

轧制化学气相沉积钨的抗瞬态高热负荷性能研究

赵天宇^{1,2}, 文攀², 封范², 王建豹², 练友运², 刘翔², 谭成文³,
唐军¹, 都娟²

(1. 四川大学 原子核科学与技术研究所, 四川 成都 610064)

(2. 核工业西南物理研究院, 四川 成都 610000)

(3. 北京理工大学 材料学院, 北京 100863)

摘要: 核聚变反应堆中的高热负荷时刻威胁着面向等离子体材料的服役安全, 开发能够对抗瞬态热冲击的新型钨材料对加速聚变能源的应用进程至关重要。本研究突破了传统的粉末冶金制坯后热加工的商业钨材制备流程, 提出了一种创新工艺: 首先采用化学气相沉积 (CVD) 技术制坯, 然后进行交叉轧制, 旨在制备性能更优越的钨材料。对不同轧制变形率的新型钨材及传统钨材进行了微观结构、热导率、力学性能和电子束热冲击等全面的测试。结果表明: 低轧制变形率的钨存在 <100>ND 织构, 具备较高的热导率。同时, 该材料晶粒间小角度晶界的比例高达 78.8%, 能够在高温区获得较好的综合力学性能。良好的导热和力学性能使得其抗瞬态热冲击开裂阈值为 0.44~0.55 GW/m², 远超传统材料。

关键词: 核聚变; 面向等离子体材料; 纯钨材料; 高热负荷

中图分类号: TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)07-1768-09

1 引言

随着化石能源的逐步枯竭, 核聚变能以其高效、环保和安全的特点受到了越来越多的关注, 甚至被誉为人类的终极能源。在实现可控核聚变的技术路线中, 磁约束可控核聚变的发展历史最为悠久, 国际合作的基础也非常深厚, 有望最先实现核聚变能的商业化应用。托卡马克是一种常见的能够实现磁约束核聚变的环形装置。国际热核聚变实验堆 (ITER) 计划、欧洲联合环以及中国环流三号等均使用该类型装置作为氘氚聚变反应的容器^[1]。因为直接面向氘氚聚变反应, 托卡马克装置中面向等离子体部件, 如包层和偏滤器将承受高能中子辐照、高密度等离子体刮削、高热负荷和燃料滞留等极端服役环境的考验^[2], 往往需要使用装甲材料来保护较为脆弱的功能材料和热沉材料, 通常也称这类装甲材料为面向等离子体材料 (PFMs)。

纯钨 (W) 具有低溅射率、优异的导热性、优异的高温机械性能和极高的熔点, 被认为是最有前途的 PFMs^[3]。经过热变形加工的商业纯钨在稳态热流密度 10~20 MW/m² 的循环热负荷下仍能维持较好的力学性能^[4], 但作为偏滤器材料使用时, 钨材料还要面对边缘局域模事件 (ELMs)、垂直位移事件 (VDEs) 以及等离子体破裂 (PDs) 等瞬态热冲击的考验^[5]。

ELMs 是一种正常的瞬态事件, 是因为托卡马克从低约束模式转换到高约束模式放电的过程中, 等离子体边缘区的反常输运被抑制而激发的一种特殊现象^[6]。ELMs 会在毫秒内引起 GW/m² 级的热通量以 ≥1 Hz 的频率沉积在 PFMs 上, 导致 PFMs 表面发生严重塑性变形、再结晶、开裂、甚至局部熔化^[7]。而 VDEs 和 PDs 则是更加严重的异常瞬态事件, 热负荷最高可达 60 MJ/m², 严重的影响了 PFMs 的服役性能^[8]。

面对瞬态高热负荷时, PFMs 的主要损伤通常源自于材料表面至芯部产生的短时且剧烈的温度梯度, 当热应力超过了材料的强度极限时, 便可能引发材料开裂^[9]。电子束因为热转换效率高, 脉冲长度小, 以及热负荷分布均匀^[10], 被广泛用于 PFMs 的热冲击测试。通过比较测试材料的开裂阈值及表面状态, 可以有效地评估材料的抗热冲击性能。在近室温的测试条件下, 商业纯钨 (奥地利 Plansee 公司按照 ITER 组织材料规范生产的锻造纯钨) 在经过 100 次电子束循环热冲击测试后开裂阈值小于 0.2 GW/m²^[11]。相比之下, 轧制纯钨的开裂阈虽高于 0.25 GW/m², 但进一步增加冲击的循环次数后, 表面产生了更为严重的裂纹^[12]。因此, 从未来商用核聚变反应堆运行安全和成本控制角度来看, 开发能够对抗瞬态热冲击的新型钨材料对加速聚变能源的应用进程至关重要。

收稿日期: 2024-11-01

基金项目: 国家自然科学基金 (12375204); 天府峨眉计划创新创业团队 (2023TFEMCXTD)

作者简介: 赵天宇, 男, 1992 年生, 博士生, 四川大学原子核科学技术研究所, 四川 成都 610064, E-mail: zhaotianyu@163.com

在对纯钨材料的改性工作中,研究人员广泛的使用了晶粒细化^[13]、合金化^[14]、弥散强化^[15]以及纤维强化^[16]等手段,使得钨基材料的力学性能和热稳定性得到了大幅改善。其中,纳米碳化锆(ZrC)作为弥散颗粒时,除了具备比基体更高的强度和熔点外,还具有与基体相似的热膨胀系数。这种热膨胀系数的匹配有助于防止由于体积膨胀或收缩不同步而在增强相与基体之间产生裂纹源,最终使得W-ZrC的开裂阈值被提升到0.33~0.44 GW/m²^[17]。此外,当钾(K)气泡被引入作为弥散相时,尽管轧制W-K材料的抗拉强度低于轧制W-ZrC材料,但由于K气泡的加入对材料的热导率影响极小,W-K材料展现出了更卓越的抗热冲击性能,开裂阈值达到0.44~0.55 GW/m²^[18]。

基于上述研究基础,期望开发出一种兼具高热导率和优异力学性能的新型钨材料来应对核聚变反应堆中瞬态高热负荷的挑战。鉴于晶界区域对纯钨热导率具有显著的负面影响,为提高声子的传热效率,本研究首先选择了化学气相沉积方法(CVD)制备了具有<100>织构的纯钨^[19]。随后,采用交叉轧制方法对CVD-W进行热加工,以优化其力学性能。最后,详细研究了不同轧制变形率下CVD-W微观结构、热导率和力学性能的变化,并进一步探讨了这些变化对材料抵御瞬态高热负荷能力的具体影响。

