

钨铼合金制备工艺及其热负载行为的研究现状

任喜强¹, 李运刚¹, 齐艳飞¹, 周景一¹, 王波²

(1. 华北理工大学 冶金与能源学院, 河北 唐山 063210)

(2. 北京工业大学 材料与制造学部, 北京 100124)

摘要: 钨凭借其优异的性能, 已成为核聚变堆面向等离子体材料的候选材料之一。在核聚变堆运行过程中, 钨将面临高热负载辐照、高氢/氦等离子体辐照和高能中子辐照。其中, 钨经中子辐照后会产生嬗变元素铼, 随着核聚变反应的进行, 铼元素将在钨中持续产生和积累, 形成嬗变产物钨铼合金。因此, 钨面向等离子体材料的热力学参数和耐热负载性能会发生变化, 这将关系到钨面向等离子体材料的服役性能, 甚至关系到反应堆的稳定运行问题。目前, 由于在实验室条件下核聚变高能中子的产生受限, 故而对嬗变产物钨铼合金的研究主要基于实验室制备的钨铼合金。本文综述了现阶段钨铼合金的主要制备工艺及其热负载行为, 分析了钨铼合金热负载行为中存在的问题, 希望能为未来核聚变堆中钨面向等离子体材料的早日应用提供参考。

关键词: 嬗变产物; 钨铼合金; 制备工艺; 热负载行为

中图分类号: TG146.4⁺1

文献标识码: A

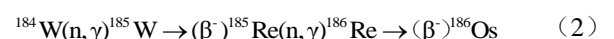
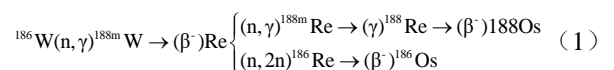
文章编号: 1002-185X(2022)07-2681-08

核聚变能以其安全、高效、原料丰富、清洁等优点, 被认为是未来有前途的新能源之一^[1]。核聚变能不仅给新能源带来了新机遇, 也给研究人员带来了前所未有的新挑战。磁约束核聚变 (Tokamak) 是最有前途的可控核聚变^[2]。目前, 国际上已经研发了多种托卡马克装置, 如 EAST、JET 和 DIII-D 等, 且均已实现聚变等离子体的稳定约束, 证实了受控聚变反应的可行性。2016 年, 中国、欧盟、印度、日本、韩国、俄罗斯和美国签署并启动了全超导磁约束“国际热核实验反应堆 (international thermonuclear experimental reactor, ITER) 计划”^[3]。ITER 计划是重大国际合作项目之一, 汇集了现阶段受控磁约束聚变的科技成果。该项目的启动必将促进核聚变能源的快速发展^[4]。

ITER 的主要结构如图 1 所示^[5]。在磁场作用下, 高温等离子体将沿 D 环形场运行。面向等离子体组件 (PFC) 包括真空室壁, 即第一壁 (FW) 和真空室底部的偏滤器。FM 材料又称面向等离子体材料 (PFMs), 其将直接面对核聚变堆芯部高温等离子体, 所以必将直接面临高热负载 (10~20 MW/m²)、高氢/氦粒子辐照 (1×10²⁰~1×10²⁴ m⁻² s⁻¹) 及高能中子辐照 (14.1 MeV)^[6]。因此, PFMs 的性能要求极为苛刻, 钨 (W) 凭借高熔点、高导热率、高密度、低热膨胀系数、低蒸气压、低氦滞留和低

溅射率等优异性能成为核聚变堆中富有前景的 PFMs 候选材料^[7-9]。例如, 全超导托卡马克核聚变实验装置 (experimental and advanced superconducting Tokamak, EAST) 中壁材料的选用将要经历从 100% C 到 C/W 再到 100% W 的过程; 国际热核聚变实验堆 (ITER) 计划中壁材料的选用将经历从 Be/C/W 到 Be/W 再到 100% W 的过程^[10]; 中国聚变工程实验堆 (China fusion engineering test reactor, CFETR) 装置中的壁材料也将要选用 100% W^[11]。

核聚变反应为 D+T→He+n (14.1 MeV)。其中, 中子是极具穿透力的中性粒子。PFMs 经中子辐照后, 会产生缺陷和嬗变产物, 如 Frankel 对、位错环、层错、贫原子区和微腔等^[12]。W 经中子辐照后, 形成嬗变元素铼 (Re)、钷 (Os)、钽 (Ta) 和铪 (Hf) 等, 主要的嬗变元素为 Re 和 Os, 其形成的主要途径如下^[13-15]:



Gilbert 等^[14]模拟发现: 在聚变示范堆中, 以 2 MW/m² 的中子辐照计算, 100% W 服役 5 年后会生成 3.8at% Re, 1.38at% Os, 0.81at% Ta 及少量的 Hf、He 和 H 等; 在 ITER 堆中, 100% W 服役 14 年生成的主要嬗变元素为 0.18at% Re。

收稿日期: 2021-11-19

基金项目: 国家自然科学基金 (52104374, 51974129); 河北省自然科学基金 (E2021209099); 河北省高等学校科学技术研究项目 (QN2020138); 唐山市科技计划项目 (20130209b)

