

钨纤维/钨复合材料的断裂行为及热冲击损伤分析

蒋 燕, 陈 敏, 蒋志强

(攀枝花学院 钒钛资源综合利用四川省重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 采用放电等离子体烧结技术制备了以难熔金属钼为界面涂层的连续钨纤维增韧钨复合材料, 研究复合材料拉伸脆-韧转变温度, 分析和探讨钼涂层在复合材料断裂中的作用以及对 W_f/W 复合材料断裂模式的影响。结果表明: 复合材料在 400 °C 及以下均发生脆断, 从 400 °C 开始, 纤维与基体界面出现曲形裂纹, 涂层有减弱钨基体和钨纤维界面结合强度的迹象。500 °C 时复合材料出现韧性断裂, 韧性主要来源于纤维带来的伪韧性。钼作为界面涂层有助于发动纤维脱粘-韧断增韧机制, 但涂层本身由于特殊结构取向并无预期的钼塑性变形带来增韧贡献。同时开展了 W_f/W 复合材料的瞬态热冲击测试, 高强韧、低韧脆转变温度(DBTT)的钨纤维比粗晶基体更能抗热冲击损伤。

关键词: 界面涂层; W_f/W 复合材料; 放电等离子体烧结; 瞬态热冲击

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0623-07

钨是熔点最高且具有高 neutron 产额和良好抗辐照性能金属材料, 被认为是最有潜力应用于聚变反应堆和加速器驱动次临界洁净核能系统(ADS)的材料之一, 例如应用于聚变堆面向等离子体部件^[1-3]和 ADS 散裂靶(流固靶材)^[4-5]。然而, 在其作为核材料的相关性能研究中发现, 钨中非金属杂质元素(O、N等)因溶解度低, 易在晶界处偏聚形成纳米脆化层, 导致晶界结合力降低, 引起晶间脆断、韧脆转变温度(DBTT)升高, 即使是商业级纯钨, 仍具有明显的室温脆性、辐照脆化、热负荷开裂及辐照诱导氢滞留增加等缺陷, 限制了其作为散裂靶材料和第一壁材料的实际应用。抗高热负荷是 ADS 及聚变堆材料主要的性能之一, 而钨的强度和韧性与抗高热负荷性能密切相关。因此, 必须发展具有高韧性的钨材料^[6-7]。

在目前国内外发展的钨材料中, 钨纤维/钨(W_f/W)复合材料利用钨纤维的拔出、塑形断裂、纤维桥接、裂纹偏转等自增韧方式使 W_f/W 复合材料在纯钨的韧脆转变温度之下表现出伪韧性, 越来越引起研究者的兴趣^[8-12]。 W_f/W 复合材料经历了从化学沉积到粉末冶金制备过程, 界面脱粘对于 W_f/W 复合材料伪韧性的产生有重要的作用, 但在致密化烧结过程中, 当无界面材料阻挡时, 同种元素组成的基体和增强体之间的良好润湿性使得纤维-基体结合强度高, 纤维脱粘等增韧行为往往在高温下才能出现^[10-12]。例如, 放电等离子体烧结制备的无界面短纤维 W_f/W 复合材料, 拉应力测试在 600 °C 才有明显的弹性-塑形-

颈缩-断裂的韧断行为。另一方面, 在承载外力时, 无界面 W_f/W 复合材料由于基体与增强体具有相近的弹性模量, 所起到的增韧效果是有限的。因此, 在二者之间增加界面, 有利于调节界面强度, 激发纤维脱粘。

W_f/W 复合材料界面涂层的类型还在不断尝试, 已报道的界面材料主要包括金属及其氧化物。J. Du^[8]等人采用 ZrO_x 基陶瓷作为界面涂层, 在复合材料的纤维推出试验中, 陶瓷和纤维接触面脱粘, 观察到了有效的纤维拔出。具有单层陶瓷界面的复合材料其断裂能高于多层陶瓷涂层, 表明过多界面不利于增韧作用。相比陶瓷界面而言, 以单层金属铜为界面涂层(厚度约 500 nm)组成的 W_f/W 复合材料^[13], 单纤维拔出不会出现陶瓷类涂层的脆性响应, 不但实现界面韧性脱粘, 利用铜的塑形变形还可增加复合材料的界面能。然而, W_f/W 复合材料面向最高可达 1000 °C 的服役环境, 低熔点界面金属材料将发生软化而影响界面的完整性, 有必要尝试难熔金属作为界面涂层。在难熔金属材料中, 钼具有高熔点(2030 °C)和室温韧性^[14], 钼被用作界面涂层改善了 $Al_2O_3/NiAl$ 复合材料界面韧性, 钝化了脆性基体裂纹^[15]; 与碳组成双涂层时, 提高了 SiC_f/Ti_6Al_4V 复合材料的纵向力学性能^[16]。而针对钨体系, 钼与钨在高温烧结过程中界面处可形成固溶体^[17], 因此钼的厚度不能以铜涂层厚度作为参考。Gietl 等^[18]在研究用单层 Y_2O_3 陶瓷作为界面涂层时发现: Y_2O_3 厚度为 1 μm 时, 复合材料因钨和氧化钇反应而形成了较强的界面, 复合材料脆断; 当涂层厚度增加至 2.5 μm ,

