

高热负荷作用下钨基材料损伤行为研究进展

齐艳飞^{1,2}, 王波¹, 周景一², 李运刚², 田薇², 王亮¹

(1. 北京工业大学, 北京 100124)

(2. 华北理工大学, 河北 唐山 063009)

摘要: 钨具有优异的理化性能使其成为面对等离子体材料的备选材料之一。对钨基材料高热负荷作用下的损伤行为进行了比较和分析。详细介绍了轧制态钨、再结晶态钨、W-La₂O₃、W-TiC、W-ZrC、W-Ta 和 W-V 材料在不同高热负荷条件下的损伤行为, 讨论了损伤机理, 并指出了尚需研究的若干关键问题。

关键词: 钨基材料; 高热负荷; 损伤行为

中图分类号: TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1945-06

托卡马克核聚变装置在等离子体放电试验过程中, 内壁需承受等离子体、高热负荷和高能中子的三重辐照, 所以内壁材料的工作环境较为苛刻, 内壁的损伤会影响整个试验的正常运转, 因而壁材料的选择是众多亟需解决的问题之一^[1]。由于核聚变装置中的面对等离子体材料与等离子体直接接触, 因而其应具备导热性能好、熔点高、抗溅射能力强、较低燃料粒子滞留等特点。钨(W)凭借其高熔点(3410 °C)、高热导率、低物理溅射率(溅射阈值高)、低氦滞留、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, 被认为是最有前景的面对等离子体材料^[2], 在航空航天、原子能和电子工业等尖端领域得到了广泛应用。然而, 纯钨作为面对等离子体材料仍存在一些问題, 因此, 研究者们考虑将钨基材料引入面对等离子体材料之中, 以解决纯钨作为面对等离子体材料所存在的一些问題。

本文对不同组织状态下的纯钨(轧制态和再结晶态)及固体颗粒弥散强化钨基材料(W-La₂O₃, W-TiC 和 W-ZrC)和合金化强化钨基材料(W-Ta 和 W-V)在高热负荷作用下的性能退化及损伤行为进行了比较和分析, 并指出了尚需研究的若干关键问题。

1 纯钨

在高热负荷作用下, 钨既要承受瞬时高热冲击引起的再结晶、晶粒长大、表面开裂、熔蚀及蒸发等损伤, 又要承受稳态运行中因热流波动而引起的表面热

疲劳。不同形态的钨抵抗高热负荷作用的损伤能力不同, 在此探讨分析轧制态钨和再结晶态钨在高热负荷作用下的损伤行为。

1.1 轧制态钨

T. Hirai 等^[3]利用电子束设备 JUDITH 研究了钨的熔化阈值。研究结果如图 1 所示。当基底温度为 200 °C 时, 在 0.15 GW/m², 5 ms 的热负荷作用下, 纯钨样品出现主裂纹。然而, 当基底温度高于 200 °C 时, 即使在高功率密度下也不会出现主裂纹。这说明主裂纹的形成有一个温度阈值即韧脆转变温度(200 °C), 钨的韧脆转变温度是指温度降低时钨由韧性状态转变为脆性状态的温度区域。当基底温度为 200~600 °C 时, 在小于 0.15 GW/m², 5 ms 的热负荷作用下, 纯钨样品

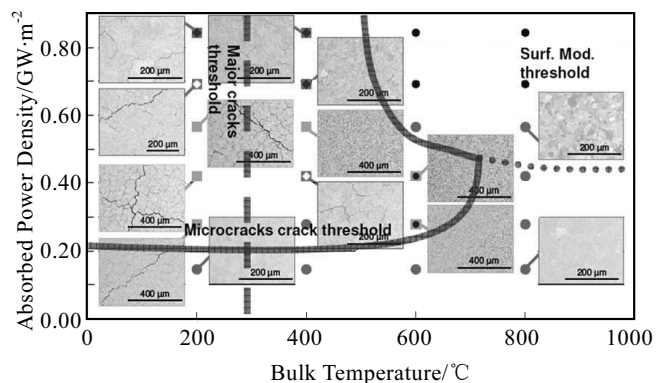


图 1 钨在不同热负荷条件下的显微结构

Fig.1 Tungsten microstructures under different heat loads^[3]

