

钨基面向等离子体材料的研究进展

朱玲旭^{1,2}, 燕青芝¹, 郎少庭¹, 徐磊¹, 葛昌纯^{1,2}

(1. 北京科技大学 核材料研究所, 北京 100083;

2. 西南交通大学 材料科学与工程学院, 成都 610031)

摘要: 综述了国内外广泛研究的 W-La₂O₃ 和 W-TiC 合金的制备工艺、力学性能和辐照性能的研究进展。结果表明: 向钨基体中加入 La₂O₃ 弥散相, 虽然能够显著改善钨的强度和韧性, 但使钨的抗辐照性能降低, 氢泡密度和氢滞留量明显增加; 当采用 TiC 纳米颗粒作为弥散相, 经过热等静压烧结和塑性加工后, 钨合金的抗弯强度达到 4.4 GPa, 再结晶温度高于 2 473 K, 韧脆转变温度(DBTT)比纯钨的低 100 K; TiC 的加入能够显著提高钨的抗辐照性能, 与纯钨相比, 氚滞留量减小, 没有明显的辐照硬化, 材料表面没有裂纹和剥落。

关键词: 钨基面向等离子体材料; 弥散强化; 辐照效应

中图分类号: TG146.4⁺11

文献标志码: A

Research progress of tungsten-base materials as plasma facing materials

ZHU Ling-xu^{1,2}, YAN Qing-zhi¹, LANG Shao-ting¹, XU Lei¹, GE Chang-chun^{1,2}

(1. Institute of Nuclear Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: Research progress on preparation process, mechanical properties and irradiation performance of W-La₂O₃ and W-TiC alloy was reviewed. The previous research results reveal that the addition of La₂O₃ phase into tungsten matrix improves the strength and toughness of tungsten remarkably, and results in the reduction of irradiation resistance and increase in density of hydrogen blisters and hydrogen retention. When TiC nanoparticles are used as dispersion phase, W-TiC alloy worked by hot isostatic pressing sintering and plastic processing exhibits high bending strength of 4.4 GPa, high recrystallization temperature over 2 473 K and low DBTT (100 K lower than pure that of tungsten. In addition, the addition of TiC significantly improves the irradiation resistance of tungsten. Compared to pure tungsten, W-TiC alloy has a lower deuterium retention without visible irradiation hardening, crack and flaking on the material surface.

Key words: tungsten-base plasma facing material; dispersion strengthening; irradiation effect

第一壁是聚变堆中直接面向等离子体的部件, 因此对第一壁材料提出了更高的要求。第一壁材料应能在严酷的辐照、热、化学和应力工况下保持机械完整性和尺寸稳定性^[1-2], 即要求第一壁材料必须具有高热导率、高熔点、高抗热冲击性, 以及低蒸气压、低溅射产额、低辐照放射性等性能。

钨具有高熔点(3 410 °C)、高热导率、低物理溅射

率(溅射阈值高)、低氚滞留、低肿胀、无化学腐蚀(H入射)、有原位等离子体修复可能性等优点, 广泛应用于航空航天、原子能和电子工业等尖端部门。在国际热核聚变实验堆(ITER)中, 挡板零件以及偏滤器内外垂直靶的上部区域将采用 W 护甲。并且 ITER 的长期目标之一是为热流密度很高的偏滤器底部区域装配 W 护甲^[1]。一个全钨的偏滤器装置已经在 JET 的 ILW

(ITER-Like wall)计划中应用, 并作为 ITER 的备选方案之一^[3]。

然而纯钨具有韧脆转变温度较高、再结晶温度低、辐照硬化和脆化以及难加工等缺点, 因此, 制备出满足聚变装置要求的钨材料成为现在研究的热点^[4]。目前, 主要考虑从成分配比、成型和烧结方法以及烧结后的热处理等制备工艺来提高钨及其合金的性能。由于颗粒弥散强化具有成本低、制备工艺和设备简单等优点, 已经得到广泛应用, 最常用的弥散相为碳化物和氧化物^[5]。本文作者以 La_2O_3 和 TiC 作为增强体的钨基复合材料, 与纯 W 在力学性能和辐照效应等方面进行对比。

