

引用格式: 吴玉程, 盛学洋, 马冰, 等. 核聚变装置偏滤器靶板材料选择与研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(9): 807-823.
WU Y C, SHENG X Y, MA B, et al. Material Selection and Research Progress of Divertor Target Plate in Nuclear Fusion Device[J]. Materials China, 2024, 43(9): 807-823.

核聚变装置偏滤器靶板材料选择与研究进展

吴玉程^{1,2,3}, 盛学洋¹, 马冰^{1,2,3}, 王珊^{2,4}, 张一帆^{1,2}, 刘家琴^{2,3,4}

(1. 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009)

(2. 合肥工业大学 有色金属材料与加工技术国家地方联合工程研究中心, 安徽 合肥 230009)

(3. 合肥工业大学 先进能源材料与环境国际科技合作基地, 安徽 合肥 230009)

(4. 合肥工业大学 工业与装备研究院 安徽省先进复合材料设计与应用工程研究中心, 安徽 合肥 230009)

摘要: 可控热核聚变是人类最理想的清洁能源之一, 是解决人类能源和环境问题的根本途径。目前, 可控热核聚变的发展面临诸多挑战, 偏滤器靶板作为磁约束核聚变装置中的重要部件, 其设计和制造是维持等离子体放电、实现核聚变反应堆稳定运行亟需解决的关键问题之一。作为等离子体轰击最严重区域, 偏滤器靶板经受过高能粒子流辐照和高热负荷冲击 ($10 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 稳态负荷和 $20 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 瞬态负荷), 同时承担着磁约束聚变装置最主要的排热功能。因此, 研发具有优异性能的靶板材料是推动核聚变发展的关键一步。目前, 金属铍、碳基材料以及钨基材料是主要的3种偏滤器靶板候选材料。基于国内外现有研究成果, 论述了偏滤器靶板材料的选择与研究进展, 对比分析了3种候选材料的优势以及存在的问题, 以期偏滤器靶板材料的选择、研发提供借鉴。

关键词: 核聚变; 金属铍; 碳基材料; 钨基材料; 偏滤器靶板材料

中图分类号: TG146; TL631.24 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)09-0807-17

Material Selection and Research Progress of Divertor Target Plate in Nuclear Fusion Device

WU Yucheng^{1,2,3}, SHENG Xuayang¹, MA Bing^{1,2,3},
WANG Shan^{2,4}, ZHANG Yifan^{1,2}, LIU Jiaqin^{2,3,4}

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(2. National-Local Joint Engineering Research Centre of Nonferrous Metals and Processing Technology, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(3. International Cooperation Base for Advanced Energy Materials and Environment, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(4. Anhui Advanced Composite Materials Design and Application Engineering Research Center, Institute of Industry & Equipment Technology, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

收稿日期: 2022-12-17 修回日期: 2024-02-06

基金项目: 国家重大研发计划磁约束核聚变重大专项(2022YFE03140000, 2022YFE03140004, 2019YFE03120002); 国家自然科学基金国际(地区)交流与合作重点项目(52020105014); 国家自然科学基金面上资助项目(51474083, 51672065); 国家“清洁能源新材料与技术”学科创新引智基地项目(B18018)

第一作者: 吴玉程, 男, 1962年生, 教授, 博士生导师

Email: ycwu@hfut.edu.cn

通讯作者: 刘家琴, 女, 1981年生, 教授, 博士生导师,

Email: jqliu@hfut.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202212019

Abstract: As a safe and sustainable clean energy, controllable thermonuclear fusion energy is an ideal energy to meet the needs of human beings in the future. At present, the engineering and commercial application of nuclear fusion energy still faces many technical problems. Among them, the design and manufacture of the divertor target plate, an important component in the nuclear fusion device, is one of the key problems that need to be solved urgently to realize the stable operation of the nuclear fusion reactor. The divertor target plate is the most intense area of plasma bombardment. It is subjected to huge particle irradiation with high flux and high thermal load impact. Besides, the divertor undertakes the main heat removal function of the tokamak device, with extremely harsh service environment.

Therefore, the research and development of divertor target materials with excellent performance is a key step to promote nuclear fusion research to practicality. At present, metal beryllium, carbon-based materials and tungsten-based materials are the main three divertor target materials. This paper discusses the selection and research progress of these materials, comparing and analyzing the advantages and disadvantages of various materials used in the divertor target plate as well as the existing technical problems. The aim is to provide a reference for promoting the design and manufacture of the divertor target plate.

Key words: nuclear fusion energy; metal beryllium; carbon-based material; tungsten-based material; divertor target plate material

1 前言

目前,地球上煤炭、石油等化石能源逐渐枯竭,核裂变能的高污染性和强放射性无法满足绿色生活要求,风能、太阳能等清洁能源的大规模开发受到空间和自然因素限制,寻求新型能源是人类有效解决能源问题的重要途径。相比之下,核聚变能具有巨大优势,核聚变燃料资源丰富且易于获得,其生产过程不产生具有长期放射性的核废料,并且核聚变能拥有极高的能量密度。因此,开发可控核聚变能是解决人类未来能源需求最重要的途径之一。其中,聚变堆部件材料的设计及服役性能评估是一项重要挑战,是实现核聚变堆稳定运行的关键之一^[1,2]。受控热核聚变反应的前提条件是将高温等离子体($\sim 10^9$ °C)通过磁场约束在一定的封闭区域内,以确保聚变反应持续进行^[3-5]。国内外针对磁约束核聚变反

应装置进行了大量的设计研发,其中由前苏联提出的基于磁约束的核聚变反应装置——托卡马克(Tokamak),如图 1a 所示^[6],是目前主流的研发方向。当前国际上在研和设计中的托卡马克装置包括全超导托卡马克核聚变实验装置(experimental and advanced superconducting Tokamak, EAST)^[7]、国际热核聚变实验堆(international thermonuclear experimental reactor, ITER)和欧洲核聚变示范堆(demonstration fusion power reactor, DEMO)^[8]等。作为托卡马克装置中最重要的组成部分,偏滤器由穹顶板、内外靶板、抽气系统和冷却系统组成。图 1b 为 EAST 装置中偏滤器的结构示意图^[9],其中内、外靶板是受等离子体轰击最激烈的区域,同时也是装置中热负荷最严苛的区域。如此极端的服役环境使得聚变装置偏滤器靶板材料的研发极具挑战,成为可控核聚变能否实现的关键问题之一。

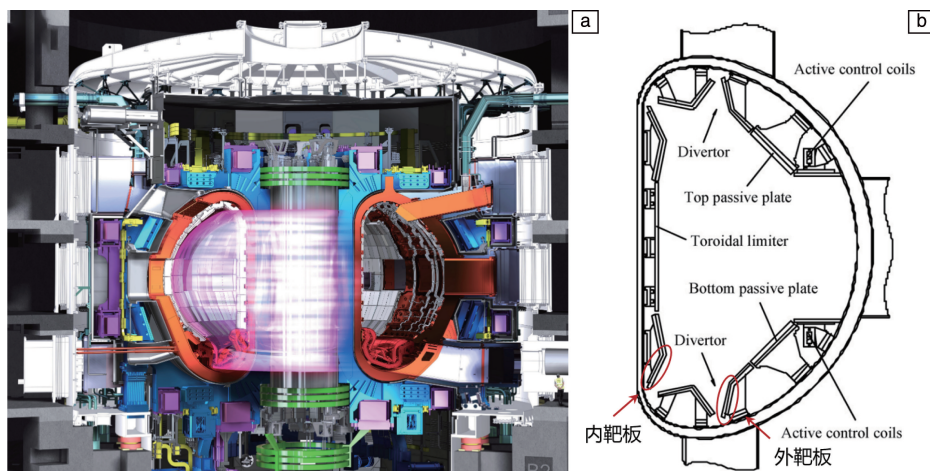


图 1 磁约束核聚变托卡马克反应装置示意图(a)^[6],全超导托卡马克核聚变实验装置中偏滤器示意图(b)^[9]

Fig. 1 Schematic diagram of magnetic confinement nuclear fusion Tokamak reactor (a)^[6], schematic diagram of divertor in experimental and advanced superconducting Tokamak reactor (b)^[9]

2 偏滤器靶板材料的服役条件与性能要求

聚变装置中偏滤器的主要作用是将聚变反应产生的杂质和热量及时排出。等离子体壳层磁面与偏滤器靶板相交,热量集中在靶板的等离子体轰击区域内。ITER 偏滤器在氘(D)-氚(T)运行阶段的工况如表 1 所示^[10-12]。在 D-T 运行条件下,磁场会将等离子体引到偏滤器靶板

区域, D-T 反应所产生的能量 90% 会以热量的形式沉积到偏滤器靶板区域。ITER 偏滤器靶板的稳态热负荷为 $10 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$, 瞬态热负荷为 $20 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 。偏滤器靶板在工作时需承受高能离子体、高热流的冲击,图 2 为聚变等离子体与材料表面发生的复杂作用示意图^[13],这些条件使得对偏滤器靶板材料的性能要求非常苛刻。偏滤器靶板材料的性能需要满足以下几点^[14-18]。

(1) 高熔点、优异的导热性和耐热性：靶板材料服役时需要承受热冲击，如稳态热流以及高强度瞬态热流，要能够避免发生变形、熔化等问题。

(2) 高溅射阈值：在 高能粒子冲击下，要避免靶板材料上的原子被击脱落，进入等离子体反应区域干扰等离子体。

(3) 低化学活性和低 T 滞留率：要求靶板材料不与 T 发生反应，以降低 T 在偏滤器靶板材料中的滞留率。

(4) 优异的抗中子辐照性能：D-T 聚变反应过程会产生能量高达 14 MeV 的中子，该中子会与靶板材料中的原子进行碰撞、离位、嬗变等，诱发大量缺陷，造成辐照肿胀、脆化、蠕变等问题，要求靶板材料具有优异的抗中子辐照性能和热稳定性，以避免靶板材料完全失效。

(5) 与热沉材料匹配的热膨胀系数：靶板材料需要与连接的热沉材料的膨胀系数向匹配，确保偏滤器可将热量迅速排出。

表 1 ITER 在 D-T 运行阶段偏滤器的服役工况^[10-12]

Table 1 Service conditions of ITER divertor during D-T operation^[10-12]

Steady state operation					Edge localized modes (ELMs)			
Maximum surface heat flux/ (MW · m ⁻²)	Time/s	Number of cycles	Beam current/ (10 ³⁰ m ² · s ⁻¹)	Energy/eV	Neutron irradiation dose/dpa	Maximum surface heat flux/ (MW · m ⁻²)	Time/s	Number of cycles
10~20	≤450	3000	~1000	<100	<0.7	1000	0.1~0.5	20~40
Vertical displacement events (VDEs)					Plasma disruption			
Beam current/ (10 ³⁰ m ² · s ⁻¹)	Energy/eV	Neutron irradiation dose/dpa	Maximum surface heat flux/(MW · m ⁻²)	Time/s	Number of cycles			
—	—	100~300	30	0.1~3	10			

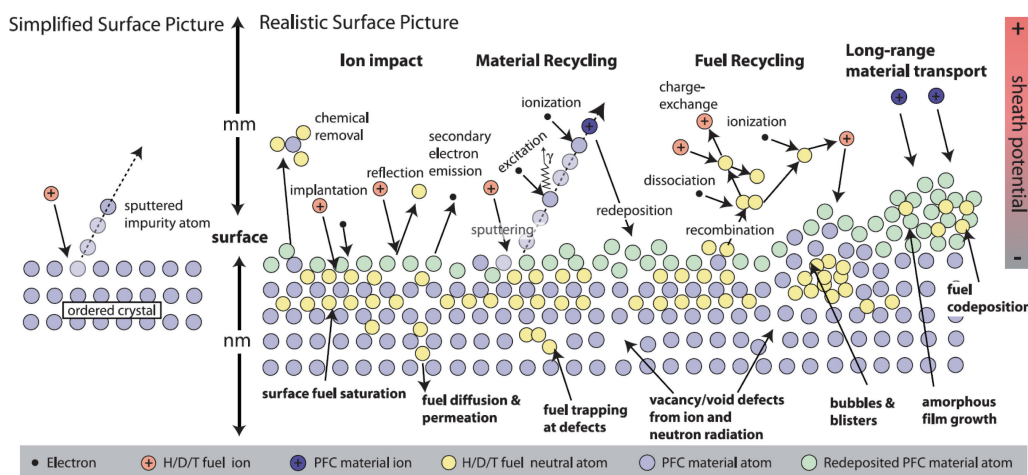


图 2 磁约束聚变等离子体环境下材料表面发生的复杂作用^[13]