收稿日期: 2017-06-17

基金项目: 国家自然科学基金(51571003, 51274082); ITER 计划专项(2013GB109003)

作者简介: 齐艳飞, 女, 1987 年生, 博士生, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392445, E-mail: qyf999fyq@163.com

没有裂纹出现；当功率密度超过 0.15 GW/m^2 时，纯钨样品出现微裂纹。这说明微裂纹的形成与功率密度的阈值有关。当基底温度为 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，没有任何裂纹出现，然而在更高的热通量下 ($>0.70 \text{ GW/m}^2$) 会发生材料表面改性，如材料表层的再结晶。由图 1 还可知，当基底温度高于 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ ，热通量低于 0.3 GW/m^2 时，材料可以安全运行。

不同晶粒取向的钨的耐热冲击性能不同。目前关于热负荷方向平行于晶粒拉长方向的耐热冲击性能的研究有所报道^[3-5]。然而，关于热负荷方向与晶粒拉长方向之间的关系对裂纹形成的影响的对比研究较少，Zhang 等^[6]研究了热负荷方向垂直于轧制方向表面 (A) 和热负荷方向平行于轧制方向表面 (B) 的耐热冲击性能。研究表明，A 的裂纹阈值为 $<0.2 \text{ GW/m}^2$ ，B 的裂纹阈值为 $0.44\sim 0.66 \text{ GW/m}^2$ 。在相同的弯曲强度下，A 的主裂纹呈线形分布，且沿晶界分布着大量的二次裂纹；B 的主裂纹呈圆形分布，且无二次裂纹产生。在相同的热通量下，A 的裂纹深度为 $550\sim 850 \mu\text{m}$ ，最大裂纹宽度为 $2\sim 8 \mu\text{m}$ ；B 的裂纹深度为 $350\sim 550 \mu\text{m}$ ，最大裂纹宽度为 $0\sim 8 \mu\text{m}$ 。所以，B 具有良好的耐热冲击性能。在 0.25 GW/m^2 ，100 次循环热冲击作用下，材料无裂纹出现；当循环次数增至 1000 次时，材料出现宽度为 $8 \mu\text{m}$ 的裂纹。因而，热负荷方向平行于晶粒拉长方向的耐热冲击性能优于热负荷方向垂直于晶粒拉长方向的耐热冲击性能。当热负荷方向垂直于轧制方向时，钨材料表面沿轧制方向产生的裂纹容易被掀开，而出现表面剥落现象。当热负荷方向平行于轧制方向时，裂纹向材料内部扩展，扩展到一定深度时，不易再向内部扩展，材料表面的损伤程度有所降低。

在高热负荷作用下，钨材料表面因温度梯度而产生热应力，当热应力大于钨材料表面的屈服强度时，钨材料发生塑性变形。在材料塑性变形冷却阶段，材料表面因保留部分载荷而产生拉应力，当拉应力大于钨材料的抗拉强度时，钨晶界破裂形成裂纹，这是因为晶粒边界是材料的弱面，当施加的载荷超过能量密度阈值时，热应力超过材料强度，产生显微裂纹。

1.2 再结晶态钨

再结晶态钨是指当退火温度足够高、时间足够长时，在变形金属钨的显微组织中，产生无应变的新晶粒。新晶粒不断长大，直至原来的变形组织完全消失，金属钨的性能也随之发生显著变化，在此工艺下得到的新金属钨即为再结晶钨。钨再结晶后，晶粒尺寸增大、杂质元素向晶界扩散、晶粒内部位错密度降低，即组织结构发生了变化，材料性能也随之发生改变^[7]。

Farrell 等^[8]对锻造态钨样品的再结晶及晶粒长大的韧脆转变行为进行研究。研究发现，韧脆转变温度由 $70 \text{ }^\circ\text{C}$ 升至 $235\sim 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ，再结晶钨的断裂形式以沿晶断裂为主，且断口晶界处分布着大量的杂质元素，所以推断再结晶脆性的主要原因是晶界处杂质元素的聚集。Joshi 等^[9]对钨脆性断裂行为的研究结果表明，沿晶断裂是由晶界处的 P 偏析引起。此外，由于再结晶钨晶粒尺寸增大，晶界数量及长度减小，降低了材料的断裂韧性^[10]、提高了材料的韧脆转变温度^[11]。晶界处聚集的杂质元素，因阻碍位错的滑移与开动，而引起晶界脆化。加载时，杂质聚集处易产生应力集中，而成为裂纹起点，导致材料脆性断裂。因而，钨再结晶后组织结构发生变化，材料性能也随之发生退化，缩短了材料的使用寿命^[12]。

