

W-4Re-0.27HfC 合金的 1500~1700 °C 拉伸蠕变性能及损伤机理

王琛瑞¹, 董帝², 应雯清¹, 张超¹, 王承阳², 李玫¹, 孙尚玥³, 张程煜¹

(1. 西北工业大学 材料学院 NPU-SAS 联合中心, 陕西 西安 710072)

(2. 安泰天龙钨钼科技有限公司, 北京 100094)

(3. 谢菲尔德大学 材料科学与工程学院, 英国 谢菲尔德 S2 4QF)

摘要: 研究了粉末冶金制备的 W-4Re-0.27HfC 合金的拉伸蠕变行为, 测试环境为真空, 蠕变温度为 1500~1700 °C, 蠕变应力为 40~60 MPa。采用 SEM、EBSD 和 TEM 观察其微观组织, 表征晶粒、位错等在蠕变过程中的演变规律。结果表明, W-4Re-0.27HfC 合金的稳态蠕变速率范围为 $1 \times 10^{-7} \sim 5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, 较纯钨 (W) 低 1~2 个数量级。W-4Re-0.27HfC 合金抗蠕变性能优于纯 W 主要原因是弥散分布的 HfC 颗粒钉扎位错和 Re 取代 W 原子产生晶格畸变阻碍位错运动, 降低位错迁移率。蠕变温度为 1500 °C 时, W-4Re-0.27HfC 的蠕变机制以原子扩散和晶界滑动为主, 伴随有位错滑移。随着温度升高, 位错攀移成为主要蠕变机制。HfC 颗粒塞积位错, 导致 HfC/基体界面结合变差, HfC 颗粒剥落出现孔洞, 合金蠕变性能下降。

关键词: W-4Re-0.27HfC 合金; 蠕变性能; 固溶强化; 弥散强化; 蠕变机制

中图分类号: TL62⁺7; TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3600-08

钨 (W) 具有高熔点、低热膨胀系数、低氢滞留率和高物理溅射阈值等优点, 被认为是最有前景的核聚变反应堆第一壁中面向等离子体材料^[1]。核聚变反应堆服役环境苛刻, 要求第一壁材料具有优异的高温强度和抗蠕变性能。纯 W 存在再结晶温度低、韧-脆转变温度高及蠕变断裂时间短等问题, 极大地限制了其应用。因此, 常采用添加固溶强化的合金元素和弥散强化的第二相粒子等方法来有效克服纯 W 的上述问题。

在 W 中添加稀有元素铼 (Re) 形成钨-铼 (W-Re) 合金, 在保留 W 和 Re 的高熔点、高模量等优异性能的同时, 还发生独特的“铼效应”^[2], 有效提高了 W 的高温强度、再结晶温度和抗蠕变性能。杨世民等^[3]研究了 Re 对 W 的强化机制, 结果表明: Re 通过修复 W 晶界微裂纹和减少晶体内部缺陷而起到强化效果。Gao 等^[4]研究了 Re 对 W 的蠕变性能的影响, 发现 Re 可延缓晶界迁移和提高合金的再结晶温度, 使 W-Re 合金的蠕变激活能增加, 抗蠕变性能得到提高。Klopp^[5]和 Vandervoort^[6]等对比研究了含 24%~26% 和 5%~8% (质量分数) Re 的 W-Re 合金的蠕变性能, 结果表明后者的抗蠕变能力明显优于前者。当 Re 含量接近固溶极限时, 高温下会析出脆性 σ 相 (W_2Re_3 相), 对蠕变性能

产生不利影响。在 W-Re 合金基础上, 还可进一步采用碳化物或氧化物等颗粒弥散强化 W-Re 合金, 其中碳化钨 (HfC) 具有高熔点、低热膨胀系数和高温稳定性等优点, 既能有效提高 W-Re 合金的高温力学性能, 还能改善合金的热稳定性^[7]。Li 等^[8]研究了 W-3Re-5HfC 合金的强化机理, 结果表明, 高温下 HfC 颗粒能够钉扎合金中的位错, 显著增加位错运动阻力, 同时能够通过钉扎晶界达到稳定晶粒结构并抑制其长大的效果^[9], 提高了合金的高温性能。

由上可见, 通过 Re 固溶强化和 HfC 弥散强化能够显著提高 W 的抗蠕变性能, 但是 2 种强化效应间存在复杂的交互作用。为充分理解蠕变过程中 Re 的固溶强化和 HfC 的弥散强化效应, 研究了粉末冶金法制备的 W-4Re-0.27HfC 合金在 1500~1700 °C、40~60 MPa 下的蠕变性能, 分析了稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon}$ 与温度和应力的关系, 进一步通过扫描电子显微镜 (SEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 和透射电子显微镜 (TEM) 观察合金微观组织, 使用能谱仪 (EDS) 分析了合金内部成分分布。对比了不同 Re 和 HfC 含量的 W-Re-HfC 合金蠕变性能, 从而揭示 W-4Re-0.27HfC 合金的蠕变机理。

收稿日期: 2022-09-29

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705404)

作者简介: 王琛瑞, 男, 1998 年生, 硕士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: crwang@mail.nwpu.edu.cn