2 实验

首先,在650℃的环境中对六氟化钨进行氢气还原反应,沉积出尺寸为200 mm×200 mm×25 mm的纯钨块体,这些块体被命名为C-W。随后,对C-W块体进行交叉轧制。在轧制的第1阶段,轧制温度被设定为1600℃,经过轧制后,块体的厚度减少至10 mm,此时块体的轧制变形率达到60%,将这个样品命名为CR1-W。此时的轧制方向、横向和法向分别被命名为RD、TD和ND。进入轧制的第2阶段,将CR1-W的ND面顺时针旋转90°后进行第2道次轧制,轧制温度为1300℃,使得块体厚度进一步减少至2.5 mm,此时轧制变形率达到90%,样品被命名为CR2-W。最后,对所有样品都进行了1100℃的退火处理,保温时间设定为1 h。

对经过打磨和抛光处理的样品进行了化学腐蚀处理,使用的化学侵蚀剂为硝酸(HNO₃)和氢氟酸(HF)的混合溶液。腐蚀后的样品通过金相显微镜(Axio,蔡司)进行微观组织形貌观察。

为获取样品表面结构信息,对样品进行了电解抛光处理,并通过电子背散射衍射(EBSD)探测器(Symmetry S2,牛津仪器)采集样品表面微观组织结构及晶粒取向数据。这些数据最后被导入Aztec Crystal软件进行分析和处理。

在本工作中,热导率(λ)根据公式(1)计算,其中样品的密度(ρ)通过阿基米德排水法测定,比热容(C_p)通过差示扫描量热仪测定(DSC214,耐驰),热扩散系数(α)则通

过激光导热仪测定(LFA457,耐驰)。

$$\lambda = \frac{\rho C_p}{\alpha} \quad (1)$$

通过慢走丝电火花线切割机(AL400P,沙迪克)从轧制钨板的ND面中心位置切割拉伸测试件,拉伸样品长度方向平行于RD方向,测试区域尺寸为5 mm(长)×1.5 mm(宽)×0.75 mm(厚)。测试实验在加装高温炉的电子万能试验机(LE5105,力试科仪)上进行,拉伸时应变速率为1×10⁻³ s⁻¹,此外,为确保小样品测试数据的准确性,测试中还使用了视频引伸计(LVE-MICRO,联恒光科)对测试进行监测和矫正。

使用核工业西南物理研究院的EMS-60装置对表面经过电解抛光后的样品ND面进行电子束热冲击测试。电子束辐照区域大小为4 mm×4 mm,材料对电子束热冲击的吸收功率密度设置为0.33、0.44、0.55 GW/m²,脉冲宽度为1 ms,频率为1 Hz,脉冲次数为100次。

热冲击完成后先通过扫描电镜(FESEM Σ IGMMA,蔡司)观察样品表面形貌,再通过EBSD采集样品表面微观组织结构及晶粒取向数据,最后使用光学3D表面轮廓仪(SuperView W1,中途仪器)对样品表面进行粗糙度测试。

此外,从安泰科技股份有限公司购买了一块ITER级热轧钨板(文章内代号IG-W),用于进行对比测试。该钨板首先采用粉末冶金技术进行烧结成型,随后经过热轧处理,轧制过程中的变形率为60%。

3 结果与讨论

3.1 金相组织形貌

图1为CVD-W材料在经历不同变形率轧制后的微观组织形貌。由于采用了交叉轧制技术,2种样品在ND面的晶粒形态上呈现出显著差异。具体而言,CR1-W样品的ND表面(图1a)晶粒沿轧制方向呈现出明显的伸长趋势;RD表面(图1b)中晶粒呈现垂直于轧制方向的短纤维状,大多数晶粒高度和长度之比小于1:5;TD表面(图1c)中晶粒测呈现出平行于轧制方向扩展的长纤维形状,部分晶粒的长度接近1 mm。随着轧制变形程度的进一步增加,CR2-W样品的ND表面(图1d)中的晶粒出现大量破碎的现象,同时由于第2道次轧制的方向旋转了90°使得晶粒更加接近等轴状;RD表面(图1e)中晶粒高度和长度之比也被拉大到超过1:10;TD表面(图1f)中晶粒测长度也远超CR1-W样品。

3.2 微观结构特征

在CVD过程中,钨倾向于沿着表面能最低的晶面进行择优生长,从而形成显著的晶体取向,即织构。这种织构的形成会导致材料的力学性能和热导率发生相应的变化。图2将通过对比不同样品的极图(PF)和反极图(IPF)来揭示轧制变形量对CVD-W微观结构的具体影响。在C-W样品的顶面IPF(图2a)中,大部分晶粒显示

