



·核科学与工程·

钨在瞬态热流下熔融重凝对脉冲参数的依赖性*

屈 苗^{1,2}, 颜 莎²

(1. 中核战略规划研究总院有限公司 管理研究所, 北京 100048; 2. 北京大学 重离子物理研究所, 北京 100871)

摘要: 为了研究钨在瞬态热流下达到熔融状态后, 不同脉冲参数对其熔融重凝行为的影响, 实验观察了钨在脉宽 5 ms 与 0.1 ms 的脉冲辐照下熔融重凝行为的特征, 并考虑熔融层流动驱动力、冷却速率、温度梯度等多项因素, 分析了分层结构与柱状晶对热源参数的依赖性。通过计算两种热源参数下的热作用特性分析了钨在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下出现柱状晶而在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下未出现的原因。研究发现, 高流强和短脉宽的脉冲束流易于促进形成分层结构, 其原因是较高流强能引起材料表层熔化层流动, 同时较短脉宽能使熔化层流痕来不及恢复平整, 而被快速冷却固化; 当样品在瞬态热流下发生熔化时, 较短的脉宽有利于形成柱状晶, 较长的脉宽有利于形成等轴晶粒和出现晶粒长大。

关键词: 钨; 瞬态热流; 熔融重凝; 脉冲参数; 热作用特性

中图分类号: TL62.6

文献标志码: A doi: 10.11884/HPLPB202234.220192

Dependence of tungsten melting and resolidification on pulse parameters under transient heat flow

Qu Miao^{1,2}, Yan Sha²

(1. China Nuclear Strategic Planning Research Institute Co., Ltd., Beijing 100048, China;

2. Institute of Heavy Ion Physics, Peking University, Beijing 100871, China)

Abstract: To study the influence of different pulse parameters on the melting and resolidification behavior of tungsten after its temperature reaches the melting point under transient heat flow, the differences in morphology and structure of tungsten after melting and resolidification under IPEB (5 ms) and CPF (0.1 ms) were experimentally observed. The dependence of hierarchical structure and columnar crystal grain on pulse parameters was analyzed considering the driving force of molten layer motion, cooling rate, temperature gradient and other factors. The reason why the columnar crystal grains appear on tungsten at pulse width of 0.1 ms but not at pulse width of 5 ms was analyzed by calculating the thermal action characteristics for two heat sources. It is found that the beam with high current intensity and short pulse width is easy to promote the formation of hierarchical structure. The reason is that the high current intensity of the pulse beam can cause the molten layer motion on the surface of the material, while the short pulse width of the pulse beam can make the molten traces too late to recover and be quickly cooled and solidified. When the sample melts under transient heat flow, short pulse width is beneficial to the formation of columnar crystal grains and long pulse width is beneficial to the formation of equiaxed grains and grain growth.

Key words: tungsten, transient heat flow, melting and resolidification, pulse parameters, thermal action characteristics

在未来托卡马克装置中, 如 ITER 实验堆和未来商业示范堆(DEMO), 钨被选为偏滤器靶板面向等离子体材料(PFMs)的首选材料^[1]。在装置运行过程中, 偏滤器的表面材料将承受粒子流、稳态热流及各种高强瞬态热流、高强电磁辐射及感生电磁力等复杂环境的考验^[2]。偏滤器部件处在强磁场中, 靶板在巨大的电磁载荷和热载荷作用下, 将呈现出多种失效模式。在偏滤器结构部件上产生的电磁载荷, 将可能对部件结构产生危害^[3], 但偏滤器面临的最大挑战是靶板上经受的等离子体不稳定导致的瞬态热负荷。当发生等离子体边缘局域模(ELMs), 钨将经受

* 收稿日期:2022-06-08; 修订日期:2022-10-14

基金项目:国家磁约束核聚变研究计划专项项目(2013GB109004)

联系方式:屈 苗, qum@cnis.com.cn。

通信作者:颜 莎, syan@pku.edu.cn。

瞬态热流的辐照^[4],从而产生开裂^[5]、再结晶^[6]、熔化^[7]甚至烧蚀^[8]等多种脉冲损伤。钨在较高能量密度的瞬态热流辐照下,材料表面发生熔融,虽然在一定程度上能掩盖脆性裂纹的损伤,但是也有可能引入熔融层重凝过程产生的次级裂纹,改变表层的微观结构。强磁场的作用会在流动的熔融层中产生很强的电磁力,可能造成液滴飞溅等问题^[9],有促进烧蚀并产生粉尘的可能性,对等离子体运行产生较大危害。为此科学家们开发了多种实验模拟方法来进行瞬态热负荷测试,如类稳态等离子体枪 QSPA^[10]、强脉冲电子束(IPEB)、强脉冲激光束等。