1 实验

1.1 实验材料

本实验所用材料 W-4Re-0.27HfC (质量分数, %) 合金和纯 W 由安泰天龙钨钼科技有限公司使用粉末冶金法制备。W-4Re-0.27HfC 合金的烧结温度为 2350 °C, 烧结气氛为氢气, 烧结时间为 6 h。烧结后进行轧制处理, 轧制温度为 1600 °C, 随后将轧制坯料在 1100 °C 下退火 60 min。纯 W 先由冷等静压成型, 然后在 1900 °C、氢气氛围下烧结 3 h 得到烧结坯。然后进行轧制处理, 轧制温度为 1600 °C, 轧制后经 1000 °C 退火 60 min。材料的物理性质见表 1。

1.2 蠕变试验

蠕变试验在超高温蠕变试验机 (RDL 50, 长春试验机研究所) 上进行, 试验环境为真空, 真空度为 2×10^{-3} Pa。蠕变试样形状和尺寸如图 1 所示。试验温度为 1500~1700 °C, 应力为 40~60 MPa。对蠕变曲线的稳态蠕变阶段采用最小二乘法和线性回归法获得稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon}$ 。

1.3 微观组织分析

对蠕变试样标距段取样, 使用 200#、400#、600#、800#、1000#和 1200#砂纸进行研磨, 用 Al₂O₃ 抛光液抛光, 最后使用腐蚀剂 (K₃[Fe(CN)₆]+NaOH+H₂O) 腐蚀试样, 制备出金相样品。采用氩离子抛光仪 (Leica EM RES102, 德国) 制备 EBSD 样品, 使用场发射扫描电子

表 1 纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的物理性质

Table 1 Physical properties of pure W and W-4Re-0.27HfC alloy

Property	W-4Re-0.27HfC	W
Average grain size/ μm	5.52	17.13
HfC particle size/ μm	0.84	-
Density/ g cm^{-3}	18.24	18.86
Relative density/%	93.99	97.46

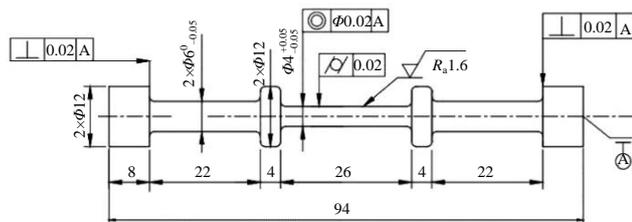


图 1 高温拉伸蠕变试样形状和尺寸

Fig.1 Shape and dimension of the tensile creep specimen at elevated temperatures

显微镜 (SEM, TESCAN MIRA 3, 捷克) 观察微观组织, 采用 EBSD 分析晶体微区取向。采用离子减薄法制备 TEM 样品, 利用配备有能谱仪 (EDS) 的场发射高分辨透射电子显微镜 (TEM, TALOS F200X, 美国) 分析微观结构及成分, 使用选区电子衍射 (SAED) 确定合金的晶体结构。

2 实验结果

2.1 纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的微观组织

图 2 为纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的金相组织。可见, 经退火处理后二者内部晶粒无明显织构, 以等轴晶为主。W-4Re-0.27HfC 合金的晶粒尺寸小于纯 W, 这归因为弥散分布的亚微米级 HfC 颗粒 (图 2b 中白色颗粒) 能够有效钉扎晶界、降低晶界迁移率, 从而细化晶粒。

图 3 是 W-4Re-0.27HfC 合金 TEM 像和 SAED 花样。由图 3a 可见, 合金基体和 HfC 颗粒的 SAED 花样表明 Re 的加入并未引起 W 基体结构改变, 仍为体心立方结构, 晶带轴为 $[1\bar{1}0]$ 。HfC 颗粒具有简单立方结构, 晶带

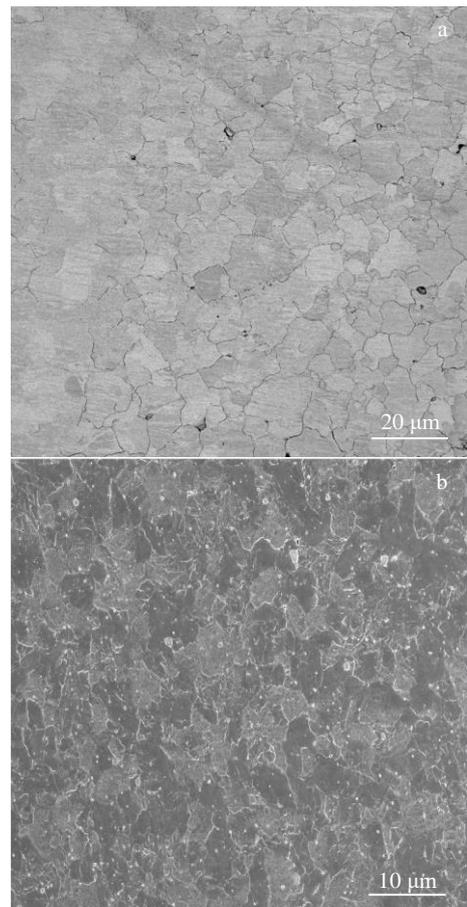


图 2 纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的金相组织

Fig.2 Metallographic microstructures of pure W (a) and W-4Re-0.27HfC alloy (b)

