

金属材料界面与辐照缺陷的交互作用机理

刘思冕 韩卫忠

Mechanism of interaction between interface and radiation defects in metal

Liu Si-Mian Han Wei-Zhong

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 68, 137901 (2019) DOI: 10.7498/aps.68.20190128

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190128>

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

金属材料界面与辐照缺陷的交互作用机理

Mechanism of interaction between interface and radiation defects in metal

物理学报. 2019, 68(13): 137901 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20180128>

基于多模态信号的金属材料缺陷无损检测方法

Nondestructive detecting method for metal material defects based on multimodal signals

物理学报. 2016, 65(16): 167802 <https://doi.org/10.7498/aps.65.167802>

考虑金属蒸汽的钨极惰性气体保护焊电弧与熔池交互作用三维数值分析

Three-dimensional numerical analysis of interaction between arc and pool by considering the behavior of the metal vapor in tungsten inert gas welding

物理学报. 2015, 64(10): 108102 <https://doi.org/10.7498/aps.64.108102>

纳米尺度下Si/Ge界面应力释放机制的分子动力学研究

Molecular dynamics study of release mechanism of stress at Si/Ge interface on a nanoscale

物理学报. 2019, 68(2): 026801 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20181530>

氢离子辐照纯钒中形成的位错环

Characterization of dislocation loops in hydrogen-ion irradiated vanadium

物理学报. 2016, 65(6): 066102 <https://doi.org/10.7498/aps.65.066102>

点缺陷浓度对非化学计量比L12型结构的A13Sc弹性性能的影响

Effects of point defect concentrations on elastic properties of off-stoichiometric L12-type A13Sc

物理学报. 2016, 65(7): 076101 <https://doi.org/10.7498/aps.65.076101>

金属材料界面与辐照缺陷的交互作用机理*

刘思冕 韩卫忠†

(西安交通大学, 金属材料强度国家重点实验室, 微纳尺度材料行为研究中心, 西安 710049)

(2019年1月23日收到; 2019年4月22日收到修改稿)

高能粒子辐照在材料内部产生大量的辐照缺陷, 如间隙原子、空位、位错环、空洞和气泡等. 大量辐照缺陷的形成和演化引起材料微观结构的失稳并造成严重的辐照硬化和脆化. 界面工程是一种调控材料抗辐照性能的有效方法. 通过引入高密度的晶界、相界、自由表面等来增加空位和间隙原子的复合概率, 能有效降低辐照缺陷的积聚, 提高材料的结构稳定性, 消除或减弱辐照的有害效应. 本文简述了几种典型金属材料界面与不同类型辐照缺陷的交互作用机理, 分析了界面结构、缺陷类型和辐照条件对交互作用过程的影响, 最后讨论了本领域需进一步关注的热点问题, 期望运用多学科知识和研究方法更好地揭示辐照损伤过程并设计新型抗辐照损伤材料.

关键词: 界面, 点缺陷, 位错, 氦泡

PACS: 79.60.Jv, 68.37.-d, 61.72.J-

DOI: 10.7498/aps.68.20190128

1 引言

核能具有高能量密度和低碳排放量, 已成为一种既经济又可持续发展的重要能源^[1]. 《2018世界核能产业现状报告》显示, 截至2018年初, 中国拥有在运行核电反应堆38座, 占全球核电装机容量的9%. 全球59座在建核反应堆中中国占18座. 2017年全球核能发电量持续增加, 相比日本、美国以及西欧等, 中国核电保持明显的增长趋势, 因此, 核能的大力发展和安全利用是中国能源升级的重要方向.

然而, 核反应产生大量的高能粒子对反应堆结构材料造成严重的辐射损伤, 引起材料的力学性能和物理性能发生劣化. 高能粒子(包括电子、质子、中子、轻/重离子)辐照在材料中引入高密度的空位和间隙原子, 辐照点缺陷进一步演化聚集形成团

簇, 生成间隙/空位型位错环^[2-4]、层错四面体^[5-7]和空洞^[8,9]等; 裂变反应产生的大量中子与其他原子发生核反应, 如(n, α)和(n, p)核反应, 产生大量的氦和氢, 它们与空位结合形成气泡^[10-12]等缺陷. 大量的辐照缺陷累积使材料发生肿胀^[8,9]、各向异性生长、快速蠕变^[13-15]、硬化^[16,17]、脆化^[18,19]等, 从而加速材料宏观性能的退化, 严重威胁核反应堆的安全运行和服役寿命^[20].



韩卫忠, 西安交通大学材料学院/金属材料强度国家重点实验室教授. 2008年获中国科学院金属研究所博士学位, 2008年至2013年分别在澳大利亚莫纳什大学和美国洛斯阿拉莫斯国家实验室从事研究工作. 2014年1月加入西安交通大学材料学院. 主要从事金属材料的辐照和变形损伤研究. 主持国家自然科学基金和国家重点研发计划课题等, 在 *Advanced Materials*, *Nano Letters*, *Physical Review Letters*, *Acta Materialia* 等期刊发表学术论文60余篇.

* 国家重点研发计划(批准号: 2017YFB0702301)、国家自然科学基金(批准号: 51471128, 51621063)和陕西省共享平台建设项目(批准号: 2017KTPT-12)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: wzhanxjtu@mail.xjtu.edu.cn

截至目前, 各国研究者还没有发现任何一种材料可以完全抵御辐照损伤. 尽管在高能粒子和材料内的原子发生碰撞后, 部分空位和间隙原子能够重新复合, 但是残余的点缺陷会随着反应堆服役时间的增加逐步累积, 进一步演化形成更加稳定和复杂的缺陷组态, 使材料的微观结构发生改变, 造成材料的使役性能大幅降低. 材料内部的界面可以俘获辐照产生的点缺陷, 加速空位与间隙原子的复合, 能有效降低辐照缺陷的积聚, 在一定程度上抑制辐照损伤. 因此, 通过界面工程在材料中引入高密度的界面作为辐照缺陷的陷阱, 可以有效调控材料的抗辐照损伤能力, 保持材料在强辐照环境下的微观结构和宏观性能的稳定^[21,22]. 材料内的晶界、相界和自由表面是三种有效的辐照缺陷陷阱^[23–28]. 图 1 展示了金属材料中几种典型的界面结构, 它们与辐照缺陷的交互作用能显著降低辐照损伤. 纳米

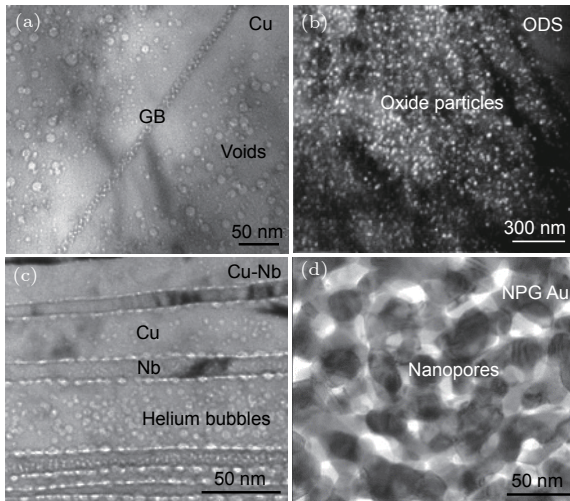


图 1 金属材料中的几种典型的界面结构 (a) 经过 200 keV, 剂量为 2×10^{17} ions cm^{-2} 的氦离子在 450 °C 辐照后的铜中的晶界; (b) 经 24.18 MeV 8 价铁离子和 1.7 MeV 氦离子在 430 °C 辐照后的 ODS 钢中高密度第二相和基体之间的界面; (c) 经过 200keV, 剂量为 2×10^{21} ions cm^{-2} 的氦离子在 450 °C 辐照后的铜-铌异质金属间的相界面; (d) 经过 400 keV, 剂量为 8.64×10^{14} ions cm^{-2} 的氦离子在室温下辐照后的纳米多孔金中的自由表面 (数据来源于文献^[23,24,26,27], 有改动)

Fig. 1. Typical interfaces in metals^[23,24,26,27]: (a) Grain boundary in Cu which irradiated at 450 °C by 200 keV He ions with a fluence of 2×10^{17} ions cm^{-2} ; (b) interfaces between oxides and matrix in ODS steel which irradiated with 24.18 MeV Fe^{8+} ions and 1.7 MeV He^{+} ions at nearly 430 °C; (c) Cu-Nb interface which irradiated at 450 °C by 200 keV He ions with a fluence of 2×10^{21} ions cm^{-2} ; (d) free surface in nanoporous gold (NPG) which irradiated at room temperature by 400 keV Ne^{++} ions with a fluence of 8.64×10^{14} ions/ cm^2 .

晶中高密度的晶界能够有效地吸收辐照产生的点缺陷, 从而降低缺陷密度^[22–30], 延缓辐照肿胀^[31–33]. 异质金属界面^[22,34–36]和 ODS 钢中的氧化物颗粒与基体的界面^[25,37]也可以作为良好的缺陷陷阱来促进辐照缺陷复合. 纳米多孔金属材料内部大量的多孔结构形成的自由表面, 由于镜像力的吸引, 点缺陷会迁移到自由表面^[27,28]. 以上三类界面由于界面缺陷的应力场或镜像力与辐照缺陷发生交互作用, 从而吸引点缺陷, 加速空位和间隙原子复合, 降低辐照损伤. 然而, 界面与辐照缺陷的交互作用强烈地依赖于界面的特征和辐照缺陷的类型, 因此阐明界面与缺陷的交互作用机理对调控材料中辐照缺陷的形态、设计抗辐照损伤材料至关重要.

本文简述了近年来国内外在研究材料的界面与辐照缺陷交互作用方面的部分新进展, 如金属材料中晶界、相界和自由表面与辐照缺陷发生交互作用的过程和微观机理. 第 2 节介绍点缺陷与界面的交互作用方式, 讨论界面的陷阱效率及其影响因素, 界面“空位泵”等; 第 3 节介绍层错四面体与界面的交互作用过程; 第 4 节介绍位错环与界面的交互作用机理; 第 5 节介绍界面的氦泡管理机理, 讨论界面结构对抑制氦泡形核和长大的影响; 最后, 简要评述当前的主要进展和本领域需进一步关注的重要问题.