A. Zhitlukhin 等人使用脉宽 0.5 ms 的 QSPA-T 等离子体流对钨进行辐照测试,发现当能量密度为 0.4 MJ/m² 时,样品表面就会出现熔化,随着能量密度增加,将会出现熔化层覆盖样品表面、熔化层沿着等离子体流入射方向移动、样品间隙形成桥梁甚至完全被熔化层覆盖、液滴喷射等现象^[4]。钨在能量密度 1.5 MJ/m² 的 100 次等离子体脉冲辐照后,样品表面观察到熔化层流痕,每个脉冲熔化层移动的距离 100~200 μm^[11]。B. Bazylev 等人建立了瑞丽-泰勒不稳定性模型评估熔化层移动过程中的不稳定性^[12]。V. P. Budaev 等人使用能量密度 2 MJ/m² 脉宽 0.5 ms 的 QSPA-T 等离子体流对钨进行 2 次脉冲辐照后,在样品表层的重凝层中观察到柱状晶,该晶粒尺寸约为 10 μm × 50 μm,原始晶粒直径尺寸约为 1 μm,重凝层和原始结构之间的过渡层的晶粒尺寸为 3~5 μm^[13]。I. E. Garkusha 等人使用能量密度 0.75 MJ/m²、脉宽 0.25 ms 的 QSPA kh-50 等离子体流对钨进行 100 次脉冲辐照后,在样品表面观察到了熔坑^[14]。虽然以上研究对钨在瞬态热流下的熔融重凝行为进行了一些探究,但熔融层流动、柱状晶形成对脉冲参数的依赖性目前尚不清楚,仍需要进一步研究。

材料的熔融状态直接相关的因素是温度达到熔点,但是熔融重凝行为引起的材料表层响应还与温度超过熔点的时间、熔化层的厚度、熔融层流动、冷却速率、冷却过程的固液界面温度梯度等因素有关系,而这些因素归根结底还是受瞬态热流的脉冲参数影响,在材料表层温度都达到熔点的情况下,主要受脉宽的影响。因此,本文工作实验观察了钨在两种脉宽(脉宽 5 ms 与脉宽 0.1 ms)的脉冲辐照下的熔化重凝行为,通过建模计算分析了不同脉冲参数尤其是脉宽对熔化重凝行为的影响。

1 钨在两种脉宽热脉冲辐照下的熔融重凝行为的不同表现

1.1 瞬态热负载实验

本实验中使用的钨材料是与 ITER 所用钨类似的晶粒尺寸 μm 量级、粉末冶金制成的高纯度多晶钨棒材,直径为 12 mm,纯度为 99.95%,是由英国顾特服剑桥有限公司(Goodfellow Cambridge Limited)生产的同一批次材料。钨棒的晶粒变形方向与轴向平行,晶粒轴向尺寸(约 6 μm)大于径向尺寸(约 3 μm)。实验钨样品是将钨棒沿着与轴向垂直的面切成圆片,抛光后制成,样品的最终厚度约为 0.8 mm。

本实验中将钨样品分别在脉宽 0.1 ms 的压缩等离子体流(CPF)^[15-17]和脉宽 5 ms 的强脉冲电子束(IPEB)下进行辐照测试。CPF 位于白俄罗斯首都明斯克的国家科学院传热传质研究所,对钨样品进行单脉冲测试,修正的每脉冲平均能量密度为 0.87, 0.95, 1.03, 1.39, 1.46, 1.54, 1.58 MJ/m²。IPEB 辐照在核工业西南物理研究院(SWIP)的脉冲电子束装置 EMS-60^[18-19]上进行,每脉冲能量密度为 3.82 MJ/m²,脉冲次数为 1, 10, 30, 50, 100, 脉冲之间的间隔时间为 5 s。

1.2 钨在脉宽 0.1 ms 脉冲辐照下的熔融重凝行为

1.2.1 熔化层流动与柱状晶粒

受脉宽 0.1 ms 的 CPF 脉冲辐照的钨样品表面出现熔化层流动,而表层出现柱状晶。实验中受辐照的钨样品表面均被熔融层覆盖,并且熔融层在样品表面形成的流痕呈现放射状图,典型形貌如图 1(a)所示。图 1(c)显示了 CPF 辐照钨样品的示意图,束流截面远大于样品尺寸。受辐照样品截面也都观察到了柱状晶粒,其典型的截面图样如图 1(b)所示。柱状晶粒显然是由于熔融层再凝固引起的。在冷却过程中,首先在固液边界处的基体晶粒上形成晶核,然后重结晶后的晶粒逐渐长大,向熔化层表面生长,直到熔化层全部凝固。由于受到基底晶粒尺寸的影响(横向尺寸约 3 μm),在不同修正平均能量密度的 CPF 单脉冲辐照后,柱状晶粒的横向尺寸几乎保持不变。但柱状晶粒的纵向平均尺寸为 16~21 μm,大约是原始晶粒(晶粒长度约为 6 μm)的 3~4 倍。由于柱状晶粒由重凝导致,故可以用柱状晶粒的纵向尺寸来表征熔融重凝层的厚度。钨在脉冲热流下形成柱状晶粒,在后续脉冲中将易于形成纵向裂纹,避免形成横向裂纹,这有利于提高对烧蚀剥落的抵抗力。

1.2.2 熔化层流动导致的分层结构与烧蚀

熔化层流动促进形成流动层和基底层的上下分层结构。将受 CPF 辐照的钨样品沿直径切开,对样品截面抛光后使用电镜观察,发现不同能量密度 CPF 脉冲辐照下的钨样品均存在分层结构。图 2 为在能量密度为 0.95 MJ/m²