Fig. 2 Schematic illustration of the complex surface interactions occurring at the material surface in a magnetic fusion plasma environment, H represents hydrogen, D represents deuterium, T represents tritium, PFC represents plasma facing component, γ represents gamma ray^[13]

3 偏滤器靶板材料选择与研究

我国 EAST 装置偏滤器历经 3 次升级换代，先后采用了 3 种不同类型的靶板材料^[12]。2006 年，EAST 第一次放电时靶板材料为奥氏体不锈钢；2008 年，经过升级改造，将偏滤器靶板材料换成了石墨瓦；2014 年，EAST 偏滤器优化为类比 ITER 结构的水冷钨铜穿管型模块。升级之后，EAST 装置长脉冲 H 模等离子体稳态运行突破

百秒，达到 101.2 s。高参数、长脉冲等离子体放电运行要求对等离子体不断加热，同时部分热量会沉积在第一壁上。ITER 偏滤器的热负荷设计值为 10~20 MW · m⁻²，而未来商用聚变堆的热负荷更高，或将达到数十兆瓦每平方米，这对偏滤器靶板材料提出了更高的要求。经受高能粒子和热流轰击的面向等离子体部件需具有优异的热量排出系统。

目前，偏滤器靶板的候选材料主要有金属铍、碳基

材料(包括石墨、碳纤维增强复合材料(carbon fiber-reinforced composite, CFC))以及钨基材料等。表 2 列出了在 600 °C 条件下候选材料的基本性能参数及优劣势^[19]。其中碳基材料和铍是低原子序数材料,称之为低 Z 材料;钨基材料是高原子序数材料,称之为高 Z 材料。从表 2 来看,金属铍的优点很明显,包括优异的导热性、强抗氧化能力、高弹性模量以及低 D 滞留量和溶解度等。然而铍的缺点同样显著,如熔点较低、耐高温性能较差。此外,铍材料还具有毒性,这些劣势限制了铍在聚变反

应装置中的应用。碳基材料的导热性能优异、熔点高,在高温时能保持一定的结构稳定性,不容易发生变形。但它同时也存在着明显的弊端,包括溅射刻蚀率和氢(H)及其同位素的滞留率相比其他材料较高等。金属钨拥有众多优异的性能,包括高熔点、优良导热性能以及比其他候选材料的 H 同位素滞留率低等。但是,钨存在突出的脆性问题。下面将针对这 3 类偏滤器靶板候选材料的制备、应用现状及进展进行详细论述。

表 2 几种偏滤器靶板材料的基本性能(600 °C)^[19]

Table 2 Basic properties of several divertor target materials (600 °C)^[19]

Property	Graphite	CFC	Be	W
Atomicity	6	6	4	74
Melting point/°C	—	—	1284	3420
Density/(g·cm ⁻³)	1.8~2.1	1.8	1.85	19.25
Thermal conductivity /(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	90~300	100~400	96	176
Thermal expansion coefficient/K ⁻¹	4.5	1.5	18.4	4.5
Elastic modulus/GPa	8.2~28.0	11.3	200	370
Operating temperature/°C	RT~2000	RT~2000	RT~1000	RT~1000
Self sputtering rate/(1000 °C)	>1	>1	<1	>1(>100 eV)
Hydrogen retention capacity/%	>1(irradiation)	>1(irradiation)	<1	—
Advantages	Good ability to withstand high temperatures; low quality and radiation loss; mature technology and rich operational experience		Strong O ₂ inspiratory ability; low quality and radiation damage; mature technology and operational experience; T retention phenomenon is lower than carbon	Strong radiation damage and melting caused by thermal overload; the hazards of the melting layer are unknown; high temperature recrystallization embrittlement; high activity and strong radioactivity
Inferiority	Reduced lifespan, severe T retention; serious wall pollution; radiation induced changes in thermal conductivity		Low melting point and high vapor pressure; high sputtering rate and toxic; characteristics of beo coating are unknown; radiation embrittlement	Low sputtering rate and high threshold energy; chemical etching is small; good application prospects; tritium retention is small; the integration technology is relatively mature

Notes: CFC represents carbon fiber-reinforced composite, T represents tritium, RT represents room temperature

3.1 铍在偏滤器靶板材料中的应用

原子序数为 4 的铍是一种低 Z 材料,具有高热导率、高弹性模量以及低密度等优势。并且金属铍与等离子体具有良好的相容性,是一种良好的偏滤器靶板和包层第一壁候选材料^[20-25]。研究人员针对铍在聚变中的应用进行了大量测试。首先,针对铍材料开展热负荷测试,Skakov 等^[26]模拟了 ITER 第一壁的运行条件,发现在正常(2 MW·m⁻²)及极端(4.7 MW·m⁻²)热通量下铍表面和边缘均具有良好的抗侵蚀性,但是在接近熔点的临界条件下,铍会被强烈侵蚀并蒸发。Thomser 等^[27]在德国尤

利希研究中心电子束装置 JUDITH 2 上对主动冷却铍模型进行高热通量热疲劳试验。结果显示,检测铍块没有发生局部过热现象,说明铍模块与基板之间粘结良好,表明铍的热膨胀率与热沉材料匹配度好^[23]。其次,研究人员针对铍模块进行了离子辐照测试,Ghadeer 等^[28]通过 TRIM 仿真结果给出了 D、T 和 He 辐照铍在 35, 25 和 20 eV 下的溅射能量阈值,结果表明铍被 D、T 和 He 轰击后的溅射能量阈值分别为 10, 10 和 13 eV。

国内外研究人员还针对铍模块进行了中子辐照测试,Kupriyanov 等^[29]在 SM-2 反应堆中对铍(平均粒度为 8~

26 μm)进行了温度为 550~780 °C 的辐照试验, 结果表明, 铍的抗辐照性能与其晶粒度、氧化铍含量及分散均匀性有关, 可通过调控其微观组织结构改善铍的抗辐照性能。Chakin 等^[30]探究了铍在不同辐照温度、晶粒取向下的热导率和中子通量的变化, 结果如图 3 所示。结果表明, 在较低的辐照温度下, 即使中子通量很小, 铍的热导率也会显著下降; 随着中子通量的增加, 热导率进一步下降。

除了热导率的下降, 中子诱导的嬗变还会产生大量的 He 和 T, 图 4 展示了铍辐照温度和 He 产量的相关性。Zimmer 等^[31]通过探究高剂量中子辐照中铍晶界 (grain boundary, GB) 和剥蚀区对 T 保留的作用发现在辐照过程中产生和释放的所有 T 都来自 GB 周围区域。在这些区域

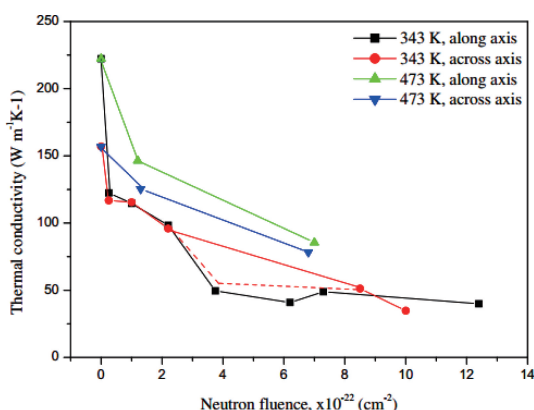


图 3 在不同辐照温度、晶粒取向辐照前后, 铍沿拉长晶粒轴向和横向切割的热导率与中子通量的关系^[30]

Fig. 3 The relationship between thermal conductivity and neutron flux of beryllium cutting along the elongated grain axis and transverse direction before and after irradiation at different irradiation temperatures and grain orientations^[30]

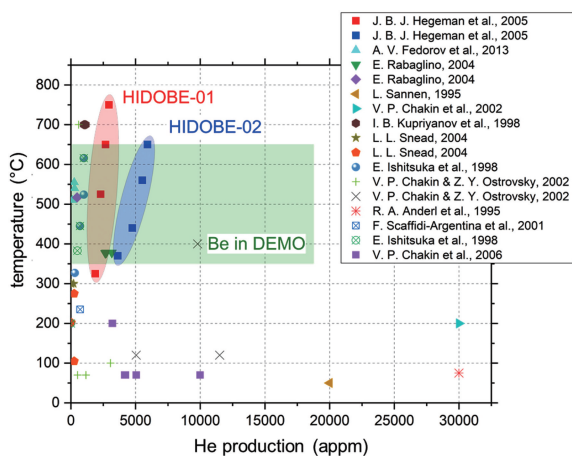


图 4 铍在辐照条件下温度和 He 产量的关系, 绿色区域标记了 DEMO 中铍的预期损害^[31]

Fig. 4 Relationship between temperature and helium yield under beryllium irradiation, the green area marks the expected damage to beryllium in the DEMO^[31]

中, GB 是点缺陷聚集处, 会形成沉淀气泡, 进而抑制了低温条件下 (≤ 500 °C) T 的释放, 这是因为 GB 充当了额外的 T 阱。因此, 铍中的 T 滞留现象可以通过使用高纯度铍和细化铍晶粒结构 (远低于 5~6 μm) 两个方面显著改善。

铍在运行期间的性能变化, 如抗腐蚀性能等也会影响铍作为偏滤器靶板材料和第一壁材料的应用。考虑到氧化对铍性能的影响颇大, Wang 等^[32]通过第一性原理计算研究了铍 GB 的氧化行为以及氧化对铍强度的影响。结果表明, O 原子可能从块状位点扩散到 GB 区域。GB 区域的偏聚 H 原子也可以与 Be 原子相互作用并诱导 BeH₂ 的形成。在 GB 区形成氧化铍和 BeH₂ 会明显降低铍的拉应力, 显著降低铍在核反应堆中的使用寿命。周小兵等^[33]研究了偏滤器铍靶板在聚变实验增殖堆环境下的腐蚀问题。腐蚀的铍原子被电离后, 由等离子体流推向靶板, 从而部分沉积到偏滤器铍靶板上。铍靶板的自沉积将大大降低其腐蚀率。在此基础上, 研究了硼杂质的沉积对铍靶板耐腐蚀性能的影响。研究表明很低浓度的硼可大大降低靶板的腐蚀率, 并且腐蚀率随硼浓度的增加而减小。因此, 在偏滤器靶板上注入一定浓度的硼能有效改善偏滤器铍靶板的抗腐蚀性能, 有利于聚变堆的稳态运行。

铍及其化合物毒性较高, 在真空破坏和冷却剂泄露等不利条件下会导致铍服役环境湿度增加, 从而产生铍化合物有毒粉尘。因此环境湿度变化带来的威胁也是不可忽视的, Zablockis 等^[34]研究了湿度对中子辐照铍的影响。结果表明, 在相对湿度 (relative humidity, RH) < 5% 的条件下, 铍的质量增加了 3%; 而相对于初始质量, 较高的 RH 加上中子辐照对铍的损伤, 铍的质量增加了 180%。铍表面产生了大量的裂纹以及不规则形状的 BeO 微米级颗粒。T 的释放发生在 1040 K 以上, 在 1263 K 后达到峰值。所以在核聚变装置的安全规程和危害过程分析中, 湿度升高和中子辐照会加剧铍的氧化和 T 释放。