1 纯钨的制备和辐照效应

1.1 纯钨的制备

钨粉的制备和烧结方法^[6-7]对钨及其合金起着关键的作用。制取金属钨粉的主要方法如下: 1) 钨氧化物氢还原法; 2) 钨卤化物氢还原法; 3) 钨氧化物或钨酸盐碳还原法; 4) 钨氧化物或钨酸盐金属热还原法; 5) 熔盐电解法。钨粉的制备方法除了粉末冶金法外, 还有熔炼法、化学气相沉积法(CVD)、物理气相沉积法(PVD)等。工业上生产钨粉最实用方法是氧化钨氢还原法。钨的烧结通常采用直接烧结法和间接烧结法。直接烧结法多用于规格较小的棒、杆、丝等钨及其合金粉末的冶金棒坯的生产; 间接烧结法主要用于大型的板坯。直接烧结法的工艺包括预烧结和垂熔烧结, 间接烧结法是将钨及其合金的压坯置于电阻炉、感应炉和其他方式的加热炉中进行烧结。

1.2 纯钨的力学性能

钨的力学性能与其纯度、制备工艺及其表面状态、形变程度等有密切关系。在不同温度条件下, 采用不同的制备方法、塑性加工工艺及变形量, 以及间隙杂质含量和晶体结构的不同等方面, 都会使材料的力学性能不同。表 1 所列钨在不同状态下的力学性能^[6]。由表 1 可知, 加大变形量能大幅度提高钨的强度。

1.3 纯钨辐照效应

钨用作面向等离子体材料具有一定的应用前景, 但是在聚变堆中钨在辐照后容易发生硬化和脆化。烧结后的钨在辐照前韧脆转变温度在 200~400 °C 之间, 在经过 100 °C、中子辐照剂量为 $4.2 \times 10^{21} \text{ n/cm}^2 (E > 0.1 \text{ MeV})$ 的辐照后, 韧脆转变温度提高至 600 °C; 当

辐照温度为 371~380 °C、剂量为 $(0.5 \sim 0.9) \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ (约 1~2 dpa) 时, 韧脆转变温度由辐照前的 60 °C 增加至辐照后的 230 °C^[2]。辐照对钨材料内部结构及硬度也会产生较大的影响^[8]。在辐照温度较低 ($\leq 400 \text{ °C}$) 时, 辐照后钨试样内部出现直径为 5~20 nm 的位错环, 其密度约为 $(0.01 \sim 1) \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$, 损伤剂量约为 10 dpa; 在中等温度下形成少量的孔洞, 而当温度为 500~800 °C 时, 观察到钨的硬化现象, 在 550 °C 辐照条件下, 中子损伤约 7 dpa 时, 辐照后的钨孔洞直径约 20 nm (晶粒尺寸约为 120 nm); 当温度在 900 °C 以上时, 材料内部有空洞产生, 但韧脆转变温度没有变化。另外, 在高能量的中子辐照条件下会引发钨晶体结构发生变化, 在中子密度为 1 MW/m^2 条件下, 钨嬗变产物包括 3%Re、0.8%Ta 和 0.2%Os。在另一实验中, 分别将 W 样品暴露于低能量 (60~120 eV)、高热荷 (约 $10^{22} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$)、高剂量 (约 $5 \times 10^{25} \text{ m}^{-2}$) 的纯 D、D+He、

表 1 不同加工方式、不同规格钨的力学性能^[6]
Table 1 Mechanical properties of tungsten with different processing methods^[6]

State	Diameter/ mm	Temperature/ °C	σ_b / MPa
Recrystallization cast tungsten		326	409.64
		649	302.76
		871	250.88
Arc cast tungsten		1 093	230.30
		1 095	225.40
		20	1 381.80
Cast tungsten annealed at 1 000 °C for 1 h		93	989.80
		316	705.60
		538	558.60
		1 093	401.80
		1 370	151.90
Recrystallization powder metallurgy tungsten		1 370	220.50
		1 650	130.34
		1 925	75.46
		2 205	61.74
Swaged tungsten rod	d 6.35		480.20
	d 2.54		1 029.00
	d 1.27		1 372.00
Tensile tungsten rod	d 0.635		1 538.60
	d 0.254		1 715.00
	d 0.127		2 058.00
	d 0.013		4 116.00
Tungsten foil	1.02		823.00
	0.508		1 372.00
	0.254		2 058.00

D+He+Be 等离子体环境中, 结果发现暴露于 D+He 中的钨试样 D_2 滞留量远小于其余两种的, 如图 1 所示^[9]。因此, 混合加入 D 和 He 可以延长 W 材料的使用寿命。

