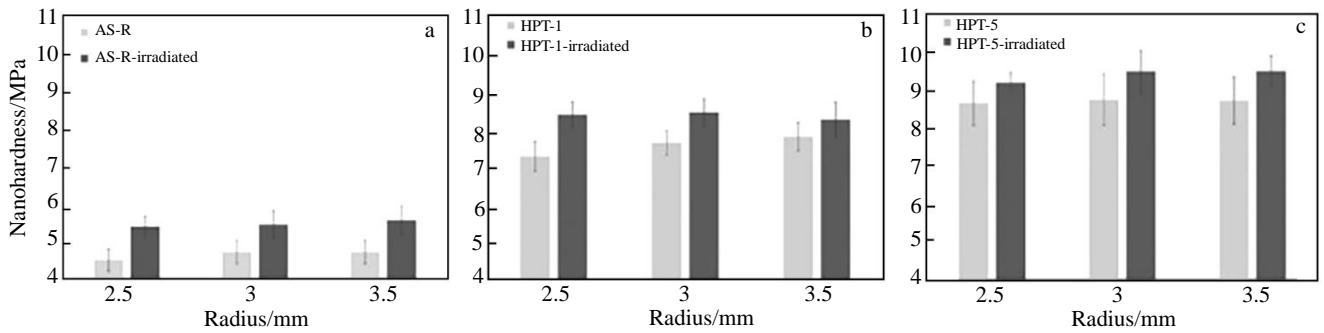


图 13 辐照前后 AS-R 和 HPT 处理的 Mo 样品不同周长上测量的纳米硬度

Fig.13 Nanohardness measured on various perimeters of AS-R and HPT-processed Mo samples before and after irradiation^[78]: (a) AS-R, (b) HPT-1, and (c) HPT-5

产率较低，在溅射条件下具有突出的优势。等离子体诊断对于确保受控热核聚变装置的有效运行至关重要。由于等离子体粒子溅射侵蚀或杂质沉积等原因导致的反射镜光学性能恶化，将阻碍诊断系统的整体性能，从而影响 ITER 的运行。因此，研究人员对辐照引起的钼表面光学改性也进行了深入的研究。

Garcia-Carrasco 等^[82]研究了 Mo⁺和 He⁺辐照对钼镜反射率的影响，发现在 Mo⁺辐照下会产生大约 30 dpa 的损伤，导致近红外范围内反射率轻微下降；经过辐照条件相当于 30 dpa 的 He⁺辐照后，钼镜反射率下降高达 20%。氦、钼联合辐照导致反射率的影响与单独使用氦辐照类似。离子束分析表明，在反射镜的前 40 nm 层只有 7% 的 He 会存留。Marot 等^[83]模拟研究了高通量氢/氦等离子体照射时，钼反射镜在水冷和非水冷条件下的反射率损失。水冷钼模型在整个表面表现出显著的漫反射，导致在可见范围内超过 50% 的镜面反射率损失；未冷却的钼样品仅有不超过 7% 的损耗，这是因为在高温时，反射镜的表面扩散会主导这一变化过程，并使反射镜表面光滑。并通过 XPS 表面测量和 XPS 深度剖面观察到，即使在未照射到的区域，钼表面也会发生氧化和碳化，导致其在整个 250~2500 nm 的研究范围内都会出现反射率下降的现象。

Peng 等^[84]研究了单晶钼在高通量氦离子照射下的光学损失行为，结果表明，单晶钼镜被照射后的金属去除量约为 900 nm，对应于 ITER 中约 90 个原位清洗周期，镜面反射率有轻微的降低（小于 10%），漫反射反射率有轻微的增加。与他们团队在低通量下的研究结果相比，高通量下单晶钼镜面反射率的衰减反而更小，这可能与所用单晶钼的晶体取向有关^[85]。

Grberg 等^[86]选用了 (100)、(110)、(111) 和 (112) 4 种不同的表面取向进行单次和累积溅射试验。在光滑表面时，溅射起始能与表面取向有关，除 (110)