除了采用铍模块作为偏滤器靶板材料外, 铍还可用于制造 JET 容器壁大型铬镍铁合金的表面涂层^[35], 铍涂层经过热通量测试展现出优异的性能, 高于所需的功率密度。此外, 该涂层具有较高纯度, 只在最外层薄层中检测到氧气的存在。试验证明, 在 6.2 s 内, 该涂层能够完好无损地承受高达 2.6 MW·m⁻² 的功率载荷 (沉积能量密度为 18.1 MJ·m⁻²), 大大超过了 5 MJ·m⁻² 的要求, 使它可作为 JET 容器内壁的大面积涂层。但是, 它在等离子辐照环境下的长时服役性能还有待进一步提升。

综上所述, 尽管铍作为偏滤器靶板材料具有高导热、强抗氧化能力等优势, 但也存在很多缺陷难以克服, 它会在中子辐照的作用下形成大量嬗变元素 (D, T, He,

H), 从而在铍材料中形成大量 He 泡, 引起 H 滞留, 导致聚变反应原料的损耗^[10]。金属铍的性能也会随着环境变化而发生大幅度变化, 从而使它在偏滤器靶板材料方面的应用受到限制, 而在相应的等离子体温度下, 碳基材料作为偏滤器靶板材料是较好的选择。研究发现, 在 5 eV 的等离子体温度下, 碳的有效侵蚀量比铍的小 100 倍左右。这表明, 使用碳作为材料的偏滤器靶板寿命更长^[36]。下面针对碳基材料作为偏滤器靶板的相关研究进展进行详细描述。

3.2 碳基材料在偏滤器靶板材料中的应用

3.2.1 石墨材料

碳基材料于 20 世纪 70 年代首次在美国的 PLT 装置中使用, 而后 DIII-D、JET 和日本 JT-60 装置更是广泛地使用碳基材料作为偏滤器靶板材料^[37, 38]。最早使用的碳基材料是高纯石墨, 但其本身所具有的较大孔隙会吸收一定量的 H 同位素, 从而导致该材料装置中氢同位素存贮量较高, 石墨与 T 形成共沉积层, 靶板材料化学侵蚀严重, 而且过多的 T 滞留会严重影响后续的 D-T 反应。除此之外, 石墨材料的缺点还包括耐高温氧化性差、化学溅射高、易辐照升华以及使用寿命较为短暂等。

为了改善纯石墨的性能, 国内外研究人员对石墨材料进行掺杂改性, 开展了一系列研究^[39-42]。谌继明等^[39]分别使用高能激光束、电子束轰击掺杂 B, Ti, Si 的石墨材料, 观测掺杂石墨材料在热冲击下的腐蚀规律。结果表明掺杂 B, Ti, Si 能够有效地减少石墨材料的烧蚀率。掺杂石墨通过熔化和汽化的形式降低表面热负荷和热应力, 从而增强抗热冲击性能。刘占军等^[40]基于热压技术制备了多种掺杂的石墨材料, 掺杂剂分别为 B₄C、Si、Ti, 之后对掺杂后的石墨材料进行热力学性能测试和微观结构表征, 最后对它在 HT-7 装置中的服役行为进行评估。结果表明掺杂 10% (质量分数, 下同) B₄C 的重结晶石墨材料的抗弯强度提升到了 104 MPa, 而导热性能存在一定程度的降低。此外, 掺杂 B₄C、Si、Ti 这 3 种组元重结晶石墨具有较为优异的抗等离子体辐照性能。掺杂对石墨性能的改进主要是因为掺杂元素 (B, Ti, Si) 改变了碳原子间的电子结构, 使碳原子有效扩散系数降低; 并且掺杂元素 (B, Ti, Si) 能够俘获晶间碳原子产生稳定碳化物, 在一定程度上提高了掺杂石墨的服役性能。

对石墨的改性除了掺杂, 还包括本体的结构改性, 比如石墨泡沫具有低密度和高导热特性。Gehrig 等^[43]探究致密化泡沫石墨在聚变装置中作为面向等离子体材料的适用性。结果表明石墨泡沫在低温下表现出高导热性, 但随着温度的升高, 其导热性显著下降。因此, 在高温流应用中, 尤其是作为偏滤器靶板材料, 它仅适用于对温度不敏感的表面涂层。

考虑到石墨本体性能的局限性, 复合方法也是提升石墨靶板材料性能的重要手段。Murase 等^[44]采用火花等离子烧结方法将钨和石墨与钛中间层结合, 部件结构及截面组织如图 5 所示。结果表明含 Ti 中间层试样的表观剪切强度优于直接粘结试样, 但其最大表观剪切强度仅为 11.3 MPa。增加 Ti 夹层和沟槽的粘结试样的表观抗剪强度为 27.9 MPa, 沟槽结构提高了 2 个温度区间的表观剪切强度。

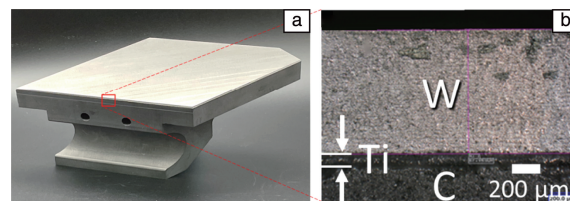


图 5 钨/石墨连接型偏滤器^[44]: (a) 模块结构图, (b) 连接界面 SEM 照片

Fig. 5 W bonded graphite divertor^[44]: (a) structure diagram of the block, (b) SEM image near bonding interface

石墨在受到粒子辐照时性能出现了严重退化, 导致其热导率降低和各向异性膨胀。辐照会引起石墨内部的微观裂纹形成和扩展。这些裂纹会降低材料的强度和韧性, 导致材料的失效。研究人员通过实验和模拟来评估辐照后石墨材料的力学性能, 包括材料的强度、韧性、断裂行为等。Fedorovich 等^[45]模拟了 T-15MD 托卡马克中瞬态过程对石墨衬里的影响。结果表明, 石墨瓦表面破坏的电子辐照通量阈值为 24 MW·m⁻²。Seyedhabashi 等^[46]用 MTPF-2 等离子体聚焦装置产生的 H 和 Ar 离子辐照 20 次, 研究石墨的辐射损伤。结果表明, H 离子的最大破坏深度为 900 nm。Ar 离子辐照的主要现象是物理溅射, 产生的空洞深度可达几微米。同时, Ar 离子辐照降低了石墨化, 增大了石墨晶体的尺寸。此外, 针对石墨材料中 T 滞留行为, Hayashi 等^[47]测定了 JT-60U 石墨瓦的 D 深度分布。有净碳沉积的瓦片显示出较高的 D 保留率。在沉积层较厚的内分流瓦中, 深度剖面表现为深部的宽峰。在浅部俘获的 D 可以被同位素交换的 H 取代, 而在深部俘获的 D 则不能。针对石墨材料, 最核心的问题是 C, H 共沉积, 从而导致 H 及同位素的滞留, 石墨中 T 滞留行为有待进一步深入探究。

3.2.2 碳纤维增强复合材料

除了将石墨用于聚变堆偏滤器靶板材料, 研究人员也在寻找碳基替代材料, 如碳纳米管、CFC 等。这些新型材料具有更好的抗辐照性、耐热性和力学性能。CFC 因具有优异的热导率和力学强度受到广泛关注^[48, 49]。未来托卡马克 ITER 的偏滤器靶板材料需要开发适用于特征温度为 1000~1500 K 的 CFC^[50]。Pintsuk 等^[51]研究

了由沥青、扩展聚丙烯腈和针状扩展聚丙烯腈纤维组成的三维 CFC NB31，并对它进行了热物理和机械表征。在热导率最高的方向，CFC 的平均热导率在室温下为 $300 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ，在 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时为 $150 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。热导率越高，表面温度越低，牺牲厚度越大，侵蚀寿命越长。然而，在预期的 $20 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 的慢瞬态负载条件下，电子束设施的实验显示 NB31 在 $3000 \sim 3500 \text{ K}$ 的高温范围内具有较高的侵蚀率并容易发生脆性破坏^[52]。Wu 等^[48]制备的掺杂三维 CFC 力学性能和热导率都明显优于石墨，在室温下，其热导率可以达到 $300 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ，热膨胀系数低，作为偏滤器靶板候选材料，CFC 性能优异。

CFC 在应用上也存在着诸多难题，最为突出的就是与铜热沉材料连接时产生的膨胀失配以及润湿性问题。王建豹等^[53]采用焊接工艺，利用非晶钎料 STEMET-1101 制备了 CuCrZr/Cu/CFC 试样(图 6a)，并对它进行了热通量为 $7 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 的 1000 次循环热负荷实验。结果表明其接头散热性良好，可达到 HL-2M 的要求^[54]。Lian 等^[55]采用钎焊制备了 CFC/Cr/OFC 模块，该模块具有良好的散热能力，可承受 $7 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 的 1000 次循环负载测试。在 10, 13 和 $15 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 的额外循环负载测试后，材料

表面和粘接界面没有分层和破坏，界面的 SEM 照片如图 6b 所示。除了与铜的连接，CFC 也可用于与钨的复合，将 SiC 片作为过渡材料，Kishimotoa 等^[56]通过热压烧结方法成功地生产了 CFC 和厚结晶钨的复合板，材料界面的金相照片见图 6c，复合板的三点弯曲强度在 19~35 MPa，相当于 CFC 沿 Y 轴弯曲强度的 40% 和 81%，界面相具有相对较高的热阻率。但是钨和 CFC 之间的温度失配较大，W/CFC 复合板必须足够小才能在 $15 \text{ MW} \cdot \text{m}^{-2}$ 的热通量下保持稳定。通过将 CFC-中间层连接到冷却块，为了保持靶板的功能，中间层的温度不得超过 $475 \text{ }^\circ\text{C}$ ^[57]，如果局部温度过高，热应力失配会引起 CFC 与中间层分层，并最终导致这些组件失效。

在 CFC 基体上沉积功能涂层可改善 CFC 的服役性能，Ruset 等^[58]根据在 CFC 瓷砖特定区域沉积的 Be 量，确定了 D 的两种滞留机制。当 Be 的峰浓度小于 4.5% 时，D 主要滞留在 W/Mo 和 Mo/C 界面的 W/Mo 结构缺陷中。当 Be 的峰值浓度超过 4.5% 时，D 主要滞留在 Be 堆积处。针对碳基复合材料，它与 W, Cu 等合金的连接、以及在辐照环境下的力学性能、H 同位素滞留等服役行为有待进一步探究。

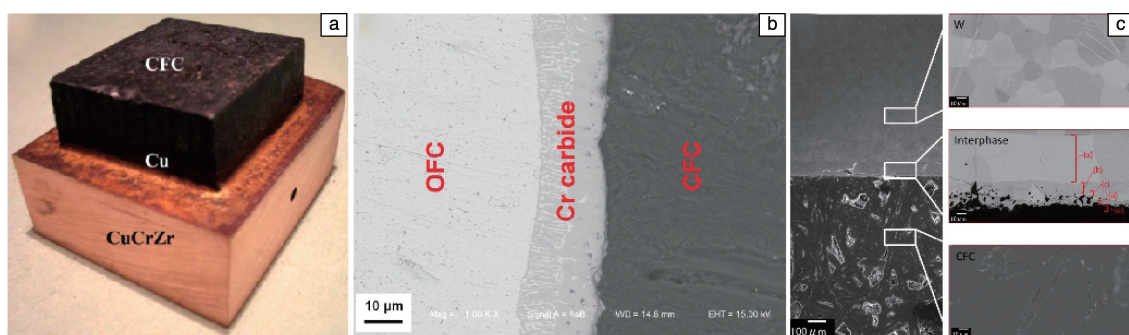


图 6 碳纤维增强复合材料(CFC)与铜材料连接的宏观照片(a)^[53]，钎焊 CFC/Cr/OFC 的界面 SEM 照片(b)^[55]，热压烧结 CFC/SiC/W 材料金相照片(c)^[56]