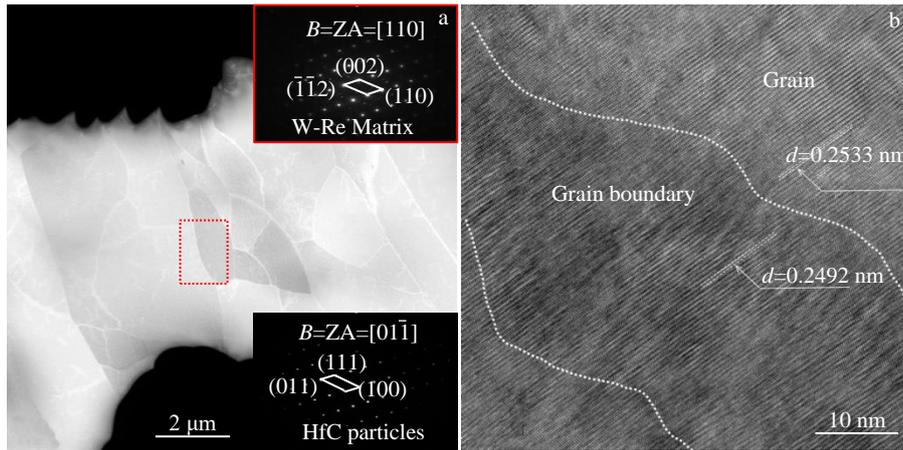


图 3 原始态 W-4Re-0.27HfC 合金 TEM 像和 SAED 花样

Fig.3 TEM images and SAED pattern of the as-received W-4Re-0.27HfC alloy (a), HRTEM image of the marked area in Fig.3a (b)

轴为 $[01\bar{1}]$ 。图 3b 为图 3a 晶界区域(标记处)的 HRTEM 像,可知,晶界处的原子间距为 0.2492 nm,晶粒内部原子间距为 0.2533 nm,因此在晶界处存在晶格畸变。由于 W 的原子半径为 0.3162 nm, Re 原子半径为 0.2760 nm,因此判断 Re 原子在晶界附近存在富集^[10-12]。

2.2 蠕变性能

图 4 为纯 W 在不同应力条件、1600 °C 下的蠕变曲线。由图可知,稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon}$ 对应力敏感,蠕变应力由 40 MPa 增加至 50 MPa,蠕变伸长率增加近 2 倍。随着应力增大到 60 MPa 时,稳态蠕变阶段缩短甚至消失,蠕变断裂时间仅为 3.7 h,蠕变伸长率可达 29.33%。

图 5 为 W-4Re-0.27HfC 合金在不同应力、不同温度下的蠕变曲线。可见,随蠕变温度升高和应力增大,W-4Re-0.27HfC 稳态蠕变阶段缩短,加速蠕变阶段提前。蠕变应力为 40 MPa 时,在 1500 °C 下蠕变 10 h 伸长率为 0.69%,蠕变温度升高到 1700 °C 蠕变 10 h 后伸长率为 2.09%,为 1500 °C/40 MPa 条件下的 3 倍。当蠕变温度为 1700 °C,蠕变应力从 40 MPa 升高到 60 MPa

时,蠕变开始后迅速进入加速蠕变阶段直至断裂。

对比图 4 和图 5b 可知,W-4Re-0.27HfC 合金抗蠕变性能明显优于纯 W。1600 °C/40 MPa 蠕变 10 h,W-4Re-0.27HfC 的蠕变伸长率约为 1%。对于纯 W,相同条件蠕变 6 h 后,其蠕变伸长率大于 5%。说明 Re 和 HfC 的加入显著提高了 W 的抗蠕变能力。