收稿日期: 2022-04-25

基金项目: 国家自然科学基金(51601189)

作者简介: 蒋 燕, 女, 1987 年生, 博士, 副研究员, 攀枝花学院, 四川 攀枝花 617000, 电话: 0812-3372090, E-mail: jiangyan@pzu.edu.cn

降低的界面强度激活了界面脱粘和纤维拔出机制。因此,本实验选择钼为界面涂层材料,涂层厚度控制在 $2\sim 3\ \mu\text{m}$,以连续钨纤维编织的钨丝阵列为增强体,探讨以钼为代表的难熔韧性金属对连续 W_f/W 复合材料断裂行为的影响,以筛选适合作为 W_f/W 复合材料界面涂层的难熔金属材料。初步开展 W_f/W 复合材料的耐瞬态热冲击性能测试,并对纤维和基体的损伤行为进行分析。

1 实验

原材料为钨粉(纯度 $>99.9\%$,粒度 $500\sim 600\ \text{nm}$,阿拉丁试剂),掺钾的连续钨纤维(纤维直径 $100\ \mu\text{m}$,含钾量 $83\ \mu\text{g/g}$,厦门虹鹭钨钼工业有限公司)和高纯钨钼(纯度 $>99.9\%$,厦门虹鹭钨钼工业有限公司)。纤维初始外表面有明显沿拉拔方向产生的褶皱,并且留下了生产中的粉末夹杂物(图 1a)。将纤维超声清洗并干燥,去除表面的污染物。利用编织工具将连续钨纤维编织成如图 1b 所示的连续纤维阵列(纤维主要沿 1 个方向平行密排,少量几根纤维在垂直方向上将阵列加固)。编织体表面镀钼涂层采用磁控溅射方法,具体过程如下:将编织体置于磁控溅射设备样品室,正面溅射 4 h。实验结束后,采用同样的步骤反面溅射 4 h。

将带有涂层的 4 个钨纤维编织体与钨粉按总质量分数 25:75 分层平铺混合,置于直径 20 mm 的石墨模具中,每铺 1 层钨粉放置 1 个纤维编织体,4 个编织体的纤维阵列排布方向保持一致。采用放电等离子体烧结(SPS, FCT Group, SE-607, 德国)技术对混合材料进行致密化烧结。烧结压力 50 MPa,烧结终点温度为 $1800\ ^\circ\text{C}$,在最高温度下保温 2 min,减小材料的再结晶长大。采用单向拉伸(INSTRON 5967)测试表征 SPS 烧结制备的复合材料的力学性能,拉伸温度从室

温上升到材料出现塑性的温度,拉伸应变速率为 $0.06\ \text{mm/min}$ 。采用扫描电镜(FEI, Sirion 200, Holland)对钨纤维网格的表面涂层形貌、复合材料的拉伸断口形貌和表面热损伤进行观察。

2 结果与讨论

2.1 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料微观结构

磁控溅射钼涂层的厚度和形貌如图 1c 所示,涂层的总厚度 $2\sim 3\ \mu\text{m}$,呈柱状晶结构垂直于纤维轴向生长。纤维部分区域因受阻挡未被涂层覆盖,这在 SPS 烧结态样品(以下简称 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料)中也能观察到(如图 2a 中箭头所指区域),紧邻的纤维间因无涂层的阻挡,发生扩散,界面消失。其余带涂层的钨纤维在基体中烧结后,界面仍十分明显。复合材料的致密度大于 98.5% 。钼涂层由柱状细晶长大成矩形晶粒,如图 2b 中白色箭头所示,晶粒轴向重叠,沿纤维外表面连接成包覆涂层。晶粒中观察到微米级闭合气孔,推断是烧结过程中柱状细晶界面处小气孔聚集长大形成。