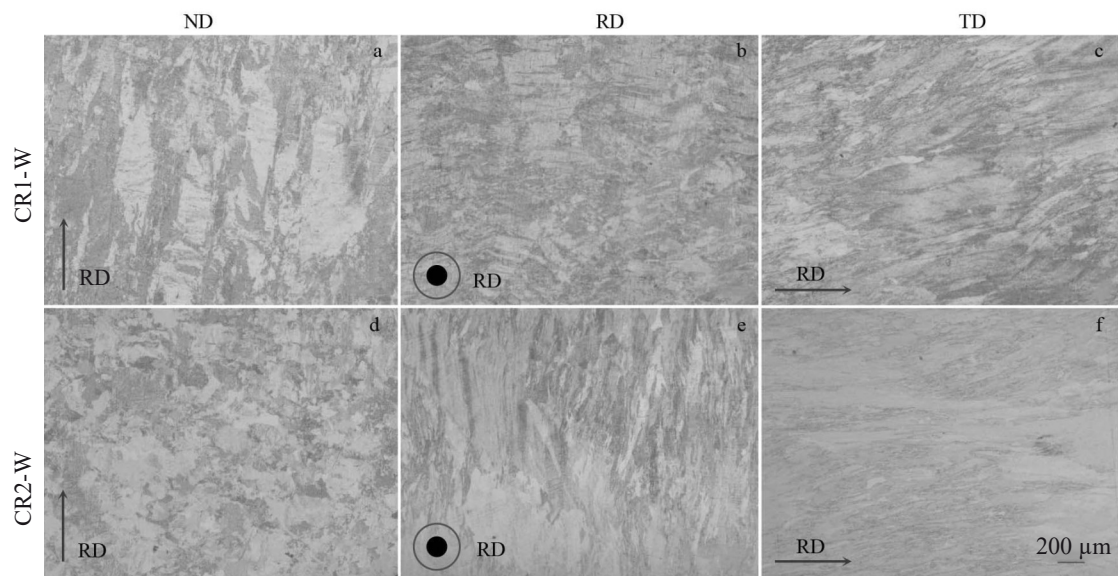


图1 样品的金相形貌

Fig.1 OM morphologies of samples

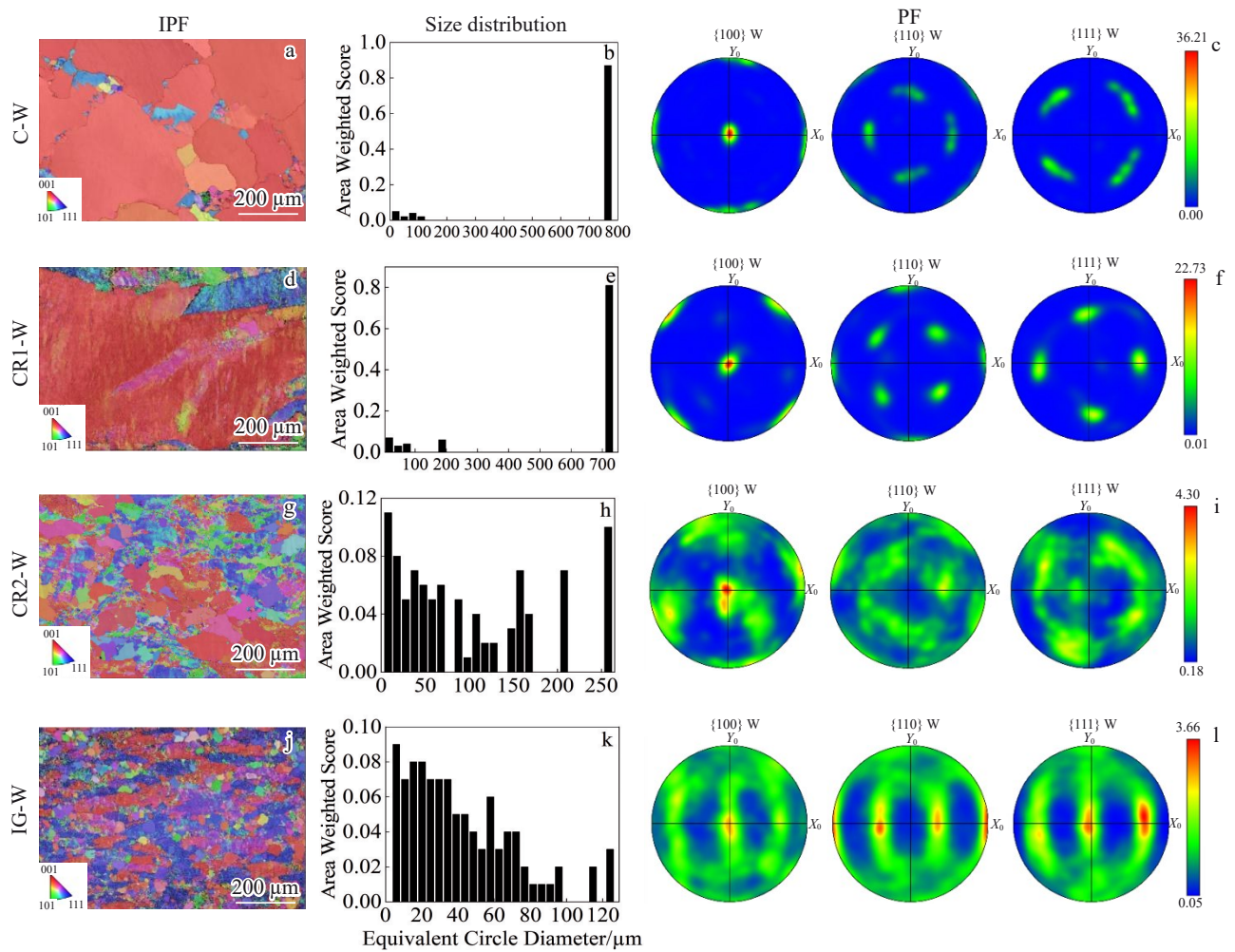


图2 不同样品晶粒取向分布

Fig.2 Grain orientation distributions of different samples

为红色,这一现象表明通过CVD技术制备的钨块体展现出了极为显著的{100}织构特征。进一步地,图2b中对晶粒尺寸的分布进行了统计分析,结果显示,采用CVD方法制备的钨材料中晶粒尺寸普遍较大,平均接近800 μm。为了对样品中的织构强度进行更精确的定量评估,生成了该材料的IPF(图2c),该图显示了各个晶粒中{100}、{110}和{111}晶面的极坐标投影,其中{100}面投影的加权密度分布数值高达36.21。

轧制变形量较小的CR1-W样品的微观结构与C-W相似(图2d),晶粒尺寸仅略有减小(图2e),但其仍然受到了轧制变形的影响,使得{100}面投影的加权密度分布数值降低到22.73(图2f),织构的强度有所减弱。相比之下,CR2-W样品的微观结构发生了较大的变化,随着轧

制变形量的增加{100}织构基本消失(图2g);最大晶粒尺寸(图2h)相比C-W样品下降了2/3;IPF(图2i)中仅表现出微弱的晶粒取向优势。

作为对比,IG-W材料的微观结构与CR2-W非常接近,其PF(图2j)中晶粒呈现红色和紫色的比例较高,表明几乎不具备取向优势。通过图2k可以看到,IG-W的晶粒尺寸分布更加均匀,大部分晶粒直径在100 μm以下。IPF(图2l)显示{100}、{110}和{111}晶面投影的加权密度分布数值相差不大,这进一步证实了IG-W材料中缺乏明显的晶体取向偏好。