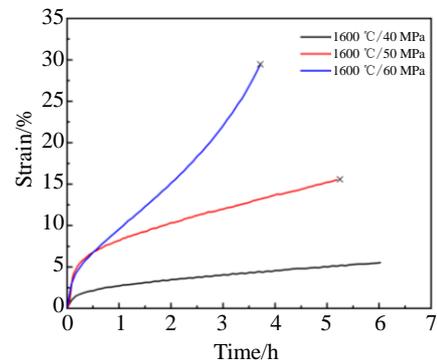


图 4 纯 W 在 1600 °C、不同应力条件下的蠕变曲线

Fig.4 Creep curves of pure W at different stress conditions

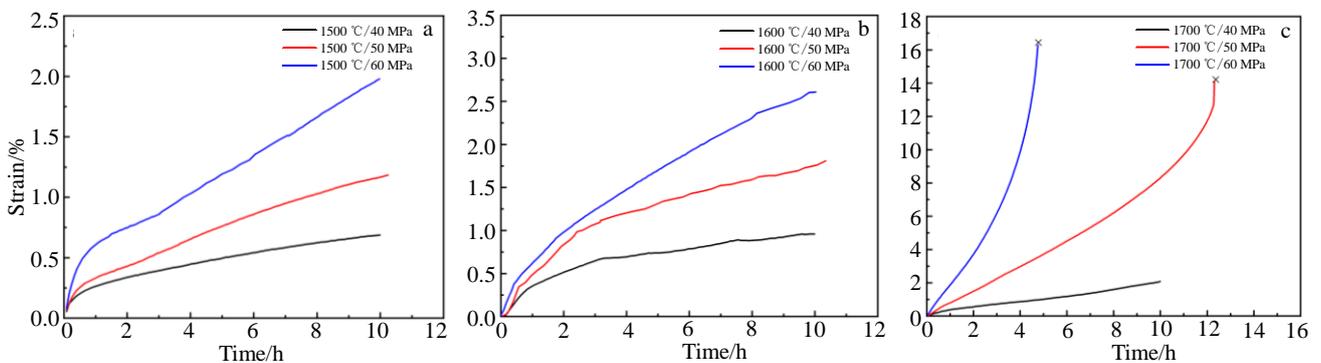


图 5 W-4Re-0.27HfC 合金不同应力、温度条件下的蠕变曲线

Fig.5 Creep curves of W-4Re-0.27HfC alloy at different stresses and temperatures

表 2 列出了纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon}$ 、蠕变断裂时间等蠕变性能。可见, 随温度升高或应力增加, $\dot{\epsilon}$ 增大。在相同蠕变条件下, W-4Re-0.27HfC 合金的 $\dot{\epsilon}$ 较纯 W 小 1~2 个数量级, 蠕变断裂时间明显长于纯 W。1600 °C 时, 蠕变应力由 40 MPa 增加到 60 MPa, W-4Re-0.27HfC 合金的 $\dot{\epsilon}$ 由 $1.4 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $6.0 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$; 当蠕变应力为 40 MPa, 温度由 1600 °C 升高到 1700 °C 时, W-4Re-0.27HfC 的 $\dot{\epsilon}$ 由 $1.4 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $4.2 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 。

$\dot{\epsilon}$ 与温度和应力的关系可用式 (1) 所示的 Norton 法则^[13]描述。蠕变应力指数 n 和蠕变激活能 Q 与蠕变机制密切相关, 可根据 n 和 Q 初步判断材料的蠕变机制。当试验温度恒定时, n 值可由式 (2) 计算。当蠕变应力一定时, Q 可由式 (3) 计算。

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$n = \frac{\ln(\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2)}{\ln(\sigma_1 / \sigma_2)} \quad (2)$$

$$Q = k \frac{\ln(\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2)}{1/T_1 - 1/T_2} \quad (3)$$

其中, A 为与材料特性相关的常数, σ 是蠕变应力, Q 是蠕变激活能, n 是蠕变稳态应力指数, R 为气体常数, T 是试验温度, k 是与材料特性相关的常数。

表 3 列出了纯 W、W-4Re-0.27HfC 合金以及其它相关材料的 n 和 Q 值。纯 W 和 Re 含量 $\leq 4.5\%$ 的 W-Re 合金应力指数约为 6。根据蠕变应力指数与蠕变机制的关

表 2 纯 W 和 W-4Re-0.27HfC 合金的蠕变性能

Table 2 Creep properties of pure W and W-4Re-0.27HfC alloy

Material	$T/^\circ\text{C}$	σ/MPa	$\dot{\epsilon}/\times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$	Time/h
W	1600	40	15	6
		50	46	5.4 (Rupture)
		60	150	3.7 (Rupture)
	1500	40	1.1	10
		50	2.1	10
		60	4.5	10
W-4Re-0.27HfC	1600	40	1.4	10
		50	2.9	10
		60	6.0	10
	1700	40	4.2	10
		50	21	12.4 (Rupture)
		60	51	4.8 (Rupture)

表 3 纯 W、W-4Re-0.27HfC 和一些相关材料的 n 和 Q 值

Table 3 Values of n and Q of pure W, W-4Re-0.27HfC alloy and some related alloys

Material	$T/^\circ\text{C}$	n	$Q/\text{kJ mol}^{-1}$	Reference
W	1600	5.8	368	This paper
W-1.9Re	1927	6.8	-	[15]
W-2.5Re	1927	5.4	-	
W-3.6Re	1927	6.2	-	
W-4.5Re	1927	6.6	-	
W-4Re-0.27HfC	1500	3.2		This paper
	1600	6.1	444	
	1700	6.3		
W-4Re-0.32HfC	2027	5.1	594	[16]
	2127	5.4		

系可知, 当 $n=3$ 时, 蠕变机制以原子扩散为主, 伴随有晶界滑动; 当 $n=3\sim 7$ 时, 蠕变机制主要是位错攀移^[14]。初步判断当 Re 含量较低时, W-Re 合金和纯 W 的蠕变机制相同, 以位错攀移为主。

1500 °C 时, W-4Re-0.27HfC 合金的 n 值为 3.2, 蠕变温度为 1700 °C 时 n 值增大到 6.3。说明随着温度的升高, W-4Re-0.27HfC 合金蠕变机制由原子扩散和晶界滑动转变为位错攀移。当 HfC 含量由 0.27% 增加到 0.32% 时, W-4Re-0.32HfC 合金的 n 值约为 5, 主要蠕变机制仍是位错攀移。

W-4Re-0.27HfC 合金的蠕变激活能 Q 为 444 kJ/mol, 大于纯 W 的 (368 kJ/mol^[14])。当 HfC 含量由 0.27% 增加到 0.32% 时, W-4Re-0.32HfC 的 Q 增大至 594 kJ/mol。说明 HfC 颗粒能降低 W-Re 基体的自扩散程度, 提高材料的抗蠕变能力。晶界滑动过程需要晶粒内部存在由扩散作用主导的塑性变形^[17], 因此高含量的 HfC 能够抑制晶界滑动, 蠕变过程主要受位错攀移控制。