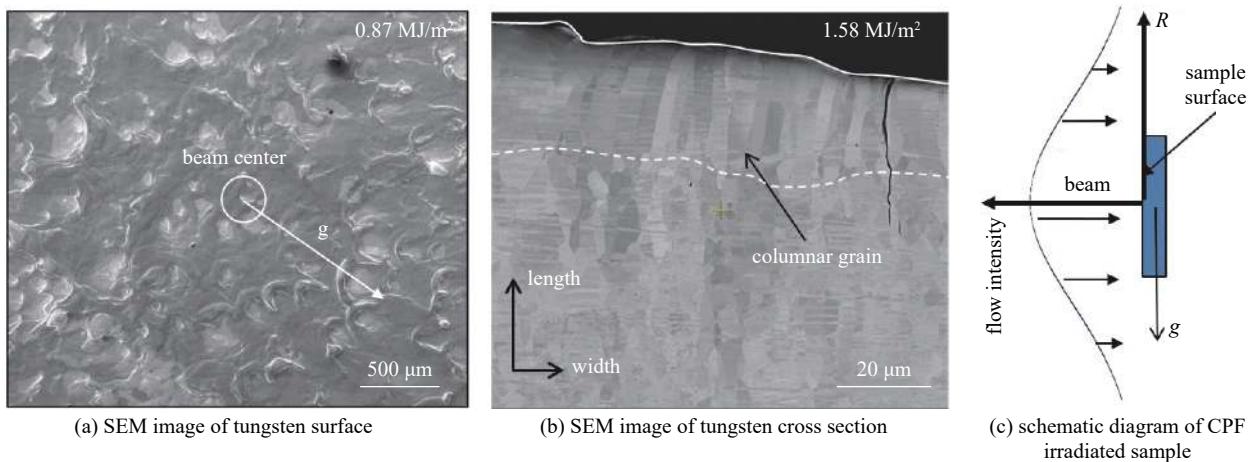


Fig. 1 SEM images and diagram of tungsten under compressed plasma flow (CPF) single pulse irradiation with pulse width of 0.1 ms

图 1 钨在脉宽 0.1 ms 的 CPF 单脉冲辐照下 SEM 图及辐照示意图

和 1.03 MJ/m² 的 CPF 单脉冲(脉宽 0.1 ms)辐照下的钨截面 VCD 图, 是上下分层结构的典型截面图, 图中可以清晰分辨出流动层和基底层。而图 2(a)中的纵向裂纹从流动层延伸到基底层, 图 2(b)中的流动层与基底层的相连处的晶粒有部分属于同一晶粒, 大部分为不同的晶粒, 这两点表明表面层凝固后, 流动层和基底层是部分粘连。横向裂纹表明两层之间的结合力很弱, 在卸载过程中会发生重新断裂。

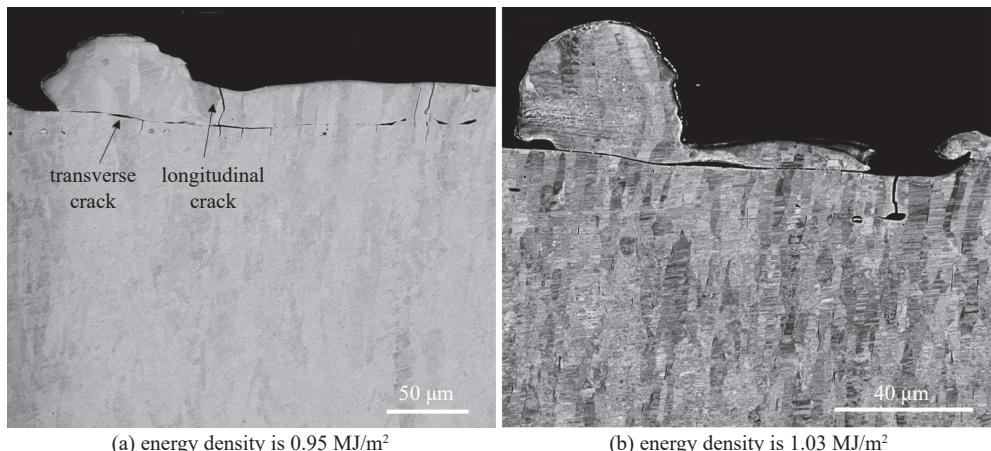


Fig. 2 VCD diagram of tungsten cross section under CPF single pulse irradiation with pulse width of 0.1 ms

图 2 钨在脉宽 0.1 ms 的 CPF 单脉冲辐照下钨截面的 VCD 图

重凝的流动层易发生剥落, 进而促进烧蚀并形成更多的粉尘。本文工作实验观察了受 CPF 辐照后样品表面出现的熔化层流痕, 单次脉冲辐照后, 熔化层与基底层仍处于粘连状态。但是当进行样品表征处理后, 样品表面出现了表面层的剥落, 包括熔化层流痕和重新凝固的液滴表面都出现了剥离现象, 而剥离层厚度范围为 1.1~1.5 μm, 剥离结构的典型形貌如图 3(b)所示。此外, 实验观察了重凝液滴附近区域的截面图样, 结果发现重凝在样品表面上的液滴和基底层虽有粘连, 但是实际上两者之间存在较大的空隙(如图 3(a)所示), 说明凝固在样品表面上的液滴也并不稳固, 极易发生剥落。由此可见, 当在瞬态热流下出现熔化层移动, 重凝的流动层将可能在后续脉冲中发生剥落而促进烧蚀。