的起始能约为 60 eV 外，其余表面的起始能约为 35 eV（如图 14a 所示）。图 14b 为粗糙表面的溅射产率函数，从图中可以看到在低能量下，所有表面溅射起始能都在 35 eV 左右，(100) 取向的溅射产率较光滑取向的溅射产率低，不同方向之间的差异很小。由此可以得到以下结论：（1）两种不同的表面（光滑和粗糙）导致相同取向表面的溅射产率不同；（2）不同表面取向的溅射产率与离子能量有关；（3）对于光滑表面，溅射开始时存在与表面相关的起始能，而粗糙表面对表面取向的依赖性较小。累积离子辐照模拟结果如图 15 所示^[86]。图 15a 和 15b 分别为光滑表面和粗糙表面。从图中可以看到，2 种表面的结果几乎相同。与单次溅射相比，累积溅射有着明显的分离现象，不同表面的函数图几乎没有交叉。溅射产率最低的是 (110) 表面。结果表明，(100) 晶面在低能量照射时具有最高的溅射率，而在等离子体清洗过程中溅射最少的最佳表面取向是钼镜的 (110) 表面取向。此研究结果也与 Peng 等^[84]的观点交相呼应，证明了不同的表面取向将会对钼镜的反射率产生不同的影响。

Nakano 等^[87]研究了 1~5 keV 氦离子或氩离子辐照钼多晶反射镜光学性能的退化。结果表明，在 320~850 nm 波长范围内，样品的反射率随离子通量和能量的增加而降低，并且氦辐照样品的降解比氩辐照样品的降解更大。实验证明，光学常数的变化是由于表面和次表面区域的损伤层的形成。特别是氦辐照样品中，由于气泡的形成，介电常数的实部由负向正变化，虚部显著减小。这些结果证明了激光的穿透是由气泡等损伤的形成促进的，并导致反射率的下降。此外，有学者对低能氦辐照下钼镜光学反射率的变化进行了深入研究，发现当金属表面温度足够低时 (<600 K)，光学反射率不会发生变化；当温度较高时，由于 He⁺的照射会在钼镜表面形成许多纳米尺寸的氦泡，改变了钼镜的表面形貌，从而使其光学性能降低^[88]。同时 Ono 等^[89]的研究结果也能证明这一结

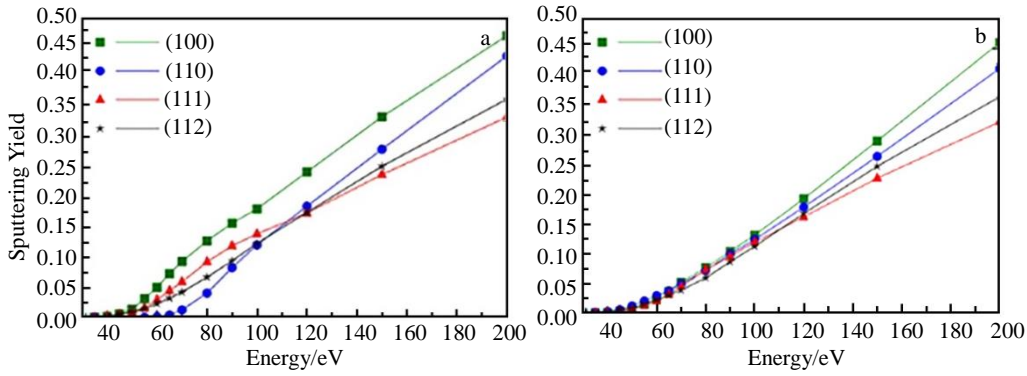


图 14 不同表面的溅射产率作为能量的函数用于单次冲击模拟

Fig.14 Sputtering yield on different surfaces as a function of energy for single impact simulations^[86]: (a) perfectly smooth surface and (b) atomistically rough surface