2 界面与点缺陷的交互作用

2.1 界面陷阱效率和界面晶体学特征

界面陷阱效率 (sink efficiency) 用来描述界面吸收点缺陷的能力, 反映了界面吸收辐照点缺陷并促进其愈合的本领, 是衡量材料界面调控辐照损伤能力的重要指标^[38]. 陷阱效率高的界面比陷阱效率低的界面能捕获更多的辐照点缺陷, 具有更大的界面影响区. 界面的性质影响界面对辐照缺陷的吸收和复合的过程, 而界面的性质由界面的晶体学结构和化学成分共同决定. 研究发现, 不仅纯铜中晶界的陷阱效率取决于晶体学特征, 而且纳米层状材料中相界面的陷阱效率也取决于相界面的晶体学特征^[26,39]. 所以准确描述界面的晶体学特征是评估界面缺陷陷阱效率的第一步.

晶界的描述有多种方法. 当取向差 (misorientation) 小于 15° 时, 称为小角晶界, 当取向差大于 15° 时称为大角晶界. 晶界也可以用重合点阵数来进行描述, 如常见低层错能金属中的

$\Sigma 3$ 晶界, 指的就是晶界两侧的晶粒若叠加到一起, 每三个点阵中有一个阵点重合, 称之为 $\Sigma 3$ 晶界, 依次类推. 但以上两种方法, 只考虑了晶界两侧晶粒的取向差和重合性, 而没有考虑晶界面的取向, 因此, 要全面表示晶界的特征, 既要包含取向差或重合点阵信息, 又要指出晶界面的法向. 例如 $\Sigma 3$ 晶界可细分为 25 种具有相同取向差但是不同晶界面法向的晶界^[40]. 这 25 种晶界包括 2 种对称倾斜晶界和 23 种非对称倾斜晶界, 当晶界倾斜角 (inclination angle) 为 0° 时, 对应于共格孪晶界; 当晶界倾角为 90° 时, 称之为对称非共格孪晶界, 而其他 23 种晶界为非对称倾斜晶界, 两侧晶粒的倾角在 0° — 90° 之间. $\Sigma 3$ 晶界中共格孪晶界的界面能最低, 对称非共格孪晶界的界面能接近最大.

相界不同于晶界, 界面两侧材料的晶格常数、布拉格点阵与成分均可以相近或完全不同, 因此, 相界通过界面两侧晶体的取向关系来描述. 第一种, 界面两侧金属均为面心立方晶格 (FCC) 时, 如立方 (cube-on-cube) 取向关系 ($[100]_{\text{fcc}} // [100]_{\text{fcc}}$ 和 $[010]_{\text{fcc}} // [010]_{\text{fcc}}$) 和类孪晶 (hetero-twin) 取向关系 ($[11\bar{2}]_{\text{fcc}} // [11\bar{2}]_{\text{fcc}}$ 和 $[1\bar{1}0]_{\text{fcc}} // [1\bar{1}0]_{\text{fcc}}$), 界面关系为 $\{111\}_{\text{fcc}} \parallel \{111\}_{\text{fcc}}$, 两种均为半共格界面^[41,42]. 第二种, 界面两侧的晶体结构分别为面心立方晶格和体心立方晶格 (BCC), 如 Kurdjumov-Sachs (K-S) 和 Nishiyama-Wasserman (N-W) 取向关系, 其中 K-S 界面需满足 $\{111\}_{\text{fcc}} \parallel \{110\}_{\text{bcc}}$ 和 $\langle 0\bar{1}1 \rangle_{\text{fcc}} \parallel \langle 1\bar{1}1 \rangle_{\text{bcc}}$, N-W 界面需满足 $\{111\}_{\text{fcc}} \parallel \{110\}_{\text{bcc}}$ 和 $\langle 110 \rangle_{\text{fcc}} \parallel \langle 100 \rangle_{\text{bcc}}$, K-S 界面中的面心立方晶格沿密排面相对体心立方晶格旋转 5.26° 即可得到 N-W 界面^[43]. 第三种, 界面两侧金属分别为面心立方晶格和密排六方晶格 (HCP), 如 Shoji-Nishiyama (S-N) 取向关系, 界面需满足 $(111)_{\text{fcc}} \parallel (0001)_{\text{hcp}}$ 和 $[10\bar{1}]_{\text{fcc}} \parallel [11\bar{2}]_{\text{hcp}}$. 第四种, 界面两侧金属分别为体心立方晶格和密排六方晶格, 如 Burgers 取向关系, 界面需满足 $(110)_{\text{bcc}} \parallel (0001)_{\text{hcp}}$ 和 $[1\bar{1}1]_{\text{bcc}} \parallel [11\bar{2}]_{\text{hcp}}$. 除以上常见的具有特殊取向关系的界面外, 还有众多的界面具有随机的取向关系. 材料的自由表面通常也具有强烈的取向依赖性, 不同晶体学面的表面能、扩散系数有很大差异, 将影响其与辐照缺陷的交互作用机理.

越来越多的研究表明, 无论是晶界还是相界, 由于界面结构的差异, 表现出的陷阱效率区别很大, 如共格孪晶界对点缺陷的影响非常小, 而大角晶界由于具有较高的界面能, 对辐照缺陷影响很

大^[23,44,45]. 虽然陷阱效率越高的界面能够捕获更多的点缺陷, 但并不意味着他们是完美的点缺陷陷阱^[46]. 因此, 为了能定量设计抗辐照损伤材料, 需要对不同界面的陷阱效率建立统一的评价方法.

2.2 界面陷阱效率的测量方法

大量实验研究表明, 材料中辐照缺陷的密度在界面附近明显降低, 形成了清晰的无缺陷区域 (defect-free zone)^[22,23], 类似于铝合金在时效后形成的晶界无析出相区^[47]. Han 等^[22,23] 提出用界面在辐照后形成的无缺陷区的宽度来表征不同界面的缺陷陷阱效率的实验测量方法. 无缺陷区的宽度越大, 说明界面附近被复合的空位越多, 界面的陷阱效率越高. 研究发现不同界面的无缺陷区域宽度差别很大, 表明该实验测量方法能有效反映不同晶界同辐照缺陷交互作用的能力, 图 2 比较了实验测量的不同界面在相同的辐照条件下形成的无缺陷区的宽度随界面类型的变化, 显而易见铜中大角晶界的缺陷陷阱效率最大, 半共格铜晶界次之, 具有锯齿状界面的 K-S(112) 铜-钕相界面稍小, 而具有原子尺度平整界面结构的 K-S(111)//(110) 铜-钕相界面的陷阱效率最小^[22,23]. 整体上铜-钕中相界面的缺陷陷阱效率要低于铜中晶界, 这可能与界面位错类型和密度有关, 但比较图 2 中界面上的空洞密度可以发现, 在相同的辐照条件下 (能量 200 keV, 剂量 2×10^{17} ions/cm² 的氦离子, 辐照温度 450 °C), 铜中晶界上形成了大量的空洞, 而铜-钕相界面上没有观察到辐照空洞, 说明铜-钕相界面在辐照时能保持结构稳定, 有利于抑制辐照缺陷的积聚.

虽然无缺陷区宽度的测量从实验上证实了不同界面具有差异化的陷阱效率, 能在一定程度上建立界面类型和辐照缺陷之间的关系, 但由于点缺陷浓度的实验测量仍是一个巨大挑战. 因此, 如何直接定量测量界面的陷阱效率在实验上仍然无法实现. Mao 等^[48] 对物理气相沉积法制备的 Cu-X (X = Nb, V, Ni) 层状材料开展辐照损伤研究, 通过能量损失谱测量了界面两侧在预处理时引入的标定元素金的浓度分布, 间接估算了辐照时材料的扩散率, 进而推算出铜层中的空位浓度分布, 实现半定量的研究 Cu-X (X = Nb, V, Ni) 层状材料的界面陷阱效率. 研究表明铜-钕界面的陷阱效率为 0.95—0.99, 铜-钒界面的陷阱效率为 0.9, 铜-镍界面的陷阱效率不到 0.5, 该计算结果与实验观察到的三种界面的无缺陷区域宽度变化趋势相符合^[49,50]. 以上

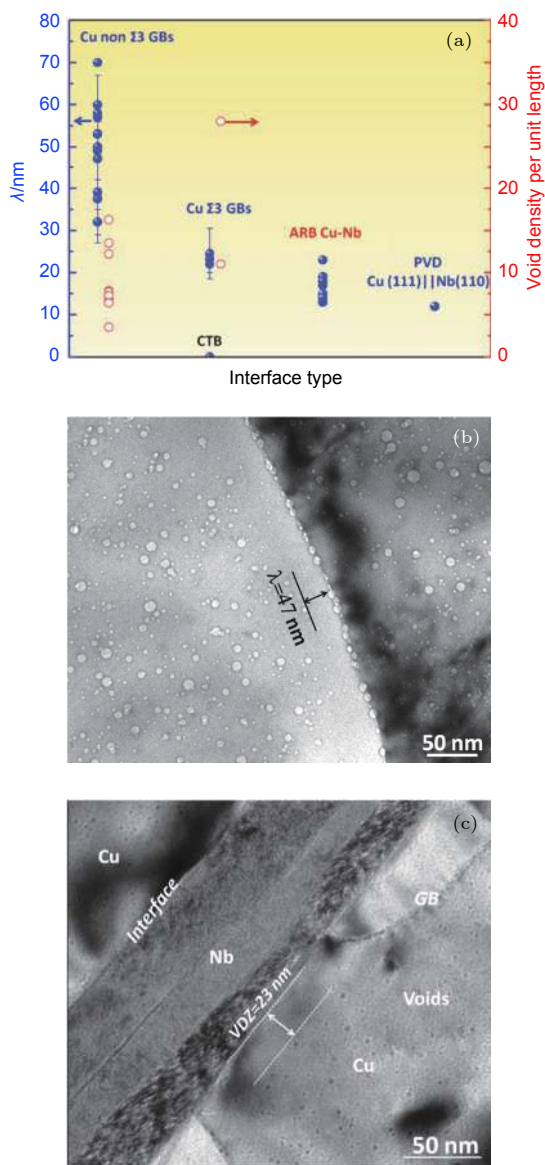


图 2 (a) 不同界面在相同的辐照条件下形成的无缺陷区的宽度随界面类型的变化; (b) 经过 200 keV, 剂量为 2×10^{17} ions cm^{-2} 的氦离子在 450 °C 辐照后的铜中大角晶界的无缺陷区域; (c) 相同辐照条件下的 K-S 铜-铌相界面的无缺陷区域 (数据来源于文献 [22,23], 有改动)

Fig. 2. (a) Variation of the width of the void-denuded zone (VDZ) with the character of interfaces. The large angle grain boundary in (b) Cu which irradiated at 450 °C by 200 keV He ions with a fluence of 2×10^{17} ions cm^{-2} , and in (c) Cu-Nb interface in the same irradiation condition [22,23].