2.3 W-4Re-0.27HfC 的微观组织变化

图 6 为不同条件蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金的微观组织。从图 6a 和 6b 中可以看出在 1500 °C 下经过 10 h 蠕变后, W-4Re-0.27HfC 合金的平均晶粒尺寸为 28.13 μm , 远大于图 2 所示的原始晶粒尺寸, 说明蠕变过程中发生了显著的晶粒生长。蠕变条件为 1700 °C/60 MPa 时, 蠕变后的合金晶界处形成了大量的孔洞, 部分晶界孔洞发生连接而形成晶界裂纹, 如图 6c 所示。由晶界孔洞发展形成的晶界裂纹使得 W-4Re-0.27HfC 合金的蠕变速率显著增加, 进入加速蠕变阶段时间缩短, 蠕变断裂时间仅为 4.8 h。

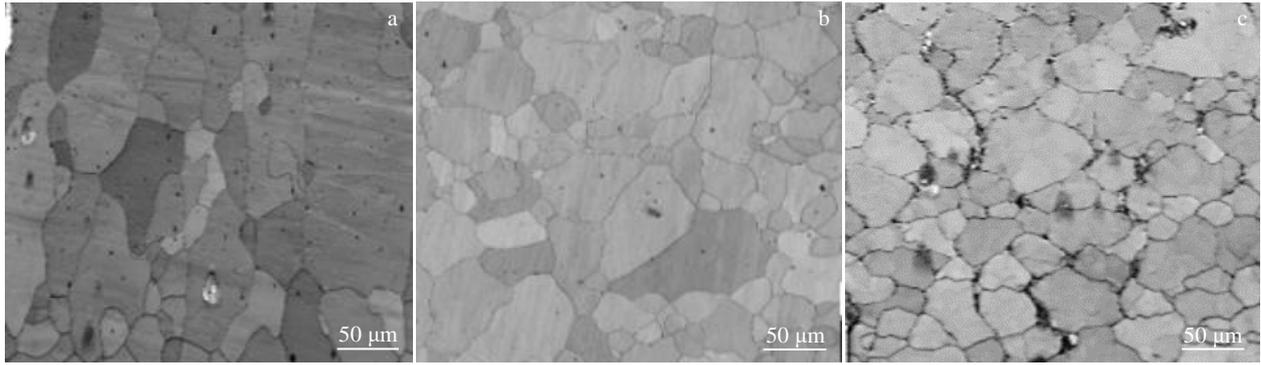


图 6 不同条件下蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金的显微组织

Fig.6 Microstructures of crept W-4Re-0.27HfC alloy under different creep conditions: (a) 1500 °C/40 MPa, $t=10$ h; (b) 1500 °C/60 MPa, $t=10$ h; (c) 1700 °C/60 MPa, $t=4.8$ h

采用截点法统计蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金的晶粒和 HfC 颗粒尺寸, 结果如图 7 所示。可见, 蠕变过程中, 基体晶粒和 HfC 颗粒均发生长大。原始态合金的基体晶粒和 HfC 颗粒尺寸分别为 5.52 μm 和 0.84 μm , 1500 °C/60 MPa 蠕变 10 h, 二者的尺寸增加到 28.13 μm 和 0.93 μm 。当蠕变条件为 1700 °C/60 MPa 时, 4.8 h 后

便发生了蠕变断裂, 基体晶粒尺寸增加到 40.43 μm , 为原始态的 732%; HfC 颗粒尺寸增加到 1.04 μm , 为原始态的 124%。

除基体晶粒和 HfC 颗粒生长外, W-4Re-0.27HfC 合金在蠕变过程中还发生了晶粒取向变化。图 8 为 W-4Re-0.27HfC 合金的不同晶粒类型含量分布图, 由图

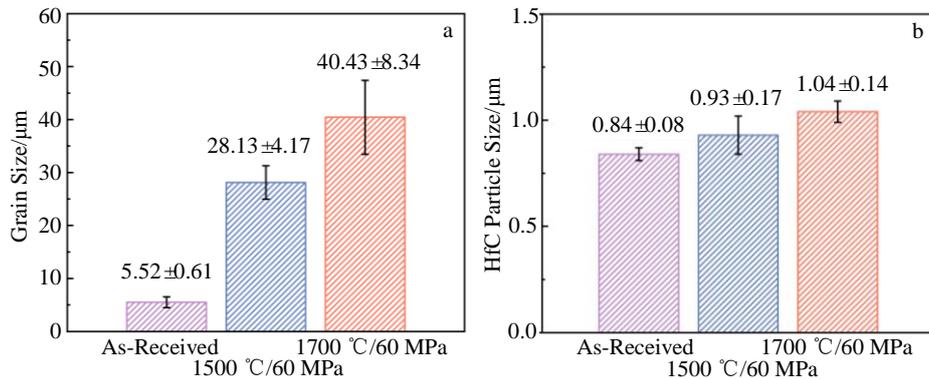


图 7 W-4Re-0.27HfC 合金蠕变前后的基体晶粒尺寸和 HfC 颗粒尺寸

Fig.7 Matrix grain size (a) and HfC particles size (b) of as-received and crept W-4Re-0.27HfC alloy under different creep conditions