综上所述, 纯钨经辐照后发生严重的辐照损伤和脆化, 不能满足聚变堆稳态运行的需要, 必须通过成分设计和工艺改进提高钨的抗辐照损伤和辐照脆化^[10]。

2 La_2O_3 弥散强化钨基复合材料

纯钨用于聚变堆时, 其抗弯强度和断裂强度都不能满足要求, 而且通过粉末冶金生产的钨材料, 常温下难以加工, 由于稀土氧化物具有化学性质稳定、熔

点高、稳定性好等优点, 因此, 国内外研究通过向钨基体中添加 La_2O_3 等稀土氧化物来改善钨材料的性能。

2.1 W- La_2O_3 的制备

掺杂钨粉的方法包括润湿法、喷雾法、预先合金化粉末法、高效球磨法、复式化合法—还原法, 还包括萃取法或离子交换法等液液掺杂方法, 然后结合氢还原法制取钨合金粉末^[6]。生产 W- La_2O_3 粉体的主要方法是将纯钨和氧化钨粉体进行机械合金化、喷雾干燥或者液液掺杂混合^[11-12]。其烧结方式和纯钨相同, 常用的烧结方式包括热压烧结、电火花等离子体烧结、热等静压烧结、超高压烧结等方法。

虽然关于 W- La_2O_3 复合材料的制备已有较长历

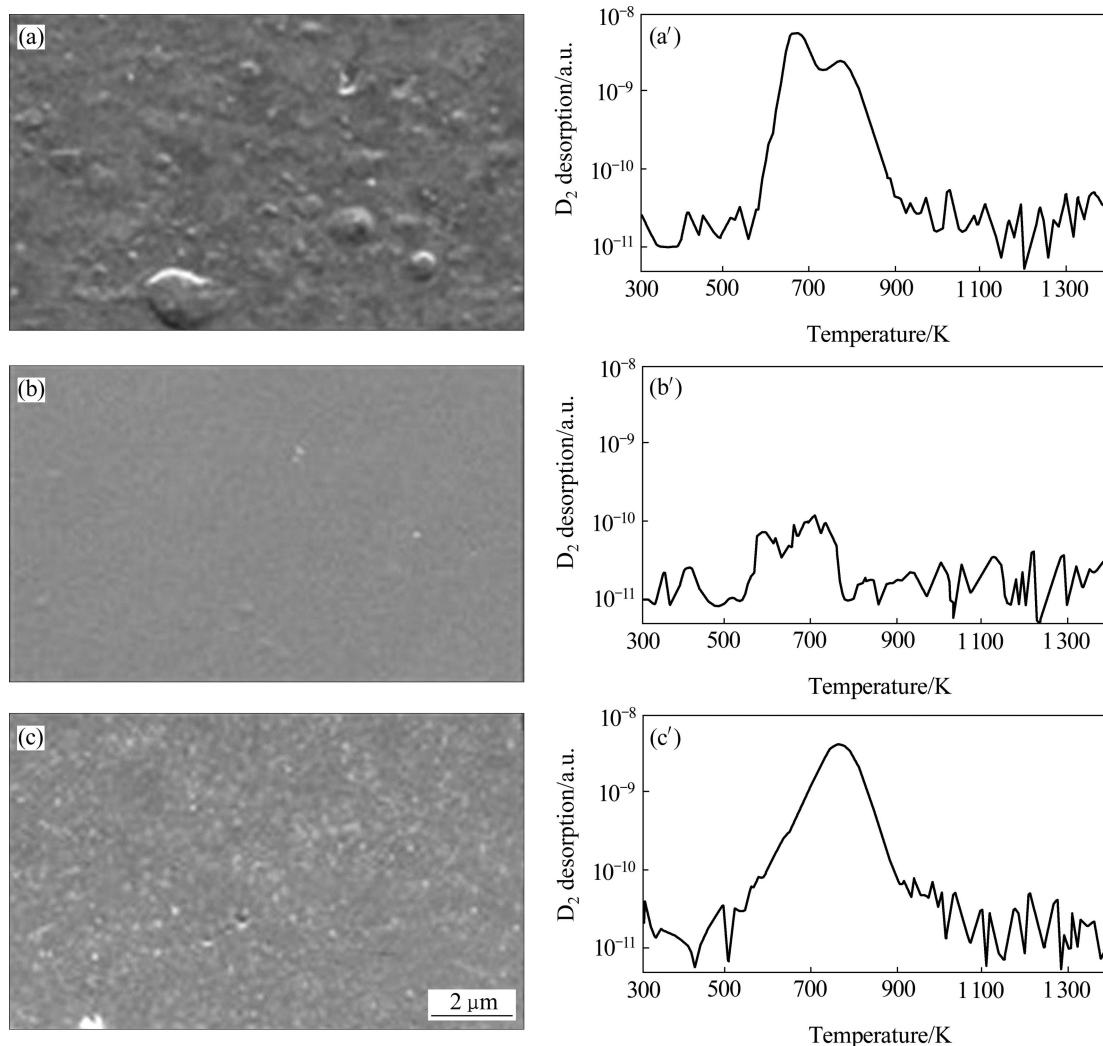


图 1 W 样品暴露于纯 D、D+He 和 D+He+Be 3 种等离子环境中的表面形貌和 D_2 热解析光谱

Fig. 1 Surface morphologies((a), (b), (c)) and thermal desorption spectra((a'), (b'), (c')) of D_2 for W samples exposed to pure-D plasma and D+He and D+He+Be mixture plasmas, respectively at E_i of about 120 eV, ϕ_D of about $5 \times 10^{25} \text{ m}^{-2}$, T_s of about 573 K and c_{He} 5%, c_{Be} 0.8%