三种界面的陷阱效率与它们的界面结构有密切的关系, 如铜-铌界面和铜-钒界面都具有 K-S 取向关系, 但铜-铌界面晶格错配度更高, 而铜-钒界面是立方取向关系, 其晶格错配度比铜-铌界面和铜-钒界面都要低. 界面上的失配位错是点缺陷的有效陷阱, 因此, 界面错配度越高, 缺陷陷阱效率越大 [51]. Mao 等 [48] 的研究为精确测量界面的陷阱效

率提供了可能, 但该方法实验过程复杂, 影响数据采集准确性的因素较多.

2.3 界面与空位/间隙原子的交互作用

界面可以作为有效的缺陷陷阱来促进辐照产生的空位和间隙原子发生复合, 分子动力学相关研究展示了界面促进点缺陷互相结合的原子尺度机制 [52], 因此大量界面的引入会影响辐照点缺陷的产生、运动和复合过程. 在级联碰撞过程中, 材料内部产生大量的点缺陷, 如数量相近的空位和间隙原子. 然而, 在相同的温度下, 空位的迁移能是间隙原子迁移能的几十倍 [53], 说明间隙原子运动较快, 而空位运动非常缓慢. 间隙原子因运动较快而被界面或表面捕获, 导致晶内的间隙原子浓度下降, 残余的空位不能有效和间隙原子发生复合而逐渐聚集, 形成较大的空位团簇甚至是空洞, 从而引起辐照肿胀等效应. 在金属材料中引入高密度的界面, 级联碰撞产生的点缺陷能优先被邻近的界面捕获, 间隙原子的运动范围被界面大大限制, 空位和间隙原子复合的概率将会显著增加. 一方面, 对于间隙原子和空位偏压差别较小的界面, 级联碰撞后间隙原子和空位都可能被界面吸收, 二者在界面上迁移并相遇, 将迅速发生复合, 消除辐照损伤; 另一方面, 对于间隙原子和空位偏压差别较大的界面, 间隙原子优先被界面吸收, 空位仍滞留在晶格内, 随着界面上间隙原子浓度的增加, 界面将自发向晶内发射间隙原子, 与空位进行复合, 有效降低辐照损伤 [29,54,55]. 除了界面发射间隙原子机制, 还存在其他界面抗辐照损伤机制, 如富含间隙原子的晶界通过耦合运动可以修复铌的辐照损伤, 即晶界运动过程中消除空位和孔洞等辐照缺陷 [56]. 早期在不锈钢的高压电子束辐照中也观察到了晶界迁移的实验现象 [57].

界面与点缺陷的交互作用受温度、界面结构和点缺陷状态等多种因素的影响. 级联碰撞发生的位置距离界面越近, 界面与点缺陷的交互作用越强. 分子动力学研究发现, 点缺陷与界面交互作用具有温度效应. 辐照温度越高, 点缺陷运动越快, 则辐照缺陷与界面交互作用的概率大大增加. 在高温下, 界面释放间隙原子的能垒降低, 复合空位的能力提高 [29]; 而且温度越高, 原子热运动越强烈, 空位克服在界面上的激活能垒越容易, 与间隙原子的交互作用强度和范围越大 [58,59]. 模拟研究发现, 随辐照温度升高, 小角晶界对辐照缺陷 (层错四面

体) 的吸收能力增加, 一方面, 高温下晶界能变大, 陷阱效率提高; 另一方面, 升高温度能分解界面附近点缺陷团簇 (如层错四面体) 的稳定结构, 加速点缺陷与界面交互作用 [59]. 除了热力学因素, 点缺陷动力学也会影响界面与点缺陷的交互作用. 由于界面具有“间隙负载效应” (interstitial-loaded effect), 级联碰撞引起界面结构发生改变, 使“原始界面” (pristine interface) 变成“负载间隙原子的界面” (interstitial-loaded interface), 造成界面性质发生变化, 从而影响界面与点缺陷交互作用的过程 [55,60]. 界面对间隙原子吸收的能力与界面结构、界面类型

和晶体学取向有关. 如在铜中 $\Sigma 5$ 扭转晶界吸收间隙原子能力较强, 残余的大量空位在界面附近形成层错四面体, 而 $\Sigma 11$ 非对称倾斜晶界和 $\Sigma 45$ 非对称扭转晶界吸收间隙原子最少, 因此基体中残余的空位浓度较低 [29,54,55]. K-S 类型的铜-铌界面和 {112} 类型的铜-铌界面表现出的“间隙负载效应”也不同, 而且在铜-铌复合材料中, 级联碰撞产生的铜间隙原子更容易被负载到界面铜侧, 而铌侧产生的“间隙负载效应”并不显著 [58,60].

图 3 是用分子动力学模拟了铜中 $\Sigma 11$ 对称倾斜晶界在吸收间隙原子前后对空位和间隙原子形

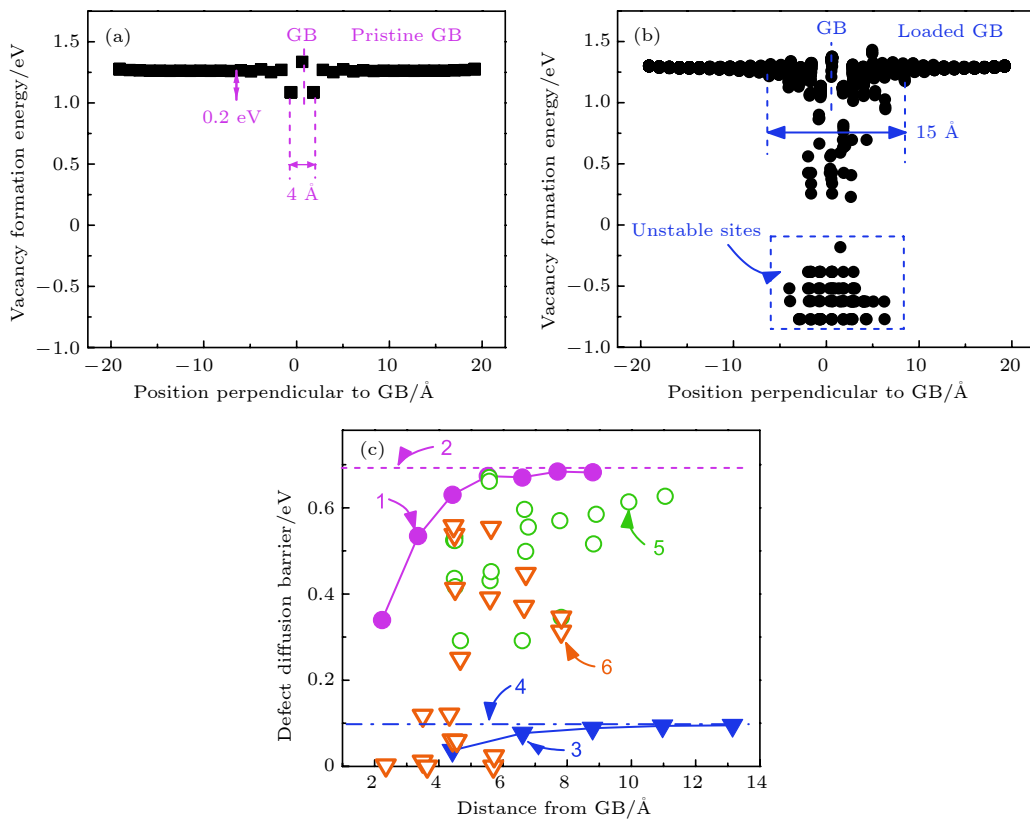


图 3 分子动力学模拟铜中 $\Sigma 11$ 对称倾斜晶界在吸收间隙原子前后对空位和间隙原子的形成能和迁移能的影响 (a) 原始晶界的空位形成能; (b) 级联碰撞发生后, 晶界吸收 10 个间隙原子的空位形成能, 虚线框代表容易被无障碍间隙原子发射复合掉的不稳定空位点; (c) 缺陷扩散能垒随着晶界距离的变化. 1 代表原始晶界附近空位扩散的能垒; 2 代表块体中空位扩散的能垒; 3 代表原始晶界附近间隙原子扩散的能垒; 4 代表块体中间隙原子扩散的能垒; 5 代表吸收间隙原子的晶界附近空位扩散的能垒; 6 代表吸收间隙原子的晶界附近间隙原子释放的能垒. 显而易见, 与原始晶界相比, 吸收间隙原子的晶界附近空位扩散和间隙原子释放的能垒都明显降低 (数据来源于文献 [29])

Fig. 3. The influence of grain boundaries loading with interstitials on the defect properties in $\Sigma 11$ GB of copper: (a) Vacancy formation energy profile of a pristine GB; (b) vacancy formation energy profile of a GB loaded with 10 interstitials after a collision cascade. Vacancy sites denoted by dashed box are unstable sites that are annihilated via barrier-free interstitial emission; (c) defect diffusion barriers as a function of distance from a pristine and an interstitial-loaded GB. Line 1 represents vacancy diffusion barriers near the pristine GB. Line 2 represents vacancy diffusion barriers in the bulk. Line 3 represents interstitial diffusion barriers near the pristine GB. Line 4 represents interstitial diffusion barriers in the bulk. Line 5 represents vacancy diffusion barriers near the interstitial loaded GB. Line 6 represents interstitial emission near the interstitial loaded GB. Clearly, barriers for vacancy diffusion and interstitial emission near the interstitial-loaded GB are greatly reduced compared with the vacancy diffusion barriers near the pristine GB.