Fig. 6 Macrograph of a CFC/Cu/CuCrZr joined sample (a)^[53], SEM image of brazed CFC/Cr/OFC interface (b)^[55], metallographic images of hot-pressed sintered CFC/SiC/W material (c)^[56]

3.3 金属钨及钨基材料在偏滤器靶板材料中的应用

作为极具应用前景的面向等离子体材料，钨具有诸多优异的性能，包括良好的导热性、低蒸气压、低 H 同位素滞留率、强抗腐蚀能力等，是未来核聚变堆偏滤器靶板理想候选材料^[59]。图 7a~7c 显示了钨基材料在聚变堆中不同的应用场景^[14, 59]。钨基材料的晶粒结构在很大程度上取决于材料的制造温度及其工作温度，进而对其服役性能产生重要影响，图 7d 总结了偏滤器冷却块的工作温度条件、晶粒结构及材料性能与温度的关系^[60]。靠近第一壁的服役温度较高，钨晶粒生长明显，随着壁厚的增加服役温度快速降低，热量被冷却剂快速导出，根

据冷却系统的不同，反应堆第一壁的工作温度预计为 $500 \sim 800 \text{ }^\circ\text{C}$ ，偏滤器的工作温度预计为 $600 \sim 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 。偏滤器组件的工作温度条件变化很大，钨块组织也随运行温度的变化而变化。例如，在稳态等离子体运行条件下，冷却管一侧的偏滤器温度可能刚刚高于冷却剂温度 ($300 \sim 500 \text{ }^\circ\text{C}$)，而等离子体一侧的温度可以在 $800 \sim 1600 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间变化。在非稳态条件下，冷却块的表面温度有时超过钨的熔点 ($3420 \text{ }^\circ\text{C}$)。在运行过程中对温度和晶粒结构进行控制和监测，对于保持钨材料的性能至关重要^[60]。

常规粉末冶金法制备的钨材料存在着诸多问题，如：熔点高达 $3420 \text{ }^\circ\text{C}$ 的纯钨难以致密化；钨的再结晶温度低

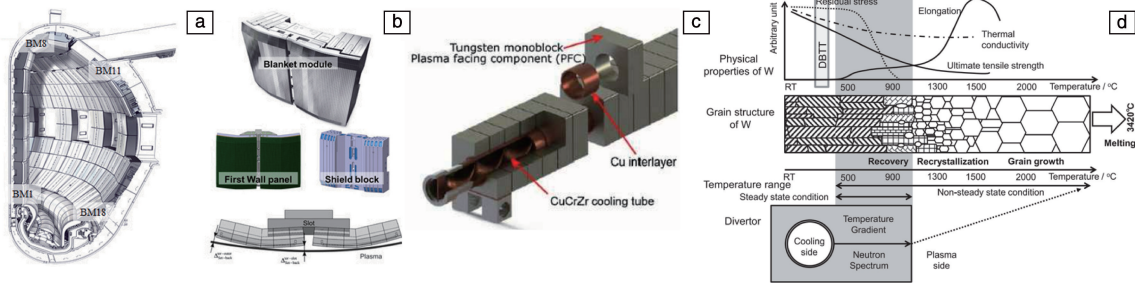


图 7 热核实验堆真空室的剖面图，显示了铍第一壁和钨偏滤器(a)^[59]；由面向等离子体的第一壁板和屏蔽块制成的模块的示意图，模块的编号从 1(内侧)到 18(外侧)(b)^[59]；全超导托卡马克核聚变实验装置的上偏滤器靶板高性能钨铜单块(c)^[14]；W 性能的温度依赖性示意图，W 基体的晶粒结构以及聚变偏滤器模块的温度分布(d)^[60]

Fig. 7 Sectional view of the vacuum chamber of thermonuclear experimental reactor showing the beryllium first wall and the tungsten divertor (a)^[59]； schematic diagram of a module units made from a first plasma facing wall and a shielding block, and the modules are numbered from 1 (inside) to 18 (outside) (b)^[59]； high performance tungsten copper part for experimental and advanced superconducting Tokamak's upper divertor target plate (c)^[14]； schematic of the temperature dependence of W properties, the grain structure of worked W, and the temperature distribution of a mono block divertor of fusion reactor (d)^[60]

(1300 °C)，烧结或服役过程中晶粒容易粗化、长大；钨具有较高的韧脆转变温度(ductile brittle transition temperature, DBTT, ~1000 °C)^[61]。此外，钨基材料在等离子体辐照环境下的服役行为也存在诸多问题^[62-67]。图 8a 和 8b 显示了在 He 等离子体辐照作用下，纯钨产生了起泡、孔洞、绒毛状纳米结构等缺陷^[68, 69]。Miyamoto 等^[70]利用 3 keV He 离子在 293, 773, 1073, 1273 K 的温度下辐照钨材料，图 8c 显示其微观结构演变规律，随着 He 通量的增加，钨在 1073 K 时形成更多的 He 泡，进而影响材料的宏观机械性能，导致 D、T 滞留量增加，恶化钨材料的服役性能^[71, 72]。此外，Papadakis 等^[73]研究发现中子辐照后钨 GB 强度降低，基体发生硬化，产生了辐照脆性。

为了制备可靠的偏滤器部件，解决钨材料脆性问

题已经迫在眉睫，国内外学者开展了一系列相关研究^[62]，其主要目的是在不显著改变其他性能的前提下降低钨材料的 DBTT；此外，通过热机械加工(轧制或锻造)、合金化和颗粒增强来提高钨基材料的抗辐照性能。目前研究表明，合金化、细化晶粒、加入纳米第二相、纤维增韧和层状增韧等是改善钨基材料脆性的主要方法。

3.3.1 合金化钨

原理上钨的合金化可以改善钨的本征脆性。通过在钨中添加合金元素，例如 Ta, Re 等，可以在钨基体中形成固溶体，使钨的层错能发生变化，引起钨的位错结构发生改变，从而改善钨的位错可动性，实现钨塑性的提高。

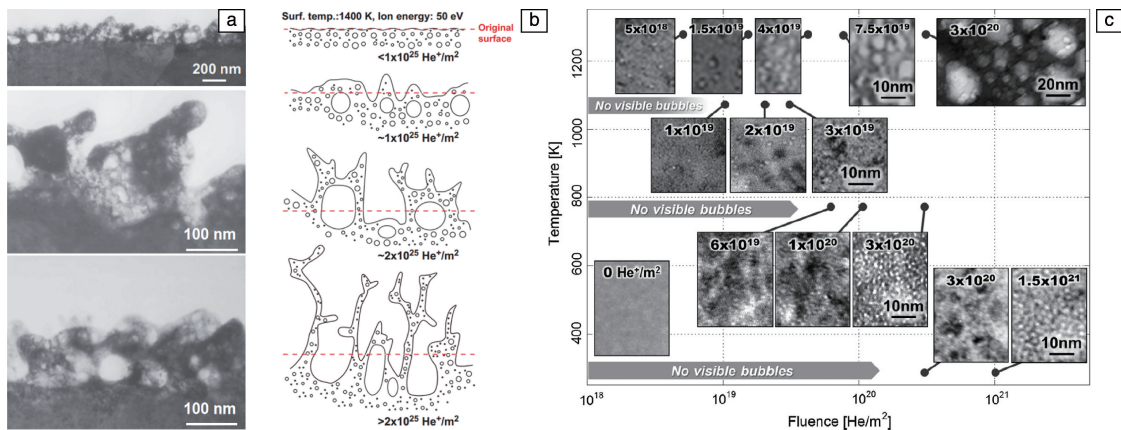


图 8 He 离子通量为 $1.1 \times 10^{25} \text{ m}^{-2}$ 辐照后钨的横截面 TEM 照片(a)^[68]，He 离子辐照下纤维形态纳米结构钨形成过程示意图(b)^[69]，He 离子辐照下钨在 293, 773, 1073 和 1273 K 温度下的显微组织演变(c)^[70]

Fig. 8 Cross-sectional TEM images of irradiated tungsten with a helium ion flux of $1.1 \times 10^{25} \text{ m}^{-2}$ (a)^[68]， schematic diagram of the formation process of fibromorphic nanostructure tungsten under helium ion irradiation (b)^[69]， the microstructural evolution of W under irradiation at constant temperatures of 293, 773, 1073, 1273 K (c)^[70]

Arshad 等^[74]采用机械合金化和放电等离子体烧结技术制备了一系列 W-V 合金(V 含量为 1%~10%), 发现随着 V 含量的增加, W-V 合金晶粒尺寸明显减小, 显微硬度、相对密度和抗弯强度逐渐增大。V 含量为 10%的 W-V 合金材料, 其致密度高达 98.5%, 硬度达到 507 HV, 抗弯强度高达 692.5 MPa。Aguirre 等^[75]制备的 W-Ti 合金也展示出同样的效果, 随着 Ti 的加入, W 的弯曲强度得到了优化, 但 W-Ti 合金的 DBTT 显著提高。此外, W-V 的模拟计算结果表明, 在 W 中加入 V 可以提高 W 的力学性能, 使辐照损伤最小化。添加 V 的主要优点是提高 W-V 合金相对密度, 抑制 W 的辐照脆化。高 V 浓度的 W-V 合金具有较好的机械强度, 但在热加载过程中表面温度要高得多。在这种严苛的服役工况下, W-V 合金的服役性能需要进一步探索和改善^[76]。

针对 W-Ta 合金, Wurster 等^[77]经过一系列实验证明, W 中添加少量的 Ta, 不会提高 DBTT 或夏比冲击吸收功, 如图 9 所示^[78]。而当将 Ta 的含量提高到 15%时, W-Ta 合金具有较低的 DBTT(约为 673 K), 同时该合金展现非常好的断裂韧性。但是, 随着 Ta 含量的继续增加, W-Ta 合金的断裂韧性反而在一定程度上降低^[79]。针对 W-Ta 合金在辐照环境下的服役行为, 研究人员在 1500 °C 下对它进行剂量为 0.5 dpa 的质子辐照。结果表明, 随着 Ta 浓度的增加, 再结晶样品的辐照硬化降低。在高温辐照下, 显微组织的再结晶可能是影响硬化的主要因素之一, Ta 的加入可以在一定程度上抑制再结晶过程。此外, 通过热冲击试验对其热负荷性能进行了研究, 结果明确了 Ta 合金化可提高钨基材料的抗热负荷性能^[62, 80]。

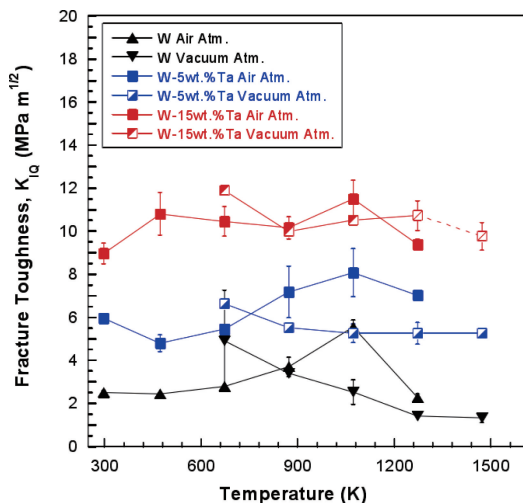


图 9 W-5Ta、W-15Ta 和纯钨断裂韧性随温度的变化^[78]

Fig. 9 Fracture toughness as a function of temperature for W-5Ta, W-15Ta and pure tungsten^[78]