史, 但当时的 W-La₂O₃ 复合材料主要应用于电极制品中, 对材料的力学性能关注较少; 1999 年国外开始了用于聚变堆第一壁的 W-La₂O₃ 复合材料的制备研究^[13], 国内到 2007 年才见到相关研究报道^[14]。

2.2 W-La₂O₃ 的力学性能

国内制备 La₂O₃ 弥散增强钨基复合材料的基本路线是: 机械合金化法制备复合粉体, 然后在 300 MPa 压力下冷等静压成型, 再在 1 823 K 条件下进行真空热压烧结。添加弥散相的钨基体在烧结过程中明显产生晶粒细化作用, 平均晶粒尺寸为 10~15 μm (纯钨烧结体晶粒平均尺寸为 30~40 μm), 密度为 17.98 g/cm³, 接近纯钨(密度为 18.07 g/cm³), 并且 W-La₂O₃ 合金的抗弯强度为 475 MPa, 比纯钨烧结体的抗弯强度(350 MPa)提高了 35%, 断口形貌为穿晶和沿晶复合型断裂特征^[14]。在热冲击试验中, 当电子束热流密度为 3 MW/m² 时, 添加弥散相的试样表面无宏观裂纹, 无起皮鼓泡出现, 但是有微小裂纹出现; 当热流密度增加到 5 MW/m² 时, 试样表面熔化现象严重, 有微小空洞产生; 当继续增加到 8 MW/m² 时, 试样扭曲破坏严重, 表面呈黑灰色, 出现点状烧蚀坑^[15~17]。

国外分别研究了经轧制和退火后的 W-La₂O₃ 材料在 1 273~1 973 K 条件下的屈服强度, 并将其和同样处理条件的纯钨进行比较。结果发现^[18~19], 轧制后的两种物质的强度相同, 退火后的 W-La₂O₃ 强度比纯钨强度高 60~200 MPa。在另一实验中, 研究人员用粉末冶金法制备了 W-La₂O₃ 复合材料, 研究发现在室温条件下, 复合材料断裂韧性为 9.7 MPa·m^{-1/2}, 而纯钨的断裂韧性仅为 5.4 MPa·m^{-1/2}, 提高了约 80%。

2.3 W-La₂O₃ 的辐照效应

将 W-1%La₂O₃ 暴露在 50~700 $^{\circ}\text{C}$ 、100 eV 的氦气流中进行研究后发现, 当温度为 420 $^{\circ}\text{C}$ 时氦滞留达到最大值, 而纯 W 在 320 $^{\circ}\text{C}$ 时达到最大值, 并且 W-1%La₂O₃ 的最大滞留量是纯 W 的两倍, 结果表明: 添加 La₂O₃ 会导致材料内部特别是在晶界处形成明显的氦滞留孔洞^[20]。UEDA 等^[21]研究了分别经热处理(SR)和再结晶(RE)后的 W、W-K、W-La₂O₃ 在 1 keV 的 H₃⁺、653 K、 1×10^{25} H/m² 辐照条件下氢泡的数量、密度和表面断裂行为, 研究发现: W-K 和 W-La₂O₃ 氢泡数量和密度都比纯钨增加(见图 2), 且断裂强度也比纯钨低。MADDALUNO 等^[22]将纯 W 和 W-La₂O₃ 暴露在 FTU(Frascati Tokamak Upgrade)中, 发现在 D 轰击试样时, 纯 W 在 800 K 时有明显的 D₂ 和 HD 的解析峰, 并且纯 W 和 W-La₂O₃ 两者的总解吸 D 原子个数

分别是 8.2×10^{16} 和 3.8×10^{17} , 单位解吸 D 原子数分别为 $7.4 \times 10^{19} \text{ m}^{-2}$ 和 $3.5 \times 10^{20} \text{ m}^{-2}$, 可知纯 W 比 W-La₂O₃ 材料的 D 滞留量小一个数量级。