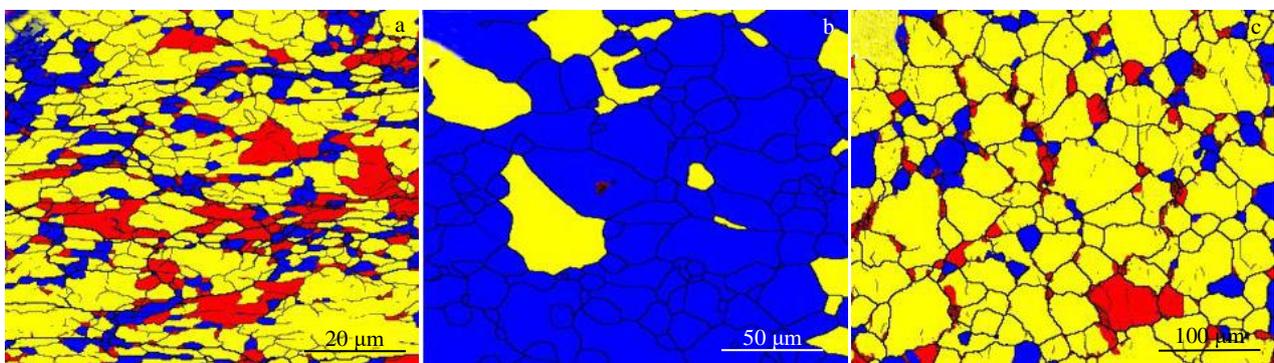


图 8 W-4Re-0.27HfC 合金蠕变前后不同晶粒类型含量分布

Fig.8 Microstructures of W-4Re-0.27HfC alloy with different grain types under the as-received state (a) and being crept at condition of 1500 °C/60 MPa, $t=10$ h (b) and 1700 °C/60 MPa, $t=4.8$ h (c) (blue: equiaxed grains, yellow: subgrains, red: deformed grains)

可知，初始态合金亚晶粒和变形晶粒含量较高，1500 °C/60 MPa 蠕变后合金内部亚晶粒和变形晶粒含量明显降低，取而代之的是再结晶过程所形成的等轴晶。1700 °C/60 MPa 进行蠕变后，试样变形量增加，晶粒出现不同程度的变形，导致合金内部等轴晶含量降低，变形晶粒含量增加。

位错周围的晶格畸变会随着位错密度的增加而累积，显著变形后材料局部会出现小角度的取向变化，形成位错墙、显微带和亚晶界等亚结构^[18]。在发生明显塑性变形的情况下，晶粒的取向变化能够反映出位错累积的效果，因此采用局域取向差 (LAM) 来反映材料内部

的局部变形程度、晶粒取向和位错密度变化^[19]。图 9 是 W-4Re-0.27HfC 合金局域取向差分布图，由图可知，原始态合金晶界处的 LAM 较大，原始态合金位错主要分布在晶界附近。1500 °C/60 MPa 蠕变后合金内部 LAM 明显降低，在此条件下合金内位错发生回复，异号位错相互抵消，位错密度降低。当蠕变温度升至 1700 °C，合金晶粒变形程度增加，LAM 值增大。较大的晶粒变形能够重新开动位错源，位错增殖使合金位错密度增加。

图 10 是不同条件蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金的典型 TEM 照片，可见位错运动在蠕变过程中发挥重要作用。在 1500 °C/40 MPa 下发生位错滑移和相互缠结 (图

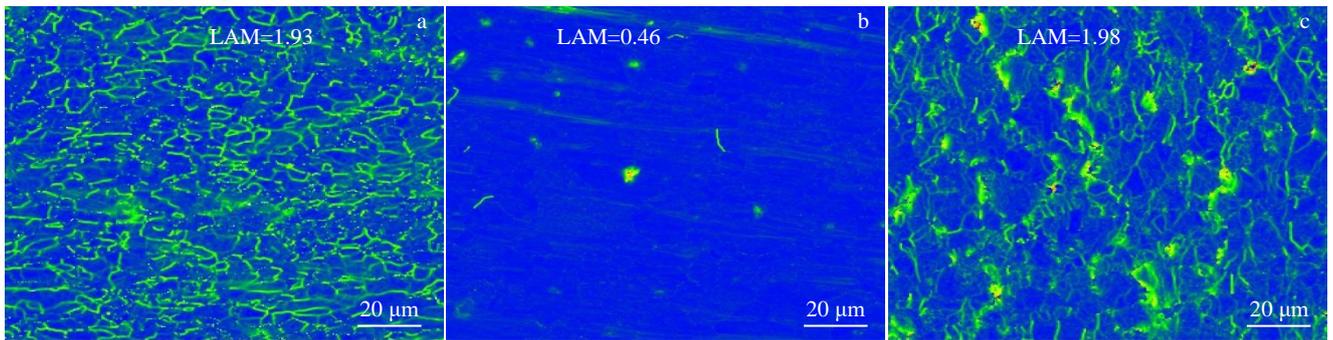


图 9 W-4Re-0.27HfC 合金原始态和蠕变后局域取向差分布图

Fig.9 Local average misorientation (LAM) images of W-4Re-0.27HfC alloy under the as-received state (a) and being crept at condition of 1500 °C/60 MPa, $t=10$ h (b) and 1700 °C/60 MPa, $t=4.8$ h (c)