作者简介: 任喜强, 男, 1988 年生, 博士生, 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210, 电话: 0315-8805429, E-mail: renxiqiang@stu.ncst.edu.cn

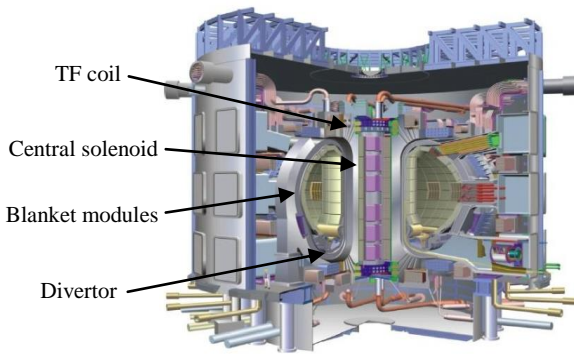


图 1 ITER 的主要部件

Fig.1 Main components of ITER^[5]

W 经高能中子辐照生成的嬗变元素 Re 会引起 W 材料合金化, 形成 W-Re 合金, 改变了 W 材料的组分, 导致 W 材料的微观结构、热学性质、物理性质和机械性能等发生显著变化^[16,17], 例如 W 中的嬗变元素 Re 会降低 W 的脆性及热导率^[17,18]。此外, 如果嬗变元素 Re 含量超过其在 W 中的溶解度, 那么 Re 在 W 中会产生偏析^[7,19,20], 析出高硬度的针状第二相 (χ 相和 σ 相), 在外载荷作用下 W 发生塑性形变时, 这些析出相将显著阻碍位错运动, 导致 W 材料硬化^[21-23]。此外, W-Re 合金的力学性能和热物理性能不仅与 Re 含量有关, 还与材料接触的环境温度有关^[24,25]。因此, 有必要对 W-Re 合金的热负载行为进行研究。

本文综述了实验室用 W-Re 合金的主要制备工艺 (化学气相沉积法、磁控溅射法和粉末冶金法) 以及钨铼合金的热负载 (热冲击和热循环) 行为及机理, 提出了现阶段 W-Re 合金热负载行为研究中存在的问题, 并展望了 W-Re 合金热负载行为研究中有待解决的问题。

1 W-Re 合金的制备工艺

目前, 由于在实验室条件下直接产生聚变高能中子受限, 所以关于嬗变产物 W-Re 合金热负载行为的研究, 可基于通过向金属 W 中添加 Re 元素形成 W-Re 合金, 以此研究不同热辐照环境对嬗变产物 W-Re 合金的辐照损伤机制。W-Re 合金的制备方法, 主要包括化学气相沉积法 (chemical vapor deposition, CVD)、磁控溅射法 (magnetron sputtering, MS) 和粉末冶金法 (powder metallurgy, PM) 等。

1.1 化学气相沉积法

采用化学气相沉积法制备 W-Re 合金已有几十年历史。CVD 共沉积 W-Re 合金过程如图 2 所示, W-Re 合金是由 H_2 还原挥发性金属卤化物 (如 WF_6 、 ReF_6 、 WCl_6 、 $ReCl_6$) 而成, 其纯度由挥发性金属卤化物的纯度决

定。CVD W-Re 合金的典型微观结构特征和形成机制如图 3 所示^[26]。W-Re 合金的反应式如下:



CVD 制备 W-Re 合金的主要优点是高致密性、高纯度以及薄膜与基体之间的高附着力, 主要缺点是废气处理成本高及废气处理困难等^[27]。因此, 解决这些问题对于扩大 CVD 在 W-Re 合金制备中的应用具有重要意义。

1.2 磁控溅射法

磁控溅射法制备 W-Re 合金, 是指在电场作用下电子轰击 Ar 原子, 产生 Ar 离子, Ar 离子在电场作用下飞向并轰击 W-Re 合金靶材, 导致靶材产生溅射粒子, 其中呈中性的 W 原子和 Re 原子沉积到基底上形成 W-Re 合金薄膜。磁控溅射原理图如图 4 所示。

王跃明等^[28]已通过磁控溅射法在硅衬底表面成功制备了 W-Re 合金薄膜, 并分析了溅射压力和溅射功率对薄膜的影响。随溅射压力 (0.2~0.5 Pa) 增加, W-Re 合金薄膜的相对密度、晶粒尺寸和均匀性均有所提高 (见

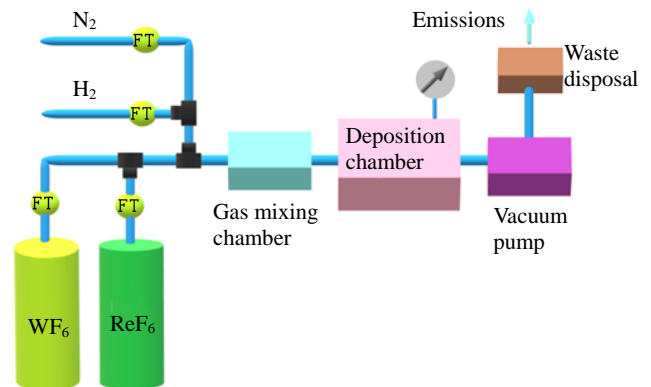


图 2 CVD 法制备 W-Re 合金的原理图

Fig.2 Schematic diagram of W-Re alloys prepared by CVD method^[26]