成能和迁移能的影响. 吸收大量间隙原子后, 晶界附近空位的迁移能显著降低, 晶界发射间隙原子的能垒也大大减小, 对复合辐照点缺陷十分有利. 研究发现界面结构也严重影响空位与负载间隙原子的界面交互作用^[60–64]. 相比于不对称的晶界, 对称性较高的晶界更容易吸收间隙原子, 造成负载间隙原子界面上点缺陷的形成能变化明显^[55]. 而且随着点缺陷的积累, 负载间隙原子的界面上形成的往往是间隙团簇而不是孤立的间隙原子, 原始的界面结构也逐渐发生变化^[63]. 通常界面上点缺陷的迁移率比在基体内高^[63,65], 但计算模拟表明, 当间隙团簇由单个原子增加到 2—5 原子时, 间隙原子团簇的迁移率开始下降, 团簇在晶界上的迁移率比单个间隙原子在基体中的迁移率还低. 以铜中 $\Sigma 11$ 倾斜晶界和 $\Sigma 5$, $\Sigma 45$ 扭转晶界为例, 不管是对称还是非对称晶界, 倾斜晶界上单个间隙原子比在基体中运动得快, 结构较为简单的 $\Sigma 5$ 扭转晶界和倾斜晶界的计算结果也类似. 当间隙原子聚集成团簇, 迁移速度将降低, 如果团簇足够大, 它们的迁移速度甚至比基体中的单个空位还慢. 相反地, 结构较为复杂的 $\Sigma 45$ 扭转晶界上单个间隙原子比在晶体中运动得更慢, 而且运动速度不随间隙原子团簇的大小而改变^[63]. 可见界面结构与界面上形成的缺陷团簇状态均影响间隙原子与空位的复合过程.

此外, 辐照条件也影响界面与点缺陷的交互作用. 与重离子和中子辐照不同, 轻离子辐照产生大量孤立的点缺陷而非直接形成团簇. 在倾斜晶界上, 孤立的间隙原子沿着倾转轴方向快速扩散逃逸, 留下的空位无法与间隙原子发生复合. 但在大多数晶界上, 间隙原子不会快速扩散逃逸而是会保留下来与空位复合. 因此, 在轻离子辐照下, 倾斜晶界的陷阱效率就会比其他晶界低^[38]. 但在重离子或者中子辐照下, 点缺陷很容易直接形成团簇并聚集在倾斜晶界上, 而且间隙原子团簇在倾斜晶界上的迁移率比在其他晶界低, 有利于后续和空位发生复合, 所以倾斜晶界的界面陷阱效率比其他晶界高^[38].

由于原始的界面结构经历辐照损伤后发生严重的破坏甚至改变, 其与辐照缺陷的交互作用也发生变化, 因此, 界面陷阱效率并不是一个静态不变的参量, 它随着时间和辐照条件的变化而变化, 它不仅取决于初始界面的取向关系和原子结构, 还取

决于负载点缺陷后的动态界面原子结构. 综上所述, 界面的陷阱效率由界面的取向关系、界面结构、辐照离子形态、辐照条件等多种因素共同影响.

2.4 界面的“空位泵”效应

界面失配位错是界面上优先与辐照点缺陷发生交互作用的区域. 失配位错除了影响界面结构、陷阱效率、界面能, 还会通过其特殊应力场来调控辐照点缺陷的偏聚, 从而影响界面与点缺陷的交互作用^[22,66]. 铜-银中类孪晶界面在氦离子辐照过程中会源源不断地把空位从铜一侧转移到银一侧, 发挥着界面“空位泵”(vacancy pump)的作用^[42]. 类似的现象也在氮化锆/氮化钽多层膜复合材料中观察到, 即空位从氮化锆一侧转移到氮化钽一侧, 使氮化钽一侧发生了完全非晶化^[67]. 二者界面转移空位的机理比较类似, 都是通过界面上失配位错特殊的应力场来调控辐照点缺陷的偏聚, 从而影响界面与点缺陷的交互作用^[22,66]. 下面对界面的空位泵机制进行简要介绍.

经氦离子辐照的纳米层状铜-银层状复合材料在表面形成了富铜的凸起物(图 4(a)); 在离子注入的深度范围内形成了大量纳米氦泡, 且银层的氦泡密度和尺寸显著高于铜层中的氦泡(图 4(b)); 在离子注入的最大深度之外也观察到了大量的空洞和位错结构(图 4(c)和图 4(d)); 有趣的是银中的氦泡/空洞紧贴界面, 而铜中的氦泡/空洞远离界面, 形成了一定宽度的无氦泡区域. 辐照缺陷的分布与铜-银界面上的特殊界面位错结构相关. 类孪晶铜-银界面包含一系列刃型界面位错, 由于铜的晶格常数较小, 界面刃位错的半原子面位于铜层一侧^[64]. 因此, 铜-银界面上界面位错在铜层一侧形成了压应力场, 倾向于捕获铜空位到界面偏聚(图 4(e)), 同时由于空位在银中具有更低的形成能和表面能, 铜侧的空位会自发转移至银层中, 实现了“空位泵”效应的第一步(图 4(f)); 同时, 界面在银层一侧形成了拉应力场, 易于吸引银间隙原子偏聚到界面处, 但由于铜、银原子混合焓大于零, 银间隙原子仍保留在铜-银界面处, 与部分界面空位复合, 从而实现了界面空位向银层内部的转移, 这是“空位泵”效应的第二步(图 4(g)). 随着辐照的进行, 由于铜银界面“空位泵”的特殊机制, 铜层中的间隙原子浓度越来越高, 而银层中的空位浓度越来越高(图 4(h)). 铜中高浓度间隙原子会加速扩散到样品表面形成富铜凸起物, 同时扩散到样品内部形成高

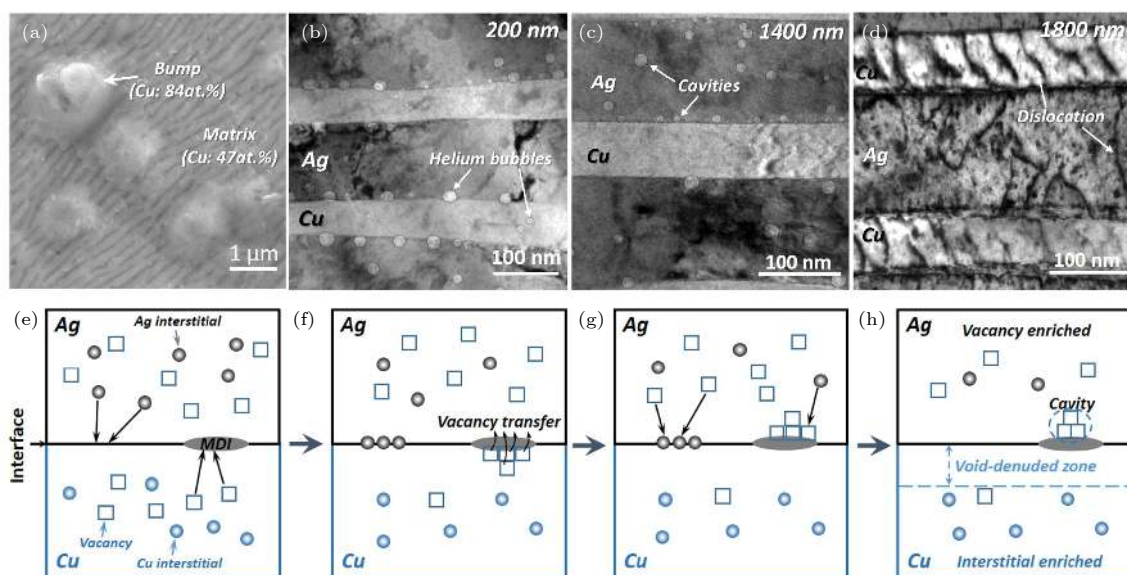


图4 铜-银界面“空位泵”的工作机理 (a) 400 keV, 2×10^{17} ion/cm² 氦离子 400 °C 辐照后的纳米层状共晶铜-银复合材料表面形成了富铜的凸起物; (b) 距表面约 200 nm 深度形成大量纳米氦泡, 且银层氦泡密度和尺寸显著高于铜层中的氦泡; (c) 距表面约 1400 nm 深度形成大量的空洞; (d) 距表面约 1800 nm 深度形成位错结构; (e) 铜-银界面上界面位错由于在铜侧产生压应力捕获铜空位到界面偏聚; (f) 铜侧的空位自发转移至银层中; (g) 银间隙原子由于界面拉应力偏聚到界面处, 并在铜-银界面处与部分界面空位复合; (h) 铜层中的间隙原子浓度越来越高, 而银层中的空位浓度越来越高, 最终在表面形成富铜的凸起物 (数据来源于文献 [42], 有改动)

Fig. 4. Mechanism of vacancy pump in Cu/Ag interface: (a) A surface bump enriched copper formed on surface of the Cu/Ag nano-composites after 400 keV, 2×10^{17} ion/cm² helium ions implantation at 400 °C; (b) high density of helium bubbles formed at the depth of 200 nm. The density and diameter of helium bubbles in Ag are larger than that in Cu; (c) high density of voids formed at the depth of 1400 nm; (d) high density of dislocation lines formed at the depth of 1800 nm; (e) Cu vacancies segregate to the MDI due to compressive stress field; (f) Cu vacancies at MDI transfer into Ag layer and attach to interface; (g) Ag interstitials migrate to non-MDI area because of tensile stress; (h) a state of interstitials enriched in Cu and vacancies enriched in Ag is achieved due to the vacancy pump effect of Cu/Ag interface.