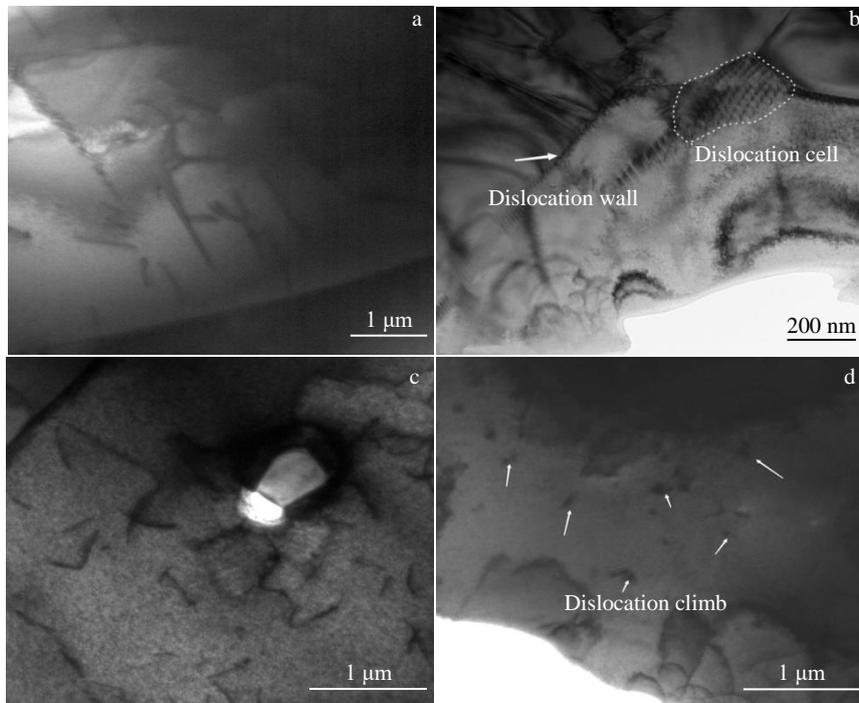


图 10 不同条件蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金的 TEM 照片

Fig.10 TEM images of the crept W-4Re-0.27HfC alloy under different creep conditions: (a) 1500 °C/40 MPa, $t=10$ h; (b) 1600 °C/40 MPa, $t=10$ h; (c) 1700 °C/40 MPa, $t=10$ h; (d) 1700 °C/60 MPa, $t=4.8$ h

10a), 随着蠕变温度升高至 1600 °C, 位错运动更加活跃, 出现了图 10b 所示的位错墙和位错胞结构, 阻碍位错滑移。同时 W-4Re-0.27HfC 合金的 HfC 颗粒钉扎位错, 阻碍位错运动, 出现如图 10c 所示的位错塞积现象, 由位错塞积引起的应力集中使 HfC 颗粒/基体界面强度下降, 两者发生脱粘, 部分 HfC 颗粒剥落形成孔洞。此外, 晶界及 HfC 颗粒周围位错塞积是形成裂纹尖端缺陷的主要原因^[20]。蠕变条件为 1700 °C/60 MPa 时, 合金内部出现了位错攀移(图 10d), 说明在更高的驱动力作用下, 位错通过攀移的方式越过第二相粒子和障碍物, 使位错运动持续进行。

3 分析和讨论

由 W-Re 相图^[21]可知, Re 含量为 4% 时, Re 与基体中的 W 原子形成 α 型置换固溶体。由于二者原子半径不同, Re 与 W 固溶后产生晶格畸变^[12], 阻碍位错运动。此外, Re 还能降低基体内部点缺陷和空位密度^[15,23], 从而抑制蠕变过程中的原子扩散, 使得 W-4Re-0.27HfC 合金抗蠕变能力提高。合金内部均匀分布的 HfC 颗粒能够进一步钉扎位错和晶界, 降低位错迁移率并抑制晶粒长大, 使得合金抗蠕变能力进一步提高。因此, W-4Re-0.27HfC 合金的抗蠕变性能优于纯 W。

由前面结果可知, W-4Re-0.27HfC 合金蠕变过程中, 除位错运动外, 还发生了基体晶粒和 HfC 颗粒长大, 说明原子扩散在蠕变过程中发挥了重要作用^[24-26]。由图 9b 可知, 1500 °C 下发生回复再结晶, 合金内部位错密度显著下降。此外, 位错在滑移过程中被 HfC 颗粒钉扎, 在 1500 °C 下, 位错运动对合金蠕变过程贡献较小。而 W 和 Re 之间的互扩散激活能为 189 kJ/mol^[27], 小于合金的蠕变激活能(444 kJ/mol)。因此, W-4Re-0.27HfC 合金 1500 °C 下蠕变主要受原子扩散控制, 伴随有一定程度的位错滑移。随着蠕变温度和应力的升高, 合金变形程度增加, 位错源重新开动使合金位错密度增大。同时, 位错运动获得了更大的驱动力, 能以攀移的形式越过 HfC 颗粒, 因此, 1600 和 1700 °C 下, 合金的蠕变机制转变为位错攀移。