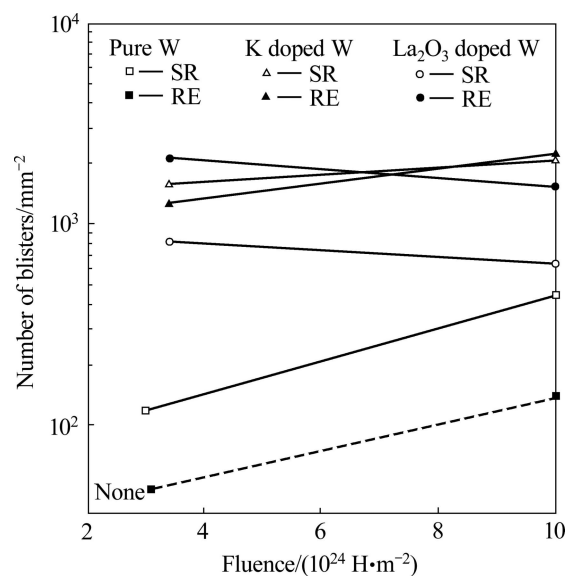


图 2 纯 W、W-K、W-La₂O₃ 热处理(SR)和再结晶(RE)状态的气泡密度^[21]

Fig. 2 Fluence dependence of blister number density for pure W, K-doped W, and La₂O₃-doped W (SR and RE denote ‘stress relieved’ and ‘recrystallized’, respectively)^[21]

以上数据显示, La₂O₃ 虽然能够细化钨晶粒、起到弥散强化、提高钨合金强度和抗蠕变性能的作用, 但是在高温、高剂量粒子辐照条件下, W-La₂O₃ 和纯钨相比粒子滞留量会更大, 而且不能承受高剂量的粒子束冲刷。

3 TiC 弥散强化钨基复合材料

TiC 是另外一种研究较多的增强钨基材料的弥散相。TiC 具有高熔点(约 3 200 $^{\circ}\text{C}$)、低密度、与钨相似的热膨胀系数等性质, 是 W 基合金一种较好的增强体材料。

3.1 W-TiC 的制备

W-TiC 粉体的制备主要先采用机械合金化方法, 再进行真空或气氛热压烧结或等静压烧结。宋桂明等^[23]研究了用于航天领域中结构材料 W-TiC 合金的制备; 于福文^[5]于 2007 年开始了 W-TiC 合金应用于聚变堆第一壁材料的研究, 日本则于 1999 年便有此项工作的研究报道。

3.2 W-TiC 的力学性能

种法力等^[24]采用机械合金化工艺制备 W-TiC 粉末, 然后在 2 373 K 进行热压烧结。结果显示, W-1%TiC 中钨的平均晶粒尺寸为 1.5 μm (纯钨平均晶粒为 6 μm); 当 TiC 含量 < 1% (质量分数) 时, 随着 TiC 的加入量的增加, 材料的试样抗弯强度单调提高, 加入 1%TiC 时达到最大值 1 065 MPa; 继续增加 TiC 含量到 1.5% 时, 材料强度下降到 985 MPa。对 TiC 含量为 1% 的 W-TiC 合金进行电子束热冲击试验, 材料能承受 6 MW/m² 的热流冲击。

KITSUNA 等^[25]通过球磨制粉、热等静压(温度为 1 623 K 和 2 223 K)烧结、再进一步热锻和热轧及热处理等工艺, 制备了系列 W-TiC 复合材料。分析结果表明, W-0.5%TiC 样品中钨晶粒尺寸为 0.44 μm , W-0.2%TiC 中钨晶粒尺寸为 1.6 μm ; 冲击试验表明, 纯 W 材料的韧脆转变温度在 544 K 左右, 而 W-0.2%TiC 材料的韧脆转变温度为 440 K, 比纯 W 下降了大约 100 K。为了研究钨合金的再结晶性能, 将材料分别在 2 073、2 273 和 2 473 K 保温 1 h, 结果发现 W-0.2%TiC 试样再结晶温度约在 2 273~2 473 K 之间, 比纯钨的再结晶温度高出 850 K; 而对于 TiC 含量为 0.5% 的样品, 整个热处理温度范围内没有发现钨的再结晶和晶粒长大现象, 说明其再结晶温度高于 2 473 K。KURISHITA 等^[26]研究了球磨气氛和塑性加工对材料断裂强度的影响。结果表明 W-1.1%TiC-Ar (球磨气氛为 Ar) 制备材料的断裂强度为 2.75 GPa, W-0.5%H₂ (球磨气氛为 H₂) 断裂强度可达到 2 GPa。对试样 W-1.1TiC/Ar 在 1 923 K 进行热塑性加工后其断裂强度可达到 4.4 GPa (见图 3)。

