

W-Re-HfC合金的超高温蠕变性能与失效机制

郑铮辉¹, 赖 陈¹, 董丽然¹, 董 帝², 熊 宁², 王 滢¹, 苗国威¹, 张迎晓¹, 王金淑¹

(1. 北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

(2. 安泰天龙钨钼科技有限公司, 北京 100094)

摘 要: 研究了W-4Re-0.27HfC (wt%)合金在1800、1900、2000 °C下的蠕变性能, 结合扫描电子显微镜 (SEM)、背向散射电子衍射 (EBSD)、第一性原理计算 (DFT) 等方法, 分析了蠕变后W-4Re-0.27HfC合金的晶粒尺寸、晶粒类型、位错密度、断口形貌等, 讨论了W-4Re-0.27HfC合金蠕变失效的机制。结果表明, 蠕变温度为1800、1900、2000 °C时, 稳态蠕变速率分别为 9.8×10^{-6} 、 1.0×10^{-5} 、 $2.1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。随着蠕变温度的升高, 小角度晶界占比下降而大角度晶界占比增高, 平均晶粒尺寸增加。蠕变过程中晶粒发生塑性变形, 大角度晶界在塑性变形阶段变形相容性差, 促进形成孔洞, 加速蠕变失效。蠕变过程中第二相粒子HfC氧化严重, DFT计算结果表明HfC氧化后与基体间的界面结合能将从 -11.221 J/m^2 降低至 -3.935 J/m^2 , 降低第二相的强化作用。

关键词: 钨铼合金; 蠕变性能; 蠕变失效; 第二相粒子

中图分类号: TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2319-06

1 引言

钨及钨合金具有高强度、高熔点、热膨胀系数小、耐腐蚀和低电子逸出功等优异性能, 广泛应用于工业制造、航空航天和能源开发等领域^[1-3]。例如, 将钨用作固体火箭发动机的进口、套管时, 可以满足3320 °C以上的使用温度^[2]; 当钨合金用作如火箭喷管等的高温结构材料时, 其服役温度可以高达2200 °C^[4-5]。钨基材料在应用时的最大问题来源于钨的脆性, 包括室温脆性、辐照脆性、再结晶脆性等, 进而限制了钨基材料的应用范围^[6]。

与Re (铼) 元素的合金化已被证明是改善钨脆性的有效方法之一^[7-9]。Romaner等人^[11]的研究表明, 在添加Re元素后, 钨的对称螺位错核能够转变为不对称螺位错核, 且位错滑移系由{110}转变为{112}, 后者比前者多6个滑移面。Peierls应力能够从纯W的2.49 GPa降低至W-25wt%Re的1.84 GPa, 最终促进塑性变形过程中的螺位错运动^[8,10-11]。钨铼合金中的Re含量通常为1wt%~26wt%, 超过26wt%后会析出W₂Re₃的脆性相劣化性能。其中, 钨铼合金中Re含量为1wt%~3wt%时具有最佳的高温塑性, 8wt%~12wt%时具有最佳的低温塑性^[12]。然而, 仅添加Re难以满足复杂多变的高温工作环境^[13]。添加第二相能够进一步强化钨铼合金的高温性能。HfC具

有高熔点、低饱和蒸气压、良好的高温热力学稳定性等特点, 是钨铼合金中最常用的强化相^[14-15]。Park等人^[16]研究了HfC对W-4wt%Re合金高温蠕变性能的强化作用, 发现添加0.32wt%HfC能显著提高W-4Re合金的蠕变强度, 分析原因来自于亚晶结构阻碍位错运动。Li等人^[17]分析了HfC含量 (0, 0.5, 1, 10, wt%) 对W-3wt%Re合金力学性能的影响, 发现添加10wt% HfC的钨铼合金能够分别提高92.5%的硬度和285%的抗压强度, 并认为添加HfC形成的强化机制是晶粒细化、界面热失配、Orowan强化^[17]。

蠕变是材料在高温低应力环境服役时的变形过程, 是评价材料高温力学性能的重要参数^[18]。王琛瑞等人^[19]研究了W-4Re-0.27HfC合金在1500~1700 °C的蠕变性能与变形机制, 认为位错攀移是该合金在1500~1700 °C范围内的主要蠕变机制。然而, 钨铼合金的服役环境通常高于该温度范围, 如高速飞行器前缘 (1800 °C), 火箭发动机喷嘴 (2200 °C) ^[2-3]。为进一步分析服役温度下钨铼合金的蠕变性能, 本研究对W-4Re-0.27HfC合金在1800、1900、2000 °C下的蠕变性能及失效机制进行了分析。采用扫描电子显微镜 (SEM)、背散射衍射仪 (EBSD) 分析钨铼合金蠕变后的断口形貌及晶粒状态信息, 并结合第一性原理计算讨论了钨铼合金蠕变失效机制。

收稿日期: 2024-09-11

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705402)

作者简介: 郑铮辉, 男, 1997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: 010-67391101, E-mail: zhengzhenghui@emails.bjut.edu.cn