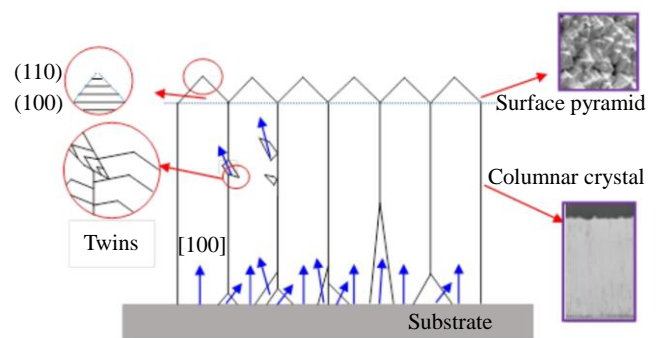


图 3 CVD 法制备 W-Re 合金的柱状晶结构

Fig.3 Columnar crystal structure of W-Re alloys prepared by CVD method^[26]

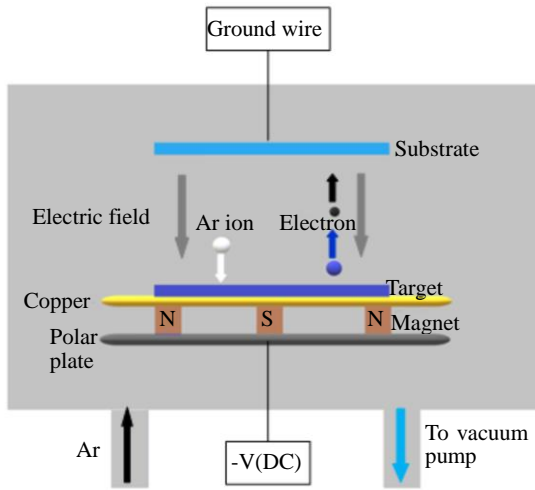


图 4 磁控溅射原理图

Fig.4 Schematic diagram of magnetron sputtering

图 5) , 且溅射沉积速率也显著提高。采用磁控溅射法在晶体硅和非晶硅衬底表面沉积了厚度为 550 nm 的 W-50.4%Re 薄膜^[29]。此外, 在氩气流速 30 mL/min, 溅射功率 400 W, 真空度 9.31×10^{-5} Pa 的条件下, 采用磁控溅射法在氧化铝陶瓷基片上制备了 W-Re 合金薄膜, 且薄膜与基片结合性良好^[30]。

磁控溅射法可以制备出致密的 W-Re 合金薄膜, 但

是由于钨和铼具有很强的抗溅射性能, 故而磁控溅射 W-Re 合金薄膜的典型缺点为靶材利用率低和薄膜厚度有限。此外, 靶材的纯度将直接影响待沉积薄膜的纯度。因此, 该方法对靶材的纯度要求较高。

1.3 粉末冶金法

粉末冶金 (PM) 是通过球磨/混合、压制、烧结和后续处理制备大块合金的常用技术, 其中, 采用机械合金化法制备原料粉末, 采用放电等离子体法烧结粉末。

Watanabe 等^[31]通过粉末冶金法和热轧工艺制备了 W-3%Re 合金。图 6 为纯 W 和 W-3%Re 合金晶粒结构的三维光学显微镜图像^[32], 其力学性能测试结果表明, 在 1000 °C 以下, W-3%Re 合金的强度、均匀伸长率、总伸长率均优于纯 W 合金, 这是由于晶粒细化效应和固溶强化软化效应所致。Re 可以降低 W 材料的韧脆转变温度 (DBTT), W 的 DBTT 为 550 °C, W-3%Re 合金的 DBTT 为 450 °C。此外, W-Re 合金的制备方法还包括直流烧结^[33]、喷雾干燥^[34-36]和火花等离子烧结^[37]等。

2 W-Re 合金的热负载行为

W-Re 合金的热力学性能是研究其热负载行为的基础, 其将直接关系到 W-Re 合金热负载行为的优劣。现有文献已经报道了不同 Re 含量的 W-Re 合金的热力学性