2.2 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料拉伸断裂分析

将 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料沿纤维阵列排布方向切割成尺寸为 $(5.0\pm 0.1)\ \text{mm}\times(1.1\pm 0.1)\ \text{mm}\times(1.5\pm 0.1)\ \text{mm}$ 的拉伸测试样。复合材料在室温下的拉伸应力应变曲线如图 3a 所示。抗拉强度为 160 MPa,在断裂处的应变约 0.68% ,表现出典型的脆断模式。 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料的室温拉伸断口形貌如图 3b 所示,基体主要发生沿晶断裂,纤维发生脆断,纤维与基体间无脱粘现象,表明室温下钼涂层并没有激发复合材料伪塑性,也未出现期望的钼的塑性变形和界面脱粘。本研究中 W_f/W 复合材料中金属涂层钼在室温下发挥的作用不如陶瓷涂层如氧化锆^[8]、氧化钪^[18]、氧化钇^[19]。无论是采用

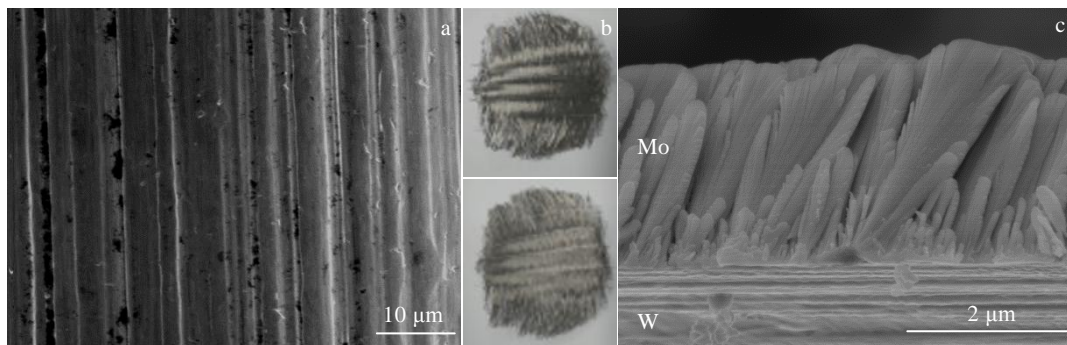


图 1 初始钨纤维,编织的钨纤维阵列及钨纤维表面镀钼涂层微观形貌

Fig.1 Surface micromorphology of the as-purchased tungsten fiber (a), tungsten-fiber braid (b), and micromorphology of Mo coating on fiber (c)

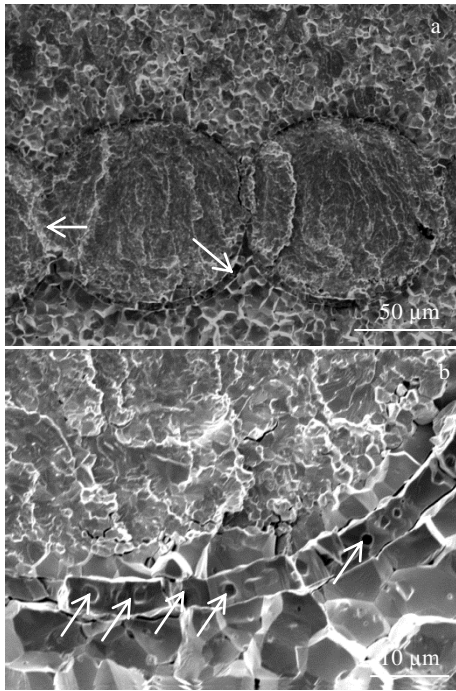


图 2 烧结态 W_f -Mo/W 复合材料的微观形貌及图 2a 中箭头所指涂层区域的放大形貌

Fig.2 Morphologies of the SPS sintered W_f -Mo/W composite (a) and magnification of the coating pointed out by the arrow in Fig.2a (b)

无压化学沉积方法制备的以氧化钼/氧化铪为界面涂层的 W_f /W 复合材料, 还是采用热压烧结以一定厚度氧化钼为界面涂层的 W_f /W 复合材料, 均在室温纤维拔出过程中观察到了界面脱粘, 原因在于这类陶瓷涂层与钨纤维和钨基体之间有更小的界面结合强度, 激发了纤维增韧。

由于材料的脆断明显, 直接将拉伸的环境温度上升到 $400\text{ }^\circ\text{C}$, 获得 W_f -Mo/W 复合材料的应力应变曲线如图 4a 所示。抗拉强度为 350 MPa , 几乎发生屈服后立即断裂。值得注意的是复合材料在 1% 应变、 260 MPa 应力处出现一个应力下降的短暂平台, 表明初始裂纹产生但未快速拓展, 在最终断裂前继续承载外力, 并产生了 0.5% 的应变。拉伸断口形貌如图 4b 所示, 基体区域仍然呈现沿晶断裂模式, 部分带界面涂层的纤维断口高于基体, 有较浅的拔出, 并且在基体、纤维和基体界面区域形成多处曲形裂纹, 表明在该温度下涂层有减弱钨基体和钨纤维界面结合强度的迹象, 同时纤维起到了改变裂纹拓展路径的作用。这在拉伸应力应变曲线上表现为比室温脆断更高的断裂强度和断裂能。部分界面由于缺少涂层, 纤维与基体以较高的强度结合在一起, 此时界面结合强度高于基体的抗拉