袁悦^[13]利用高能电子束设备 JUDITH1 对边界局域模 (edge localized modes, ELM) 循环热冲击作用下再结晶钨的表面损伤行为进行了研究。研究表明，再结晶钨脆性显著，抗热冲击性能降低。当基底温度升至 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，韧性提高，抗热冲击性能增强，但表面粗糙度明显增加。同时，循环热冲击后，再结晶晶粒硬度值增加，在不发生表面开裂的前提下，循环热冲击对再结晶钨的性能恢复起到一定促进作用。

本课题组采用高能电子束设备，通过控制工艺参数对再结晶态钨的热疲劳性能进行检测。当基底温度为室温时，在 48 MW/m^2 ， 1 ms 的热负荷作用下，改变循环次数，研究表面裂纹的变化情况。结果表明，随循环次数增加，表面微裂纹更加明显，当循环次数增至 1000 次时，表面损伤严重。由图 2^[14]还可知，裂纹在部分晶粒中是穿晶扩展。

2 钨基材料

由于纯钨用于聚变堆时，存在韧脆转变温度偏高、抗弯强度和断裂强度及再结晶温度偏低、辐照硬化和脆化及难加工等问题，因此，钨基面向等离子体材料的未来研究重心是解决这些问题^[15]。目前，采用固体颗粒弥散强化和合金化的方法来提高钨基材料的性能。本文对固体颗粒弥散强化钨基材料 (W-La₂O₃，W-TiC 和 W-ZrC) 和合金化强化钨基材料 (W-Ta 和 W-V) 的耐热冲击性能及其机理进行分析。

2.1 固体颗粒弥散强化钨基材料

制备固体颗粒弥散强化钨基材料，即是将纯钨和固体颗粒粉体先进行机械化混合，之后置于不同的气氛下进行烧结，即可制得 W-固体颗粒材料。其中所添加的固体纳米颗粒直径尺寸不应太大，大颗粒既会降低晶界强度，又会成为应力集中点 (即裂纹源点)^[16]。

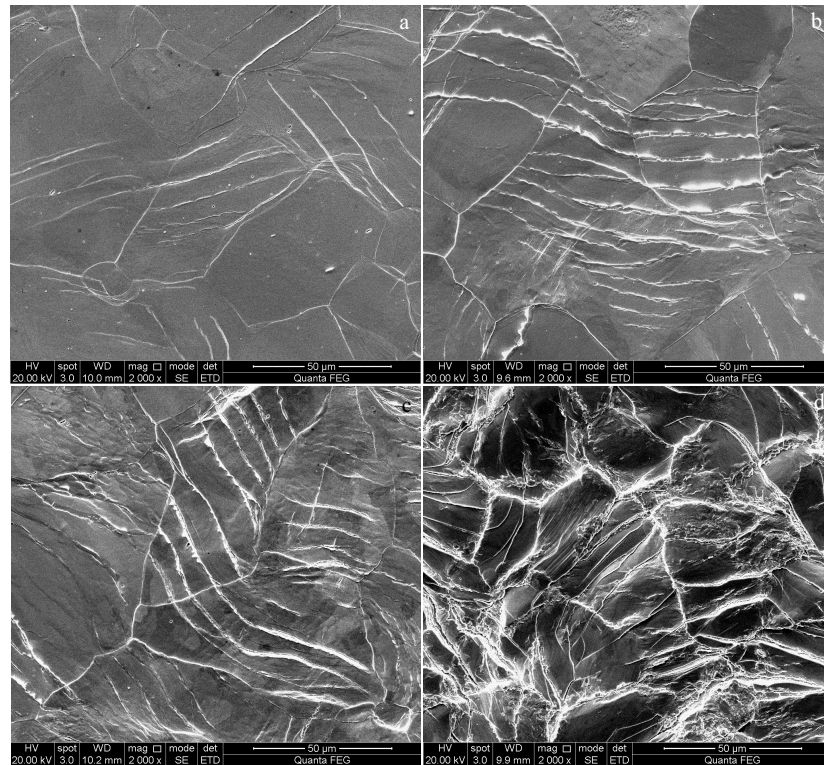


图 2 再结晶钨在不同热负荷条件下的耐热疲劳性能

Fig.2 Thermal fatigue resistance of recrystalline tungsten under transient heat loading^[14]: (a)100 pulses, (b) 300 pulses, (c) 500 pulses, and (d) 1000 pulses