1.3 钨在脉宽 5 ms 脉冲辐照下的熔融重凝行为

钨在脉宽 5 ms 的瞬态热流的多脉冲辐照下表面能够发生明显熔化, 但未出现熔化层定向流动, 表层出现明显长大的等轴晶而未出现柱状晶。实验观察发现, 能量密度 3.82 MJ/m² 脉宽 5 ms 的 IPEB 单次脉冲下, 样品未出现熔化, 脉冲次数 10 次的情况下样品表面出现明显熔化, 脉冲次数 30 次的情况下样品表面依然只出现熔化并未有明显熔化层移动(图 4(a))。观察样品截面发现, 辐照区域表层晶粒出现了长大。钨样品在 IPEB 的 30 个脉冲辐照后, 晶粒长大深度大约在 66 μm(图 4(b))。由截面图知, 在样品表层中, 原由轧制过程导致的横向挤压轴向拉伸变形已经消失, 此时的晶粒为等轴晶, 而非柱状晶, 并且从基底层到样品表面, 晶粒尺寸逐渐增加。本实验辐照区域

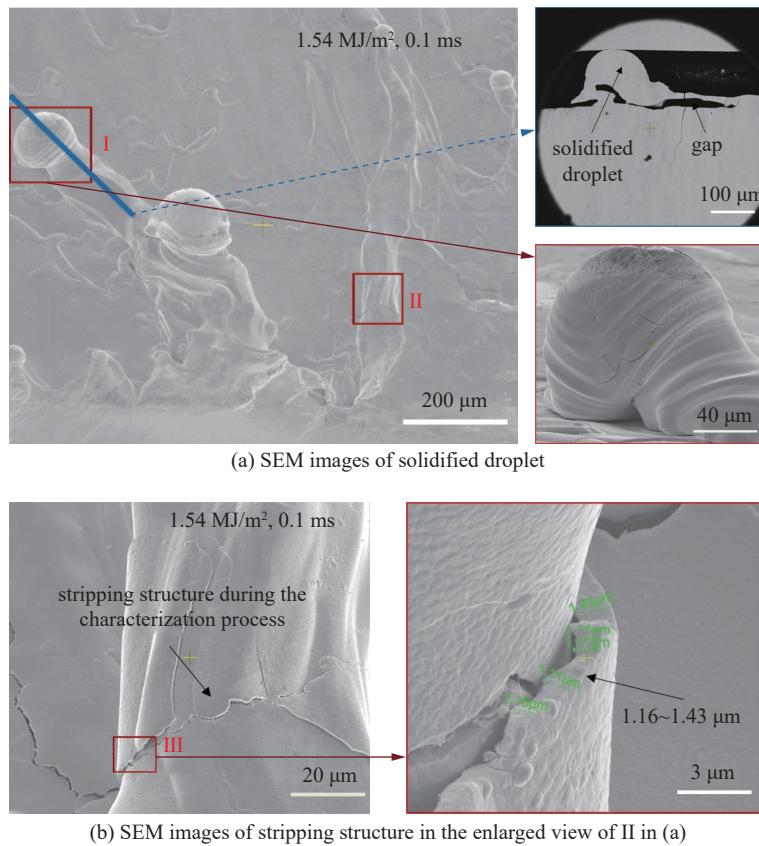


Fig. 3 SEM images of solidified droplet and stripping structure on tungsten under CPF single pulse irradiation with energy density of 1.54 MJ/m^2 and pulse width of 0.1 ms

图 3 在能量密度为 1.54 MJ/m^2 脉宽 0.1 ms 的 CPF 单脉冲辐照下钨表面的液滴和剥离结构的 SEM 图

取样品中心区 $2.2 \text{ mm} \times 2.2 \text{ mm}$ 的区域(图 4(c))。电子束束斑是散焦的, 取半高宽为直径约 1 mm, 电子束在辐照区域内按照类似李萨如图形的路径进行高频扫描, 整个区域的扫描频率为 10 kHz。

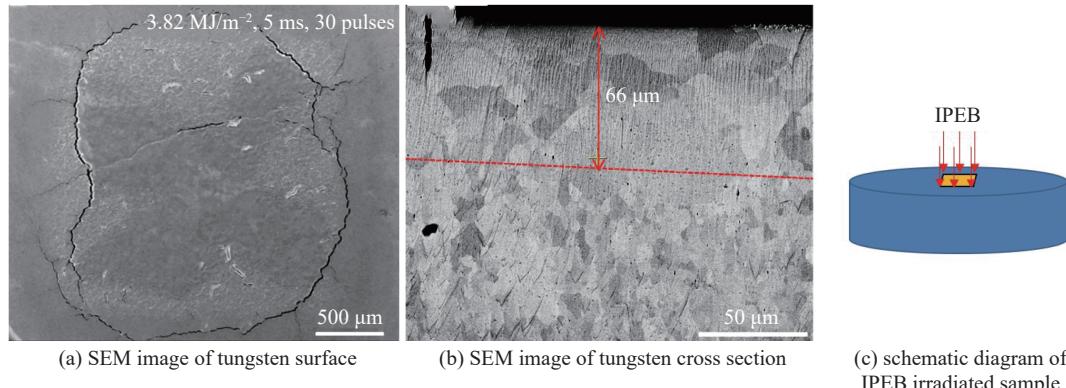


Fig. 4 SEM images and diagram of tungsten irradiated by 30 IPEB pulses with energy density of 3.82 MJ/m^2 and pulse width of 5 ms