4 结论

1) 蠕变温度范围为 1500~1700 °C, 蠕变应力范围为 40~60 MPa 时, W-4Re-0.27HfC 合金的抗蠕变能力显著优于纯 W。W-4Re-0.27HfC 合金的稳态蠕变速率为 $1 \times 10^{-7} \sim 5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, 较纯 W 低 1~2 个数量级。

2) W-4Re-0.27HfC 蠕变应力指数为 3.2~6.3, 蠕变激活能为 444 kJ/mol。蠕变温度为 1500 °C 时, 蠕变机制主要为原子扩散和晶界滑动, 伴随有位错滑移。随着温度

和应力升高, 位错攀移成为主要的蠕变机制。

3) 固溶元素 Re 能够降低 W 合金点缺陷和空位密度, 同时产生晶格畸变, 抑制原子扩散和位错运动。均匀分布的亚微米级 HfC 颗粒通过钉扎晶界和位错, 达到降低位错迁移率和细化晶粒的目的。二者共同提高了 W-4Re-0.27HfC 合金的抗蠕变能力。

参考文献 References

- [1] Zhu 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
- [2] Pink E, Arsenault R J. *Progress in Materials Science*[J], 1980, 24(1): 1
- [3] Yang Shimin(杨世民), Fan Jinglian(范景莲). *Cemented Carbides*(硬质合金)[J], 2015, 32(1): 19
- [4] Gao H, Zee R. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 32(10): 1665
- [5] Klopp W D, Witzke W R. *Journal of the Less Common Metals*[J], 1971, 24(4): 427
- [6] Vandervoort R R. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(4): 857
- [7] Wang Y K, Miao S, Xie Z M et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 492(8): 260
- [8] Li Y C, Li L P, Li J F et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 98(2): 105 535
- [9] Yun H M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1993, 165(1): 65
- [10] Ren C, Fang Z Z, Koopman M et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75(9): 170
- [11] Butler B G, Paramore J D, Ligda J P et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75(9): 248
- [12] Zhang B, Li Y H, Zhou H B et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2020, 528(1): 151 867
- [13] Golan O, Arbel A, Eliezer D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 216(1-2): 125
- [14] Pintsuk G, Antusch S, Weingaertner T et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 72(4): 97
- [15] Harris B, Ellison E G. *Vacuum*[J], 1967, 17(7): 428
- [16] Park J J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 265(1-2): 174
- [17] Zhu Q, Zhao S C, Deng C et al. *Acta Materialia*[J], 2020, 199(1): 42
- [18] Meng Yang(孟杨), Ren Qun(任群), Ju Xinhua(鞠新华). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(11): 122
- [19] Lee D J, Umer M A, Ryu H J et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 43(1): 89

- [20] Du Hao(杜 浩), Ni Yushan(倪玉山). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3721
- [21] Ekman M, Persson K, Grimvall G. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 278(2-3): 273
- [22] Luo A, Shin K S, Jacobson D L. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(9): 2225
- [23] Wang Q, Du G P, Chen N *et al.* *Fusion Engineering and Design*[J], 2020, 155(6): 111 579
- [24] Magri M, Lemoine G, Adam L *et al.* *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2020, 135(1): 103 786
- [25] Klopp W D, Witzke W R. *Journal of the Less Common Metals*[J], 1971, 24(4): 427
- [26] Hahn E N, Meyers M A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 646(14): 101
- [27] Hua Y F, Li Z X, Zhang X *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 416(3): 270

Tensile Creep Properties and Damage Mechanisms of W-4Re-0.27HfC Alloy at 1500–1700 °C

Wang Chenrui¹, Dong Di², Ying Wenqing¹, Zhang Chao¹, Wang Chengyang², Li Mei¹, Sun Shangyue³, Zhang Chengyu¹
(1. NPU-SAS Joint Research Center, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)
(2. ATTL Advanced Materials Co., Ltd, Beijing 100094, China)
(3. School of Materials Science and Engineering, University of Sheffield, Sheffield S2 4QF, UK)

Abstract: In this paper, the tensile creep behavior in vacuum of W-4Re-0.27HfC alloy prepared by powder metallurgy was studied, the creep temperature was 1500-1700 °C and the creep stress was 40-60 MPa. SEM, EBSD and TEM technologies were used to observe the microstructure, and characterize the evolution of grain size and dislocation during the creep process. The results show that the steady creep rate of W-4Re-0.27HfC alloy ranges from $1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ to $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, which is 1-2 orders of magnitude lower than that of pure tungsten (W). The reason of that the creep resistance of W-4Re-0.27HfC alloy is higher than that of pure W is the dislocation pinning by HfC particles and the lattice distortion caused by Re replacing W atoms. The creep mechanisms of W-4Re-0.27HfC at 1500 °C are mainly atomic diffusion and grain boundary slip, accompanied by dislocation slip, dislocation climb becomes the main creep mechanism with the temperature increasing. The dislocations are blocked by the HfC particles, which leads to the debonding of the HfC/matrix interface. Moreover, the desquamation of HfC particles forms pores, which results in the great degradation in the creep properties.

Key words: W-4Re-0.27HfC alloy; creep property; solution strengthening; dispersion strengthening; creep mechanisms

Corresponding author: Zhang Chengyu, Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: cyzhang@nwpu.edu.cn