3.3 W-TiC 的辐照效应

将纯钨和掺杂 TiC 的钨合金在 563 K 下进行中子辐照试验, 纯 W 和 W-0.3%TiC 辐照缺陷的平均直径和数量密度分别是 3.3 nm、3 600/ μm^3 和 2.9 nm、2 700/ μm^3 ; 辐照前后两种材料相比, W-0.3%TiC 硬度增量 30HV, 纯钨的硬度增量 63HV。另外, 在不同气氛下球磨的 W-(0.25~0.8)%TiC, 在 600 $^{\circ}\text{C}$ 下经中子辐照(剂量为 2×10^{24} n/m²)后, 不同球磨气氛的 W-0.5TiC 都没产生辐照硬化现象, 而对纯钨来说相同条件下硬度增量 98HV; 进行 He 辐照实验后发现, 商业纯 W 在 550 $^{\circ}\text{C}$ 、热流密度为 3 MeV、辐照剂量为 2×10^{22} He/m² 的辐照后, 材料有表面剥落和裂痕产生, 而 W-0.3%TiC 在辐照剂量为 23×10^{23} He/m² 时才有此现象, 表明在 He 辐照条件下 W-0.3%TiC-H₂ 表皮剥落的临界剂量比商业纯 W 的高约 10 倍; 同样的 D 辐照实

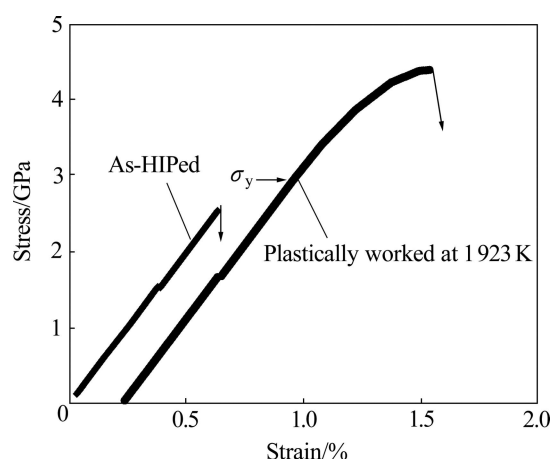


图 3 塑性加工前和在 1 923 K 压缩量约 80% 后的 W-1.1TiC/Ar-UH 应力—应变曲线

Fig. 3 Stress—strain curves for W-1.1TiC/Ar-UH before and after compression forming to approximately 80% in reduction ratio at 1 923 K (σ_y indicating proportional limit yield stress)

验中, W-1.1%TiC-Ar 和 W-1.1%TiC-H₂ 相比处于热处理和再结晶状态的钨没有孔洞和气泡形成, 并且 D 滞留量小了两个数量级^[27-29]。

综上所述, 添加一定量 TiC 可以增强钨基材料高温和室温力学性能, TiC 添加量为 1.1% 时, 并经后续热处理后, 断裂韧性可达到目前所知的最大值 4.4 GPa。而且晶粒越细, 钨基材料的抗弯强度和断裂韧性越好^[29]。添加弥散相 TiC 后, 钨合金的抗中子或 D 或 He 辐照性能相比纯钨都有提高, 并且在 D 和 He 的混合粒子辐照条件下, 可以抑制钨材料气泡的产生和 D 滞留, 主要是因为表面的高密度纳米尺寸 He 气泡抑制了 D 的注入^[30]。

4 结论

钨材料应用于聚变堆中的研究涉及几个方面的问题: 低温脆性、韧脆转变温度高、再结晶温度低, 因此加工难度大; 经辐照后产生硬化和脆化、起泡等现象。针对以上问题, 研究者采用 La₂O₃ 和 TiC 等氧化物或者碳化物颗粒弥散到钨基体中, 以强化钨的各项性能。研究发现:

1) 与纯钨相比, La₂O₃ 的加入能使钨的晶粒尺寸减小约 50%, 抗弯强度提高 35%, 断裂韧性提高 80%, 并能承受 5 MW/m² 的热流冲击; 但 La₂O₃ 的加入也导致材料抗辐照性能下降, D 滞留量增加, 氢泡数量和氢泡密度增加。

2) 向钨基体中加入 0.2%~1.1% 的 TiC 纳米颗粒, 经过热等静压烧结和塑性加工后, 能够获得晶粒尺寸小于 1 μm 的超细晶粒钨合金材料, 材料的最大抗弯强度达到 4.4 GPa, DBTT 比纯钨的降低 100 K, 结晶温度高于 2 473 K。TiC 的加入能够显著提高钨的抗辐照性能, 与纯钨相比, D 滞留量减小, 没有明显的辐照硬化, 材料表面没有裂纹和剥落。