小角度晶界(LAGB)可以吸收和阻碍位错的运动。因此,适当的提高材料中LAGB的占比,可能有利于提升材料的强度和韧性。图3给出了全部样品的晶界特征和

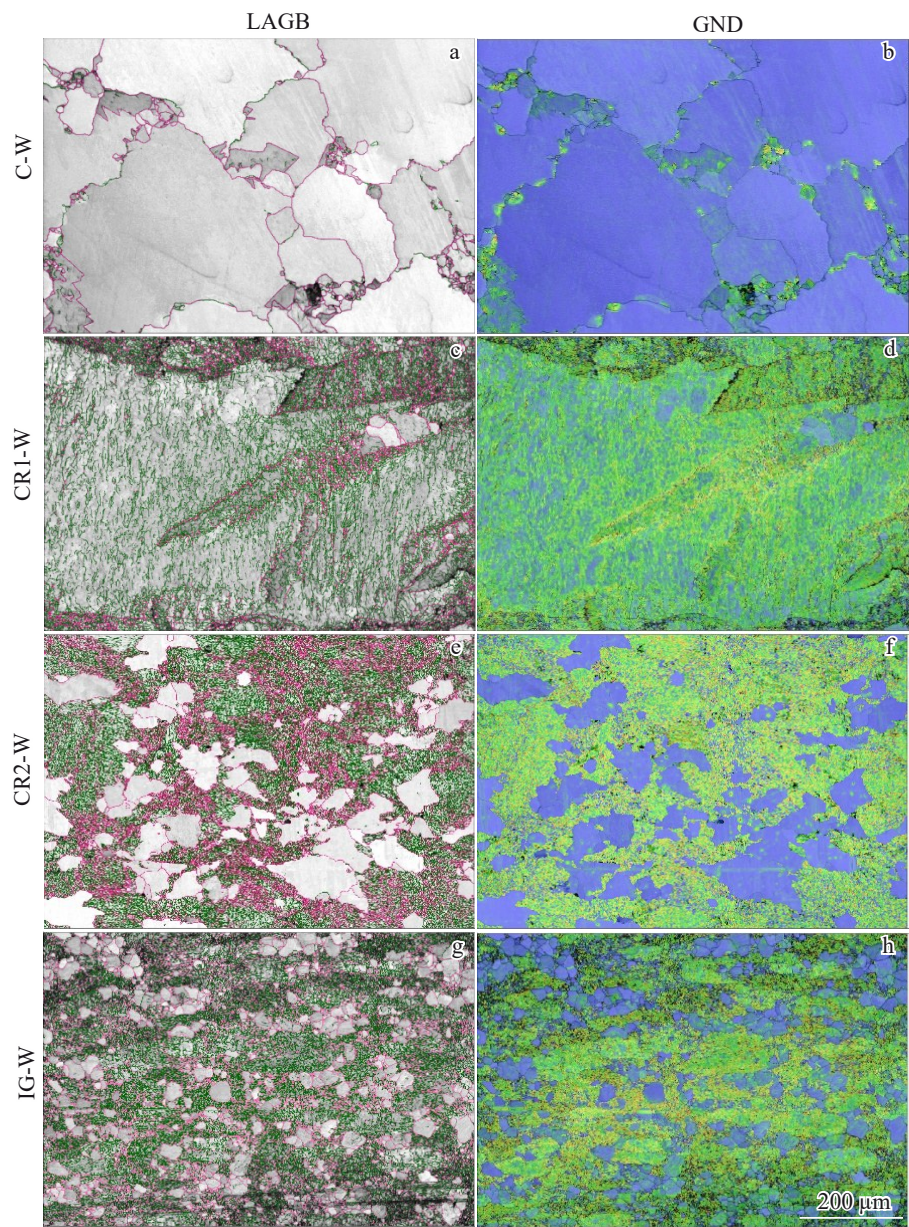


图3 不同样品晶界角度和位错密度分布
Fig.3 Grain boundary angle and dislocation density distributions of different samples

平均几何位错密度(GND)的分析结果。对于C-W样品,由于没有经过热变形加工,其内部LAGB($2^{\circ}\sim 10^{\circ}$)的比例(图3a中绿色部分晶界长度占总晶界长度的比值)是所有的检测样品中最低的,仅为21.5%,相应的GND值(图3b)也排名末位。

经过轧制后的CR1-W样品中LAGB(图3c)的比例显著上升到了78.8%,并且与C-W样品最大的区别在于大尺寸晶粒内部也出现了明显的LAGB,这意味着材料的韧性可能会有大幅度的增加;同时,样品中的GND分布也较C-W更加均匀,位错密度最高可达 $4.77\times 10^{14}/\text{m}^2$ 。增加了轧制变形率后,样品中LAGB的比例并没有如预期一样增加,反而显著的下降至61.3%(图3e)。更有趣的现象是,样品的部分晶粒中LAGB全部消失,而在另一部分晶粒中LAGB则非常密集。在与图2中CR2-W样品的IPF进行详细的分析和对比后,发现LAGB全部消失的晶粒大多数呈现 $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 取向。这一发现与以往的研究结果相似,原因是那些具有 $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 取向的晶粒由于其储存了相对更高的畸变能,有利于优先进行再结晶。再结晶不但消除了LAGB也降低了位错密度,如图3f所示,CR2-W样品虽然最高位错密度达到了 $5.97\times 10^{14}/\text{m}^2$,但平均值却下降到CR1-W样品75%,这将可能导致材料韧性的下降。

IG-W的表现与CR2-W样品十分相似,但由于轧制变形率较低,在LAGB比例和GND统计数值上都略低于CR2-W。

3.3 热导率和高力学性能

热导率被认为是影响热传递效率的关键因素之一,它不仅决定了在高热负荷条件下样品的表面温度,还影

响了表面到芯部的温度梯度,高的热导率是PFMs对抗瞬态热冲击的坚实保障。如图4所示,这4种样品的热导率数据中,C-W展现了最高的室温热导率,达到 $193.36 \text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$,其次是CR1-W为 $177.86 \text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 。而CR2-W和IG-W的室温热导率较为接近。随着温度升至 700°C ,所有样品的热导率均有所下降。其中,IG-W的热导率下降最为显著,而C-W的热导率下降最缓,在 700°C 时仍保持了 $148.8 \text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 的高水平,而CR1-W在 700°C 下热导率为 $123.37 \text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 。CR1-W由于其微观结构与C-W最为相似,在各个温度测试点上相较于变形率相同的IG-W均能保持 $10 \text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 以上的领先优势。