2.1.1 La₂O₃ 弥散强化钨基材料

稀土氧化物具有熔点高、稳定性好等优点，研究者们将其引入到钨基体中以达到改善钨材料性能的目的。相对于纯钨而言，W-1%La₂O₃（质量分数，下同）具有延展性好，加工成本低，再结晶温度高，抗热冲击能力强等优点，因而可用作 ITER 偏滤器及挡板部位 PFM 的备选材料^[17]。

Mabuchi 等研究发现，在 1000~1700 °C 范围内，经退火处理后的 W-La₂O₃ 强度高于纯钨的强度^[18]。Kim^[19]等研究发现，在烧结过程中 La₂O₃ 颗粒起到延缓凝固的作用，当 W-La₂O₃ 中添加低于 2% 的 La₂O₃ 颗粒时，材料强度提高。种法力^[20]等采用粉末冶金方法制备 W-La₂O₃，并对其组织和耐热冲击性能进行分析。结果显示，La₂O₃ 固体颗粒起到抑制钨晶粒长大的作用，相对于纯钨而言，W-1%La₂O₃ 的抗弯强度提高了将近 35.7%，且 W-1%La₂O₃ 能承受 6 MW/m² 热冲击，即 W-1%La₂O₃ 具有较好的耐热冲击性能。然而，在更高热负荷作用下，由于表面温度过高，导致 La₂O₃ 熔化，致使材料整体性能下降。

袁悦^[13]利用 GLADIS 模拟垂直位移模式（vertical displacement events, VDE）高热负荷条件，

研究了钨熔体中气泡沸腾机理及 W-La₂O₃ 熔体中气泡沸腾抑制机理（如图 3）。结果表明：钨熔体运动的主要作用力为重力，W-La₂O₃ 熔体运动的主要作用力为表面张力，而表面张力又与截面上分布的富 La₂O₃ 颗粒及 La₂O₃ 界面有关；钨熔体因自身的过热沸腾，形成钨蒸气气泡，引起熔滴溅射，导致熔体冷却后形成疏松多孔的凝固组织。即使经过多次熔化，钨熔体中的气泡沸腾现象依然存在。然而，W-La₂O₃ 熔体中并

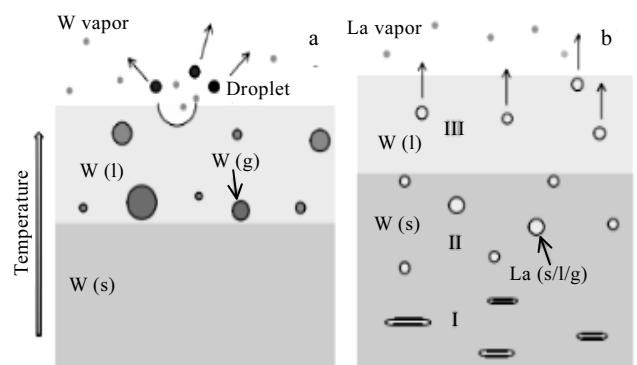


图 3 W 和 W-La₂O₃ 熔化沸腾行为示意图

Fig.3 Melting and droplet of W (a) and W-La₂O₃ (b)^[13]

无气泡沸腾现象出现,即使增加熔化程度或熔化次数,熔体中依然不会有气泡沸腾现象出现,这是因为 W-La₂O₃ 中 La₂O₃ 熔化/蒸发会吸收大量热量,导致熔体温度降低,从而起到抑制钨熔体过热沸腾的作用。熔体冷却后会形成相对致密的凝固组织。