图 4 钨在能量密度为 3.82 MJ/m^2 脉宽 5 ms 的 30 次 IPEB 脉冲辐照下 SEM 图及辐照示意图

由以上实验结果可知, 钨在脉宽 5 ms 与 0.1 ms 两种脉冲束流下的熔融重凝行为的不同主要表现在两个方面: 一是熔化层的流动, 钨在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下样品表层出现熔化层流动, 而在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下表层未出现熔化层流动; 二是晶粒变化的不同, 钨在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下样品表层形成柱状晶粒, 而在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下, 样品表层主要发生再结晶及晶粒长大, 辐照区域的横截面也无法判断熔化层厚度。

2 脉冲参数对熔融重凝行为的影响分析

2.1 熔化层流动和柱状晶形成的机制分析

2.1.1 熔化层流动驱动力的分析

熔化层流动主要是样品发生烧蚀产生的烧蚀反冲力与入射离子动量产生的压强导致的。钨在脉宽 0.1 ms 的

CPF 辐照下, 表层熔化层以烧蚀反冲力、入射离子动量导致的压强和重力的合力作为驱动力, 在样品表面发生质量迁移。氢离子能量 4.5 keV, 单脉冲流强 6.4~11.3 kA/cm² 的 CPF 辐照到样品表面时, 入射氢离子动量导致的压强为 0.6~1 MPa。而尺寸 $\phi 12\text{ mm} \times 0.8\text{ mm}$ 的钨样品在入射能量密度 1.2 MJ/m²、脉宽 0.1 ms 的 CPF 单脉冲辐照下, 质量损失约 9.5 mg, 计算可知此过程能量损失约 0.4 MJ/m², 表面熔化层的厚度约 32 μm, 可估算烧蚀物质的反冲力约为 8.6 MPa, 而熔融层重力对流体的压强约 3.6 kPa 量级。可见对表面熔化层流动的驱动作用为: 重力 < 入射氢离子动量 < 烧蚀反冲力。由于后两项都在 MPa 量级, 因此认为熔化层流动主要是后两项导致的。

2.1.2 柱状晶形成机制的分析

实验观察到的柱状晶粒的生长方向是平行于束流入射方向, 并且柱状晶粒的横向尺寸基本与基底晶粒一致, 说明熔融层重凝过程中固液界面的晶核主要沿着纵向生长, 并且在生长过程中维持固液界面的稳定性, 使得所有晶粒始终朝着一个方向生长。由定向凝固有关理论^[20] 分析得出瞬态热流下形成柱状晶的三个主要条件: 一是表面温度达到熔点, 形成熔化层; 二是单向温度梯度大于 10⁶ K/m^[21], 熔化层能沿着温度梯度的方向定向凝固; 三是冷却速率够大, 能够在固液界面造成一定的过冷度, 表面层狭窄的固液共存区抑制侧向分枝的生长和发展^[22-23]。在忽略液相过热的条件下, 凝固速率 (v_d), 即柱状晶的生长速率, 主要由固液界面前沿中的温度梯度决定^[24]: $v_d = \lambda_s G_s / (\rho_s \Delta H)$ 。其中 λ_s 为固相热导率, G_s 为温度梯度, ρ_s 为固相密度, ΔH 为熔化潜热。由此可知, 随着温度梯度的增大, 柱状晶的生长速率会线性增大。

2.2 计算模型的建立

不同脉冲参数的瞬态热流辐照钨, 将在材料表面引起不同的热作用特性, 从而引起不同的材料响应。为了理清不同脉冲参数引起的热作用特性, 本研究通过 COMSOL Multiphysics^[25] 分别针对脉宽 0.1 ms 的 CPF 和脉宽 5 ms 的电子束辐照钨建立了有限元计算模型, 计算钨在不同束流参数瞬态热流辐照下的温度分布和演化。针对脉宽 5 ms 的电子束辐照钨, 采用固体传热和相变传热模块分别建立了无裂纹与有预置环形裂纹的二维轴对称热传导计算模型, 从而探究环形裂纹的存在及重复脉冲对温度场的影响。模型几何尺寸与实际样品尺寸一致, 预制环形裂纹截面为三角形, 裂纹开口宽为 6.2 μm, 裂纹深为 240.0 μm, 裂纹位于半径 1.1 mm 处。实验中电子束快速扫描的 2.2 mm × 2.2 mm 的方形热源近似为半径为 1.24 mm 的圆形热源。针对脉宽 0.1 ms 的 CPF, 采用固体传热、相变传热和变形几何模块建立一维深度方向的瞬态热传导模型, 对脉冲加载的传热过程、发生汽化时汽化造成质量损失和能量损失的过程进行模拟。两个模型中样品初始温度设为 293.15 K, 四周的热学边界条件为辐射散热, 材料参数设置中考虑了钨材料的热导率、密度、热容等热学参数随温度的变化。

2.3 脉冲参数对熔融重凝行为的影响分析

对于不同脉冲宽度的瞬态热负载, 表面温度能否达到熔点主要由束流能量密度与脉宽决定, 而当表面能够发生熔化时, 温度超过熔点的时间、熔化层的厚度、冷却速率、冷却过程的固液界面温度梯度等热作用特性主要由脉宽决定。