密度位错结构, 而银层中的高密度空位则形成了大量氦泡和空洞, 并紧贴铜银界面生长, 这是“空位泵”效应的第三步. 当然在实际辐照过程中, 以上三个过程可能同时发生. 辐照后样品表面的富铜凸起物、铜间隙原子的反常加速扩散和离子注入区外的高密度位错结构为界面的“空位泵”效应提供了直接实验证据. 铜-银界面的“空位泵”效应充分表明合理运用界面与点缺陷的交互作用特性可以有效调控辐照缺陷的分布.

3 界面与层错四面体的交互作用

空位不仅以空洞的形式存在, 它还能形成一种具有稳定结构的层错四面体, 常见于低层错能金属中, 如铜、银、金和不锈钢等 [68–72], 层错四面体一般由空位团簇坍塌形成, 也可通过形成弗兰克位错环, 而后通过位错分解和不全位错扩展形成. 在变形时, 位错可以切过层错四面体, 但滑移阻力会增加 [69]. 辐照时, 层错四面体也会和界面发生交互

用. 共格孪晶界面能很低, 辐照时的缺陷阱效率接近零, 点缺陷与共格孪晶界很难直接发生交互作用. Niewczas 和 Hoagland [70] 用分子动力学研究发现 $\Sigma 3$ 共格孪晶界会通过产生分位错与层错四面体发生反应形成层错. 原位 Kr 离子辐照研究也观察到纳米孪晶银中富含缺陷的共格孪晶界和非共格孪晶界都可以消除层错四面体, 并形成层错 [71], 如图 5 所示.

有学者曾提出层错四面体中的空位团簇可以运动到孪晶界上导致其被吸收, 然而, 空位在低温下很难运动, 所以空位和孪晶界很难直接发生交互作用 [72]. 孪晶界中的非共格部分包含高密度的可动不全位错, 在辐照时可以发生运动, 从而清扫辐照产生的缺陷团簇, 包括层错四面体 [73–75]. 辐照后, 孪晶间距越小, 稳定存在的层错四面体密度越低 [71]. 图 5(c) 展示了共格孪晶界通过分位错运动和层错四面体发生交互作用的两种可能机制. 第一种, 孪晶界发生迁移先接触到层错四面体的一个顶点, 反应后形成位错环, 孪晶界持续迁移, 直到完

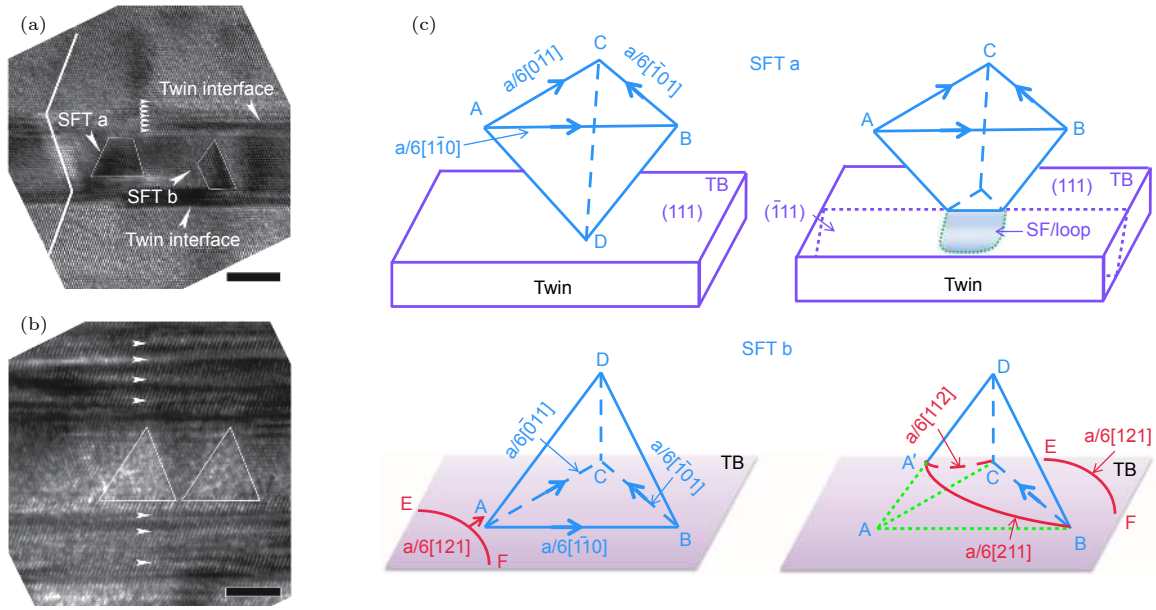


图 5 层错四面体与共格孪晶界的交互作用 (a) 两种典型的四边形层错四面体, 层错四面体 a 从顶点削去一角, 层错四面体 b 从底角削去一角; (b) 层错四面体和孪晶界交互作用沿着孪晶界形成大量层错; (c) 对应 (a) 中共格孪晶界和层错四面体发交互作用的两种情况. 第一种, 由于层错四面体顶点先接触孪晶界而被削去一角, 在 {111} 面形成位错环; 另一种情况, 可动位错和压杆位错发生位错反应 (如 AB 和 AC), 在层错面形成两个新的可动位错, 分位错的进一步扩展消除整个层错四面体 (数据来源于文献 [71], 有改动)

Fig. 5. The mechanism of the interaction between the SFTs and the coherent twin boundaries: (a) The two truncated SFTs during their interactions with CTBs. SFT-a was truncated from its apex, whereas SFT-b was destroyed from its base; (b) HRTEM micrograph showing the formation of groups of stacking faults during SFTs interactions with CTBs; (c) schematics of two types of interactions between SFTs and twin boundaries corresponding to the two cases in (a). The removal of SFT initiated from its apex (in contact with a twin boundary) results in the formation of dislocation loops on {111} plane in the twin lattices. In the lower case, the interaction of a mobile partial with stair-rod dislocations, AB and AC, results in two new mobile partials that can migrate on the surface of SFT and lead to its decomposition.

全清除层错四面体; 第二种, 孪晶界上可动的肖克莱分位错 $1/6[121]$ 沿着孪晶界滑动并与层错四面体中的压杆位错 $1/6\langle 110 \rangle$; 发生位错反应, 在层错面 ABD 和 ACD 上形成新的可动肖克莱分位错 $1/6[211]$ 和 $1/6[112]$, 分位错的进一步扩展消除整个层错四面体. 孪晶界发射不全位错可以消除层错四面体, 但反应后形成的层错或位错环仍然会引起材料硬化. 鉴于面心立方金属中的孪晶界可以通过不全位错运动消除层错四面体缺陷和其他缺陷, 利于降低辐照损伤, 可以在材料中引入非共格孪晶界和有缺陷的共格孪晶界以提高材料的抗辐照性能. 此外, 分子动力学模拟发现, 即使在较低的温度下, 铜中的大角晶界在剪切变形的条件下也能发生迁移, 复合内部的层错四面体 [59].

4 界面与位错环的交互作用

辐照产生的高密度位错环是导致材料硬化的主要缺陷形态, 合理引入界面结构, 可以有效抑制

位错环的积聚. 共格孪晶界不仅能消除层错四面体等空位型缺陷, 还可以吸收可动的间隙型位错环 [72–76]. 图 6 展示了银中的共格孪晶界在原位辐照过程中与间隙型位错环的交互作用机制 [76]. 首先, 辐照产生的间隙型位错环发生随机移动, 一旦撞到共格孪晶界就融入界面, 形成纳米尺度的凸起 (图 6(a)—图 6(c)); 然后, 拱起的共格孪晶界吸收邻近辐照产生的空位团簇, 而后空位团簇和孪晶界上的间隙原子复合使共格孪晶界恢复平直状态, 实现自愈合 (图 6(d)—图 6(f)). 位错环和共格孪晶界交互作用的过程也得到了分子动力学模拟的验证 (图 6(b) 和图 6(e)).

辐照位错环和其他界面的交互作用过程也在实验上得到了验证. 纯金属中, 晶格扩散控制位错环向晶界迁移的速率. 辐照积累的大量缺陷加速了晶格扩散率, 在纳米晶材料中发现, 位错环可以通过滑移或者攀移向晶界运动, 最终被晶界吸收. 镍在辐照后形成了层错型弗兰克位错环, 由于其伯格

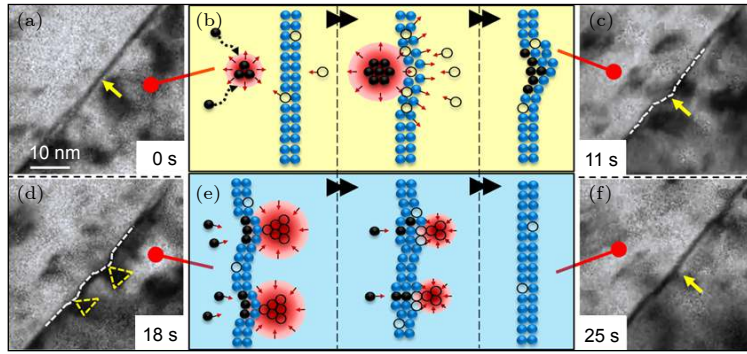


图 6 银中的共格孪晶界在原位辐照过程与间隙型位错环的交互作用机制 (a) 初始平直的共格孪晶界; (b) 分子动力学模拟辐照产生了间隙型位错环, 在原位辐照下移动, 撞到共格孪晶界, 形成凸起; (c) 共格孪晶界由于吸收间隙原子形成小凸起; (d) 凸起的共格孪晶界遇到两个层错四面体; (e) 分子动力学模拟拱起的共格孪晶界吸收邻近辐照产生的空位, 而后空位和孪晶界上的间隙原子复合, 使共格孪晶界恢复平直状态, 实现自愈合; (f) 凸起的共格孪晶界恢复成平直状态 (数据来源于文献 [76], 有改动)

Fig. 6. The mechanism of interaction between CTBs and interstitial dislocation loops in Ag under in situ radiation: (a) An initially straight CTB; (b) the monocular dynamic simulation for the formation, movement and diffusion of an interstitial loop near a CTB; (c) the formation of puddle at the CTB; (d) Two SFTs adjacent to the puddle were gradually absorbed by the CTB; (e) the annihilation of interstitials with SFTs leads to the self-healing of the CTB; (f) the CTB was nearly recovered to a straight line.