2.1.2 TiC 弥散强化钨基材料

TiC 具有高熔点(约 3200 °C)、低密度、与钨相似的热膨胀系数等特性,是一种较好的钨基材料弥散添加相^[21]。Kurishita 等研制了纳米结构的 W-1.1%TiC,即使是室温下的再结晶态 W-1.1%TiC 也具有良好的塑性^[22,23]。Tokunaga 等^[24]采用电子束热负荷系统研究了纯钨和 W-1.1TiC 在恒温载荷(1700 °C, 180 s)和循环载荷(450~1300 °C, 380 次)作用下的损伤行为。研究表明,在 1700 °C 的热负荷作用下,纯钨出现再结晶和晶粒长大(平均尺寸为 50~100 μm)的现象;在循环热载荷作用下,纯钨表面粗糙化,晶界处产生裂纹。然而,在相同的恒温载荷和循环载荷作用下,W-1.1TiC 表面并没有出现粗糙化及裂纹。因而,相对于纯钨而言,W-1.1TiC 具有良好的耐热冲击性能,能抵抗表面改性如表面粗糙化、显微裂纹和脱落等。纯钨和 W-1.1TiC 热冲击性能的差异是由于二者之间不同的动力学强度和晶界强度所引起。

种法力等^[25]先采用机械合金化工艺制粉,之后进行热压烧结(2100 °C)制备 W-1%TiC 材料。分析结果显示,TiC 的引入降低了钨的平均晶粒尺寸,纯钨的平均晶粒尺寸为 6 μm,W-1%TiC 中钨的平均晶粒尺寸为 1.5 μm。TiC 的添加量直接影响材料的弯曲强度,随 TiC 添加量增加,材料的抗弯强度先增加后减小。当添加量为 1%时,达到最大(1065 MPa),当添加量继续增加至 1.5%时,材料强度低至 985 MPa。通过对 W-1%TiC 进行电子束热冲击试验,可知其能承受 6 MW/m² 的热流冲击。

Kitsuna 等^[26,27]通过球磨制粉、热等静压(温度为 1350 和 1950 °C)烧结、热锻、热轧及热处理等工艺,制备了 W-TiC 系材料。分析结果表明,W-TiC 系材料中 TiC 添加量对钨晶粒尺寸有直接影响,添加 0.5%TiC 时钨晶粒尺寸为 0.44 μm,添加 0.2%TiC 时钨晶粒尺寸为 1.6 μm;冲击试验表明,纯钨的韧脆转变温度约 271 °C,W-0.2%TiC 的韧脆转变温度为 167 °C,即 0.2%TiC 的引入降低了纯钨的韧脆转变温度。之后将材料分别置于 1800、2000 和 2200 °C 保温 1 h,分析可知,纯钨的再结晶温度为 1150 °C,W-0.2%TiC 再结晶温度为 2000~2200 °C,然而 W-0.5%TiC 在整个热处理温度范围内并没有发现钨的再结晶和晶粒长大,说明其再结晶温度高于 2200 °C。所以,引入适

量的 TiC 可起到细化晶粒,降低韧脆转变温度,提高再结晶温度的作用。

2.1.3 ZrC 弥散强化钨基材料

ZrC 具有高熔点(约 3540 °C)、高硬度、高热稳定性等特性,是制备钨基材料的一种较好的弥散添加相。Xie 等^[28]研究了室温下锻造态和轧制态 W-0.5%ZrC (平均粒径为 50 nm,纯度>99%)的耐热冲击性能和力学性能。研究表明,在 0.66 GW/m²,5 ms 的热负荷作用下,轧制态 W-0.5%ZrC 表面并没有裂纹或熔融现象出现。然而,在 0.44 GW/m²,5 ms 的热负荷下,锻造态 W-0.5%ZrC 表面出现裂纹,即轧制态材料的耐热冲击性能优于锻造态。这归因于轧制态 W-0.5%ZrC 具有高塑性、高韧性和高断裂能密度等特性。此外,室温下三点弯曲试验结果显示,轧制态 W-0.5%ZrC 断裂能是锻造态 W-0.5%ZrC 断裂能的 10 倍,且轧制态 W-0.5%ZrC 的裂纹阈值高于先前报道的 CVD W^[29]、烧结 W^[13]、变形 W^[30,31]、W-K^[32]和 W-L₂O₃^[33]的裂纹阈值。