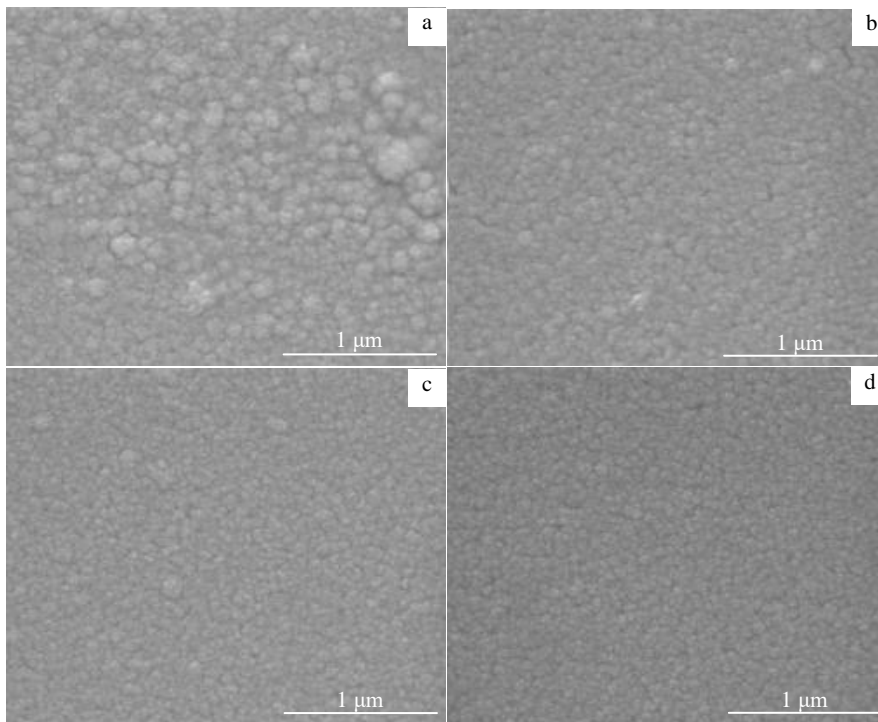


图 5 磁控溅射 W-Re 合金的 SEM 表面形貌

Fig.5 SEM morphologies of W-Re alloy films under sputtering power of 30 W at 300 °C for 60 min and different sputtering pressures: (a) 0.2 Pa, (b) 0.3 Pa, (c) 0.4 Pa, and (d) 0.5 Pa^[28]

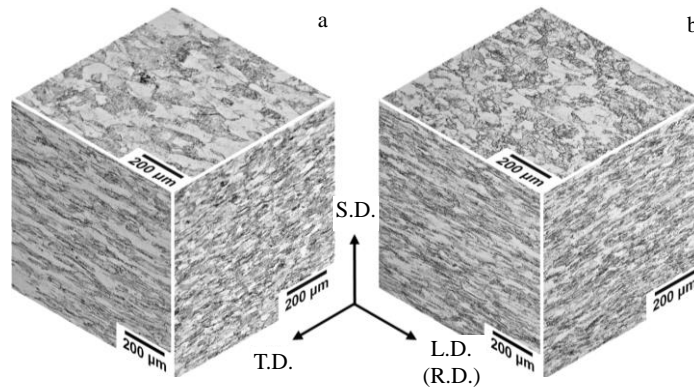


图 6 纯 W 和 W-3%Re 热轧板晶粒结构的三维图像

Fig.6 3D images of grain structures of pure W (a) and W-3%Re hot-rolled plate (b)^[32]

能、热冲击性能及循环热加载性能，其中循环热加载行为是 W 作为 PFMs 必须要研究的内容，现已有少数研究者对其进行了相关报道。

2.1 实验研究

Tanabe 等^[25]在研究 W 和 W-Re 合金 (W-5%Re、W-10%Re 和 W-25%Re, 质量分数, 下同) 的导热系数时发现, 在室温至 1000 °C, 上述材料的导热系数随温度升高而降低, 然而 W-25%Re 合金的导热系数随温度升高而升高。这种反常现象, 一方面与高温下电子对材料热导率的作用高于声子对材料热导率的作用有关; 另一方面与 W-Re 合金中的 Re 含量有关。因此, W 中的 Re 及其含量会影响其导热系数及性能。此外, 根据 W 和 Re 的物理性质 (见表 1) 可知, Re 的再结晶温度高于 W, 且 Re 没有韧脆转变现象^[38]。因此, W 中含有 Re 可以提高其再结晶温度, 且有效改善其塑性和低温脆性^[39], 降低 W 基材料的韧脆转变温度。在 2400~3100 K 中 W-27at%Re 的热膨胀系数 $\alpha=1.3(\pm 0.2)\times 10^{-6} \text{ K}^{-1[40]}$ 。W-26%Re 合金的熔点比纯 W 熔点低近 400 K^[41]。为研究 W-10%Re 合金的高温疲劳损伤及其对室温疲劳强度的影响, Harimon 等^[42]在 1000 °C 下对不同循环次数的 W-Re 合金进行了室温疲劳试验, 实验结果如表 2 所示, 研究发现在 1000 °C 的疲劳加载过程中, W-Re 合金的损伤主要是由于多个晶间裂纹形核和扩展所致。此外, 在室温至 800 °C 内, 采用高温纳米压痕法研究了 W-Re 合金 (W、W-5%Re 和 W-10%Re) 的热激活变形机制, 发现随 Re 含量增加, W-Re 合金应变率敏感性降低^[43]。所以, W-Re 合金的性能发生了变化。

Yoshida 等^[44]报道指出, 虽然 W-5%Re (质量分数, 下同) 合金的韧脆转变温度比纯 W 低 50~200 °C, 但其仍具有较高的热导率, 且经高通量 30 MW/m², 热负载 40 s 后, W-25%Re 合金的质量损失最严重, 是纯 W 和 W-5%Re 合金质量损失的数倍。Fujitsuka 等^[45]采用电子

表 1 W 和 Re 元素的物理性能

Table 1 Physical properties of W and Re^[38]