斯矢量垂直于滑移面, 很难滑动, 它与界面的交互作用通过两种机制实现: 一种是弗兰克位错环借助辐照产生的大量空位进行攀移, 另一种机制是弗兰克位错环发生分解, 变成可动的位错环, 最终迁移到晶界 [77]. 原位辐照实验发现, 当位错环向晶界移

动时, 单个位错环先是尺寸变小, 然后再被晶界吸收. 说明位错环在移动过程中吸收了部分空位. 晶界是空位的有效陷阱, 辐照时晶界附近的空位浓度比较低, 而晶内的空位浓度很高, 于是从晶内到晶界形成了空位浓度梯度. 在晶内, 辐照产生的位错环会不断吸收空位, 直径变小, 甚至消失. 而在晶界附近, 由于较大的空位浓度梯度, 间隙位错环从基体一侧吸收空位, 而面向晶界一侧又会释放空位, 无论释放还是吸收空位, 都促使了位错环向着晶界方向迁移并最终被晶界吸收, 如图 7 所示. 此外, 有研究表明位错环也能被自由表面或纳米空洞吸收 [78,79].

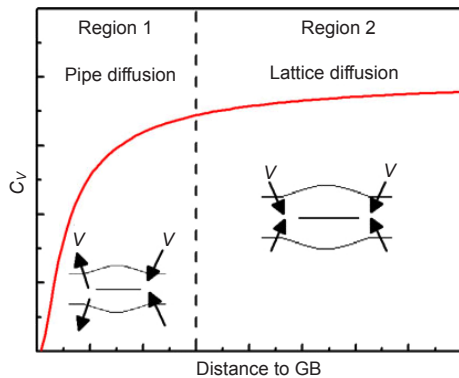


图 7 镍中 Kr 离子辐照产生的位错环向晶界运动、缩小并被最终被界面复合的机理. 在远离晶界的区域 2 中, 空位浓度达到饱和, 位错环持续吸收空位导致半径收缩; 在接近晶界的区域 1 中, 空位浓度梯度使位错环的一侧吸收空位, 另一侧释放空位, 使位错环向晶界迁移得以进行 (数据来源于文献 [77])

Fig. 7. Illustration of the shrinkage and migration of dislocation loops toward GBs in Ni irradiated by Kr ions. In region 2, further away from the GB, the concentration of vacancy induced by radiation approaches a plateau and the continuous absorption of vacancy leads to the gradual reduction of interstitial loop diameter. In region 1, adjacent to the GB, there is a concentration gradient of vacancies. The absorption of vacancy by one side of dislocation loop and the corresponding emission of vacancy from the other side (facing GB) lead to rapid migration (climb) of the loop toward the GB.

5 界面与氦泡的交互作用

核裂变或聚变反应都会产生惰性气体, 如氦, 它们在金属中的溶解度非常低, 倾向与空位结合形成氦泡, 并易于偏聚在晶界处 [80,81], 造成严重的辐照硬化和辐照脆化 [81-84], 被称之为氦脆. 因此, 通过材料微观结构设计, 进行有效的氦管理是一个重要的研究内容. 材料界面工程是进行氦管理的一种有效方法.

5.1 界面的临界氦储量

氦在金属中的溶解度极低, 核反应产生的氦在金属中通常以气泡的形式存在, 并优先在界面处偏聚. 在界面上形成透射电镜下可见的氦泡需要一个临界的氦含量, 它是界面储氦能力的一个指标. 图 8

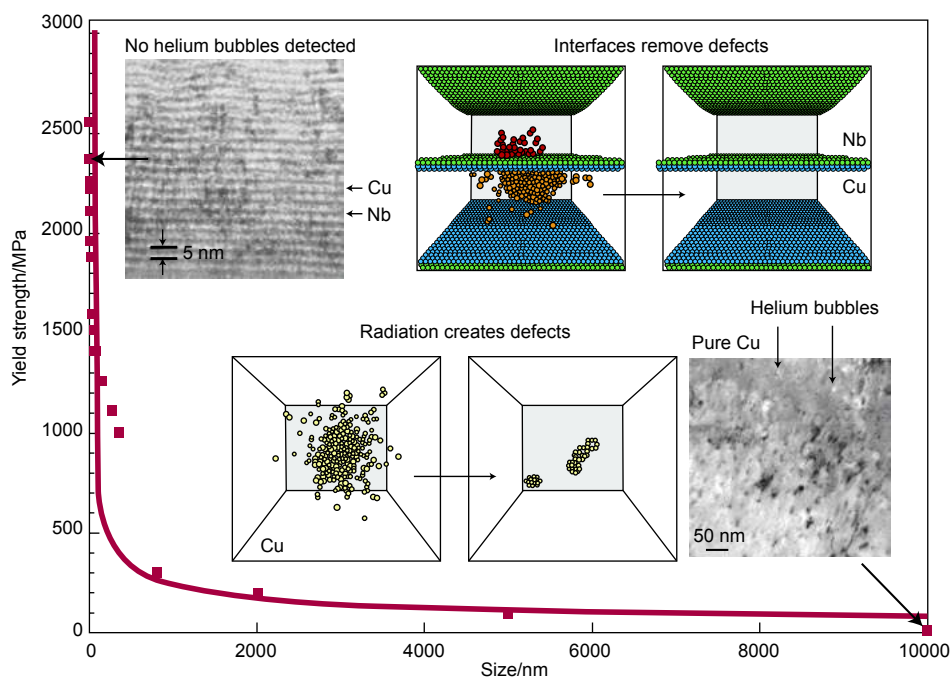


图 8 铜-铌界面既可作为障碍物阻碍位错滑移, 也作为缺陷陷阱愈合辐照缺陷. 在相同的辐照条件下, 纯铜晶粒内部形成了大量的氦泡, 而铜-铌纳米层状材料内观察不到任何的辐照缺陷. 说明纳米层状复合物比块体材料的强度更高, 抗辐照损伤能力更强 (数据来源于文献 [85])

Fig. 8. Cu-Nb interfaces act as obstacles to slip and sinks for radiation-induced defects. Under the same radiation condition, helium bubbles form in bulk Copper but not in Cu/Nb heterostructures. Hence, nanolayered composites not only increase strength but enhance radiation-damaged tolerance as well, compared with bulk materials.

比较了纯铜和铜-铌纳米层状材料的辐照损伤行为 [85]. 实验发现, 在相同的辐照条件下, 纯铜和纯铌晶粒内部形成了大量的氦泡, 而在铜-铌纳米层状材料中注入原子比为 5 at.% 的氦仍然没有观察到氦泡, 如图 8 所示, 分子动力学计算表明铜-铌界面能显著提高辐照产生的空位和间隙原子的复合概率, 抑制氦泡的形成. 实验也证明了铜-铌界面对应的临界氦储量约为 5 at.% [86-89]. 分子动力学模拟估算了氦在铜-铌界面上形成氦泡的临界浓度, 在形成氦泡之前, 氦以 25 个氦原子团簇的形式被单个失配位错捕获, 一旦超过这一临界值, 冲破界面的氦泡就会形成 [86-89]. 界面的临界氦储量决定了它的氦管理能力, 是定量设计抗辐照损伤材料的指标之一.

5.2 界面缺陷结构对储氦的影响

界面的临界储氦量取决于界面的缺陷形态和密度. 实验发现, 相比于单晶金薄膜中随机分布的大量氦泡, 拥有小角度扭转晶界的金薄膜中的氦泡偏向于分布在晶界上的螺位错节点处, 如图 9 所示 [90]. 计算发现小角度扭转晶界上空位、间隙氦原

子和替代氦原子在螺位错节点处的形成能远小于其在完整晶格处的形成能, 表明螺位错节点处易于形成氦泡, 能提高晶界的储氦能力. 因此, 界面上的螺位错密度越高, 该界面的储氦能力越强.

除了螺位错节点, 界面失配位错也是氦泡的优先形核和储氦位置. 研究发现界面上失配位错结构对氦泡与界面的交互作用起主导作用. 当界面上的失配位错密度较高时, 界面的临界储氦量越大 [91]. FCC/BCC 的半共格界面比共格界面界面缺陷密度高, 界面能相对较大, 而氦存储在界面上所需要克服的能垒较低. 氦原子以间隙原子的形式储存在铜-铌界面失配位错节点所需要的能量比在铜中的低 2 eV, 比在 Nb 中的低 1 eV; 氦原子以置换型固溶原子的形式存储在界面上所需要的能量比在铜中的低 0.5 eV, 比在铌中的低 1 eV; 说明只要氦浓度小于界面的临界储氦量, 氦就会储存在铜-铌界面上的失配位错节点处 [92]. Singh 等 [93] 随后在实验观察中证明不管是在铝晶界上还是晶粒内, 富含失配位错的位错节点更加有利于氦泡的形核. 图 10 展示了三种典型的 FCC/BCC 界面 (K-S 铜-铌界面, K-S 铜-钒界面, K-S 铜-钼界面) 上的临界储氦

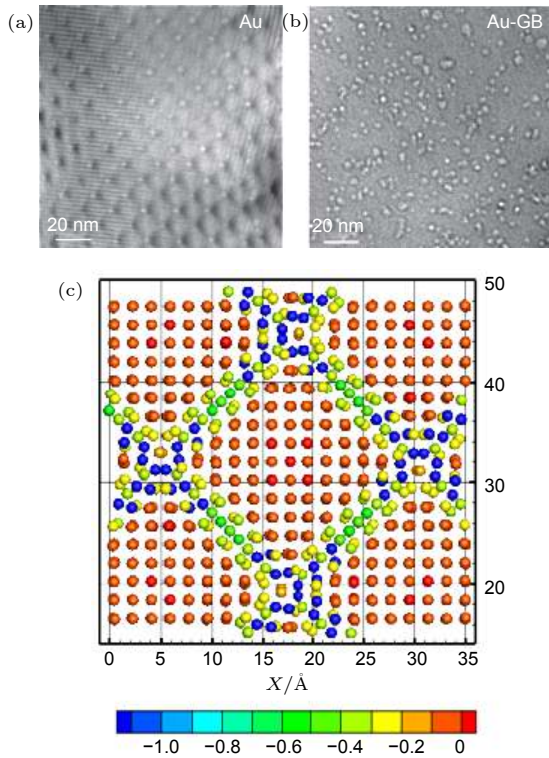


图9 金中的辐照氦泡 (a) 辐照后金薄膜中形成了大量纳米氦泡; (b) 纳米氦泡分布在金的小角度扭转晶界的螺位错节点处; (c) 分子动力学模拟沿着(001)小角度扭转晶界上不同原子位置的空位形成能和固溶能(数据来源于文献[90], 有改动)

Fig. 9. Helium bubbles in irradiated Au: (a) Nanoscale helium bubbles in Au film; (b) nanoscale helium bubbles are formed in the point of misfit dislocations in twist boundary of Au; (c) formation and solution energies of vacancy for different atom sites along (001) twist boundary.