当使用 K 掺杂来抑制 W 的再结晶时^[81-85], W 合金在拉伸强度和脆性到韧性的转变方面有了极大的改善, 图 10 显示掺 K 合金 ALKR-T 有最低的 DBTT, 这与 K 掺杂 W 材料的晶粒尺寸较小有关^[71]。研究表明, W 基体中的 K 原子并不能直接促进晶粒细化, 而是在高温热机械加工时抑制晶粒的生长。除了 K 掺杂对 W 的强化, Re 掺杂 W 合金也备受关注^[86], 在反应堆运行过程中, 高能中子辐照不仅会造成位移损伤, 还会产生固体嬗变元素 Re。随着中子辐照量的增加, 纯 W 将转变为 W-Re 合金。计算表明, 未来的核聚变动力反应堆运行 5 a 后, 位移损伤和 Re 浓度在第一壁处分别达到 30 dpa 和 6%, 在偏滤器处分别达到 15 dpa 和 3%。金属 W 为 BCC 结构, 其低温塑性变形源于 1/2<111>螺位错的移动, 相关研究学者利用密度泛函理论探究了 W 基体中 Re 的增韧机制^[77, 87, 88]。计算结果表示, Re 的加入会改变上述螺位错的派-纳应力、位错核心结构以及滑移面等特征。图 11 表明, Re 的引入会导致螺位错核心结构发生变化, 由对称型转向非对称型, 同时降低了派-纳应力^[77]。在 W 中掺入 3%~5%的 Re 元素后, W 的强度和再结晶温度会得到显著提高, 同时 W 在低温环境中的韧性也会得到改善, 从而提高材料的室温加工性能^[88]。但是 Re 元素会导致 W 的导热性能降低以及辐照脆性加剧, 而且在辐照环境中 Re 元素会被活化, 这影响了 Re 元素在面向等离子体材料中的应用^[77]。因此对于 Re 的添加量需要精准控制, 在满足热导率要求的前提下添加微量的 Re 改善材料塑性。

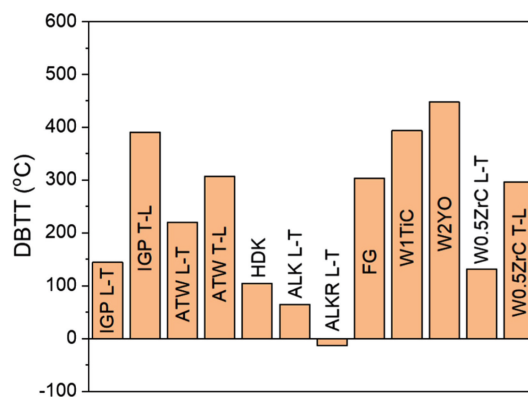


图 10 不同钨基材料韧脆转变温度 (DBTT)^[71]

Fig. 10 Ductile brittle transition temperature (DBTT) of different tungsten based materials (IGP: ITER grades of pure W by Plansee, ATW: ITER grades of pure W by AT&M, ALK: potassium doped pure tungsten; ALKR: potassium doped tungsten alloyed with 3wt% of rhenium, HDK: heavily deformed potassium doped pure tungsten, FG: fine grain tungsten, W1TiC: W with 1wt% TiC, W2YO: W with 2wt% Y₂O₃, W0.5ZrC: W with 0.5wt% ZrC)^[71]

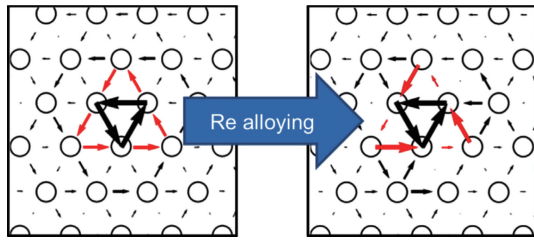


图 11 Re 的合金化导致的位错-核心对称性转变^[77]

Fig. 11 Dislocation-core symmetry transition caused by alloying of Re, the open circles represent the projection of atoms on the (111) plane, the arrows represent the displacement of neighboring atoms along the [111] direction^[77]

针对 W-Re 合金的等离子体辐照性能, Tanno 等^[89]在 JAEA 的 JOYO 反应堆内分别对纯 W 和 W-Re 合金开展中子辐照实验, 图 12 显示的是纯 W 和 W-10Re 在 750 °C 下辐照损伤达到 1.54 dpa 的 TEM 照片。如图所示, 辐照后纯 W 中形成了孔洞, 直径约 5 nm, 晶格间距约 20 nm。除孔洞外, 几乎没有发现小的位错环和其他结构。不同于前人的研究, 在 10 dpa 以上的辐照条件下才可以形成孔洞晶格, 本实验中纯 W 在较小的 dpa 条件就形成了孔洞晶格。W-10Re 中主要形成沉淀相, 沉淀物似针状。图 13 为中子辐照 W 和 W-Re 合金的显微组织演变示意图^[90]。纯 W 在辐照初期形成孔洞, 辐照约 1 dpa 后出现孔洞晶格结构, 并维持到几个 dpa。随着中子通量的增加, 稀土的嬗变量增加到百分之几, 空穴晶格结构中点缺陷的产生和湮灭之间的平衡发生了变化; 在 Re 浓度较高的合金中, 如 W-26Re, 则不形成孔洞和位错环, 在辐照初期形成针状析出。随着中子通量的增加, 出现高密度析出结构, 并可能发生严重的辐照硬化。综上可得, 在添加少量稀土的情况下, 预计在辐照初期会抑制孔洞的形成和硬化。此外, 也可通过间隙团簇形成增强缺陷重组, 有望提高合金微观结构的稳定性。

除了单元素掺杂对钨基体的强化, 近年来, 钨高熵合金由于其出色的抗辐照特性而被应用于聚变堆材料中。钨高熵合金的出现极大地拓宽了偏滤器材料领域, 其独

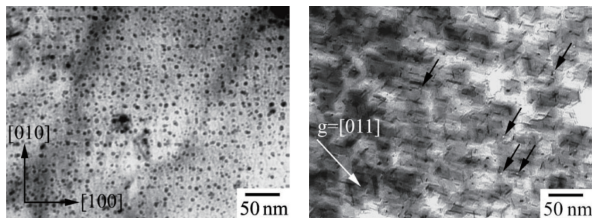


图 12 纯 W (a) 和 W-10Re (b) 在 750 °C 和 1.54 dpa 辐照条件下的 TEM 照片^[89]

Fig. 12 TEM images of pure W (a) and W-10Re (b) irradiated up to 1.54 dpa at 750 °C^[89]

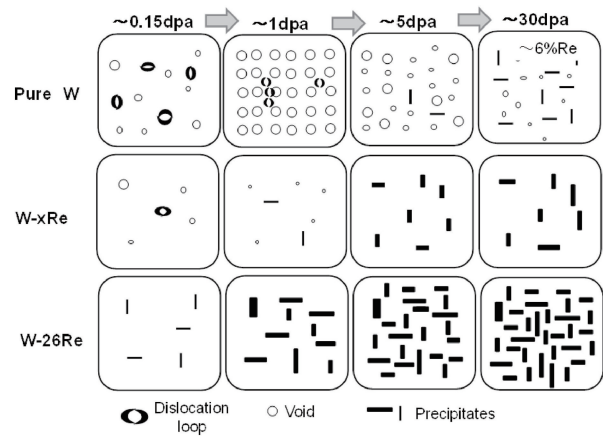


图 13 中子辐照下纯 W 和 W-Re 合金的组织演变示意图^[90]

Fig. 13 Schematic diagram of the visible damage structure evolution of neutron irradiated pure W and W-Re alloys^[90]

特的晶体结构在抗辐照性能方面发挥了关键作用^[91]。Xia 等^[92]指出, 高熵合金在抗辐射材料领域具备 3 大明显优势: 辐射环境下的相稳定性良好、辐射后可保持稳定的力学性能、独特的辐射时“自愈”过程。Wang 等^[93]采用放电等离子烧结工艺制备出 $W_{28}Ta_{28}V_{28}Zr_8Sc_8$ 高熵合金, 该合金在 He 离子辐照下产生 Fuzz 结构, 但高熵合金产生 Fuzz 结构的 He 离子能量阈值在 68.0~73.6 eV, 远高于纯 W 的 Fuzz 产生阈值(55 eV 以下)。在相同条件下, 高熵合金的损伤比纯 W 更轻微, 且在 73.6 eV 的 He 离子辐照时, 高熵合金的 Fuzz 结构的厚度仅为纯 W 的 1/3。

3.3.2 碳化物/氧化物弥散强化钨

改变钨晶粒生长动力学行为并提高再结晶温度对钨基材料在核聚变反应堆环境中的性能有重要影响。弥散强化钨的目的是通过降低 DBTT、改善变形下的力学性能和微观组织演变来改善操作温度窗口。与纯钨相比, 弥散强化钨能有效提高钨的再结晶温度, 延缓晶粒长大。颗粒弥散增韧钨复合材料中弥散相主要为氧化物或碳化物, 其中氧化物主要是 La_2O_3 ^[94]、 Y_2O_3 ^[95] 等稀土氧化物^[96-101], 碳化物主要是 TiC、TaC、ZrC^[102]、VC、WC^[103, 104] 等。颗粒弥散钨基复合材料的主要增韧机理体现在以下几个方面: 首先, 分布在 GB/晶内的弥散颗粒可以阻碍位错运动, 提升 GB 强度, 改善钨基体的韧性; 其次, 在烧结过程中, 弥散相阻碍晶粒生长, 通过细化晶粒改善材料韧性^[105]; 此外, 在辐照环境中弥散相/基体界面可通过吸收辐照缺陷的形式提高材料的抗辐照性能。

Dubinko 等^[106]针对不同种类的钨合金开展拉伸试验, 部分钨基复合材料的应力-应变曲线见图 14。研究表明, W0.5ZC (W-0.5ZrC) 弥散强化钨具有最高的拉伸屈服应力, 这是因为该合金最初的位错密度高, 亚晶

粒尺寸小，位于 GB 界面和晶粒内部的 ZrC 颗粒密度高。Battabyal 等^[98] 基于烧结、热锻制备出了相对密度高 (99.3%)、弥散相尺寸小、钨晶粒尺寸细小、性能优异的钨基复合材料。

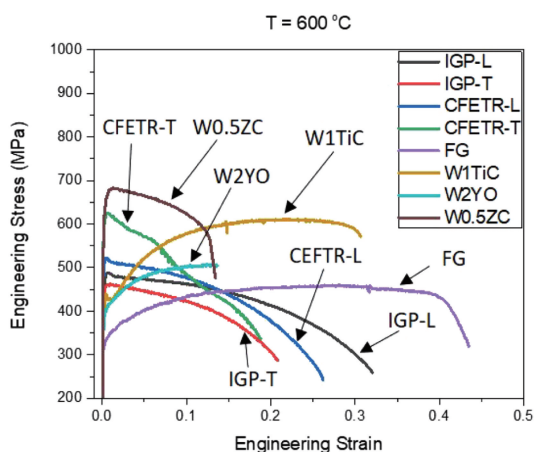


图 14 钨基材料在 600 °C 下的应力-应变曲线^[106]

Fig. 14 Stress-strain curves of tungsten based materials at 600 °C^[106]

针对弥散强化钨的热负荷性能，Tan 等^[99] 分别针对 W-TaC 和 W-TiC 复合材料进行 100 次的电子束 (10 keV, 8 kW) 脉冲热冲击实验 (2~7.5 s)。结果表明，热冲击使纯钨样品表面产生了明显的网状裂纹和塑性变形，而添加 TaC 和 TiC 碳化物颗粒的钨材料只表现出轻微的塑性变形，无明显的裂纹。Wang 等^[107] 针对 W-ZrC 及 W-Y₂O₃ 复合材料进行 50 次的电子束 (100 kV) 脉冲热冲击实验 (1 s)。热冲击后的表面形貌如图 15 所示，相较于纯钨材料，添加 ZrC 和 Y₂O₃ 第二相颗粒的钨材料在 20 MW·m⁻² 下只表现出轻微的塑性变形，无明显的裂纹。但随着能量密度的增加，第二相颗粒不可避免地发生脱落以及溅射现象，对应的力学性能发生急剧的退化。