Material	W	Re
Atomic number	74	75
Atomic radius/pm	139	137
Density/g cm ⁻³ (25 °C)	19.35	21.03
Melting point/K	3695	3459
Recrystallization temperature/K	1423	1900
Ductile brittle transition temperature/K	150~450	-
Lattice structure	Body centered cubic Face centered cubic	Hexagonal Close packed

表 2 W-10%Re 合金的高温疲劳损伤及其室温疲劳强度

Table 2 High temperature fatigue damage and room temperature (RT) fatigue strength of W-10% Re alloys^[42]

Fatigue test at 1000 °C		Fatigue test at RT	
σ_a /MPa	N/cycle	σ_a /MPa	N/cycles
299	10 ²	317	2.4×10 ³
299	10 ³ (=N _f)	317	122
292	10 ²	365	112
292	10 ⁴ (=N _f)	365	54

束装置研究了在能量为 40~50 eV、热通量 23~24 MW/m², 辐照时间 20 s 的条件下, W、W-5%Re 合金和 W-25%Re 合金的热负载行为。结果表明, 上述 3 种材料的表面均熔化, 且 W-25%Re 合金的质量损失最严重, 其次是 W 和 W-5%Re 合金, 且 W 和 W-5%Re 合金的质量损失无明显差异, 这与 W 中添加的 Re 及其含量有关。Nogami 等^[46]利用电子束装置 (JUDITH 1) 研究了 W 和 W-3%Re 合金的热冲击行为, 研究发现, Re 可抑制微裂纹的形成。Siller 等^[47]在常规电子束焊接机上进行了 W-10%Re 合金的高温热循环试验, 其表面最低温度为 1700~1750 °C, 附加温度跳变为 170~200 °C。循环热加载后, 不同位置的 W-10%Re 的表面损伤行为包括滑移带、裂纹、热沟

槽、磨削沟槽和点蚀。通过电子背散射衍射和扫描电子图像表征了材料的表面损伤行为（见图 7）。然而，W-10%Re 合金中 Re 对其热疲劳行为和机理的影响鲜见报道，有待深入研究。

现阶段，已有少量文献报道了 W-Re 合金的热力学性能及不同热加载参数下 W-Re 合金的热负载行为（瞬态热冲击行为和热疲劳行为）。虽然 W 中含有 Re 可改变其熔点，且熔点变化对其室温力学性能没有显著影响，但对其高温力学性能有很大影响。由于核聚变堆的工作温度较高，故而 W-PFMs 的耐热负载性能必将受到影响。此外，关于 W-Re 合金热负载行为的表征主要基于表面形貌和质量损失，表征单一且研究深度有待进一步深化。核聚变堆运行过程中，W-PFMs 的中子辐照嬗变产物 W-Re 合金将直接影响其耐热负载性能。目前，只有少数文献报道了 W-Re 合金在单脉冲载荷和循环热载荷下的热负载行为。关于 W-Re 合金热负载损伤机理的研究尚未见明确报道，尤其是关于 Re 在 W-Re 合金热负载行为中所起的作用的研究比较匮乏。然而，对于长期运行的核聚变堆而言，W-PFMs 面临的温度波动贯穿始终。因此，W-Re 合金的热疲劳行为是一个必须要研究的问题。

2.2 模拟研究

数值模拟是研究材料性能的一种很好的方法，对于分析新材料的物理化学性质，特别是探索新材料在某些极端环境下的服役情况具有一定的指导意义。研究者们已采用数值模拟分析了 W-Re 合金的热力学性质、理想强度和导热系数。此外，模拟计算对于从理论角度分析实验结果也具有一定的辅助作用。

宋政懿等^[48]基于密度泛函理论第一性原理，从原子尺度模拟了 W-Re 系列合金的弹性性能和热力学性能，模拟结果显示，W-Re 合金随 Re 含量升高，其体模量略有增加；其剪切模量不断降低，即材料抗剪切变形能力降低，材料易发生剪切变形；其杨氏模量不断降低，说明材料的刚度降低，材料易发生弹性变形。以上 3 种脆韧性判据结果表明，随 Re 含量增加，W-Re 合金的韧性越来越好；其热膨胀系数增加，且热膨胀系数比纯 W 大。但在 800~2600 K 内，W15Re1 合金的热膨胀系数除外。Li 等^[49]基于第一性原理研究发现，W-Re 合金的塑性随 Re 含量升高而增强。Wang 等^[50]建立了一个物理基模型，模拟了在 300~1200 K 范围内，位错和晶界对 W-xRe 合金（x=0, 1, 3, 5, 20, 25, %，质量分数）热导率的影响。W 中的位错密度为 $10^{10}\sim 10^{13} \text{ m}^{-2}$ ，几乎对合金的导热系数没有影响。然而，在 400 K 以下，位错密度超