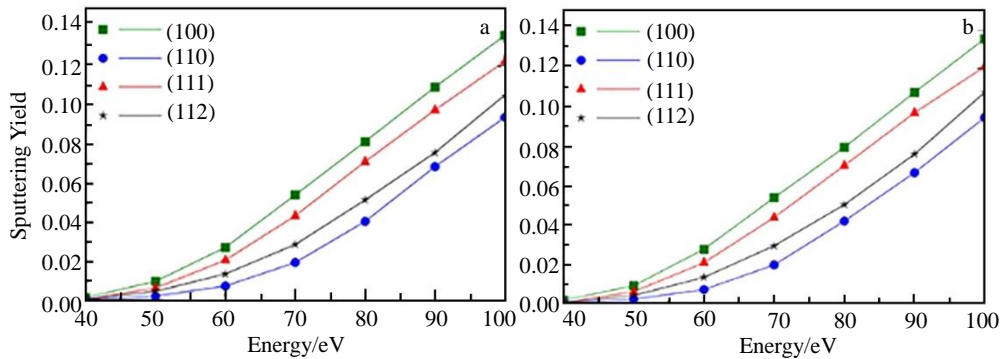


图 15 不同表面的溅射产率作为能量的函数用于累积冲击模拟

Fig.15 Sputtering yield on different surfaces as a function of energy for cumulative impact simulations^[86]: (a) perfectly smooth surface and (b) atomistically rough surface

论。他们团队利用椭圆谱、电子能量损失谱和电子显微镜研究了氩离子、氦离子辐照钼反射镜光学性能的退化行为。结果显示，样品的光学常数（反射率、折射率和消光系数）随不同的辐照条件（氩、氩和氦双光束、氦照射）而减小。由观察到的消光系数估计，激光在试样中的穿透深度依次增大。通过对不含表面粗糙度的氦气泡进行电子能谱分析得到了如下结果：气泡的形成改变了双电常数，从而降低了样品的反射率，同时也降低了样品的光学常数。这些结果和显微结构观察都说明了氦气泡引起的反射率下降是影响带电交换中性粒子照射诊断镜的主要问题。

Lee 等^[90]采用球磨法和氢还原法制备了纳米钼粉，经火花等离子烧结后得到了纳米钼镜，讨论了单晶钼和氢还原烧结纳米钼镜的镜面反射性能。辐照前，单晶钼和纳米钼镜的反射率都在 70% 左右，在等离子体照射量相同的条件下，它们有着相似的光谱反射率（≥60%），降低了约 10%。此外，纳米钼镜的抗等离子体侵蚀能力（280 nm）是单晶钼镜（600 nm）的 2 倍。众所周知，常规镀膜法制

备的钼金属镜寿命较短，且制造 ITER 所需的大尺寸单晶钼镜技术也未能商业化，Lee 等制备的钼镜，其使用寿命更长，且价格低廉，若能进一步优化 H₂ 还原和烧结工艺，这种钼镜制备方法将有较高的应用前景。

因此，影响钼镜光学性能退化的主要因素是离子轰击引起的表面溅射，使镜子表面形貌和性能发生改变，从而导致光学性能的退化和使用寿命的降低。研究人员已经证明了单晶钼在等离子体溅射条件下良好的光学性能，目前已成为制备第一反射镜的主要候选材料。不同表面取向的钼镜被辐照时有着不同的表现行为，从现有研究结果来看，溅射率最低的表面取向为钼镜的（110）晶面，未来或许可以深入探索不同钼金属晶面对于离子轰击的响应，并以此来研发出最适合应用于第一镜的晶面。

5 结论与展望

本文综述了近年来国内外学者对钼金属辐照行为的研究进展，其中包括辐照对钼金属微观结构、表面形貌、力学性能和光学性能的影响，探讨了钼金属应用于辐照

环境的可能性。对钼金属在离子辐照下的损伤行为做出了详细阐述, 希望能对相关研究人员有所帮助, 同时如何在未来更好更高层次的探讨钼金属在核反应堆方面的研究是我国研究者们努力的方向。

总结钼金属的辐照损伤发现, 在辐照环境服役的过程中, 离子束轰击会使钼金属形成位错、位错环、空洞和气泡等缺陷, 辐照在钼中所引起的辐照效应与靶体中生产的辐照缺陷密切相关。如在氦离子中加入碳离子杂质对钼金属进行辐照, 会导致钼的表面形貌发生明显的变化, 随着碳离子浓度的增加, 钼表面绒毛明显减少, 最终几乎消失不见, 且碳离子会在钼表面形成一种渗碳层, 从而提高钼的表面硬度。因此, 今后应在以下几个方面深入研究离子辐照对钼金属的损伤行为:

1) 研究辐照在钼金属中几种缺陷的演化机制, 不仅能更好地了解辐照导致钼金属物理化学性能下降的产生机制及变化规律, 还能更有针对性地提高钼金属的抗辐照能力, 使其具有更长的服役时间和更好的应用前景。

2) 气泡能够自发的形成一种有序的纳米级气泡, 这是一种能够高效储存辐照气体的方式。在辐照环境下, 钼金属中产生的氦气很容易与空位结合形成空位团簇, 进而演化为氦气泡。由于气泡的粗化和不均匀生长导致不完全超晶格结构在辐照下的无序化, 大大降低金属的抗辐照性能。此类结构现有研究报道较少, 深入研究这种气泡超晶格结构从无序到有序的演化过程, 对钼金属在恶劣环境下的应用具有重要意义。

3) 许多研究已经证明了单晶钼比多晶钼更适合作面向等离子体限制室内的反射镜, 单晶材料在高通量下受到离子溅射时能够更好的保持光学和形貌性能。但目前对钼金属反射镜的研究更多的集中在具有细小晶粒的多晶反射镜上, 关于单晶钼镜的研究结果较少, 这是由于单晶钼镜的制作成本相当昂贵。因此, 或可开发出一种新型单晶钼镜的制备方法, 降低其制造成本, 从而激起学者们对单晶钼进行广泛、深入的研究, 这对钼金属在镜像材料的应用有着深远的意义和影响。

参考文献 References

- [1] Abramov A V, Alimgulov R R, Trubcheninova A I *et al. Metals*[J], 2023, 13(2): 366
- [2] Wang Miao(王 苗), Yang Shuangping(杨双平), Liu Haijin(刘海金) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3158
- [3] Xue Kemin(薛克敏), Wang Zhe(王 喆), Liu Mei(刘 梅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 2033
- [4] Lambri O A, Zelada-Lambri G I, Cuello G J *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 385(3): 552
- [5] Xiao R, Morenzoni E, Salman Z *et al. Nuclear Science and Techniques*[J], 2017, 28(3): 51
- [6] Rogov A V, Kapustin Y V, Martynenko Y V. *Technical Physics*[J], 2022, 66(12): 1268
- [7] Dong Di(董 帝), Huang Hongtao(黄洪涛), Xiong Ning(熊 宁) *et al. China Molybdenum Industry*(中国钼业)[J], 2018, 42(4): 6
- [8] Ganesapandy T S, Bholane G T, Patil S H *et al. Chinese Physics C*[J], 2023, 47(3): 034002
- [9] Busby J T, Leonard K J, Zinkle S J *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 366(3): 388
- [10] El-Atwani O, Esquivel E, Efe M *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 149: 206
- [11] Wan Farong(万发荣). *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2020, 42(12): 1535
- [12] Selim F A. *Materials Characterization*[J], 2021, 174: 110 952
- [13] Riesch J, Feichtmayer A, Coenen J W *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2022, 30: 101093
- [14] Terentyev D, Chang C C, Yin C *et al. Tungsten*[J], 2021, 3(4): 415
- [15] Bian Xilei, Wang Gang. *Acta Physica Sinica*[J], 2017, 66(17): 359
- [16] Devi A, Neogy S, Sharma S K *et al. Radiation Physics and Chemistry*[J], 2022, 190: 109802
- [17] Wang S, Guo W, Cheng L *et al. Nuclear Fusion*[J], 2021, 61(5): 056003
- [18] Xu Y F, Xu Y, Luo L M *et al. Vacuum*[J], 2022, 205: 111411
- [19] Wu G Y, Hu N W, Deng H Q *et al. Nuclear Science and Techniques*[J], 2017, 28(1): 3
- [20] Krawczynska A T, Ciupiński Ł, Petersson P. *Physica Scripta*[J], 2020, T171: 014019
- [21] Rahman M M, Chen W Y, Mu L *et al. Nature Communication*[J], 2020, 11(1): 4548
- [22] Wang Yafeng(王亚锋), Luo Laima(罗来马), Zan Xiang(曾 祥) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 339
- [23] Li B S, Yang Z, Xu S *et al. Chinese Physics B*[J], 2021, 30(3): 036102
- [24] Kirk M A, Li M, Xu D *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2018, 498: 199
- [25] Brooks J N, El-Guebaly L, Hassanein A *et al. Nuclear Fusion*[J], 2015, 55(4): 043002
- [26] Eksaeva A, Borodin D, Romazanov J *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2019, 19: 13
- [27] Grabovetskaya G P, Stepanova E N, Mishin I P *et al. Journal of Physics: Conference Series*[J], 2018, 1115(3): 032028
- [28] Jie Y K, Liu Y L, Liu Z L *et al. Nuclear Materials and*