强度, 基体断裂后应力在前端集中达不到界面开裂所需, 裂纹只能穿过纤维继续拓展, 在纤维断面留下河流状花样。

当拉伸温度上升至 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 时, W_f -Mo/W 复合材料出现韧性, 如图 5a 所示, 复合材料经历了弹性变形-屈服-应变强化-颈缩-形变强化-颈缩-断裂的韧断过程。屈服强度约 320 MPa , 抗拉强度 387 MPa , 相比 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 时的拉伸力学性能, 强度提高 10% , 但断裂模式发生质的转变, 延伸率达到 10% 。在 4.5% 延伸率附近出现了应力显著下降, 随后又经历了几乎相同的变形阶段。为了探讨应力下降平台的产生缘由以及延伸率的贡献来源, 对试样的拉伸断口形貌进行了详细观察分析。在基体含量多的区域几乎没有颈缩, 其余部分发生明显的颈缩现象 (图 5b)。纤维的断裂模式包含纤维与基体脱粘, 纤维的塑性变形-颈缩断裂以及纤维的脆断 (图 5c)。脆断主要发生在无涂层、未与基体脱粘区域。基体的断裂模式包含了贫纤维区域的沿晶断裂 (图 5d 中黑框区域) 和纤维富集区域的韧性断裂 (图 5d 中白框区域), 表明纤维的含量与纤维脱粘可以影响钨基体的断裂模式。对照拉伸曲线可知, 复合材料的延伸率由纤维带来的伪塑性和基体的塑性变形共同构成。

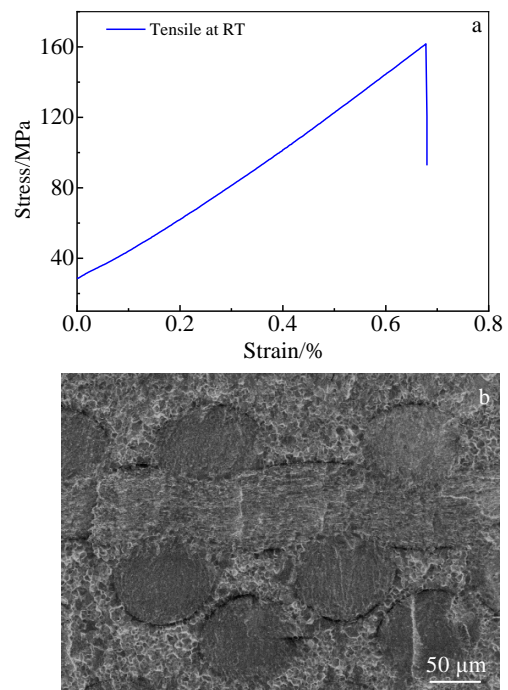


图 3 W_f -Mo/W 复合材料室温拉伸应力-应变曲线及断口微观形貌

Fig.3 Tensile stress-strain curve (a) and fracture morphology (b) for W_f -Mo/W composite at room temperature

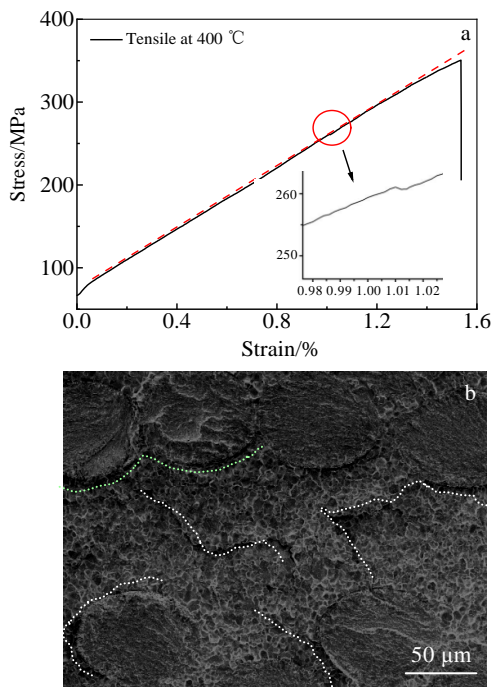


图 4 W_f -Mo/W 复合材料在 400 °C 的拉伸应力-应变曲线及拉伸断口微观形貌

Fig.4 Tensile stress-strain curve (a) the fracture morphology (b) for W_f -Mo/W composite at 400 °C (the white curves are the crack path in the matrix, and the green curves are the micro-crack path at the interface)