REFERENCES

- [1] 潘金生, 范毓殿. 核材料物理基础[M]. 化学工业出版社, 2007.
PAN Jin-sheng, FAN Yu-dian. Physical basis of Nuclear Material[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007.
- [2] 郝嘉琨. 聚变堆材料[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
HAO Jia-kun. Fusion reactor materials[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007.
- [3] 张小峰, 刘维良, 郭双全, 姜林文. 聚变堆中面向等离子体材料的研究进展[J]. 科技创新导报, 2010, 3: 118-119.
ZHANG Xiao-feng, LIU Wen-liang, GUO Shuang-quan, JIANG Wen-lin. The development of plasma facing materials for fusion reactor[J]. Science and Technology Innovation Herald, 2010, 3: 118-119.
- [4] 郭双全, 葛昌纯, 周张健, 刘维良. 聚变堆装置中面向等离子体材料钨涂层研究进展[J]. 材料导报, 2010, 24(2): 93-97.
GUO Shuang-quan, GE Chang-chun, ZHOU Zhang-jian, LIU Wen-liang. Research development of tungsten coatings used as plasma facing materials for fusion reactor[J]. Materials Review, 2010, 24(2): 93-97.
- [5] 于福文. 面对等离子体 W-TiC 复合材料的制备与性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2007.
YU Fu-wen. Preparation and properties of W-TiC composites based on plasma facing materials[J]. Hefei: Hefei University of Technology, 2007.
- [6] 王发展, 唐丽霞, 冯鹏发, 武宏. 钨材料及其加工[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008: 14-15.
WANG Fa-zhan, TANG Li-xia, FENG Peng-fa, WU Hong. Tungsten material and its processing[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 14-15.
- [7] 张彩霞, 周阳. 高性能超细钨粉的制备工艺研究[J]. 上海有色金属, 2010, 31(4): 189-193.
ZHANG Cai-xia, ZHOU Yang. Survey of preparation technologies for high performances superfine tungsten powder[J]. Shanghai Nonferrous Metal, 2010, 31(4): 189-193.
- [8] BARABASH V, FEDERICI G, LINKE J, WU C H. Material/plasma surface interaction issues following neutron damage[J]. Journal of Nuclear Material, 2003, 313/316: 42-51.
- [9] MIYAMOTO M, NISHIJIMA D, BALDWIN M J, DOERNER R P, UEDA Y, YASUNAGA K, YOSHIDA N, ONO K. Microscopic damage of tungsten exposed to deuterium-helium mixture plasma in PISCES and its impacts on retention property[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 1: 1-4.
- [10] BARABASH V, FEDERICI G, RODIG M, SNEAD L L, WU C H. Neutron irradiation effects on plasma facing materials[J]. Journal of Nuclear Materials, 2000, 283/287: 138-146.
- [11] YAR M A, WAHLBERG S, BERGQVIST H, SALEM H G, JOHNSON M, MUHANNED M. Chemically produced nanostructured ODS-lanthanum oxide-tungsten composites sintered by spark plasma[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 408: 129-135.
- [12] XI X L, NIE Z R, WANG W, YANG J C, HAO S M, GUO Y Q, ZUO T Y. Study on preparation and emission properties of nano-composite W-La₂O₃ material[J]. Applied Surface Science, 2005, 251: 134-138.
- [13] SZE F C, DOERNER R P, LUCKHARDT S. Investigation of plasma exposed W-1%La₂O₃ tungsten in a high ion flux, low ion energy, low carbon impurity plasma environment for the international thermonuclear experimental reactor[J]. Journal of Nuclear Materials, 1999, 264: 89-98.
- [14] 陈勇, 吴玉程, 于福文, 陈俊凌. La₂O₃ 弥散强化钨合金的组织性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(5): 822-824.
CHEN Yong, WU Yu-cheng, YU Fu-wen, CHEN Jun-ling. Study on structure and property of tungsten alloy strengthened with dispersed La₂O₃[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(5): 822-824.
- [15] 陈勇, 吴玉程, 于福文, 陈俊凌, 种法力. W-La₂O₃ 合金的电子束热负荷性能研究[J]. 金属功能材料, 2007, 38: 1669-1671.
CHEN Yong, WU Yu-cheng, YU Fu-wen, CHEN Jun-ling, ZHONG Fa-li. Electron beam heat load properties of W-La₂O₃ alloy[J]. Metallic Functional Materials, 2007, 38: 1669-1671.
- [16] 陈勇, 吴玉程, 于福文, 陈俊凌. 氧化钨增强钨合金高能电子束烧蚀研究[J]. 金属功能材料, 2007, 14(4): 23-27.
CHEN Yong, WU Yu-cheng, YU Fu-wen, CHEN Jun-ling. Study on high energy electron beam ablation of tungsten alloy reinforced by rare earth[J]. Metallic Functional Materials, 2007, 14(4): 23-27.
- [17] 种法力, 陈勇, 吴玉程, 陈俊凌. La₂O₃ 弥散增强钨合金面对等离子体材料及其高热负荷性能[J]. 材料科学与工程学报, 2009, 27(3): 415-418.
ZHONG Fa-li, CHEN Yong, WU Yu-cheng, CHEN Jun-ling. Tungsten alloys strengthened with dispersed La₂O₃ and its heat flux performance[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2009, 27(3): 415-418.
- [18] MABUCHI M, OKAMOTO K, SAITO N, NAKANISHI M, YAMADA Y, ASAHINA T, LGARASHI T. Tensile properties at elevated temperature of W-1%La₂O₃[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 214: 174-176.
- [19] FALESCHINI M, KREUZER H, KIENER D, PIPPAN R.