- Energy*[J], 2021, 28: 101053
- [29] Montanari R, Pakhomova E, Rossi R *et al.* *Coatings*[J], 2020, 10(1): 67
- [30] Du J L, Huang Y, Xiao C *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(4): 689
- [31] Busby J T, Leonard K J. *JOM*[J], 2007, 59(4): 20
- [32] Rogov A V, Kapustin Y V, Gureev V M *et al.* *Journal of Surface Investigation*[J], 2021, 15(3): 563
- [33] Qiu Xi(邱玺), Gao Shixin(高士鑫), Li Quan(李权) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2023(2): 101
- [34] Yun D, Miao Y, Xu R *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 471: 272
- [35] Li Y, Po G, Ghoniem N. *Materialia*[J], 2020, 14: 100891
- [36] Xu D, Wirth B D, Li M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(10): 4286
- [37] Wen C, Sun L, Zhang W *et al.* *Materialia*[J], 2021, 16: 101058
- [38] Taylor C N, Yamauchi Y, Shimada M *et al.* *Fusion Science and Technology*[J], 2017, 71(4): 491
- [39] Li F, Chen C, Guo D *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 874: 159751
- [40] Xu D, VanCoeveing G, Wirth B D. *Computational Materials Science*[J], 2016, 114: 47
- [41] Yang Z, Luo F, Zheng Z C *et al.* *Fusion Engineering and Design*[J], 2017, 125: 349
- [42] Li Y P, Ran G, Liu X Y *et al.* *Chinese Physics B*[J], 2021, 30(8): 127
- [43] Bufford D C, Snow C S, Hattar K. *Fusion Science and Technology*[J], 2017, 71(3): 268
- [44] Sun C, Sprouster D J, Hattar K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2018, 149: 26
- [45] Donnelly S E, Greaves G, Hinks A J *et al.* *MRS Online Proceedings Library*[J], 2014, 1645(1): mrsf13
- [46] Johnson P B, Lawson F. *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions With Materials And Atoms*[J], 2005, 243(2): 325
- [47] Cheng S, David J S, Zhang Y F *et al.* *Physical Review Materials*[J], 2019, 3(10): 103607
- [48] Sun C, Gao Y, Sprouster D J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020, 539: 152315
- [49] Anton S, Yong F Z, Chao J *et al.* *Materialia*[J], 2022, 22: 101373
- [50] Ffilis P, Press A, Xu W *et al.* *Fusion Engineering and Design*[J], 2014, 89(12): 2827
- [51] He P N, Zhang Z Y, Xia W X *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2018, 509: 736
- [52] Zou H, Zhang L, Guan T *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 384: 125333
- [53] Mei X X, Zhang X N, Liu X F *et al.* *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*[J], 2017, 406: 697
- [54] Zhang H T, Wang T M, Han B X *et al.* *Vacuum*[J], 2002, 68(4): 329
- [55] Tripathi J K, Novakowski T J, Gonderman S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 478: 287
- [56] Tripathi J K, Novakowski T J, Hassanein A. *Applied Surface Science*[J], 2015, 353: 1070
- [57] Tripathi J K, Novakowski T J, Joseph G *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2015, 464: 97
- [58] De Temmerman G, Bystrov K, Doerner R P *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 438: S78
- [59] Li Yue(李月), Fan Hongyu(范红玉), Yang Ming(杨铭) *et al.* *Nuclear Techniques(核技术)*[J], 2015, 38(11): 13
- [60] Wang Yan(王研), Fan Hongyu(范红玉), Lv Mengyao(吕梦尧) *et al.* *Nuclear Techniques(核技术)*[J], 2014, 37(12): 25
- [61] Ding Z N, Zhang C H, Yang Y T *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 493: 53
- [62] El-Atwani O, Cunningham W S, Trelewicz J R *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020, 538: 152150
- [63] Han Q, Li Y, Ran G *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 87(28): 108
- [64] Li S H, Gao N, Han W Z. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 58(23): 114
- [65] Gaumé M, Baldo P, Mompiau F *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2018, 154: 87
- [66] Lu C Y, Niu L L, Chen N J *et al.* *Nature Communication*[J], 2016, 7(1): 13564
- [67] Yao B, Edwards D J, Kurtz R J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 434(1-3): 402
- [68] Yang L, Liu H, Zhou H L *et al.* *Materials Letters*[J], 2017, 190: 260
- [69] Jenkins M L, Yao Z, Hernández-Mayoral M *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 389(2): 197
- [70] Guo W G, Wang S W, Ge L *et al.* *Nuclear Fusion*[J], 2020, 60(3): 034002
- [71] Harrison R W, Greaves G, Hinks J A *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 495: 492
- [72] Yi X O, Jenkins M L, Kirk M A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 112: 105
- [73] Li Y P, Ran G, Guo Y J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 201: 462
- [74] Li Y P, Ran G, Liu X Y *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 107(12): 14
- [75] Guo Yijia(郭熠佳), Cao Xingzhong(曹兴忠), Li Yipeng(李奕