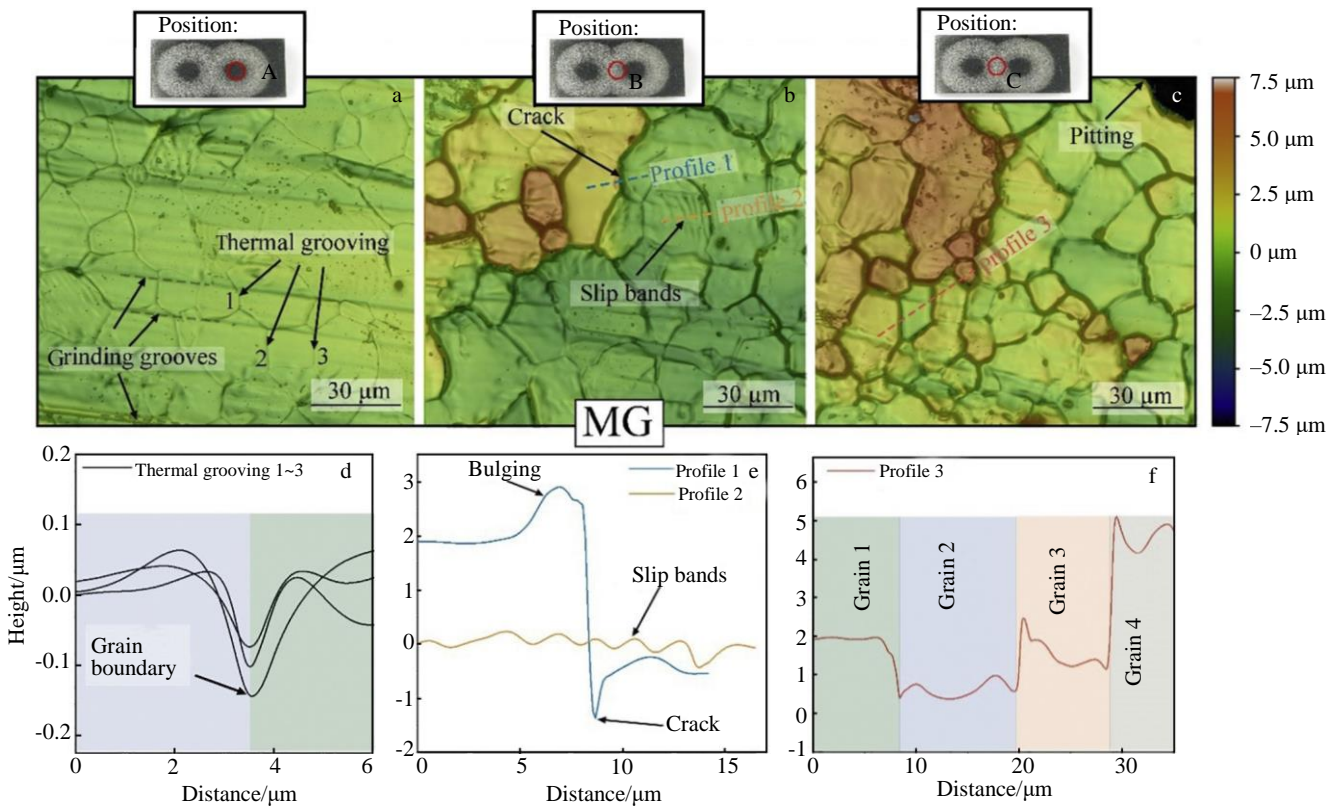


图 7 W-10%Re 合金的典型表面损伤机制

Fig.7 Typical mechanisms of surface damage for W-10%Re alloy: combined height and intensity images at characteristic position A (a), position B (b) and position C (c); selected height profiles marked in Fig.7a (d), Fig.7b (e), and Fig.7c (f)^[47]

过 10^{14} m^{-2} 时, 合金的导热系数明显降低。采用第一性原理、准谐波近似和热电子激发计算了 W 和 W-Re 合金的理想强度和热力学性质。结果表明, Re 合金化降低了 W 的理想抗拉强度和抗剪切强度, 提高了 W 在 0~2000 K 下的延展性。此外, W 和 W-Re 合金的解理面均位于(100)面^[51]。Romaner 等^[52]采用密度泛函理论计算发现, Re 可以改变 $1/2\langle 111 \rangle$ 螺位错的属性增加可动滑移面(即提高位错可动性), 也可以降低 Peierls 应力降低塑性变形的临界应力, 从而达到改善 W 材料本征脆性的目的。W 中含有一定量的 Re 后, 其屈服强度降低。一般认为, Re 改变了 W 中螺位错的核心构型, 降低了其派纳力, 同时促进了扭折对(kink-pairs)形核, 提高了螺位错的迁移率。

现阶段关于 W-Re 合金的模拟主要基于热力学性能、理想硬度和导热系数等的探究。然而, 尚缺乏热加载后 W-Re 合金温度场和应力场分布的模拟, 因此, 应加大实验研究与模拟研究相结合, 分析热负荷参量对 W-Re 合金等效塑性应变的影响, 探究热疲劳损伤成因及 Re 含量对其抗热疲劳性能的影响, 这对于阐明 W-Re 合金的热疲劳机理, 具有重要的理论意义与应用价值, 并有望产出有价值的研究成果。