所得研究结果表明，需进一步细化第二相的粒径，且实现其均匀分布，从而改善材料力学性能，提高材料抗热负荷损伤能力。Yao 等^[108] 利用电子束对 W-Y₂O₃ 复合材料进行不同功率密度的热冲击实验。热冲击的功率密度达到 0.6 GW·m⁻² 时，可以发现材料表面形貌主要是网络裂纹与轻微塑性变形。此外，裂纹通过 Y₂O₃ 颗粒时扩展路径发生变化，这表明 Y₂O₃ 颗粒阻止了裂纹扩展。纯钨在 0.3 和 0.6 GW·m⁻² 功率密度热冲击下的裂纹宽度分别为 1.53 和 4.64 μm，同等条件下 W-Y₂O₃ 复合材料裂纹宽度为 1.32 和 3.96 μm。以上实验结果表明，第二相颗粒能强化 GB，降低裂纹萌生、扩展阈值，显著提升钨基体的抗裂纹扩展能力，有望改善钨材料的韧性。

针对弥散强化钨的等离子体辐照性能，Yao 等^[108] 基于 W-Y₂O₃ 的等离子体辐照实验结果得出，经 He 辐照后，W-Y₂O₃ 中形成的气泡比纯 W 和商用纯钨中形成的气泡少，且尺寸较小。这是因为包括氧化物和 GB 在内的许多缺陷作为气泡的成核点，阻止了 He 在特定位置积聚。Demir 等^[76] 针对 W-VC 基复合材料开展 2.5 MeV He 离子辐照实验。经 He 离子辐照后，钨基样品的晶粒尺寸略有增大，主要是由 He 离子辐照对材料的热退火效应引起的，在此辐照条件下样品没有结构变形。Lang 等^[109] 研究了弥散增强钨材料在高温高通量、低能 He 离子辐照下的响应，并结合高功率激光脉冲来模拟非正常反应堆事件。经辐照后材料表面形貌并不会显著改变，表面纳米结构较稳定。这是因为弥散相与基体的界面限制了 He 泡的形成，提高了材料的抗等离子体辐照性能。然而，高浓度的第二相颗粒的加入，在有效钉住 W 晶粒的同时会导致表面氧化颗粒的形成，这可能会影响材料在中子辐照下的性能。弥散强化钨热处理后的中子辐照性能有待进一步研究^[105, 110]。

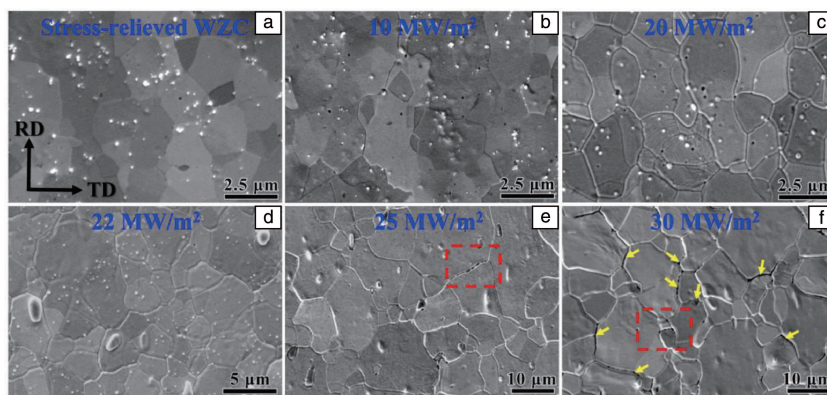


图 15 W-ZrC 复合材料经不同热流冲击后表面形貌^[107]: (a) 原始态, (b) 10 MW·m⁻², (c) 20 MW·m⁻², (d) 22 MW·m⁻², (e) 25 MW·m⁻², (f) 30 MW·m⁻²

Fig. 15 Surface morphology of W-ZrC composites after thermal shock with different parameters^[107]: (a) stress-relieved, (b) 10 MW·m⁻², (c) 20 MW·m⁻², (d) 22 MW·m⁻², (e) 25 MW·m⁻², (f) 30 MW·m⁻²

3.3.3 钨纤维增韧钨复合材料

基于纤维增韧陶瓷材料,国内外相关研究人员提出了纤维增韧钨复合材料的设计思路^[111-114]。钨纤维增韧钨复合材料(W_f/W)之所以被认为是一种理想的面向等离子体材料,主要是由于钨纤维具有非常优异的力学性能,其中增韧体主要包括短钨纤维和长钨纤维或钨网。图 16 显示了钨纤维增韧钨复合材料的韧化机制^[113]。增韧机制一般有两种:一是依靠纤维的连接以及基体和纤维粘界面处的裂纹偏转和摩擦滑动消耗能量。当外加应力载荷时,复合材料通过纤维变形、纤维拔出以及纤维断裂消耗分散能量来增韧 W 基体;二是钨纤维本身的强度极高(>2.5 GPa)且塑性较好,可以通过自身的塑性变形吸收大量能量^[115-117]。

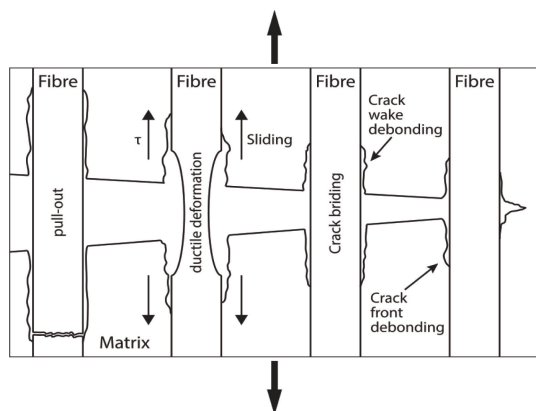


图 16 钨纤维增韧钨复合材料的韧化机制^[113]

Fig. 16 Toughening mechanism of tungsten fiber-reinforced tungsten-based composites^[113]

钨纤维增韧钨复合材料的制备工艺主要有化学沉积法^[118, 119]和粉末冶金法^[120, 121]两大类。采用化学气相沉积或化学气相渗透制备时,先将钨丝编制成网,然后在钨网上生长出钨基体。整个过程反应温度低(<600 °C),纤维性能及界面完整性能较好保存。Giel 等^[114]通过化学气相沉积在钨纤维预制品基础上制备了 W_f/W 复合材料,其中钨纤维的含量为 11%。并进一步对其开展-50~900 °C 温度范围内的夏比冲击试验。结果表明, W_f 的 DBTT 在-100~-50 °C,纤维的低 DBTT 是由拉丝过程中产生的特殊微观结构引起的。而化学气相沉积制备的钨基体的 DBTT 高于 1000 °C, W_f/W 复合材料的 DBTT 在 900~1000 °C。钨纤维是消耗冲击能量的主体,通过提升纤维含量、优化沉积工艺可抑制杂质的引入,从而进一步提升复合材料的夏比冲击能量。但是,化学沉积法生产效率较低,在制备大尺寸高致密钨块材方面仍需进行探索。粉末冶金法中的放电等离子体烧结和热等静压等工艺方法生产效率高^[122],可在较低温度下快速实现粉末

的致密化,适合于钨等高熔点材料的制备。

针对钨纤维增韧钨复合材料,为了避免钨纤维与钨基体完全融为一体,对钨纤维表面进行改性显得尤为重要。钨纤维表面改性主要是通过磁控溅射、电泳沉积、化学气相沉积等方法在其表面形成 Y_2O_3 、 ZrO_2 、 Er_2O_3 或 C 膜等^[123-125],其中, Y_2O_3 膜和 Er_2O_3 膜是比较理想的改性材料。利用纤维/基体改性界面的可控开裂和错动摩擦耗散能量而提高材料韧性。图 17 显示了通过双脉冲沉积 Er_2O_3 制备的钨纤维增强钨基复合材料的显微组织^[126]。图 17a 为涂层纤维在中心被具有星形柱状晶粒结构的基体包围的截面。图 17b 为纤维-基体-界面区域的纵剖面,显示了清晰可见的 Er_2O_3 界面,基体具有各向同性的晶粒结构,纤维具有细长晶粒的织构。图 17c 显示了 W_f/W 在纤维失效之前裂纹尖端的开口,并获得了纤维的伸长率以及开口角度。图 17d 所示为该试样的断裂面,强塑性变形表现为伸长和颈缩。Mao 等^[115]采用磁控溅射法在钨纤维表面镀上 Y_2O_3 膜,并基于粉末冶金法制备出了钨短纤维增强钨基复合材料。利用三点弯曲和拉伸试验对钨短纤维增强钨基复合材料的力学性能进行测试,结果表明其延展性得到了较大改善。如果钨纤维表面没有改性,复合材料在初始裂纹形成后,载荷进一步小幅增加,随之发生断裂,钨纤维没有显示出韧化效果;而当钨纤维表面具有 1 μm 厚的 Y_2O_3 薄膜时, W_f/W 复合材料在断裂之前的初始开裂后显示出更可观的负载能力,呈现出一定的韧化效果;当钨纤维表面的

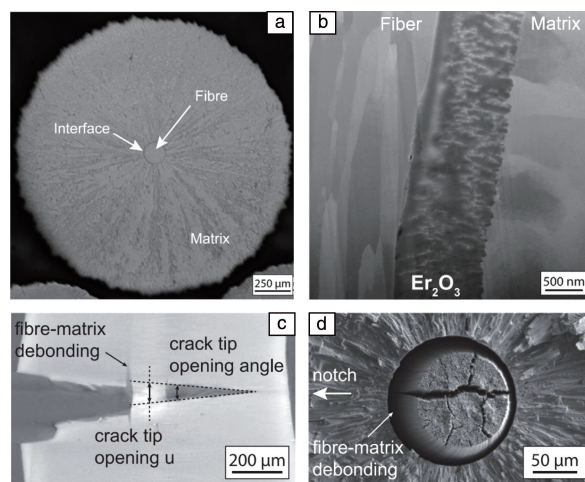


图 17 单纤维复合材料的横截面(a)、纵截面(b)的 SEM 照片,纤维失效前最后一次可用的层析成像重建(c),具有 WO_x 界面的样品断裂面的 SEM 照片(d)^[126]

Fig. 17 SEM images of cross-section (a) and longitudinal section (b) of single-fiber composites, last available tomography reconstruction before fiber failure (c), SEM image of the sample fracture plane with WO_x interface (d)^[126]

Y_2O_3 膜厚度增至 $2.5 \mu\text{m}$ 时, 复合材料表现出了明显的增韧效果, 其弯曲力-位移曲线呈现出明显的伪塑性行为。

此外, 为了评估钨纤维增强钨基材料在辐照环境下的服役性能并模拟该效应, 用高能离子代替中子轰击材料从而产生位移损伤。采用极细钨丝研究辐照损伤对机械性能的影响, 确保整个体积的全深度照射, 辐照剂量分别为 0.3, 1 和 9 dpa。通过随后的宏观拉伸试验确定了辐照对钨纤维的力学性能影响甚微, 其强度和延展性与加工状态相似^[65]。

除了使用钨纤维增韧之外, 研究者们还关注了碳纤维、TiN 等陶瓷纤维的增韧效果。在室温和高温条件下, 碳纤维均具有良好的力学性能。然而高温下 C 会与 W 反应会生成 WC, 并且 C 与 W 润湿较差。以上缺点限制其性能的发, 所以, 在使用前需要对碳纤维表面进行处理, 镀上一层金属或者金属化合物薄膜^[127]。因此, 针对钨纤维增韧钨复合材料, 在改善 W_r/W 截面结合度的同时开发高效制备技术是需要进一步探索的主要方向。

3.3.4 层状增韧钨复合材料

层状增韧钨复合材料是将层状钨材料和其他增韧金属层交替铺叠, 然后通过热轧或者冷轧^[128]、扩散连接^[129, 130]、累积轧制连接^[131]等制备工艺将它们连接在一起。层状复合材料比组成层状材料的单一组元材料的综合力学性能优异^[132], 其韧性改善原理是引入界面消耗断裂能量, 进而改善材料断裂韧性, 因此, 界面设计和中间层的选择成为层状增韧的关键, 制备层状增韧复合材料的自由度相比于其他增韧方式有很大的提升。国内外研究学者通过调整中间层成分、厚度比等参数来研究增韧层对钨基层状增韧复合材料性能的影响^[133, 134]。