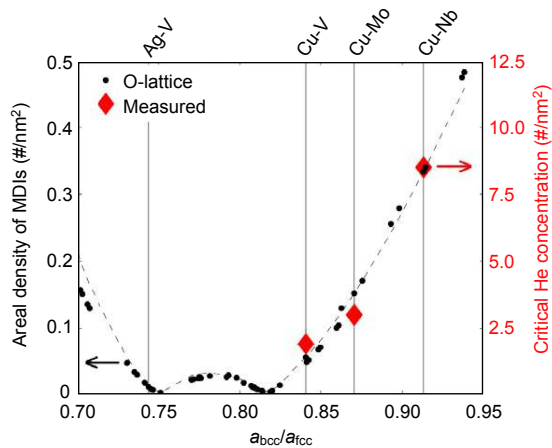


图10 临界储氦量与界面失配位错密度与K-S界面取向的关系. 图中呈现了三种典型的FCC/BCC界面(K-S铜-钨界面, K-S铜-钨界面, K-S铜-钨界面)(数据来源于文献[35])

Fig. 10. The relationship of critical He concentration and MID densities for interfaces with Kurdjumov-Sachs interface orientation. As plotted are three typical FCC/BCC interface such as Cu-Nb, Cu-V, Cu-Mo.

量与界面失配位错密度之间的关系^[35], 可见随着单位面积界面失配位错密度的增加, 界面的临界储氦量也逐步提高, 说明可以通过设计界面的缺陷结构来调控储氦能力^[94,95].

6 展 望

界面与辐照缺陷的交互作用已经开展了大量卓有成效的研究工作. 本文虽然简述了几种界面与不同类型辐照缺陷的交互作用过程和机理, 但想全面理解辐照损伤和界面调控机制, 仍面临一些挑战.

1) 实验上测量点缺陷存在巨大的困难. 高密度的辐照点缺陷就像宇宙中的暗物质一样, 点缺陷的产生、运动、团聚和界面交互作用决定了材料的辐照损伤过程, 而在实验上很难捕捉到原子尺度点缺陷的演化过程, 目前只能通过计算手段辅助研究. 因此, 发展观察和跟踪点缺陷的实验技术和方法意义重大.

2) 界面结构的实验表征需要新方法. 界面的种类繁多, 只有一些特殊界面能运用电镜等技术进行细致研究, 而如何表征种类繁多的随机界面的原子尺度结构仍面临巨大挑战, 即使采用计算方法研究也困难重重, 因此, 从理论和实验两个方面进行探索将有利于揭示界面的原子尺度结构.

3) 初始界面陷阱效率与界面抗辐照能力之间的关系需进一步阐明. 界面初始陷阱效率是否可以准确预测界面对辐照缺陷的调控能力? 它与辐照形成的界面无缺陷区宽度之间有什么联系? 事实上, 实验上测量的无缺陷区域是界面在辐照稳定后的结构特征. 除了界面陷阱效率之外, 是否还有其他更合适的物理量可以表征界面对辐照缺陷的调控行为?

4) 金属材料的氦行为需深入研究. 界面工程可以很好地抑制辐照缺陷的聚集, 延缓氦泡的形成, 但大量界面的引入会使材料的强度提高, 塑性变形能力下降, 因此, 如何能在保持辐照损伤能力和优良力学性能之间找到平衡需要进行巧妙设计. 近期研究者也在探索辐照时原位导出氦气的新型纳米结构^[96]. 如果能通过材料微观结构设计, 使材料既能愈合辐照缺陷, 又能自发导出惰性气体, 将意义重大. 此外, 界面上氦的行为还存在大量的问题有待解决, 例如界面失配位错上的氦团簇如何长

大成为可见的氦泡？在辐照过程中氦泡-空洞转变 (bubble-to-void transition) 机制是什么？氦是否可以在界面内快速输运？辐照过程中氦能否在不同相之间迁移？氦是否和不同金属有差异化的结合能？

以上问题的解决有赖于创新的实验技术和理论方法, 也需要汇集不同学科领域的先进知识和相关专家的努力。

7 结 论

本文简述了几种典型金属材料界面与不同类型辐照缺陷的交互作用过程和机理, 如点缺陷与界面、层错四面体与界面、位错环与界面、氦泡与界面等, 分析了材料界面结构、缺陷类型和辐照条件对交互作用行为的影响. 界面陷阱效率是界面吸收点缺陷的能力, 是衡量材料界面调控辐照损伤能力的重要指标. 界面与点缺陷交互作用过程受到辐照条件 (包括离子类型、辐照温度、辐照剂量等)、辐照缺陷状态以及界面性质等多种因素共同影响. 界面临界氦储量取决于界面位错的形态和密度, 是定量设计抗辐照损伤材料的重要指标之一. 界面上的失配位错是界面与辐照点缺陷交互作用的关键, 可以通过调节界面上的失配位错密度和类型来设计抗辐照损伤材料.

参考文献

- [1] Zinkle S J, Was G S 2013 *Acta Mater.* **61** 735
- [2] Zinkle S, Sindelar R 1988 *J. Nucl. Mater.* **155** 1196
- [3] Kiritani M 2000 *J. Nucl. Mater.* **276** 41
- [4] Griffiths M 1988 *J. Nucl. Mater.* **159** 190
- [5] Silcox J, Hirsch P B 1959 *Philos. Mag.* **4** 72
- [6] Kadoyoshi T, Kaburaki H, Shimizu F, Kimizuka H, Jitsukawa S, Li J 2007 *Acta Mater.* **55** 3073
- [7] Wirth B D, Bulatov V, Diaz de la Rubia T 2000 *J. Nucl. Mater.* **283** 773
- [8] Mansur L K 1978 *Nucl. Technol.* **40** 5
- [9] Stubbins J, Garner F 1992 *J. Nucl. Mater.* **191** 1295
- [10] Han W Z, Fu E, Demkowicz M J, Wang Y, Misra A 2013 *J. Mater. Res.* **28** 2763
- [11] Yu K Y, Liu Y, Sun C, Wang H, Shao L, Fu E G, Zhang X 2012 *J. Nucl. Mater.* **425** 140
- [12] Mazey D J, Evans J H 1986 *J. Nucl. Mater.* **138** 16
- [13] Holt R A, Ibtahim E F 1979 *Acta Metall.* **27** 1319
- [14] Fidleris V 1978 *Atom. Energy Rev.* **13** 51
- [15] Carpenter G J C, Zee R H, Rogerson A 1988 *J. Nucl. Mater.* **159** 86
- [16] Hu X X, Koyanagi T, Fukuda M, Kumar N A P K, Snead L L, Wirth B D, Katoh Y 2016 *J. Nucl. Mater.* **480** 235
- [17] Pokor C, Brechet Y, Dubuisson P, Massoud J P, Averty X 2004 *J. Nucl. Mater.* **326** 30
- [18] Odette G R, Lucas G E 1998 *Radiat. Eff. Defects Solids* **44** 189
- [19] Odette G R, Lucas G E 2001 *JOM* **53** 18
- [20] Zinkle S J, Busby J T 2009 *Mater. Today* **12** 12
- [21] Lu L, Shen Y F, Chen X H, Qian L H, Lu K 2004 *Science* **304** 422
- [22] Han W Z, Demkowicz M J, Mara N A, Fu E, Sinha S, Rollett A D, Wang Y Q, Carpenter J S, Beyerlein I J, Misra A 2013 *Adv. Mater.* **25** 6975
- [23] Han W Z, Demkowicz M J, Fu E G, Wang Y Q, Misra A 2012 *Acta Mater.* **60** 6341
- [24] Hsiung L L, Fluss M J, Tumey S J, Choi B W, Serruys Y, Willaime F, Kimura A 2010 *Phys. Rev. B* **82** 184103
- [25] Hsiung L, Fluss M, Tumey S, Kuntz J, El-Dasher B, Wall M, Choi B, Kimura A, Willaime F, Serruys Y 2011 *J. Nucl. Mater.* **409** 72
- [26] Han W Z, Mara N A, Wang Y Q, Misra A, Demkowicz M J 2014 *J. Nucl. Mater.* **452** 57
- [27] Fu E G, Caro M, Zepeda-Ruiz L A, Wang Y Q, Baldwin K, Bringa E, Nastasi M, Caro A 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 191607
- [28] Bringa E M, Monk J D, Caro A, Misra A, Zepeda-Ruiz L, Duchaineau M, Abraham F, Nastasi M, Picraux S T, Wang Y Q, Farkas D 2012 *Nano Lett.* **7** 3351
- [29] Bai X M, Voter A F, Hoagland R G, Nastasi M, Uberuaga B P 2010 *Science* **327** 1631
- [30] Chen D, Wang J, Chen T, Shao L 2013 *Sci. Rep.* **3** 1450
- [31] Sun C, Zheng S, Wei C C, Wu Y, Shao L, Yang Y, Hartwig K T, Maloy S A, Zinkle S J, Allen T R, Wang H, Zhang X 2015 *Sci. Rep.* **5** 7801
- [32] Zinkle S J, Farrell K 1989 *J. Nucl. Mater.* **168** 262
- [33] Siegel R W, Chang S M, Balluffi R W 1980 *Acta Metall.* **28** 249
- [34] Klueh R L, Nelson A T 2007 *J. Nucl. Mater.* **371** 37
- [35] Demkowicz M J, Misra A, Caro A 2012 *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* **16** 101
- [36] Zhang X, Fu E G, Li N, Misra A, Wang Y Q, Shao L, Wang H 2012 *J. Eng. Mater. Technol.* **134** 041010
- [37] Lu C Y, Zheng Lyu, Li Y P, Liu C M 2014 *J. Northeastern U. (Nat. Sci. Ed)* **35** 1133
- [38] Beyerlein I J, Demkowicz M J, Misra A, Uberuaga B P 2015 *Prog. Mater. Sci.* **74** 125
- [39] Demkowicz M J, Hoagland R G, Hirth J P 2008 *Phys. Rev. Lett.* **100** 136102
- [40] Tschopp M A, Medowell D L 2007 *Philos. Mag.* **87** 3147
- [41] Wang J, Beyerlein I J, Mara N A, Bhattacharyya D 2011 *Scr. Mater.* **64** 1083
- [42] Wang M, Beyerlein I J, Zhang J, Han W Z 2018 *Acta Mater.* **160** 211
- [43] Han W Z, Carpenter J S, Wang J, Beyerlein I J, Mara N A 2012 *Appl. Phys. Lett.* **100** 011911
- [44] Demkowicz M J, Anderoglu O, Zhang X, Misra A 2011 *J. Mater. Res.* **26** 1666
- [45] Barnes R S, Redding G B, Cottrell A H 1958 *Philos. Mag.* **3** 97
- [46] Uberuaga B P, Choudhury S, Caro A 2015 *J. Nucl. Mater.* **462** 402
- [47] Embury J D, Nicholson R B 1965 *Acta Metall.* **13** 403
- [48] Mao S, Shu S, Zhou J, Averbach R S, Dillon S J 2015 *Acta Mater.* **82** 328
- [49] Mitchell T E, Lu Y C, Griffin A J, Nastasi M, Kung H 1997