- Fracture toughness investigations of tungsten alloys and SPD tungsten alloys[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367/370: 800–805.
- [20] CAUSEY R, WILSON K, VENHAUS T, WAMPLER W R. Tritium retention in tungsten exposed to intense fluxes of 100 eV tritons[J]. 1999, 266/269: 467–471.
- [21] UEDA Y, FUNABIKI T, SHIMADA T, FUKUMOTO K, KURISHITA H, NISHIKAWA M. Hydrogen blister formation and cracking behavior for various tungsten materials[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2005, 337/339: 1010–1014.
- [22] MADDALUNO G, GIACOMI G, RUFOLONI A, VERDINI L. Deuterium retention and surface modification of tungsten macrobrush samples exposed in FTU Tokamak[J]. 2007, 363/365: 1236–1240.
- [23] 宋桂明, 王玉金, 周 玉, 雷廷全, 孙 毅. TiC 和 ZrC 颗粒增强钨基复合材料[J]. *固体火箭技术*, 1998, 21(4): 54–59.
SONG Gui-ming, WANG Yu-jin, ZHOU Yu, LEI Ting-quan, SUN Yi. Tungsten matrix composite strengthened with TiC and ZrC particles at elevated temperature[J]. *Journal of Solid Rocket Technology*, 1998, 21(4): 54–59.
- [24] 种法力, 于福文, 陈俊凌. W-TiC 合金面对等离子体材料及其电子束热负荷实验研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(4): 429–433.
ZHONG Fa-li, YU Fu-wen, CHEN Jun-ling. W-TiC alloy plasma facing materials and heat flux performance test under electron beam facility[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(4): 429–433.
- [25] KITSUNA Y J, KURISHITA H, KAYANO H, HIRAOKA Y, LGARASHI T, TAKIDA T. Microstructure and impact properties of ultra-fine grained tungsten alloys dispersed with TiC[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1999, 271/272: 423–428.
- [26] KURISHITA H, MATSUO S, ARAKAWA H, NARUI M, YAMAZAKI M, SAKAMOTO T, KOBAYASHI S, NAKAI K, TAKIDA T, TAKEBE K, KAWAI M, YOSHIDA N. High temperature tensile properties and their application to toughness enhancement in ultra-fine grained W-(0-1.5)wt% TiC[J]. *Journal of nuclear Materials*, 2009, 386/388: 579–582.
- [27] KURISHITA H, AMANO Y, KOBAYASHI S, NAKAI K, ARAKAWA H, HIRAOKA Y, TAKIDA T, TAKEBE K, MATSUI H. Development of ultra-fine grained W-TiC and their mechanical properties for fusion applications[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367/370: 1453–1457.
- [28] KURISHITA H, KOBAYASHI S, NAKAI K. Development of ultra-fine grained W-(0.25-0.8)wt%TiC and its superior resistance to neutron and 3 MeV He-ion irradiations[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2008, 377: 34–40.
- [29] KURISHITA H, MATSUO S, ARAKAWA H. Development of re-crystallized W-1.1%TiC with enhanced room-temperature ductility and radiation performance[J]. 2010, 398: 87–92.
- [30] MIYAMOTO M, NISHIJIMA D, BALDWIN M J. Microscopic damage of tungsten exposed to deuterium-helium mixture plasma in PISCES and its impacts on retention property[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 415(1): 1–4.
- (编辑 龙怀中)