Zhang 等^[135]利用放电等离子烧结工艺制备了 W/Ta 层状增韧复合材料, 并对它进行了三点弯曲试验, 根据测试结果分析该复合材料在不同厚度比条件下的增韧机理, 其应力-应变曲线如图 18 所示。W/Ta 层状增韧复合材料具有比 W/W 更优异的断裂韧性。Ta 作为中间层, 在材料厚度比增加的情况下, W/Ta 复合材料韧性也随之增加, 极大地改善了其韧性。Liu 等^[136, 137]深入研究了层状增韧钨复合材料, 在 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下采用放电等离子烧结技术制备了 4 种不同中间层的钨复合材料, 包括 Ta 层、Ti 层、Ti/Ta/Ti 层和 W 层, W/Ti 和 W/W 复合材料仅表现出弹性行为, 并且在强度达到最大值后立即发生断裂, 没有塑性变形阶段; 与 W/W、W/Ti 和 W/Ta 复合材料相比, W/Ti/Ta 复合材料具有最高的拉伸强度(581 MPa)和伸长率(7.9%)。图 19 展示的是 W/(Ti/Ta/Ti) 材料的应力-应变曲线。W/(Ti/Ta/Ti) 复合材料的弯曲强度和塑性远远高于 W/Ta 和 W/W 复合材料, 并且表现出典型的伪塑性行

为。在 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下, W/(Ti/Ta/Ti) 层状增韧复合材料弯曲强度达到最大, 约为 1700 MPa。由此可见, 通过初化层的设计, 钨基层状增韧复合材料可以极大地提高钨材料的力学性能。但是, 由于增加了界面和低热导率的金属, 这种复合材料热导率的提高是亟需解决的问题。

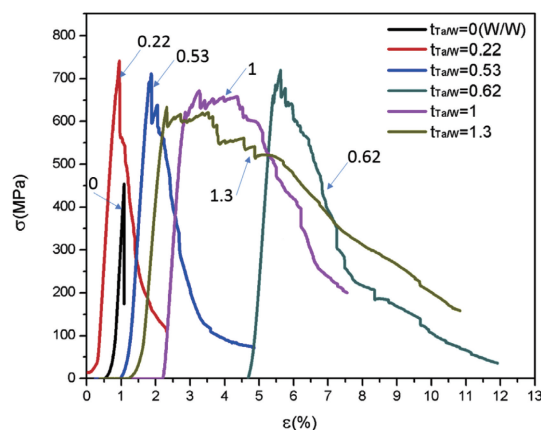


图 18 不同厚度比的 W/Ta 层状增韧复合材料的应力-应变曲线^[135]

Fig. 18 Stress-strain curves of W/Ta toughened laminar composites with different thickness ratios^[135]

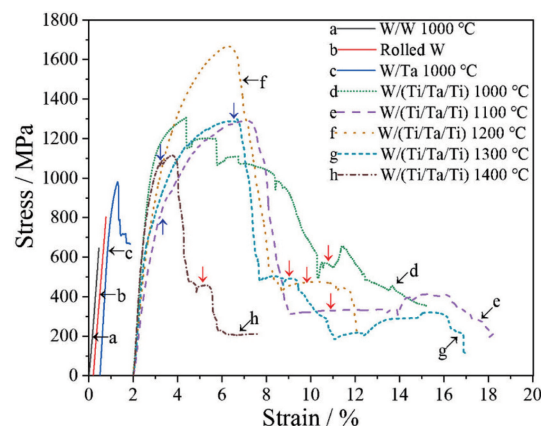


图 19 W/(Ti/Ta/Ti) 层状增韧复合材料在三点弯曲试验过程中的应力-应变曲线^[137]

Fig. 19 Stress-strain curves of W/(Ti/Ta/Ti) layered toughened composites during the three-point bending test, the blue arrows show several small stress drops, red arrows indicate bounce and step into the curves^[137]

4 结 语

磁约束核聚变装置偏滤器靶板主流候选材料包括金属钨、碳基材料、钨基材料。金属钨因抗氧化性强和热导率高等优异性能曾备受研究人员青睐, 但自身毒性和低熔点等缺点, 极大限制了金属钨在偏滤器靶板材料上的应用, 使金属钨的优先级逊于碳基材料和钨基材料。碳基材料因熔点高、导热性好、高温结构稳定性强而广

泛应用于大多数 Tokamak 装置中。相对于金属铍和钨基材料,传统石墨材料具有溅射刻蚀率高、高 H 滞留、辐照脆化等缺点,因此研究人员开发出了掺杂石墨材料和碳纤维增强复合材料,该复合材料虽性能较传统石墨材料有较大提升,但仍存在着与结构材料连接膨胀失配等问题。钨基材料被认为是偏滤器靶板首要候选材料,因其具有低蒸气压、优良导热性、低 H 同位素滞留等优势。然而相对于碳基材料、金属铍而言,钨基材料的本征脆性、再结晶脆性、高的韧脆转变温度等问题也制约了钨基材料在偏滤器靶板材料的应用。采用合金化、碳化物/氧化物弥散强化、复合材料等方式都可以改善钨的韧性。塑性变形后的弥散颗粒增韧钨可以有效提高钨的韧性,但也存在着加工工艺复杂、纳米尺寸的第二相均匀分布困难等问题。钨纤维增韧、层状增韧通过改善基体钨与增韧相的界面来控制钨裂纹扩展的方式以达到韧化的目的。但界面和韧化层的增加引起了钨纤维增韧钨复合材料、层状增韧钨基材料的热导率下降,这是这类材料需要改进的方向。

为了更好地满足核聚变堆发展的需求,广大研究人员仍在寻找和开发新型偏滤器靶板材料。未来核聚变反应堆偏滤器靶板材料的研究思路主要包括:发挥现有材料优势,通过探索新型制备工艺以提升现有材料的性能,从而克服现存问题;积累实验数据、研发经验,为偏滤器靶板的结构设计、性能测试和运行维护提供参考;积极研发新型偏滤器靶板材料,以克服未来磁约束核聚变反应堆结构优化及更新所带来的新挑战。

参考文献 References

- [1] WU Y C. Tungsten[J], 2019, 1: 80-90.
- [2] WU Y C, HOU Q Q, LUO L M, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 779: 926-941.
- [3] RIETH M, DUDAREV S L, GONZALEZ de VICENTE S M, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2013, 432 (1-3): 482-500.
- [4] BLOOM E E, BUSBY J T, DUTY C E, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2007, 367-370: 1-10.
- [5] 彭先觉, 师学明. 物理[J], 2010, 39(6): 385-389.
PENG X J, SHI X M. Physics[J], 2010, 39(6): 385-389.
- [6] STEVEN J Z, JEREMY T B. Materials Today[J], 2009, 12(11): 12-19.
- [7] WAN Y X. Design and Strategy for the Chinese Fusion Engineering Testing Reactor (CFETR)[R]. San Francisco: IEEE, 2013.
- [8] FEDERICI G, BACHMANNA C, BIEL W, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2016, 109-111(B): 1464-1474.
- [9] LIU X F, DU S J, YAO D M, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2009, 84(1): 78-82.
- [10] KONINGS R J M. Comprehensive Nuclear Materials[C]. Amsterdam: Elsevier, 2012: 551.
- [11] RAFFRAY A R, NYGREN R, WHYTE D G, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2010, 85(1): 93-108.
- [12] MAZUL I, ALEKSEEV A, BELYAKOV V, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2012, 87(5/6): 437-442.
- [13] WIRTH B D, NORDLUND K, WHYTE D G, *et al.* MRS Bulletin[J], 2011, 36(3): 216-222.
- [14] 盛威程. 偏滤器靶板模块热负荷研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.
SHENG W C. Research on Heat Load of the Target Module in Divertor[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
- [15] 朱士尧. 核聚变原理[M]. 合肥: 中国科学技术大学, 1992.
ZHU S Y. Principle of Nuclear Fusion[M]. Hefei: University of Science and Engineering of China, 1992.
- [16] UEDA Y, COENEN J W, TEMMERMAN G, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2014, 89(7/8): 901-906.
- [17] YOSHIDA N. Journal of Nuclear Materials[J], 1999, 266-269(1): 197-206.
- [18] 周张健, 钟志宏, 沈卫平, 等. 材料导报[J], 2005, 19(12): 5-8+12.
ZHOU Z J, ZHONG Z H, SHEN W P, *et al.* Materials Review[J], 2005, 19(12): 5-8+12.
- [19] 刘璐. 低能强流氢氦离子辐照下钨材料损伤研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2019.
LIU L. Study on Damage of Tungsten Materials Under Irradiation of Low Energy and High Current Hydrogen and Helium Ions[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.
- [20] BARABASH V, EATON R, HIRAI T, *et al.* Physica Scripta[J], 2011, 145: 014007.
- [21] ROTH J, EEKSTEIN W, GUSEVA M. Fusion Engineering & Design[J], 1997, 37(4): 465-480.
- [22] CONN R W, DOERNER R P, WON J. Fusion Engineering and Design[J], 1997, 37(4): 481-513.
- [23] PATEL B, PARSONS W. Fusion Engineering and Design[J], 2003, 69(1-4): 689-694.
- [24] BARABASH V, FEDERICI G, LINKE J, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2003, 313-316: 42-51.
- [25] SNEAD L L, JONES R H, KOHYAMA A, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 1996, 233-237(1): 26-36.
- [26] SKAKOV M, BATYRBEKOV E, SOKOLOV I, *et al.* Materials[J], 2022, 15(18): 6340.
- [27] THOMSER C, SCHMIDT A, BELLIN B, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2011, 86(9-11): 2409-2412.
- [28] GHADDER H, MALKAWI A, MONTASER A, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2023, 35: 101442.
- [29] KUPRIYANOV I B, GOROKHOV V A, NIKOLAEV G N, *et al.* Investigations of Radiation Resistant Beryllium Grades for Nuclear Fusion Applications[R]. Champaign: IEEE, 1995.
- [30] CHAKIN V, REIMANN J, MOESLANG A, *et al.* Progress in Nuclear