钨基材料中引入适量的固体颗粒弥散增强相,可起到抑制钨晶粒长大,降低韧脆转变温度,提高再结晶温度的作用,材料的耐热负荷损伤能力也会有所改善。

2.2 合金化强化钨基材料

钽(Ta)和钒(V)为钨的固溶强化元素,引入到钨材料中有望提高材料的力学性能及热疲劳性能。

2.2.1 Ta 合金化强化钨基材料

Wirtz 等^[34]研究了 W-UHP(高纯 W)、W-1%Ta 和 W-5%Ta 的耐热冲击性能。在 1 ms 的脉宽下重复 100 次,且两次脉冲时间间隔为 3 s,研究 0.16~1.27 GW/m²,室温~600 °C 基底温度下,材料的损害裂纹阈值,探究钽的加入对钨耐热冲击性能的影响,实验结果见图 4。

材料的耐热冲击性能与所施加的热通量有关,当所施加的热通量低于材料的损坏阈值时,不会出现裂纹、粗糙或其他任何形式的显微缺陷(图 4 中的绿色长破折号)。W-UHP 和 W-1%Ta 的损害阈值为 0.16~0.24 GW/m²(室温下的 W-1%Ta 除外),在所测温度范围内 W-5%Ta 的阈值为 0.32~0.47 GW/m²,即相对于 W-UHP 和 W-1%Ta 而言,W-5%Ta 的耐热冲击性能提高。基底温度是裂纹阈值的另一个衡量标准(图中红色小方块),W-UHP 的温度裂纹阈值 100~150 °C,W-1%Ta 的温度裂纹阈值 200~300 °C,W-5%Ta 的温度裂纹阈值室温~100 °C。即 W-5%Ta 的温度裂纹阈值降低,其韧脆转变温度降低,提高了材料的适用温度范围。同时,研究了 W-UHP、W-1%Ta 和 W-5%Ta 的热扩散系数,热扩散系数随温度升高而降低。相同温度下,3 种材料

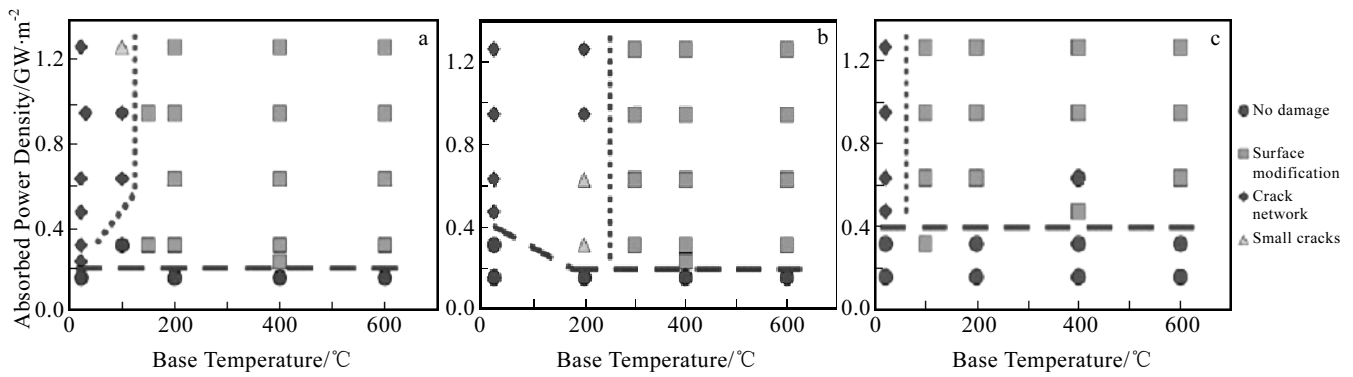


图4 高纯W, W-1%Ta和W-5%Ta材料的损害阈和裂纹阈

Fig.4 Damage (dashed line) and cracking (dotted line) thresholds are defined for W-UHP (a), W-1%Ta (b) and W-5%Ta (c)^[34]

热扩散系数的高低排列顺序: W-UHP > W-1%Ta > W-5%Ta。材料热扩散系数较低时, 材料温度梯度偏大, 因而, 材料热冲击时产生的温度热应力不会渗入材料内部, 则裂纹不易向材料内部扩展。然而, 关于W-Ta力学性能和热冲击性能等方面的研究尚不够深入。