纤维脱粘发生在纤维与界面涂层之间，涂层形貌并未发生变化，呈沿晶断裂（图 5d 中箭头所指区域）。这是由于构成涂层的矩形晶粒晶界与裂纹拓展平面平行，裂纹可快速沿界面拓展，不足以使晶粒产生塑性变形。因此，磁控溅射钼涂层有助于该温度下钨纤维脱粘和纤维塑断，但涂层本身并不会产生金属塑性变形而起到增韧作用，这是由涂层的初始结构所致。

上述实验中基体的断裂出现了 2 种模式，可能与所选区域纤维阵列与基体的分层混合不够均匀有关。为此，从脆断截面筛选了分布更均匀的 2#样品，测试其在 500 °C 下的拉伸行为，与上述图 5 所示 1#样品进行对比。图 6a~6d 显示了 2#样品的拉伸应力应变曲线和断口形貌。可见 2#样品在该温度下仍然具有塑性，但应力应变关系变化不同于 1#样品，复合材料经历典型的弹性变形-屈服-应变强化-颈缩-断裂的韧变过程，没有应力下降的形变台阶。抗拉强度约 447 MPa，比 1#样品高出 15%；但延伸率只有 4.5%，约等于 1#样品前半部分延伸率。拉伸断口形貌显示（图 6b~6d），

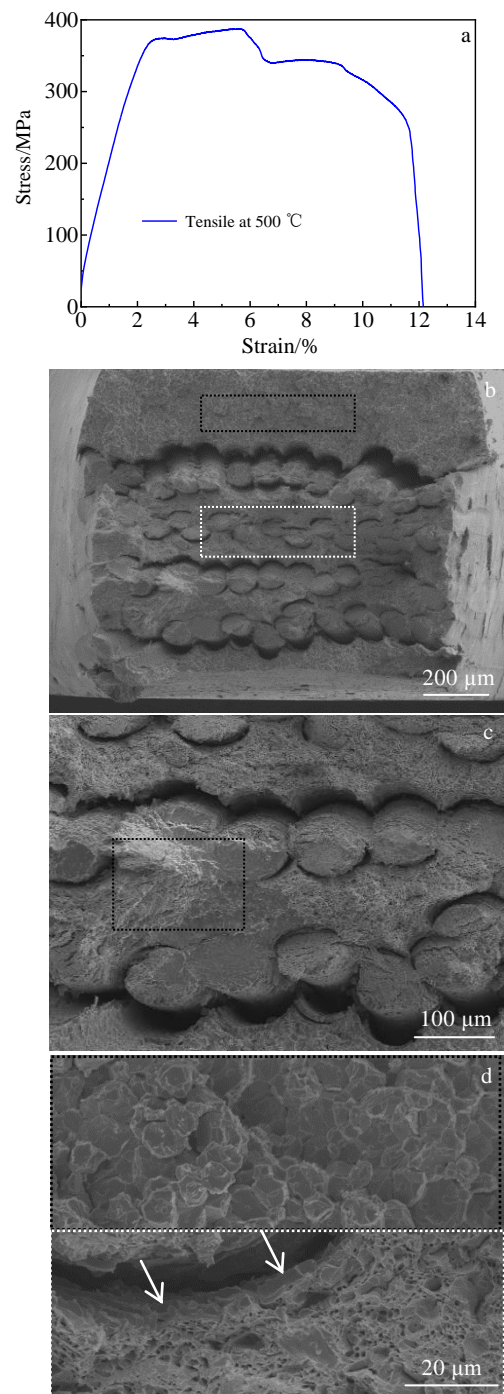


图 5 W_f -Mo/W 复合材料 1#在 500 °C 拉伸的应力-应变曲线，拉伸断口微观形貌，纤维未脱粘并脆断区域及图 5b 中选框区域的放大形貌

Fig.5 Tensile stress-strain curve for W_f -Mo/W composite 1# at 500 °C (a), fracture morphology (b), area where fibers are not debonded and brittle (c), the enlarged morphology of the selected area in Fig.5b (d)