材料的韧脆转变温度(DBTT)是影响材料力学性能的一个重要因素。为了确定轧制钨材料的DBTT,在不同温度下对样品进行了拉伸测试,并获得了对应的工程应力-应变曲线绘制了在图5中。如图5a所示,当在 200°C 以下对CR1-W样品进行拉伸时,样品断后伸长率

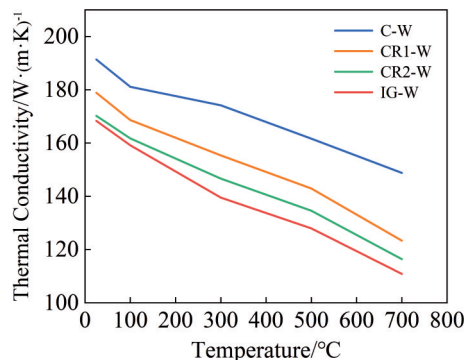


图4 不同样品的热导率

Fig.4 Thermal conductivity of different samples

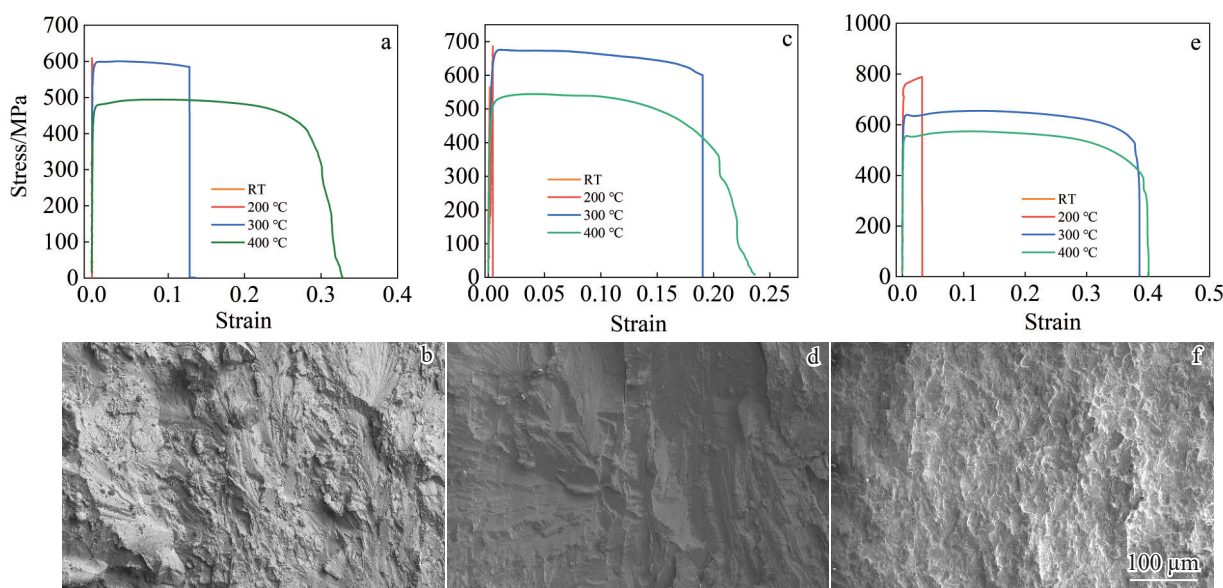


图5 CR1-W、CR2-W、IG-W样品的应力-应变曲线和断口形貌

Fig.5 Stress-strain curves (a, c, e) and fracture morphologies (b, d, f) of CR1-W (a-b), CR2-W(c-d), and IG-W (e-f) samples

(TE)几乎为0,材料呈现脆性断裂特征,极限抗拉强度(UTS)为605 MPa。随着测试温度升高到300 ℃,样品的UTS几乎没有发生变化,但是TE提高到了0.13。从图5b中观察到的样品断口的微观形貌来看,虽然微观形貌上仍呈现出解理断裂的特征,但考虑到DBTT通常被定义为TE≥0.05时的温度,推断该温度点正是CR1-W样品从脆性向韧性转变的过渡阶段。测试温度继续提升到400 ℃后,UTS下降至498 MPa,TE则大幅提高到0.33。CR2-W工程应力-应变曲线如图5c所示,该样品在不同测试温度下力学性能的变化与CR1-W相似,整体表现出随温度上升强度明显下降而韧性略有提升的特点。当拉伸温度达到400 ℃时,CR2-W的TE较CR1-W下降了0.09。结合断口(图5d)分析确定该样品DBTT<300 ℃。IG-W表现出了所有测试样品中最好的力学性能(图5e),

在200 ℃时,UTS达到了792 MPa,TE为0.04。随着测试温度升高样品的UTS下降,TE升高。在400 ℃时,IG-W的UTS和TE均为CR1-W的1.2倍。DBTT更是较其它2种轧制样品降低了接近100 ℃。

参照图3中展示的微观结构特征,清晰地理解不同轧制样品之间力学性能差异的成因。相较于CR1-W,CR2-W拥有更高的平均几何位错密度,因此获得更佳 的强度,但由于部分晶粒发生了再结晶,其内部位错分布并不均匀,LAGB比例急剧下降,导致其韧性成数量级的下降。而IG-W的微观结构特点虽然与CR2-W相似,但晶粒的整体尺寸更加细小,有助于其提高强度和塑性。