- Energy[J], 2012, 57: 2-7.
- [31] ZIMBER N, VLADIMIROV P. Journal of Nuclear Materials [J], 2022, 568: 153855.
- [32] WANG C L, WANG Y L, LIU Y W, *et al.* Journal of Physical Chemistry C[J], 2023, 127(5): 2648-2656.
- [33] 周小兵, 盛光昭, 冯开明, 等. 核聚变与等离子体物理[J], 1998, 18(4): 15-20.
ZHOU X B, SHENG G Z, FENG K M, *et al.* Nuclear Fusion and Plasma Physics[J], 1998, 18(4): 15-20.
- [34] ZABOLOCKIS R J, PAJUSTE E, AVOTINA L. Nuclear Materials and Energy[J], 2023, 35: 101454.
- [35] HIRAI T, MAIER H, RUBEL M, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2007, 82(15-24): 1839-1845.
- [36] WU C H, MSZANOWSKI U. Journal of Nuclear Materials[J], 1995, 218(3): 293-301.
- [37] 宋进仁, 翟更太, 刘朗. 新型碳材料[J], 1996, 3: 28-31.
SONG J R, ZHAI G T, LIU L. New Carbon Materials[J], 1996, 3: 28-31.
- [38] 王明旭, 许增裕, 谌继明, 等. 核聚变与等离子体物理[J], 2004(1): 24-28.
WANG M X, XU Z Y, CHEN J M, *et al.* Nuclear Fusion and Plasma Physics[J], 2004(1): 24-28.
- [39] 谌继明, 刘翔, 肖征贤, 等. 核科学与工程[J], 2002, 22(1): 47-52.
CHEN J M, LIU X, XIAO Z X, *et al.* Chinese Journal of Nuclear Science and Engineering[J], 2002, 22(1): 47-52.
- [40] 刘占军, 郭全贵, 宋进仁, 等. 核聚变与等离子体物理[J], 2006, 26(4): 318-322.
LIU Z J, GUO Q G, SONG J R, *et al.* Nuclear Fusion and Plasma Physics[J], 2006, 26(4): 318-322.
- [41] GUO Q G, LI J G, NODA N, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2003, 313-316: 144-148.
- [42] 陈俊凌, 李建刚, 辜学茂, 等. 核聚变与等离子体物理[J], 2002, 22(2): 105-110.
CHEN J L, LI J G, GU X M, *et al.* Nuclear Fusion and Plasma Physics[J], 2002, 22(2): 105-110.
- [43] GEHRIG M, YOUCHISON D, LUMSDAINE A, *et al.* IEEE Transactions on Plasma Science[J], 2020, 48(6): 1519-1524.
- [44] MURASE T, MORISAKI T, SOGABE T, *et al.* Plasma and Fusion Research[J], 2023, 18: 1205003.
- [45] FEDOROVICH S D, KARPOV A V, BUDAEV V P, *et al.* Journal of Physics: Conference Series[J], 2020, 1683: 032012.
- [46] SEYEDHABASHI M M R, ASGARIAN M A, RASOULI C, *et al.* IEEE Transactions on Plasma Science[J], 2022, 50(6): 1814-1822.
- [47] HAYASHI T, SUGIYAMA K, KRIEGER K, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2007, 363-365(15): 904-909.
- [48] WU C H, ALESSANDRINI C, BONAL J P, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2001, 56/57: 179-187.
- [49] BARABASH V, AKIBA M, BONAL J P, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 1998, 258-263(1): 149-159.
- [50] FEDERICI G, ANDREW P, BARABASCHI P, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2003, 313-316: 11-22.
- [51] PINTSUK G, COMPAN J, LINKE J, *et al.* Physica Scripta [J], 2007, 128: 66-71.
- [52] BONAL J P, WU C H, GOSSET D. Journal of Nuclear Materials[J], 2002, 307-311: 100-105.
- [53] 王建豹, 练友运, 封范, 等. 核聚变与等离子体物理[J], 2019, 39(4): 331-337.
WANG J B, LIAN Y Y, FENG F, *et al.* Nuclear Fusion and Plasma Physics[J], 2019, 39(4): 331-337.
- [54] APPENDINO P, FERRARIS M, CASALEGNO V, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2004, 329(B): 1563-1566.
- [55] LIAN Y Y, WANG J B, FENG F, *et al.* IEEE Transactions on Plasma Science[J], 2018, 46(5): 1556-1560.
- [56] KISHIMOTOA H, ASAKURA Y, MATANO A M, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2018, 136: 116-119.
- [57] GREUNER H, BOESWIRTH B, BOSCARY J, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2007, 367-370: 1444-1448.
- [58] RUSSET C, GRIGORE E, MAYER M, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2022, 30: 101151.
- [59] TEMMERMAN G D, HEINOLA K, BORODIN D, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2021, 27: 100994.
- [60] HASEGAWA A, FUKUDA M, YABUCHI K, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2016, 471: 175-183.
- [61] 吴玉程. 金属学报[J], 2019, 55(2): 171-180.
WU Y C. Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(2): 171-180.
- [62] GAGANIDZE E, CHAUHAN A, SCHNEIDER H C, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2021, 556: 153200.
- [63] WANG S W, GUO W G, WANG H Q, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2023, 581: 154454.
- [64] LIU X Y, WU Y K, LI Y P, *et al.* Progress in Nuclear Energy [J], 2023, 160: 104677.
- [65] RIESCH J, FEICHTMAYER A, COENEN J W, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2022, 30: 101093.
- [66] HU X X. Journal of Nuclear Materials[J], 2022, 568: 153856.
- [67] TAYLOR C N, SHIMADA M, NOBUTA Y, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2023, 34: 101323.
- [68] HARUTYUNYAN Z, OGORODNIKOVA O V, GASPARYAN Y. Journal of Nuclear Materials[J], 2022, 567: 153811.
- [69] KAJITA S, YOSHIDA N, YOSHIHARA R, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2011, 418(1-3): 152-158.
- [70] MIYAMOTO M, MIKAMI S, NAGASHIMA H, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2015, 463: 333-336.
- [71] YIN C, TEREITYEV D, ZHANG T, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2021, 95: 105464.
- [72] HASEGAWA A, SATO Y, HATTORI T, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2021, 29: 101076.
- [73] PAPADAKIS D, MERGIA K, MANIOS E, *et al.* Fusion Engineering

- and Design[J], 2023, 189: 113486.
- [74] ARSHAD K, DING D, WANG J, *et al.* Nuclear Materials and Energy [J], 2015, 3/4: 32–36.
- [75] AGUIRRE M V, MARTIN A, PASTOR J Y, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2011, 417(1–3): 516–519.
- [76] DEMIR E, MIRZAYEV M N, POPOV E P, *et al.* Vacuum [J], 2021, 184: 109934.
- [77] WURSTER S, BALUC N, BATTABYAL M, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2013, 442(1–3): S181–S189.
- [78] TEJADO E, CARVALHO P A, MUNOZ A, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2015, 467: 949–955.
- [79] WURSTER S, GLUDOVATZ B, HOFFMANN A. Journal of Nuclear Materials[J], 2011, 413(1–3): 166–176.
- [80] NOGAMI S, OZAWA I, ASAMI D, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2022, 566: 153740.
- [81] LIED P, PANTLEON W, BONNEKOH C, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2021, 544: 152664.
- [82] LIANG M X, DAI S W, SONG J P, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 114: 106247.
- [83] LIU X Y, WANG H, CAO Z Q, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 115: 106278.
- [84] LIED P, PANTLEON W, BONNEKOH C, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 113: 106198.
- [85] MA X L, YE C L, W T, *et al.* Journal of Nuclear Materials [J], 2023, 582: 154481.
- [86] NOBUTA Y, TOYAMA T, MATSUMOTO A, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2022, 566: 153774.
- [87] ROMANER L, AMBROSCH D C, PIPPAN R. Physical Review Letters[J], 2010, 104(19): 195503.
- [88] HONG L, WURSTER S, MOTZ C, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(2): 748–758.
- [89] TANNO T, HASEGAWA A, HE J C, *et al.* Materials Transactions [J], 2007, 48(9): 2399–2402.
- [90] RIETH M, DOERNER R, HASEGAWA A, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2019, 519: 334–368.
- [91] YANG L X, GE H L, ZHANG J, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2019, 35(3): 300–305.
- [92] XIA S Q, WANG Z, YANG T F, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2015, 22: 879–884.
- [93] 王亚锋, 陈志鸿, 徐云凤, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(1): 339–344.
- WANG Y F, CHEN Z H, XU Y F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(1): 339–344.
- [94] 种法力, 陈俊凌, 郑学斌. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(2): 645–650.
- ZHONG F L, CHEN J L, ZHENG X B. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(2): 645–650.
- [95] MIN G, OH Y, KIM H, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 953: 169961.
- [96] SMID I, AKIBA M, VIEDER G, *et al.* Journal of Nuclear Materials [J], 1999, 258–263(4): 160–172.
- [97] BARABASH V, AKIBA M, MAZUL I, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 1996, 233–237(1): 718–723.
- [98] BATTABYAL M, SCHAUBLIN R, SPATIG P, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2012, 538: 53–57.
- [99] TAN X Y, LI P, LUO L M, *et al.* Nuclear Material and Energy[J], 2016, 9: 399–404.
- [100] 朱玲旭, 郭双全, 张宇, 等. 材料导报[J], 2011, 25(8): 42–45.
- ZHU L X, GUO S Q, ZHANG Y, *et al.* Material Review[J], 2011, 25(8): 42–45.
- [101] XIAO F N, BARRIERE T, CHENG G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 940: 168752.
- [102] RENTERGHEM W V, TEREITYEV D, BALAJI S, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2021, 544: 152710.
- [103] NOVAK S, KOCEN M, ZAVASNIK A S, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 772: 138666.
- [104] JENUS P, ABRAM A, NOVAK S, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2023, 581: 154455.
- [105] LANG E, SCHAMIS H, MADDEN N, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2021, 545: 152613.
- [106] DUBINKO A, YIN C, TEREITYEV D, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2021, 95: 105409.
- [107] WANG H, XIE Z M, CHENG X, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 140: 221–232.
- [108] YAO G, ZHAO Z H, LUO L M, *et al.* Materials Chemistry and Physics[J], 2021, 271(1): 124947.
- [109] LANG E, KAPAT A, MORGAN T W, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2021, 544: 152672.
- [110] ZHANG T, DENG H W, XIE Z M, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2020, 52: 29–62.
- [111] MAO Y, DUGGAL A, DITTES A, *et al.* Nuclear Material and Energy[J], 2023, 36: 101487.
- [112] CHEN S, JIANG Z Z, YANG J, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 116: 106369.
- [113] RIESCH J, HAN Y, ALMANSTOTTER J, *et al.* Physica Scripta[J], 2016, T167: 014006.
- [114] GIETL H, RIESCH J, HOSCHEN T, *et al.* Materials Letters[J], 2022, 311: 131526.
- [115] MAO Y, COENEN J W, RIESCH J, *et al.* Composites[J], 2018, 107: 342–353.
- [116] GIETL H, RIESCH J, COENEN J W, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2017, 124: 396–400.
- [117] ZHANG L H, JIANG Y, FANG Q F. Metals[J], 2017(7): 249.
- [118] RIESCH J, HOSCHEN T, LINSMEIER C, *et al.* Physica Scripta [J], 2014, 159: 014031.
- [119] RIESCH J, AUMANN M, COENEN J W, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2016, 9: 75–83.
- [120] JASPER B, SCHOENEN S, DU J, *et al.* Nuclear Materials and En-

- ergy[J], 2016, 9: 416-421.
- [121] COENEN J W, MAO Y, ALMANSTOTTER J, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2016, 124(5): 964-968.
- [122] ROMANELLI F, PAMELA J, KAMENDJE R, *et al.* Fusion engineering and design[J], 2009, 84(2-6): 150-160.
- [123] DU J, HOESCHEN T, RASINSKI M, *et al.* Composites Science and Technology[J], 2010, 70(10): 1482-1489.
- [124] DU J, HOSCHEN T, RANSINSKI M, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2010, 527(6): 1623-1629.
- [125] DU J, HOSCHEN T, RASINSKI M, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2011, 417(1-3): 472-476.
- [126] RIESCH J, BUFFIERE J Y, HOSCHEN T, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2018, 15: 1-12.
- [127] 李一, 李金普, 李发长, 等. 粉末冶金技术[J], 2012, 30(3): 214-218.
LI Y, LI J P, LI F C, *et al.* Powder Metallurgy Technology[J], 2012, 30(3): 214-218.
- [128] DU Y, FAN G H, YU T B, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 673: 572-580.
- [129] LIU B X, HUANG L J, KAVEENDRAN B, *et al.* Composites Part B Engineering[J], 2017, 108: 377-385.
- [130] LVEKOVIC A, KOCEN M, JENUS P, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 115: 106301.
- [131] MA X L, HUANG C X, JORDAN M, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 116: 43-52.
- [132] HEUER S, MATEJICEK J, VILEMOVA M, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2019, 366: 170-178.
- [133] CASALEGNO V, PERERO S, GIRMAN V, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2023, 35: 101421.
- [134] GRANING T, TAN L Z, ROBIN L, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 24: 4285-4299.
- [135] ZHANG Y, OUYANG T Y, LIU D W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 666: 30-37.
- [136] LIU R, XIA X, XIE M Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 827: 154286.
- [137] LIU R, HOU X S, YANG S Y, *et al.* Materials Characterization[J], 2021, 172: 110875.

(编辑 费蒙飞)