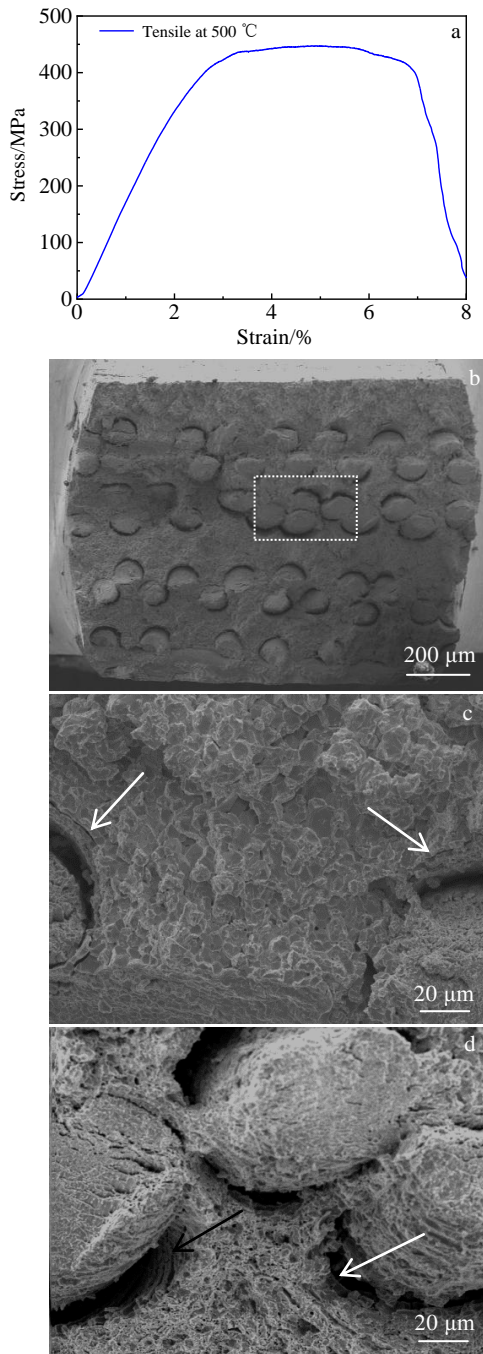


图 6 W_f -Mo/W 复合材料 2# 试样在 500 °C 拉伸的应力-应变曲线, 拉伸断口微观形貌, 基体断口形貌(箭头指示界面裂纹), 纤维断口形貌(黑色箭头所指为界面脱粘, 白色箭头所指为界面涂层)

Fig.6 Tensile stress-strain curve for W_f -Mo/W composite 2# at 500 °C (a), fracture morphology (b), fracture morphology of the matrix, where the arrows indicate the interface cracks (c), fracture morphology of the fibers, where the black arrow indicates the interface debonding and the white indicates the interface coating (d)

2# 样品中纤维与基体的混合均匀程度更优, 整个样品的截面除了纤维本身, 几乎没有颈缩现象。纤维、涂层的断裂模式与 1# 样品类似, 切断纤维数量从 41 增加到 45, 不同之处在于基体未出现韧断。因此, 拉伸曲线上呈现的塑性源于纤维引入的伪塑性, 形变量几乎与纤维数量无关。

从上述讨论可知, 2# 样品的拉伸断裂行为更能代表 W_f -Mo/W 复合材料。采用复合材料单向强度计算公式(1)^[20]来计算 W_f -Mo/W 复合材料 2# 中纤维的抗拉强度。其中 σ_f , σ_s 分别代表纤维、基体的抗拉强度; A_f , A_s 分别代表纤维、基体的截面积, A_c 为复合材料的截面积。

$$\sigma_c = (\sigma_f A_f + \sigma_s A_s) / A_c \quad (1)$$

2# 样品中颈缩-韧断纤维数量为 45, 韧断纤维面积 0.3532 mm^2 ; 复合材料的截面积 $A_c = 1.5417 \text{ mm}^2$ 。由于脆断纤维面积较小且强度不高, 此处将韧断纤维以外的面积均视为基体面积。无纤维纯钨基体的断裂强度可参考文献[21], 相同条件下烧结制备的纯钨(初始粉末粒径相同)在室温至 600 °C 拉伸均发生脆性断裂, 断裂强度 154~211 MPa, 此处粗略取 200 MPa 作为基体在 500 °C 的断裂强度。由于 2# 样品中基体脆断, 根据公式(1)可以直接计算纤维在 500 °C 的抗拉强度 $\sigma_f = 1278 \text{ MPa}$, 纤维仍保持较高的强度。韧断纤维的数量决定了复合材料最终的抗拉强度。可以推测, 若达到涂层全面覆盖纤维的理想状态, 所容纳的 53 根纤维将全部发生韧断, 则复合材料的抗拉强度可达到 757 MPa, 延伸率大于等于 4.5%。

2.3 复合材料瞬态热冲击分析

采用瞬态电子束热负荷冲击设备 (Pavac, EBO-100-30) 对钨纤维/钨复合材料表面进行瞬态测试。电压恒定为 100 kV, 电流峰值设置分别为 1, 5 和 10 mA, 电流到达峰值时间 0.1 s, 保留电流峰值 1 s 后结束。电子束斑直径 0.5 mm, 按照吸收系数 0.55 计算出对应能量密度分别为 0.28, 1.4, 2.8 GJ m^{-2} 。