3 结 语

如果 W-PFMs 能够满足核聚变堆长期稳定运行的要求, 将极大地促进核聚变能源的可持续可控商业化, 对于解决日益严重的能源问题具有重要意义。在核聚变反应堆运行过程中, 中子辐照 W-PFMs 产生的嬗变元素 Re 将在 W 基材料中持续产生和积累, 从而改变 W-PFMs 的热力学性质。嬗变产物 W-Re 合金的耐热负载性能直接关系到 PFMs 的性能和反应堆的稳定运行。此外, 核聚变堆中温度波动贯穿于整个运行过程, W-PFMs 的热疲劳行为将是其必须研究的问题之一。因此, 开展 W-Re 合金热疲劳行为及机理的研究具有重要意义, 它将直接关系到核聚变堆运行过程中 W-PFMs 的耐热负载性能以及核聚变堆的稳定运行, 这将为未来核聚变堆中 W-PFMs 的设计、制备和应用提供重要参考。

如上所述, 各国研究学者关于 W-Re 合金的热力学性质参数和热负载行为进行了初步研究。目前关于 W-Re 合金热负载行为的报道很少, 存在以下有待解决的问题。

1) W-Re 合金瞬态热负载性能的研究尚不深入。虽然已有文献报道了 W-Re 合金在电子束轰击下的热负载性能, 但关于热负载参数对 W-Re 合金热负载行为影响的研究还比较单一, 缺乏系统性。此外, W-Re 合金热负载后的表征仅涉及其表面形貌改性和失重, 表征单一, 且缺乏对其损伤机理的深入研究。

2) W-Re 合金热疲劳行为的研究有待深化。对于长期运行的核聚变堆而言, 热负载和温度波动将贯穿 W-PFMs 的整个服役过程。因此, 热疲劳将是 W-PFMs 必须面对的问题, 并且必须在材料应用于核聚变堆之前进行研究。目前, 虽然有少数文献报道了 W-Re 合金的热负载行为, 并对其损伤机理进行了分析。然而, 关于 W-Re 合金热负载行为的形成机制有待深入探讨, 如裂纹是否由位错滑移引起, W-Re 合金的哪些晶向容易滑移等。此外, Re 对 W-Re 合金热负载损伤行为的影响尚不清楚, 例如, Re 如何影响 W-Re 合金热疲劳裂纹形核和扩展。

3) W-Re 合金中 Re 含量对其性能影响的研究存在局限性。文献中提到了 W-3%Re、W-5%Re、W-10%Re 和 W-25%Re (质量分数) 的热力学性质和热负载性能。然而, 关于不同 Re 含量的 W-Re 合金的循环热加载行为及机理的研究还需要进一步深入。此外, 由于中子辐照 W, 产生嬗变元素 Re 是一个渐变过程, 因此 W-PFMs 中的 Re 含量逐渐增加。根据核聚变堆的运行和模拟情况, 设定 W-Re 合金中的 Re 含量(Re 含量成梯度变化), 研究 W-Re 合金的热疲劳行为, 这将更接近核聚变堆的实际运行环境, 具有更大的研究和参考价值。

参考文献 References

- [1] Zhang Wei(张 微), Du Guang(杜 广), Xu Guofei(徐国飞). *Science & Technology Vision(科技视界)*[J], 2019(5): 148
- [2] Yang Qingwei(杨青巍), Ding Xuantong(丁玄同), Yan Longwen(严龙文) et al. *China Nuclear Power(中国核电)*[J], 2019, 12(5): 45
- [3] Wirtz M, Uytendhouwen I, Barabash V et al. *Nuclear Fusion*[J], 2017, 57(6): 66 018
- [4] Zhang Xiuqing(张秀青), Fu Peng(傅 鹏), Gao Ge(高 格) et al. *High Power Laser and Particle Beams(强激光与粒子束)*[J], 2019, 31(3): 35 004
- [5] Feng Kaiming(冯开明). *Modern Electric Power(现代电力)*[J], 2006, 23(5): 82
- [6] Luo Laima(罗来马), Shi Jing(施 静), Zan Xiang(管 祥) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2016, 26(9): 1899
- [7] Fukuda M, Yabuuchi K, Nogami S et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 455(1-3): 460
- [8] Zhao X M, Song J P, Yu Y et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 57: 134
- [9] Liu Feng(刘 凤), Luo Guangnan(罗广南), Li Qiang(李 强) et al. *China Tungsten Industry(中国钨业)*[J], 2017, 32(2): 41
- [10] Shimada M, Costley A E, Federici G et al. *Journal of Nuclear*