2.3.1 脉冲参数对分层结构的影响

熔化层流动可能引起分层结构, 即上下分层结构、剥离层结构及不稳固的重凝液滴, 从而在后续脉冲中促进烧蚀。钨在脉冲束流辐照下样品表面要形成这样的分层结构需要满足两个条件: 一是束流的流强较高, 钨在脉冲束流辐照下能发生烧蚀, 从而能引起熔化层流动; 二是束流的脉宽较短, 脉冲加载结束后, 冷却速率较大, 熔化层流动后来不及恢复平整, 而被冷却固化, 从而使得不同的流动层或流动层与基底层之间粘连不牢。根据 A. Zhitlukhin 的报道^[4], 钨在能量密度 1.6 MJ/m² 脉宽 0.5 ms 的 QSPA-T 等离子体脉冲辐照下, 表面熔化层出现流动, 但是重凝的表面较为平整。这说明在脉宽相对长一点的脉冲下, 冷却速率相对较慢, 即使材料表面出现了熔化层流动, 重凝后的表面也比较平整, 不易产生剥落。与 QSPA-T 相比, CPF 的脉冲宽度更短, 熔化层冷却速率更大, 温度很快下降, 导致熔化层粘滞性较大, 熔化层流痕来不及恢复平整, 迅速的降温冷却将其固化在样品表面。脉宽 5 ms 的 IPEB 的脉宽较长, 熔化层重凝之后较为稳固, 并且 IPEB 的束流强度不足引发钨表面烧蚀, 从而不能驱动熔化层流动, 因而钨在 IPEB 辐照下不易出现分层结构。由此可见, 流强很高、脉宽较短的强烈快脉冲有利于促进形成分层结构, 这对偏滤器部件本身的烧蚀损伤并不是致命的, 但对托卡马克装置运行有较大的危害。

2.3.2 脉冲参数对柱状晶形成的影响

本研究计算了钨在能量密度为 1.2 MJ/m²、脉宽 0.1 ms 的 CPF 辐照下的温度场分布和演化, 以此来分析脉宽 0.1 ms 的热脉冲辐照钨引起热作用特性。如表 1 所示, 钨在该脉冲辐照下, 表面温度超过熔点的时间为 93 μs, 熔化层的

表 1 计算的脉宽 5 ms 与 0.1 ms 两种脉冲束流辐照钨的热作用特性

Table 1 The calculated thermal characteristics of tungsten irradiated by two kinds of pulse beams with pulse width of 5 ms and 0.1 ms

particle type	energy density/ (MJ·m ⁻²)	pulse width/ms	melting time/ms	melting layer thickness/μm
IPEB	3.82	5	1.3	60
CPF	1.2	0.1	0.093	32
particle type	temperature rise rate/(K·s ⁻¹)	temperature drop rate/(K·s ⁻¹)	maximum axial temperature gradient/(K·m ⁻¹)	maximum radial temperature gradient/(K·m ⁻¹)
IPEB	5×10^6	3×10^6	4×10^6	5×10^6
CPF	3×10^8	6×10^7	2×10^8	

厚度约 32 μm, 表面温度梯度为 2×10^8 K/m, 冷却速率可以达到 $10^7 \sim 10^8$ K/s。因此, 钨在脉宽 0.1 ms 的 CPF 辐照下热作用特性均能满足柱状晶产生条件, 并且根据温度梯度可以估算出钨在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下柱状晶的生长速率约为 49 m/s。

钨在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下未形成柱状晶, 其原因是钨在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下, 较大的脉宽导致固液界面的温度梯度与冷却速率不满足柱状晶产生条件。在能量密度为 3.82 MJ/m²、脉宽 5 ms 的脉冲电子束辐照下, 单次脉冲并不能使表面达到熔化, 由于环形裂纹阻碍温度场径向扩散(图 5)和温度累积, 10 次脉冲加载后, 表面能观察到熔化现象, 根据温度场累积的计算结果, 此时表面温度超过熔点的时间约为 1.3 ms(图 6), 熔化层的厚度约为 60 μm(图 7)。钨在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下, 表层存在径向与纵向两个方向大于 10^6 K/m 的温度梯度, 并且其冷却速率比在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下小一个量级, 不能形成过冷度抑制晶粒侧向分枝的生长, 因而这样的条件下不利于形成柱状晶, 更利于形成等轴晶和晶粒长大。综上可知, 当样品在瞬态热流下发生熔化时, 短脉宽有利于柱状晶的

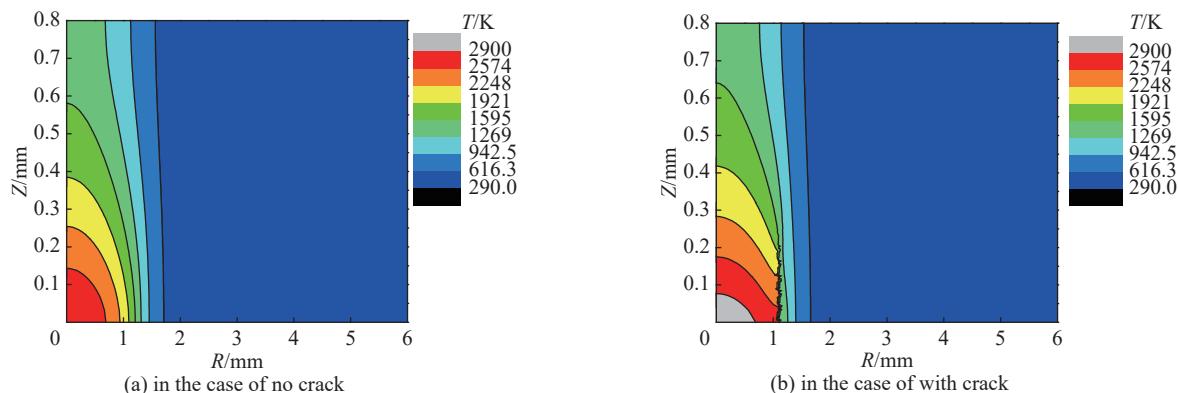


Fig. 5 The cross-sectional temperature distribution of tungsten at 5 ms after IPEB single pulse irradiation with energy density of 3.82 MJ/m² and pulse width of 5 ms