3.4 抗瞬态热冲击性能

图6为各样品经受热冲击后的表面形貌。对于C-W样品,评估其开裂阈值<0.33 GW/m²,随着电子束的平均

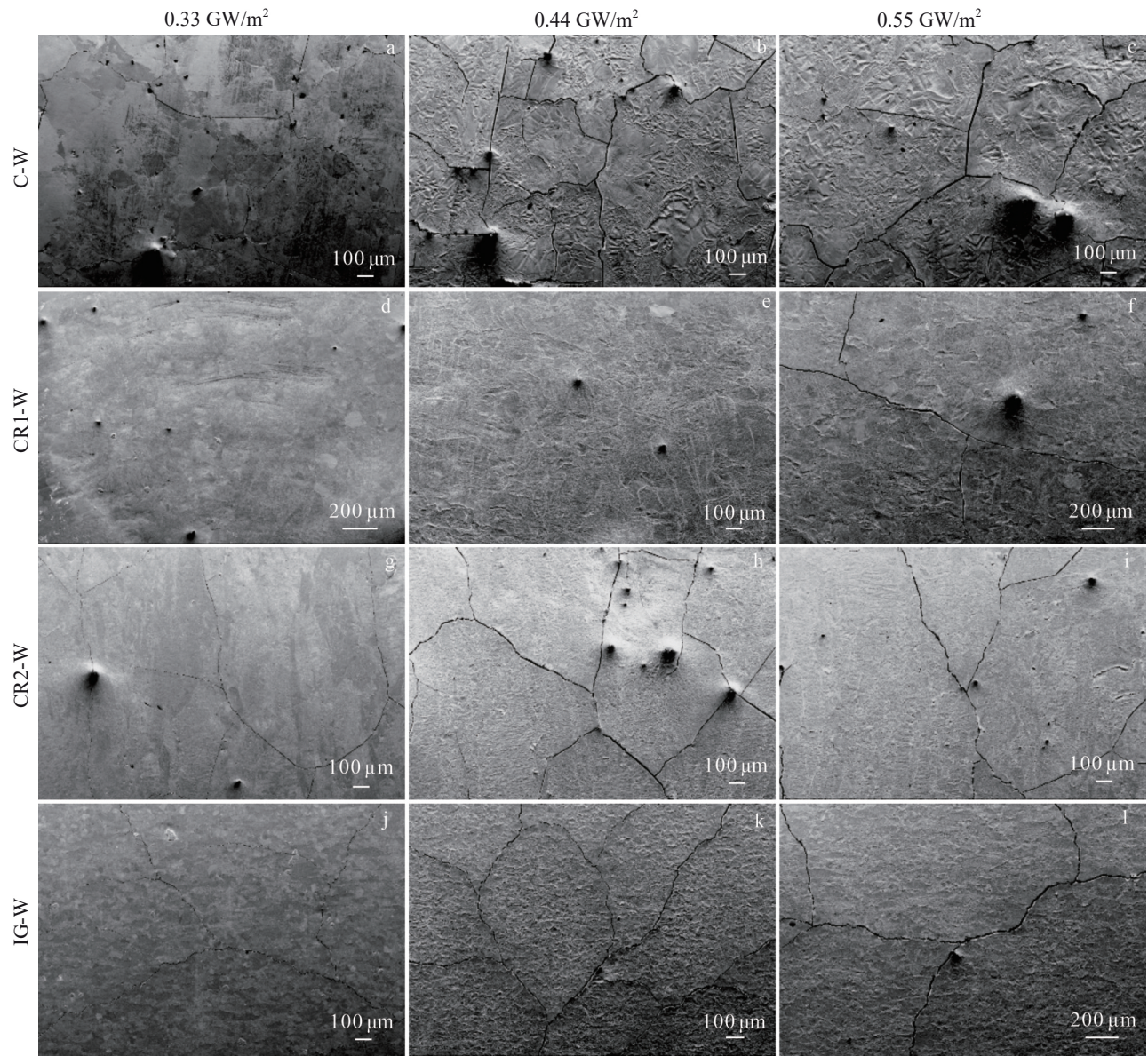


图6 瞬态热冲击后不同样品的表面形貌
Fig.6 Surface morphologies of different samples after transient thermal shock

功率密度的增加,样品表面遭受的损伤程度加剧,裂纹宽度也随之成倍增加(图 6a~6c)。图 7a~7c 对应展示了 C-W 样品表面粗糙度的变化,在 APD 从 0.33 GW/m² 增加到 0.44 GW/m² 时样品表面粗糙度陡增,除了主裂纹位置,部分 SEM 图中出现褶皱位置,突起高度也达到 6 μm 左右。当 APD 进一步增加后,这些突出长大的部分会先于其它部分超过材料的 TE,成为策动形成网状裂纹的源头。CR1-W 样品表现出了令人吃惊的抗热冲击能力,在 APD 为 0.33 GW/m² 时,几乎没有对样品表面造成损伤,

表面粗糙度仅为 1 μm(图 6d、7d)。APD 提升至 0.44 GW/m² 时,虽然样品表面粗糙度提升至 3 μm,但由于该样品较好的塑韧性,仍然没有在 SEM 照片中观察到裂纹的形成(图 6e、7e)。进一步将 APD 提高到 0.55 GW/m² 时,样品表面开始出现较为明显的主裂纹,但裂纹宽度和密度明显低于 C-W 样品(图 6f、7f)。因此,评估其开裂阈值在 0.44~0.55 GW/m² 之间,这是一个非常高的数值,几乎与轧制钨钾的性能持平,此外,考虑到本研究中热冲击测试条件更加苛刻,冲击频率更高,有理由相信 CR1-W 样品