- Materials*[J], 2005, 337-339: 808
- [11] Li J G, Luo G N, Ding R *et al. Physica Scripta*[J], 2014, 159: 14 001
- [12] Wu Yucheng(吴玉程). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(8): 939
- [13] Cottrell G A, Pampin R, Taylor N P *et al. Fusion Science and Technology*[J], 2006, 50(1): 89
- [14] Gilbert M R, Sublet J-Ch. *Nuclear Fusion*[J], 2011, 51: 43 005
- [15] Zhao Q, Zhang Z, Huang M *et al. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B: Beam Interactions with Materials and Atoms*[J], 2020, 470: 48
- [16] Akiyoshi M, Garrison L M, Geringer J W *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 543: 152 594
- [17] Fujitsuka M, Tsuchiya B, Mutoh I *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 283-287: 1148
- [18] Chen Y C, Li Y H, Gao N *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2018, 502: 141
- [19] Hasegawa A, Fukuda M, Nogami S *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2014, 89(7-8): 1568
- [20] Hasegawa A, Fukuda M, Yabuuchi K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 471: 175
- [21] Koyanagi T, Kumar N A P K, Hwang T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 490: 66
- [22] Xu A, Beck C, Armstrong D E J *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 87: 121
- [23] Xu A, Armstrong D E J, Beck C *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 124: 71
- [24] Dengg T, Razumovskiy V, Romaner L *et al. Physical Review B*[J], 2017, 96: 35 148
- [25] Tanabe T, Eamchotchawalit C, Busabok C *et al. Materials Letters*[J], 2003, 57: 2950
- [26] Xie Yajuan(解亚娟), Tan Chengwen(谭成文), Yu Xiaodong(于晓东) *et al. Metallic Functional Materials(金属功能材料)*[J], 2020, 27(6): 15
- [27] Chen Z, Lian Y Y, Liu X *et al. Tungsten*[J], 2020, 2: 83
- [28] Wang Yueming(王跃明), Tang Qiu hao(唐求豪), Xiong Xiang(熊翔). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(3): 1044
- [29] Trefon-Radziejewska D, Juszczak J, Fleming A *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 87: 105 147
- [30] Tian B, Yu Q Y, Zhang Z K *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44: 15
- [31] Watanabe S, Nogami S, Reiser J *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2019, 148: 111 323
- [32] Nogami S, Watanabe S, Reiser J *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2018, 135: 196
- [33] Schneider J, Terrell J, Farris L *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2020, 51(1): 35
- [34] Lai C, Wang J S, Zhou F *et al. Journal of Nanoscience and Nanotechnology*[J], 2018, 18(6): 4236
- [35] Lai C, Wang J S, Zhou F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 984
- [36] Lai C, Wang J S, Zhou F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 2685
- [37] Iqbal Z, Merah N, Nouari S *et al. Tribology International*[J], 2017, 116: 129
- [38] Liu Yongli(刘永利). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Chengdu: Chengdu University of Technology, 2019
- [39] Hatano Y, Ami K, Alimov V Kh *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2016, 9: 93
- [40] Senchenko V N, Belikov R S. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2019, 1385: 12 026
- [41] Ayres R A, Shannette G W, Stein D F. *Journal of Applied Physics*[J], 1975, 46(4): 1526
- [42] Harimon M A, Miyashita Y, Otsuka Y *et al. Materials and Design*[J], 2018, 137: 335
- [43] Kappacher J, Leitner A, Kiener D *et al. Materials and Design*[J], 2020, 189: 108 499
- [44] Yoshida N. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 266-269: 197
- [45] Fujitsuka M, Mutoh I, Tanabe T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 233-237: 638
- [46] Nogami S, Pintsuk G, Matsui K *et al. Physica Scripta*[J], 2020, 171: 14 020
- [47] Siller M, Schatte J, Gerzskovitz S *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 92: 105 285
- [48] Song Zhengcong(宋政聪), Mi Guofa(米国发), Wang Youchao(王有超) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2019, 33(8): 2785
- [49] Li X J, Schönecker S, Li R H *et al. Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2016, 28(29): 295 501
- [50] Wang Y Y, Zhao J J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020, 529: 151 931
- [51] Wang Q, Du G P, Chen N *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2020, 155: 111 579
- [52] Romaner L, Ambrosch-Draxl C, Pippin R. *Physical Review Letters*[J], 2010, 104(19): 195 503

Research Status of Preparation Technology and Thermal Loading Behavior of W-Re Alloys

Ren Xiqiang¹, Li Yungang¹, Qi Yanfei¹, Zhou Jingyi¹, Wang Bo²

(1. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

(2. Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract: Tungsten, with excellent properties, has become one of the candidate materials for plasma facing materials in nuclear fusion reactor. During the operation of nuclear fusion reactor, tungsten will be exposed to high thermal load irradiation, high hydrogen/helium plasma irradiation and high energy neutron irradiation. Among them, the transmutation element Re generates by neutron irradiation of tungsten, which will continue to produce and accumulate in tungsten to form the transmutation product tungsten-rhenium alloys. Therefore, the thermodynamic parameters and thermal loading resistance of tungsten plasma facing materials have changed, which will affect the service properties of plasma facing materials, and even be related to the stable operation of the reactor. At present, the generation of fusion high-energy neutrons under laboratory conditions is limited. Therefore, the research on the transmutation product tungsten-rhenium alloys mainly bases on the tungsten-rhenium alloys prepared in the laboratory. In this paper, the major preparation technology and thermal loading behavior of tungsten-rhenium alloys at present were summarized, and the existing scientific problems in the thermal loading behavior of tungsten-rhenium alloys were analyzed, which provided reference for the application of tungsten as plasma facing materials in future nuclear fusion reactor.

Key words: transmutation product; tungsten-rhenium alloys; preparation technology; thermal loading behavior

Corresponding author: Qi Yanfei, Ph. D., Lecturer, College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, P. R. China, Tel: 0086-315-8805429, E-mail: qiyf@ncst.edu.cn