被测复合材料表面经精细抛光处理, 经 1 s 时间的热冲击后, 表面形貌如图 7 所示。能量密度为 0.28 GJ m^{-2} 时, 在材料表面的基体区域出现了少量孔洞, 孔洞主要分布在晶粒内(图 7a)。当能量密度增大至 1.4 GJ m^{-2} 时, 复合材料中纤维部分几乎和无热负荷时一样, 无明显变化(图 7b), 而基体部分表面平整度降低, 短程沿晶裂纹出现, 最大裂纹宽度近 1 μm , 晶粒内伴有细长波浪状条纹, 说明材料接近融化状态(图 7c)。纤维和基体明显差异化主要与各自的屈服强度和韧脆转变温度(DBTT)不同有关。从上文计算推断烧结成型的复合材料中单纤维在室温至 500 °C 的屈服

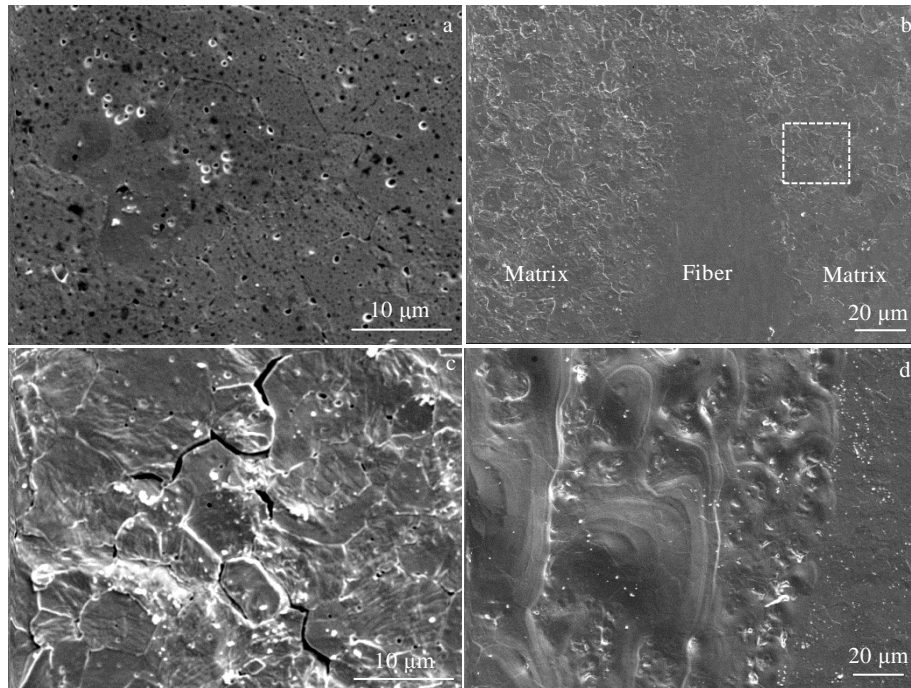


图 7 钨纤维/钨复合材料在不同能量密度瞬态热冲击后的表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of W_f/W composite after transient thermal shock at different energy densities: (a) 0.28 GJ m^{-2} , (b, c) 1.4 GJ m^{-2} and (d) 2.8 GJ m^{-2}

强度仍可高达 1200~2000 MPa, DBTT 近室温;而基体的屈服强度约 200 MPa, DBTT 500~600 °C。受到较大热冲击时,纤维与基体表面温度都会迅速升高,储存较大的热应力;由于基体屈服强度较低,热应力超过屈服强度时基体发生塑性变形,当热负荷撤除后温度快速下降低于基体的 DBTT 回到脆性状态,在这 2 个极端过程中因为高的 DBTT 而应力无法及时释放,致使基体产生裂纹。纤维的 DBTT 低且屈服强度高,应力无论能否超过屈服强度,纤维基本处于韧性状态,因此不易发生明显变化。当能量密度高达 2.8 GJ m^{-2} 时,复合材料表面融化(图 7d)。

3 结 论

1) 采用放电等离子体烧结方法制备了 $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料,室温拉伸, $W_f\text{-Mo}/W$ 复合材料呈现典型的脆断,抗拉强度 160 MPa,基体主要发生沿晶断裂,纤维脆断,纤维与界面无脱粘现象。

2) 400 °C 拉伸复合材料仍然为脆断模式,但在基体中、纤维和基体界面区域多处形成裂纹,表明涂层有减弱钨基体和钨纤维界面结合强度的迹象,同时纤维起到了改变裂纹拓展路径的作用。