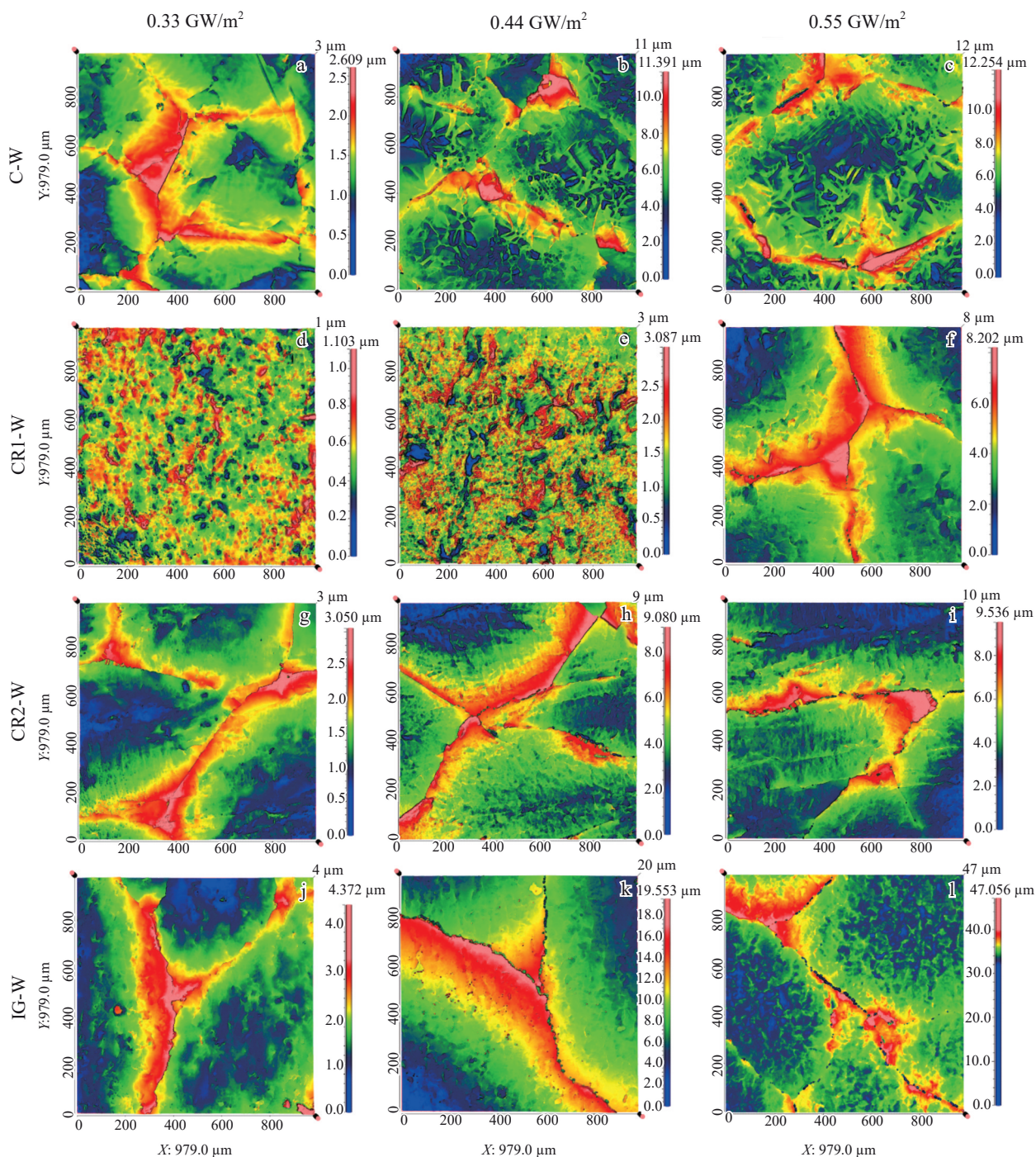


图7 瞬态热冲击后不同样品的表面粗糙度

Fig.7 Surface roughness of different samples after transtent thermal shock

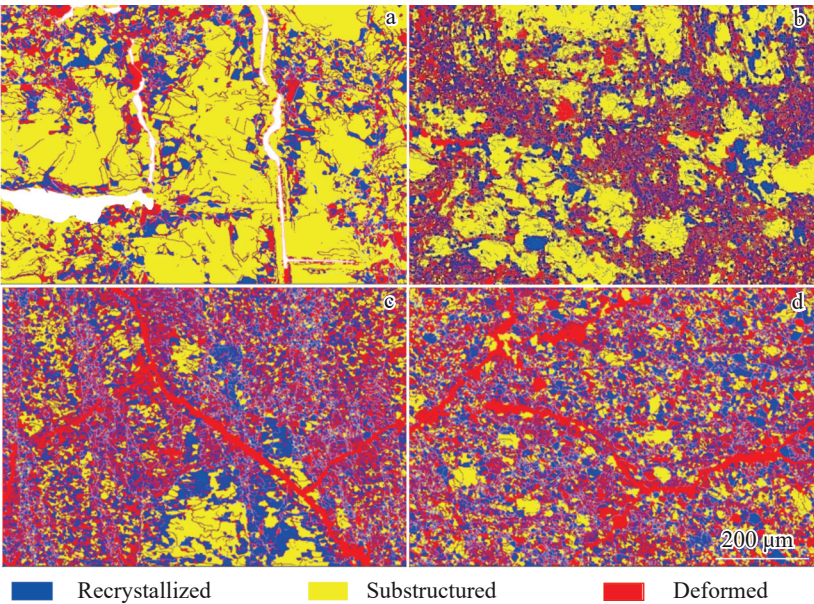


图8 不同样品晶粒平均取向差角分布图

Fig.8 Distributions of average grain orientation difference of different samples: (a) C-W, (b) CR1-W, (c) CR2-W, and (d) IG-W

将在接下来更系统的评测出取得更加优异的成绩。相较于CR1-W样品,CR2-W样品的表现并不尽如人意,开裂阈值 $<0.33\text{ GW/m}^2$ 。随着APD的增加,样品损伤加剧,晶粒明显粗化,裂纹尺寸增大(图6g~6i)。表面粗糙度由APD为 0.33 GW/m^2 时的 $3\text{ }\mu\text{m}$ 增加到 0.55 GW/m^2 时的 $10\text{ }\mu\text{m}$ (图7g~7i)。

作为对照的IG-W材料在瞬态高热负荷下的表现与文献[18]报道的基本相似。开裂阈值 $<0.33\text{ GW/m}^2$,随着APD的增加该材料在裂纹宽度和密度上较C-W样品更具优势,与CR2-W样品的表现基本持平,但明显不如CR1-W样品(图6j~6l)。然而,IG-W在表面粗糙度的表现是所有样品中最糟糕的,如图7j~7l所示,在所有测试的APD条件下,IG-W都呈现出最粗糙的表面,最高粗糙度达到了令人震惊的 $47\text{ }\mu\text{m}$ 。

众所周知,瞬态热冲击过程中,周期性的热载荷会导致高温和应力同时作用于PFMs的表面。特别是当材料出现开裂后,热导率也会随之下降,材料表面将积累大量热,这可能会导致材料的发生动态再结晶和晶粒生长,进一步破坏材料的服役性能。因此,对材料在瞬态热负荷下的稳定性进行深入研究和评价也是至关重要的。

在本研究中,通过Channel 5软件获得了APD为 0.44 GW/m^2 测试时样品的晶粒平均取向差角(IAMA)分布图(图8)。图中粗糙度较高的裂纹区域,因无法识别而显示为白色。其余晶粒被划分为3种不同状态:变形态、亚结构态和再结晶态,图中分别使用红色、黄色和蓝色进行区分。具体而言,变形态晶粒指的是样品中晶粒间IAMA超过 7.5° 的部分;再结晶态则是IAMA小于 1° 的晶粒;而IAMA介于 $1^\circ\sim7.5^\circ$ 之间的晶粒则被归类为亚