图 5 钨在能量密度为 3.82 MJ/m² 脉宽 5 ms 的 IPEB 单脉冲辐照后 5 ms 时截面温度场分布

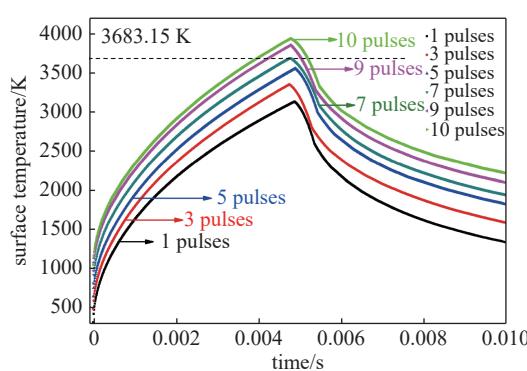


Fig. 6 The evolution of surface temperature with time at the center of irradiation area under 1~10 pulses of IPEB at 3.82 MJ/m² energy density and 5 ms pulse width

图 6 钨在能量密度 3.82 MJ/m²、脉宽 5 ms 的 1~10 次 IPEB 脉冲辐照后, 表面中心点温度随时间的变化

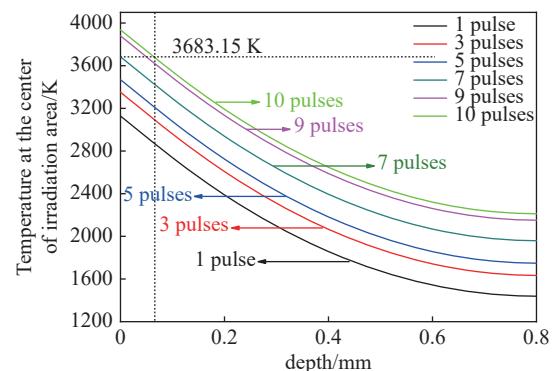


Fig. 7 Distribution of temperature at the center of irradiation area with depth under 1~10 pulses of IPEB at 3.82 MJ/m² energy density and 5 ms pulse width

图 7 钨在能量密度 3.82 MJ/m²、脉宽 5 ms 的 1~10 次 IPEB 脉冲辐照后, 表面温度最高时纵向的温度分布

形成。

3 结 论

本文实验观察了钨在脉宽 0.1 ms 及 5 ms 的脉冲辐照下的熔融重凝特征，并分析了其对脉冲参数的依赖，得出如下结论：(1) 钨在两种束流参数下的熔融重凝特征呈现不同。钨在脉宽 0.1 ms 的 CPF 辐照下，出现熔化层流痕、分层结构、柱状晶，但钨在脉宽 5 ms 的 IPEB 多脉冲辐照下，由于环形裂纹阻碍温度径向扩散及温度累积效应才导致样品发生熔化，样品表面未出现熔化层移动，表层晶粒出现长大。(2) 脉冲束流的高流强和短脉宽易于促进形成分层结构。钨在脉宽 0.1 ms 的 CPF 辐照下表面出现的熔化层流动，主要是烧蚀反冲力与入射离子动量引起的压强导致的。分层结构形成的原因是脉冲束流的流强较高，能引起材料表层熔化层流动，同时束流的脉宽较短，脉冲加载结束后，冷却速率较大，熔化层流痕来不及恢复平整，而被快速冷却固化。(3) 当样品在瞬态热流下发生熔化时，较短的脉宽有利于形成柱状晶。钨在脉宽 0.1 ms 的脉冲辐照下形成柱状晶，晶粒生长速率约为 49 m/s，但在脉宽 5 ms 的脉冲辐照下未形成，其原因是较长的脉宽导致温度梯度与冷却速率不满足柱状晶形成条件，有利于形成等轴晶及发生晶粒长大。

致 谢 感谢白俄罗斯国立大学固体等离子体改性实验室的 Uglov Vladimir V. 教授对 CPF 辐照实验给予的帮助，感谢核工业西南物理研究院的刘翔研究员、练友运副研究员对 EMS-60 辐照实验的帮助，感谢北京航空航天大学的喻晓博士、沈杰博士对计算模型建立的帮助。