3) 当拉伸温度为 500 °C 时,复合材料应力-应变曲

线上出现韧断特征。大量纤维与界面涂层脱粘并经历塑性变形-颈缩-断裂过程,少量纤维局部因缺乏涂层而发生脆断。涂层激发了复合材料的伪韧性,涂层本身并未出现塑性变形,这与磁控溅射方法制备涂层的结构取向有关。复合材料的强度主要由参与韧断的纤维数量决定。

4) 考察了纤维和基体的耐瞬态热冲击性能。材料熔融前,在相同能量密度下,具有高强韧性和低 DBTT 的钨纤维比粗晶钨基体更能抗热冲击,纤维复合材料可以减少开裂面积。目前,具有更低 DBTT 的钨基材料主要通过烧结-热轧/热锻等流程制备,而钨纤维/钨复合材料因其特殊的组织结构,是否能经历大塑性变形而进一步降低复合材料的 DBTT 对于该类材料的发展非常关键。

参考文献 References

- [1] Ren C, Fang Z Z, Koopman M *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75: 170
- [2] Luo L M, Zhao Z H, Yao G *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 548: 152 857
- [3] Zhao Z H, Yao G, Luo L M *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 99(4): 105 597

- [4] Yang L, Zhan W L, *Science China (Technological Sciences)*[J], 2015, 58: 1705
- [5] Jiang Y, Xie Z M, Yang J F *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 84: 104 992
- [6] Xie Z M, Liu R, Zhang T *et al. Materials & Design*[J], 2016, 107: 144
- [7] Deng H W, Xie Z M, Wang Y K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 715: 117
- [8] Du J, Hörschen T, Rasinski M *et al. Composites Science and Technology*[J], 2010, 70(10): 1482
- [9] Neu R, Riesch J, Coenen J W *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2016, 109: 1046
- [10] Jiang Y, Zhang L H, Fang Q F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 690: 208
- [11] Jiang Y, Hou J, Huang P *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 93: 105 360
- [12] Zhang L H, Jiang Y, Fang Q F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 659: 29
- [13] Du J, Hörschen T, Rasinski M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(6): 1623
- [14] Wang Miao(王 苗), Yang Shuangping(杨双平), Liu Haijin(刘海金) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9) : 3158
- [15] Yu Jiakang(于家康). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1996, 25(6): 5
- [16] Xue Chunling(薛春岭), Yang Yanqing(杨延清), Luo Xian(罗 贤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 5
- [17] Tang Liangling(唐亮亮), Liu Guohui(刘国辉), Zhang Baohong(张保红) *et al. China Molybdenum Industry*(中国钼业)[J], 2020, 44(1): 5
- [18] Gietl H, Riesch J, Coenen J W *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2017, 124: 396
- [19] Mao Y, Coenen J W, Riesch J *et al. Composites Part A-Applied Science Manufacturing*[J], 2018, 107: 342
- [20] Sun Aifang(孙爱芳), Liu Minshan(刘敏珊), Dong Qiwu(董其伍). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2008, 22(3): 4
- [21] Liu R, Xie Z M, Hao T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 451: 35

Fracture Behavior and Transient Thermal Shock Damage Analysis of Tungsten Fiber/Tungsten Composites

Jiang Yan, Chen Min, Jiang Zhiqiang

(Vanadium and Titanium Resource Comprehensive Utilization Key Laboratory of Sichuan Province, Panzhihua University, Panzhihua 617000, China)

Abstract: A continuous tungsten fibers-toughened tungsten composite with refractory metal molybdenum as the interfacial coating was prepared by spark plasma sintering technology. The tensile brittle-to-ductile transition temperature of the composite was studied, and the influence of molybdenum coating on the fracture mode of the W_f/W composite were analyzed and discussed. The tensile test results show that the composite is brittle fracture at 400 °C and below. Many curved cracks are formed until 400 °C at the interface between fibers and matrix, indicating that the coating has signs of weakening the bonding strength of the matrix-fiber interfaces. The composite exhibits toughness at 500 °C, which mainly comes from the pseudo-plasticity by fibers. Molybdenum as an interfacial coating helps to stimulate the fiber debonding-fracture toughening mechanism. However, due to the special structural orientation of the coating by magnetron sputtering, there is no expected plastic deformation of molybdenum. The transient thermal shock resistance of fibers and coarse-grained tungsten was analyzed. Tungsten fibers are more resistant to thermal shock than coarse-grained tungsten matrix due to high strength and low ductile brittle transition temperature (DBTT), and incorporation of fiber could reduce cracking areas of tungsten materials.

Key words: interfacial coating; W_f/W composite; spark plasma sintering; transient thermal shock

Corresponding author: Jiang Yan, Ph. D., Associate Researcher, Panzhihua University, Panzhihua 617000, P. R. China, Tel: 0086-812-3372090, E-mail: jiangyan@pzh.edu.cn