2.2.2 V合金强化钨基材料

钒作为钨的固溶强化元素, 可起到提高材料致密度, 细化材料组织和晶粒的作用, 从而达到提高材料强度、韧性和耐磨性的目的。钒的熔点(1902 °C)远低于钨的熔点(3410 °C), 所以W-V中钒含量增加会降低材料熔点。因而可推断在瞬态热冲击作用下, W-V中钒含量过量会导致W-V开裂, 表面损伤加重, 钨基材料的开裂阈值及熔化阈值降低, 即钨基材料的抗热冲击性能变差。但材料的断裂韧性随V含量的增加而增强^[35]。V粉体粒度尺寸对W-V材料的力学性能影响较大^[36]。高温下(高于再结晶温度)W的力学性能变差, V的引入提高了钨基材料的微观结构和力学性能的热稳定性^[37,38]。然而, 目前关于W-V的研究报道较少, 尤其是热负荷作用对其的影响及影响机理的研究。鉴于此, 研究者们应着重研究钒的添加量对钨基材料耐热冲击性能的影响及不同钒含量的钨基材料的裂纹阈值和熔化阈值, 从而使W-V在应用时避开韧脆转变温度, 将W-V的损害降低到最低。

钨基体材料中引入固溶强化元素后, 热扩散系数会降低, 材料的裂纹阈值、力学性能会发生变化。钨基体材料中添加适量的固溶强化元素, 可以提高材料的耐热冲击性能。

3 结语

1) 对于轧制态钨而言, 热负荷方向平行于晶粒拉长方向的耐热冲击性能优于热负荷方向垂直于晶粒拉长方向的耐热冲击性能。再结晶钨晶粒尺寸增大, 韧

脆转变温度升高, 其耐热负荷作用降低。

2) 固体颗粒弥散强化钨基材料中引入适量的固体颗粒弥散相, 可起到抑制钨晶粒长大, 降低韧脆转变温度, 提高再结晶温度的作用。

3) 合金化强化钨基材料中引入固溶强化元素后, 材料的热扩散系数降低, 材料的裂纹阈值、力学性能和耐热负荷损伤性能发生了变化。

目前, 关于钨基PFM热负荷方面的研究报道主要以热冲击损伤为主, 包括表面熔融、表面开裂等。而关于钨表面热疲劳损伤行为的研究报道偏少, 如网状裂纹、表面粗糙化等损伤行为。在实际应用中钨表面热疲劳损伤行为占据重要地位, 所以应加强表面热疲劳损伤行为及其损伤机理的研究, 为预测钨基材料在核聚变装置中的服役情况提供实验参考及理论分析。

参考文献 References

- [1] Zhong Fali(种法力), Chen Junling(陈俊凌), Zheng Xuebin(郑学斌). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2011, 31(2): 110
- [2] Cambe A, Gauthie R, Layet J M. *Fusion Engineering and Design*[J], 2001, 56-57: 331
- [3] Hirai T, Pintsuk G, Linke J et al. *J Nucl Mater*[J], 2009, 390-391: 751
- [4] Pintsuk G, Kühnlein W, Linke J et al. *Eng Des*[J], 2007, 82: 1720
- [5] Zhou Z, Pintsuk G, Linke J et al. *Phys Scr*[J], 2009, T138: 14 058
- [6] Zhang X X, Yan Q Z. *J Nucl Mater*[J], 2014, 444: 428
- [7] Klopp W D, Raffo P L. *NASA Tech Note D-2503*[M]. Washington: National aeronautics and space administration, 1964
- [8] Farrell K, Schaffhauser A C, Stiegler J O et al. *Journal of the Less Common Metals*[J], 1967, 13(2): 141
- [9] Joshi A, Stein D F. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(9): 2543
- [10] Babak A V. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*[J],