参 考 文 献：

- [1] Li Yu. Thermo-mechanical behavior of tungsten under fusion-relevant hydrogen plasma loads[D]. Eindhoven: Technische Universiteit Eindhoven, 2021.
- [2] Matera R, Federici G, The ITER Joint Central Team. Design requirements for plasma facing materials in ITER[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1996, 233/237: 17-25.
- [3] 张洋. EAST装置偏滤器靶板的可靠性研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019. (Zhang Yang. Research on reliability of EAST divertor targets[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019)
- [4] Hassanein A, Sizyuk V. Potential design problems for ITER fusion device[J]. *Scientific Reports*, 2021, 11: 2069.
- [5] Arshad K, Ding Dan, Wang Jun, et al. Surface cracking of tungsten-vanadium alloys under transient heat loads[J]. *Nuclear Materials and Energy*, 2015, 3/4: 32-36.
- [6] Minissale M, Durif A, Kermouche G, et al. Grain growth and damages induced by transient heat loads on W[J]. *Physica Scripta*, 2021, 96: 124032.
- [7] Makhrai V A, Garkusha I E, Herashchenko S S, et al. Contribution of leading edge shape to a damaging of castellated tungsten targets exposed to repetitive QSPA plasma loads[J]. *Physica Scripta*, 2021, 96: 124043.
- [8] Kasatov A A, Arakcheev A S, Burdakov A V, et al. Observation of dust particles ejected from tungsten surface under impact of intense transient heat load[J]. *AIP Conference Proceedings*, 2016, 1771: 060007.
- [9] 倪明玖. 磁约束核聚变反应堆研发相关的金属流体力学问题研究[J]. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2013, 43(12): 1570-1578. (Ni Mingjiu. Liquid metal hydrodynamics relevant to R&D of magnetoconfinement fusion reactor[J]. *Scientia Sinica Physica, Mechanica & Astronomica*, 2013, 43(12): 1570-1578)
- [10] Makhrai V A, Herashchenko S S, Aksenov N N, et al. Damaging of inclined/misaligned castellated tungsten surfaces exposed to a large number of repetitive QSPA plasma loads[J]. *Physica Scripta*, 2020, T171: 014047.
- [11] Wittlich K, Hirai T, Compan J, et al. Damage structure in divertor armor materials exposed to multiple ITER relevant ELM loads[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2009, 84(7/11): 1982-1986.
- [12] Bazylev B, Janeschitz G, Landman I, et al. Behaviour of melted tungsten plasma facing components under ITER-like transient heat loads: simulations and experiments[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2008, 83(7/9): 1077-1081.
- [13] Budaev V P, Martynenko Y V, Karpov A V, et al. Tungsten recrystallization and cracking under ITER-relevant heat loads[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2015, 463: 237-240.
- [14] Garkusha I E, Bandura A N, Byrka O V, et al. Damage to preheated tungsten targets after multiple plasma impacts simulating ITER ELMs[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, 386/388: 127-131.
- [15] Kudaktsin R S, Astashynski V M, Kuzmitski A M. Characteristic features of the surface relief formation of metals modified by compression plasma flows[J]. *High Temperature Material Processes: An International Quarterly of High-Technology Plasma Processes*, 2019, 23(3): 275-282.
- [16] Shymanski V I, Uglov V V, Cherenda N N, et al. Structure and phase composition of tungsten alloys modified by compression plasma flows and high-intense pulsed ion beam impacts[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 491: 43-52.
- [17] Qu Miao, Kong Fanhang, Yan Sha, et al. Damages on pure tungsten irradiated by compression plasma flows[J]. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2019, 444: 33-37.
- [18] Li Changjun, Zhu Dahuan, Li Xiangbin, et al. Performance of W-1%Y₂O₃-0.5%Ti plasma-facing composite under fusion relevant transient heat flux[J]. *Fusion*

[Science and Technology](#), 2021, 77(4): 310-315.

- [19] Lian Youyun, Liu Xiang, Cheng Zhengkui, et al. Thermal shock performance of CVD tungsten coating at elevated temperatures[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, 455(1/3): 371-375.
- [20] 彭广威, 刘健, 李理, 等. 定向凝固理论及技术的研究现状[J]. *铸造设备研究*, 2005(4): 44-47. (Peng Guangwei, Liu Jian, Li Li, et al. Progress of technic and theory of directional solidification[J]. *Research Studies on Foundry Equipment*, 2005(4): 44-47)
- [21] 丁国陆, 黄卫东, 林鑫, 等. 定向凝固界面高梯度绝对稳定性的临界条件[J]. *自然科学进展——国家重点实验室通讯*, 1996, 6(5): 602-607. (Ding Guolu, Huang Weidong, Lin Xin, et al. Critical conditions for high gradient absolute stability of directional and solidification interfaces[J]. *Progress in Natural Science: Communication of State Key Laboratories of China*, 1996, 6(5): 602-607)
- [22] Huang S C, Laforce R P, Ritter A M, et al. Rapid solidification characteristics in melt spinning a Ni-base superalloy[J]. [Metallurgical Transactions A](#), 1985, 16(10): 1773-1779.
- [23] Kurz W, Trivedi R. Overview No. 87 Solidification microstructures: recent developments and future directions[J]. [Acta Metallurgica et Materialia](#), 1990, 38(1): 1-17.
- [24] 杨扬, 徐锦峰, 翟秋亚. 急冷条件下Cu-Sn合金的快速枝晶生长[J]. [中国有色金属学报](#), 2007, 17(9): 1521-1526. (Yang Yang, Xu Jinfeng, Zhai Qiuya. Rapid dendritic growth in melt-spun Cu-Sn alloys[J]. [The Chinese Journal of Nonferrous Metals](#), 2007, 17(9): 1521-1526)
- [25] 王刚, 安琳. COMSOL Multiphysics工程实践与理论仿真: 多物理场数值分析技术[M]. 北京: 电子工业出版社, 2012: 24-25. (Wang Gang, An Lin. Engineering practice and theoretical simulation in COMSOL Multiphysics: multi physical field numerical analysis technology[M]. Beijing: Publishing House of Electronics Industry, 2012: 24-25)