表1 变形态、亚结构态和再结晶态晶粒比例

Table 1 Proportions of deformed, substructured, and recrystallized grains (%)

Sample	Recrystallized	Substructured	Deformed
C-W	13.1	67.8	19.1
CR1-W	19.6	40	40.4
CR2-W	30.3	27.6	42.1
IG-W	28.5	30	41.5

结构态。所有参与测试的4种样品均显示出一定程度的再结晶现象。为了更直观地比较样品间的差异,将各样品中变形态、亚结构态和再结晶态晶粒的比例列于表1中。

通过对比表1中的数据,可以清楚地观察到C-W和CR1-W中再结晶晶粒的比例整体未超过20%,显示出它们具有非常出色的抗瞬态热冲击稳定性,这与早期关于CVD-W热稳定性研究的论文结论相吻合。而这种优势的来源则可能是材料内部相对其它2种材料更大的晶粒尺寸。

4 结论

1)对CVD-W进行了2种不同变形率的轧制处理,其中低变形率轧制的样品CR1-W保留了CVD-W的大部分微观结构。因此,与通过粉末冶金制坯采用相同轧制变形率处理的IG-W相比,具备热导率的优势,室温下热导率为 $177.86\text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$, $700\text{ }^\circ\text{C}$ 下热导率为 $123.37\text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 。

2)交叉轧制改变了CVD-W的微观结构,大幅增加了材料内部LAGB的比例,改善了CVD-W的力学性能,2种变形率的轧制样品DBTT均在 $200\sim300\text{ }^\circ\text{C}$ 之间。

3)随着轧制变形率的增加CVD-W的微观结构被破坏,晶粒取向从<100>//ND转变为<111>//ND。因此,在CR2-W中观察到了部分再结晶晶粒的形成,导致其在相同温度下的韧性显著低于低变形率轧制的CR1-W。特别是在400℃时,两者TE差距达到了0.09。

4)低变形率轧制的样品CR1-W样品具有最好的抗瞬态热冲击性能,开裂阈值在0.44~0.55 GW/m²。

5)低变形率轧制的样品CR1-W内保留了更大尺寸的晶粒,提高了其抗瞬态热冲击的稳定性,在承受了100次APD为0.44 GW/m²的热冲击后,发生动态再结晶的晶粒不超过20%。

参考文献 References

- [1] Duan X R, Xu M, Zhong W L *et al. Nuclear Fusion*[J], 2024, 64 (11): 112021
- [2] Wen P, Hu X X, Fan C C *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2023, 187: 113379
- [3] Tan Y, Wang J B, Feng F *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2024, 601: 155333
- [4] You J, Visca H, Barrett E *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 544(1): 152670
- [5] Tokke S, Laas T, Priimets J *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2022, 183: 113260
- [6] Oyama N, Gohil P, Horton L *et al. Plasma Physics & Controlled Fusion*[J], 2006, 48(5A): A171
- [7] Ma X L, Zhang X X, Feng F *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2022, 34: 101353
- [8] Feng Fan(封范), Lian Youyun(练友运), Liu Xiang(刘翔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3544
- [9] Chong Fali(种法力), Yu Fuwen(于福文), Chen Junling(陈俊凌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 750
- [10] Takeshi H, Koichiro E, Patrick M *et al. Materials Transactions*[J], 2005, 46(3): 412
- [11] Wirtz M, Linke J, Loewenhoff T *et al. Physica Scripta*[J], 2016, T167: 014015
- [12] Qi Yanfei(齐艳飞), Wang Bo(王波), Zhou Jingyi(周景一) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1945
- [13] Fan Jinglian(范景莲), Qi Meigui(祁美贵), Liu Tao(刘涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 633
- [14] Cui Liya(崔莉亚), Wang Changji(王长记), Zhao Ziwen(赵子文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3539
- [15] Li P, Fan J, Zhang M *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(2): 517
- [16] Jiang Yan(蒋燕), Chen Min(陈敏), Jiang Zhiqiang(蒋志强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 623
- [17] Wang H, Xie Z M, Chen X *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 140: 221
- [18] Ma X L, Feng F, Zhang X X *et al. Nuclear Fusion*[J], 2022, 62 (12): 126062
- [19] Autissier E, Richou M, Minier L *et al. Physica Scripta*[J], 2014, 159: 014034

Transient High Heat Load Resistance Performance of Rolled Chemical Vapor Deposition Tungsten

Zhao Tianyu^{1,2}, Wen Pan², Feng Fan², Wang Jianbao², Lian Youyun², Liu Xiang², Tan Chengwen³, Tang Jun¹, Du Juan²

(1. Institute of Nuclear Science and Technology, Sichuan University, Chengdu 610064, China)

(2. Southwest Institute of Physics, Chengdu 610000, China)

(3. School of Materials Science & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100863, China)

Abstract: The high heat load in nuclear fusion reactors constantly threatens the service safety of plasma-facing materials. Developing new tungsten materials resistant to transient thermal shock is crucial for advancing the application of fusion energy. This study breaks through the traditional commercial tungsten material preparation process of powder metallurgy billet and hot processing, and proposes an innovative process: first, billets are prepared via chemical vapor deposition (CVD), and then cross rolling is carried out. This process aims to prepare tungsten materials with superior performance. The microstructure, thermal conductivity, mechanical properties, and electron beam thermal shock of new and traditional tungsten materials with different rolling deformation rates were tested. The results indicate that tungsten with a low rolling deformation rate has <100>//ND texture and exhibits high thermal conductivity. At the same time, the proportion of small angle grain boundaries between the grains of the material is as high as 78.8%, which lead to good comprehensive mechanical properties in the high temperature zone. Good thermal conductivity and mechanical properties result in a transient thermal shock cracking threshold of 0.44–0.55 GW/m², significantly exceeding that of traditional materials.

Key words: nuclear fusion; plasma facing materials; pure tungsten material; high heat flux

Corresponding author: Du Juan, Ph. D., Professor, Southwest Institute of Physics, Chengdu 610000, P. R. China, E-mail: dujuan@swip.ac.cn; Tang Jun, Ph. D., Professor, Institute of Nuclear Science and Technology, Sichuan University, Chengdu 610064, P. R. China, E-mail: tangjun@scu.edu.cn