- J. Am. Ceram. Soc.* **80** 1673
- [50] Fu E G, Li N, Misra A, Hoagland R G, Wang H, Zhang X 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **493** 283
- [51] Misra A, Verdier M, Lu Y C, Kung H, Mitchell T E, Nastasi M 1998 *Scr. Mater.* **39** 555
- [52] Gao F, Chen D, Hu W, Weber W J 2010 *Phys. Rev. B* **81** 184101
- [53] Balluffi R W 1978 *J. Nucl. Mater.* **69-70** 9
- [54] Bai X M, Uberuaga B P 2013 *JOM* **65** 360
- [55] Bai X M, Vernon L J, Hoagland R G, Voter A F, Nastasi M, Uberuaga B P 2012 *Phys. Rev. B* **85** 214103
- [56] Borovikov V, Tang X Z, Perez D, Bai X M, Uberuaga B P, Voter A F 2013 *Nucl. Fusion* **53** 063001
- [57] Singh B N, Leffers T 1974 *Scr. Metall. Mater.* **8** 1974
- [58] Liu X Y, Uberuaga B P, Demkowicz M J, Germann T C, Misra A, Nastasi M 2012 *Phys. Rev. B* **85** 012103
- [59] Zhang L, Lu C, Tieu K, Shibuta Y 2018 *Scripta Mater.* **144** 78
- [60] Xu J, Liu J B, Li S N, Liu B X, Jiang Y 2016 *Phys. Chem. Phys.* **18** 17930
- [61] Demkowicz M J, Thilly L 2011 *Acta Mater.* **59** 7744
- [62] Uberuaga B P, Bai X M, Dholabhai P P, Moore N, Duffy D M 2013 *J. Phys. Condens. Matter* **25** 355001
- [63] Uberuaga B P, Vernon L J, Martinez E, Voter A F 2015 *Sci. Rep.* **5** 09095
- [64] Demkowicz M J, Hoagland R G 2009 *Intern. J. Appl. Mechan.* **1** 421
- [65] Nomura M, Adams J B 1995 *J. Mater. Res.* **10** 2916
- [66] Zheng S, Shao S, Zhang J, Wang Y Q, Demkowicz M J, Beyerlein I J, Mara N A 2015 *Sci. Rep.* **5** 15428
- [67] Lao Y X, Hu S L, Deng Y, Wang F, Du H, Zhang H B, Wang Y 2016 *Sci. Rep.* **7** 40044
- [68] Zinkle S J, Seitzman L E, Wolfer W G I 1987 *Philos. Mag. A* **55** 111
- [69] Kiener D, Hosemann P, Maloy S A, Minor A M 2011 *Nat. Mater.* **10** 608
- [70] Niewczas M, Hoagland R G 2009 *Philos. Mag.* **89** 727
- [71] Yu K Y, Bufford D, Sun C, Liu Y, Wang H, Kirk M A, Li M, Zhang X 2013 *Nat. Commun.* **4** 1377
- [72] Chen Y, Li J, Yu K Y, Wang H, Kirk M A, Li M, Zhang X 2016 *Acta Mater.* **111** 148
- [73] Wang J, Li N, Anderoglu O, Zhang X, Misra A, Huang J Y, Hirth J P 2010 *Acta Mater.* **58** 2262
- [74] Wang J, Li N, Misra A 2013 *Philos. Mag.* **93** 315
- [75] Wang J, Anderoglu O, Hirth J P 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 021908
- [76] Li J, Yu K Y, Chen Y, Song M, Wang H, Kirk M A, Li M, Zhang X 2015 *Nano Lett.* **15** 2922
- [77] Sun C, Song M, Yu K Y, Kirk M, Li M, Wang H, Zhang X 2013 *Metall. Mater. Trans. A* **44** 1966
- [78] Chen Y, Zhang X, Wang J 2016 *JOM* **68** 235
- [79] Sun C, Bufford D, Chen Y, Kirk M A, Wang Y Q, Li M, Wang H, Maloy S A, Zhang X 2014 *Sci. Rep.* **4** 3737
- [80] Thorsen P A, Bilde-Sørensen J B, Singh B N 2004 *Scr. Mater.* **51** 557
- [81] Zhang L, Fu C C, Lu G H 2013 *Phys. Rev. B* **87** 134107
- [82] Ding M S, Du J P, Wan L, Ogata S, Tian L, Ma E, Han W Z, Li J, Shan Z W 2016 *Nano Lett.* **16** 4118
- [83] Ding M S, Tian L, Han W Z, Li J, Ma E, Shan Z W 2016 *Phys. Rev. Lett.* **117** 215501
- [84] Han W Z, Ding M S, Shan Z W 2018 *Scr. Mater.* **147** 1
- [85] Grimes R W, Kinungs R J M, Edwards L 2008 *Nat. Mater.* **7** 683
- [86] Hochbauer T, Misra A, Hattar K, Hoagland R G 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 123516
- [87] Zhang X, Li N, Anderoglu O, Wang H, Swadener J G, Hochbauer T 2007 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **261** 1129
- [88] Kashinath A, Misra A, Demkowicz M J 2013 *Phys. Rev. Lett.* **110** 086101
- [89] Demkowicz M J, Bhattacharyya D, Usov I, Wang Y Q, Nastasi M, Misra A 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 161903
- [90] Di Z F, Bai X M, Wei Q M, Won J, Hoagland R G, Wang Y Q, Misra A, Uberuaga B P, Nastasi M 2011 *Phys. Rev. B* **84** 052101
- [91] Lane P L, Goodhew P J 1983 *Philos. Mag. A* **48** 965
- [92] Kashinath A, Demkowicz M J 2011 *Model Simul. Mater. Sci. Eng.* **19** 035007
- [93] Singh B N, Leffers T, Green W V, Victoria M 1984 *J. Nucl. Mater.* **125** 287
- [94] Bollmann W 1974 *Phys. Status Solidi A* **21** 543
- [95] Bollmann W 1970 *The Meaning of Dislocations in Crystalline Interfaces* Washington, DC, USA, April 21-25, 1971 p465.
- [96] Chen D, Li N, Yuryev D, Baldwin J K, Wang Y Q, Demkowicz M J 2017 *Sci. Adv.* **3** eaao2710

YOUNG SCIENTISTS' FORUM

Mechanism of interaction between interface and radiation defects in metal*

Liu Si-Mian Han Wei-Zhong[†]

(*Center for Advancing Materials Performance from the Nanoscale, State Key Laboratory for*

Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(Received 23 January 2019; revised manuscript received 22 April 2019)

Abstract

High-energy particles' radiation produces a large number of radiation defects in material, such as interstitial atoms, vacancies, dislocation loops, voids and helium bubbles. The formation and evolution of massive radiation defects cause the instability of microstructure in metal, which further degrades its mechanical performance. Interface engineering is an effective method to tune the radiation resistance of metal and alloy. By introducing a large number of grain boundaries, phase interfaces, free surfaces, etc., the recombination probability of radiation-induced vacancies and interstitial atoms increases, thereby reducing the accumulation of radiation defects, improving the structural stability of the metal and eliminating the harmful effects of radiation. In this paper, we briefly review the recent progress of the mechanisms of interactions between several typical interfaces and various types of irradiation defects. The influence of interface structure, irradiation condition and defect character on their interaction behavior are reviewed and discussed. We also propose some critical questions about the radiation damage to material which remain to be understood. It is necessary to combine multidisciplinary techniques, knowledge and theories in order to fully understand the mechanism of radiation damage and design the advanced radiation-tolerant materials.

Keywords: interface, point defect, dislocation, helium bubble

PACS: 79.60.Jv, 68.37.-d, 61.72.J-

DOI: [10.7498/aps.68.20190128](https://doi.org/10.7498/aps.68.20190128)

* Project supported by the State Key Research and Development Program of China (Grant No. 2017YFB0702301), the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51471128, 51621063), and the Innovation Project of Shaanxi Province, China (Grant No. 2017KTPT-12).

[†] Corresponding author. E-mail: wzhanxjtu@mail.xjtu.edu.cn