- 鹏) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2020, 41(11): 71
- [76] Liu W B, Ji Y Z, Tan P K *et al. Materials*[J], 2016, 9(2): 105
- [77] Shen T D. *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions With Materials and Atoms*[J], 2008, 266(6): 921
- [78] Krawczyńska A T, Ciupiński Ł, Gloc M *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 191: 112151
- [79] Cheng G M, Xu W Z, Wang Y Q *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 123: 90
- [80] Litnovsky A, Peng J, Kreter A *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2019, 146(Pt B): 1450
- [81] Orlovskiy I, Andreenko E, Alekseev A. *Engineering and Design*[J], 2019, 146(PA): 827
- [82] Garcia-Carrasco A, Petersson P, Hallén A *et al. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*[J], 2016, 382: 91
- [83] Marot L, De Temmerman G, Van den Berg M A *et al. Nuclear Fusion*[J], 2016, 56(6): 066015
- [84] Peng J, Litnovsky A, Kreter A *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2018, 128: 107
- [85] Eren B, Marot L, Litnovsky A *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2011, 86(9-11): 2593
- [86] Granberg F, Litnovsky A, Nordlund K. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020: 539: 152274
- [87] Nakano T, Miyamoto M, Hasuike S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 417(1-3): 834
- [88] Kajita S, Tokitani M, Saeki T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): S515
- [89] Ono K, Miyamoto M, Hasuike S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2015, 463: 952
- [90] Lee G, Manière C, McKittrick J *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2019, 516: 354

Research Progress on Ion Irradiation Damage Behavior of Molybdenum Metal

Zhang Xiangyang^{1,2}, Hu Ping^{1,2}, Xing Hairui^{1,2}, He Chaojun^{1,2}, Yang fan^{1,2}, Zhang Wen³, Dang Xiaoming⁴, Wang Kuishe^{1,2}

(1. School of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. National and Local Joint Engineering Research Center for Functional Materials Processing, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(3. Refractory Materials Research Institute, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(4. Jinduicheng Molybdenum Co., Ltd, Xi'an 710077, China)

Abstract: Molybdenum is a refractory metal, which has good high temperature strength, creep resistance, thermal conductivity, corrosion resistance and low sputtering rate, and molybdenum is an important candidate material to meet the development of new generation nuclear energy technology. In the irradiation environment, ion irradiation will change the microstructure of molybdenum metal. The recent studies on the damage behavior of molybdenum metal by irradiation were reviewed. The effects of different ion irradiation on the microstructure, surface morphology, mechanical properties and optical properties of molybdenum were analyzed. On the basis of the existing research, the future research direction of effect of ion irradiation on the damage behavior of molybdenum metal was prospected, so as to provide a reference for the development of metal molybdenum and the application of nuclear reactors.

Key words: microstructure; helium bubble; surface morphology; mechanical properties; optical properties

Corresponding author: Hu Ping, Ph. D., Professor, School of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: huping@xauat.edu.cn