- 1983, 22(4): 316
- [11] Seigle L L, Dickenson C D. *Refractory Metals and Alloys II* [M]. New York: Interscience, 1963
- [12] Uytendhouwen I, Decreton M, Hirai T *et al. J Nucl Mater*[J], 2007, 363-365: 1099
- [13] Yuan Yue(袁悦). *Research on Damage Behaviors of Tungsten Materials under High Heat/Particle Fluxes*(高热/粒子流作用下钨材料的损伤行为研究)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2013
- [14] Ma Dong(马栋). *Study on Thermal Fatigue Damage of Tungsten Base Material*(钨基壁材料热疲劳损伤性能研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2016
- [15] Guo Shuangquan(郭双全), Ge Changchun(葛昌纯), Zhou Zhangjian(周张健) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2010, 24(2): 93
- [16] Liu G, Zhang G J, Jiang F *et al. Nat Mater*[J], 2013, 12(4): 344
- [17] Smid I, Akiba G, Vieider M *et al. J Nucl Mater*[J], 1998, 258-263: 160
- [18] Mabuchi M, Okamoto K, Saito N *et al. Mater Sci Eng A*[J], 1997, 237: 241
- [19] Kim Y, Lee K H, Kim E *et al. Int J Refract Metal Hard Mater* [J], 2009, 27: 842
- [20] Zhong Fali(种法力), Chen Yong(陈勇), Wu Yucheng(吴玉程) *et al. Journal of Materials Science & Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2009, 27(3): 315
- [21] Zhun Lingxu(朱玲旭), Yan Qingzhi(燕青芝), Lang Shaoting(郎少庭) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(12): 3522
- [22] Kurishita H, Matsuo S, Arakawa H *et al. J Nucl Mater*[J], 2010, 398: 87
- [23] Kurishita H, Arakawa H, Matsuo S *et al. Mater Trans*[J], 2013, 54: 456
- [24] Tokunaga K, Kurishita H, Arakawa H *et al. J Nucl Mater*[J], 2013, 442: 297
- [25] Zhong Fali(种法力), Yu Fuwen(于福文), Chen Junling(陈俊凌). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 429
- [26] Kitsuna Y J, Kurishita H, Kayano H *et al. J Nucl Mater*[J], 1999, 271-272: 423
- [27] Kurishita H, Matsuo S, Arakawa H *et al. J Nucl Mater*[J], 2009, 386-388: 579
- [28] Xie Z M, Liu R, Miao S *et al. J Nucl Mater*[J], 2016, 469: 209
- [29] Lian Y Y, Liu X, Cheng Z K *et al. J Nucl Mater*[J], 2014, 455: 371
- [30] Zhang X X, Yan Q Z. *J Nucl Mater*[J], 2014, 444: 428
- [31] Pintsuk G, Prokhotseva A, Uytendhouwen I. *J Nucl Mater* [J], 2011, 417: 481
- [32] Zhang X X, Yan Q Z, Lang S T *et al. J Nucl Mater*[J], 2014, 452: 257
- [33] Zhang X X, Yan Q Z, Lang S T *et al. J Nucl Mater*[J], 2014, 455: 537
- [34] Wirtz M, Linke J, Pintsuk G *et al. Physica Scripta*[J], 2011, T145: 14 058
- [35] Arshad K, Zhao M -Y, Yuan Y *et al. J Nucl Mater*[J], 2014, 455: 96
- [36] Arshad K, Guo W, Wang J *et al. J Refract Met Hard Mater*[J], 2015, 50: 253
- [37] Zhang Y, Ganeev A V, Wang J T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2009, 503: 37
- [38] Arshad K, Zhao M Y, Yuan Y *et al. Mod Phys Lett B*[J], 2014, 28: 1 450 207

Research Progress in Damage Behavior of Tungsten-base Materials Under High Heat Load

Qi Yanfei^{1,2}, Wang Bo¹, Zhou Jingyi², Li Yungang², Tian Wei², Wang Liang¹

(1. Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. North China University of Science and Technology, Tangshan 063009, China)

Abstract: Due to its excellent physical and chemical properties, tungsten is one of the most important candidate materials for plasma surface materials. The damage behaviors of tungsten-base materials such as rolled tungsten, recrystallized tungsten, W-La₂O₃, W-TiC, W-ZrC, W-Ta and W-V under high heat load were compared and analyzed. The damage mechanism was discussed and several key issues that need to be studied hereafter were proposed.

Key words: tungsten-base materials; high heat load; damage behavior

Corresponding author: Wang Bo, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392445, E-mail: wangbo@bjut.edu.cn