2 实验

本实验所用 W-4Re-0.27HfC 合金由安泰天龙科技提供,其由粉末冶金法制备。烧结气氛为氢气气氛,烧结温度为 2350 °C,保温 6 h。随后将烧结态样品升温至 1600 °C 进行旋锻,并在 1100 °C 下退火 60 min。经过机械加工得到的蠕变试样尺寸与文献^[19]报道的相同。通过超高温蠕变试验机(RDL50,长春试验机研究所)在真空环境中对合金进行蠕变测试。蠕变时真空度为 10^{-3} Pa,蠕变温度为 1800、1900、2000 °C,蠕变应力为 40 MPa。采用场发射扫描电子显微镜(SEM,SU8020,日立)分析蠕变断口形貌及元素分布。采用电子背散射衍射仪(EBSD,Oxford C-nano,牛津)分析蠕变产生的局域取向差分布及晶粒状态,扫描步长为 1.4 μm 。采用 X 射线衍射仪(D8 Advance,Bruker)分析蠕变前后的结构差异。采用纳米压痕仪(NanoIndenter G200,KLATencor)分析蠕变前后的硬度变化。第一性原理计算在 VASP 程序上进行,采用共轭梯度法进行结构优化,直至 Hellmann-Feynman 力和能量收敛精度分别达到 0.05 eV/Å 和 10^{-4} eV。按照 Monkhorst-Pack 方案以 $3\times 3\times 1$ k 对布里渊区进行网格采样,平面波展开的截断能为 500 eV。

3 结果与分析

3.1 蠕变性能

W-4Re-0.27HfC 合金在 1800、1900、2000 °C,40 MPa 条件下的蠕变曲线如图 1 所示。表 1 为蠕变曲线相关数

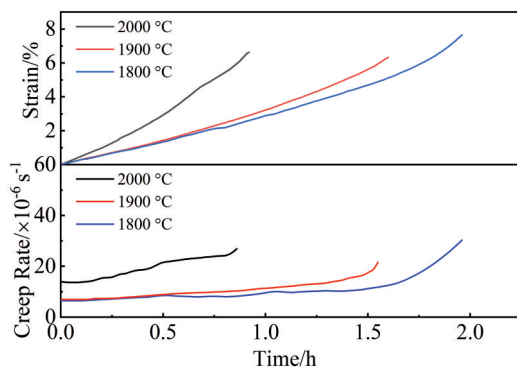


图 1 W-4Re-0.27HfC 合金在蠕变应力为 40 MPa 下的蠕变曲线
Fig. 1 Creep curves of W-4Re-0.27HfC alloy at creep stress of 40 MPa

据。蠕变温度为 1800、1900 和 2000 °C 时,延伸率分别为 7.67%、6.35% 和 6.62%,而 1800、1900、2000 °C 蠕变产生 6% 延伸率所需时间分别为 1.77、1.56、0.87 h。对稳态蠕变阶段的蠕变曲线进行分析得到在 1800、1900、2000 °C 的稳态蠕变速率分别为 9.8×10^{-6} 、 1.0×10^{-5} 和 2.1×10^{-5} s^{-1} 。可以看出,随蠕变温度升高,W-4Re-0.27HfC 合金的抗蠕变性能下降。蠕变过程根据蠕变速率变化分为 3 个阶段:第 1 阶段为初始蠕变,又称减速蠕变,该阶段中应变硬化占主导,蠕变速率逐渐降低。第 2 阶段为稳态蠕变,该阶段中应变硬化与动态回复达到平衡,蠕变速率趋于稳定;第 3 阶段为加速蠕变,该阶段中的蠕变速率快速增大,最终断裂^[18]。从图 1 中的蠕变速率曲线可以看出,3 组蠕变温度的试验难以观察到由应变硬化主导的减速蠕变阶段,分析认为 W-4Re-0.27HfC 合金在该蠕变温度范围内难以产生应变硬化。在蠕变过程中只有位错的生成速率大于湮灭速率才能够产生应变硬化。因此材料内部位错密度越大,产生的应变硬化越明显,反之则越不明显^[20-21]。

局域取向差分布图可以表明合金内部的位错密度分布与变化情况^[22]。图 2 为蠕变前后 W-4Re-0.27HfC 合金中的局域取向差分布图。从图 2 中可以看出,蠕变前合金中的位错密度较高,3 组蠕变温度后的位错密度较低。经统计,未蠕变的样品中几何位错密度为 1.25×10^{15} m^{-2} ,而蠕变温度为 1800、1900、2000 °C 的样品中几何位错密度分别为 0.32×10^{14} 、 0.31×10^{14} 、 0.28×10^{14} m^{-2} ,显著低于镍基合金($1\times 10^{14}\sim 5\times 10^{14}$ m^{-2})蠕变时^[23]。可以看出,蠕变后合金内部位错密度显著下降,且随着蠕变温度的升高,合金内部的位错密度逐渐下降,分析认为是蠕变温度高,蠕变过程中位错增殖速率小于位错湮灭的速率,合金内部难以形成高密度的可迁移位错,降低应变硬化效果,抗蠕变性能下降^[18,24]。此外,蠕变后的 W-4Re-0.27HfC 中沿晶界位置分布有大量空洞(图中白色区域),说明蠕变时合金内部裂纹扩展过程中会发生聚集。

3.2 晶粒状态

不同温度蠕变后 W-4Re-0.27HfC 合金中各状态晶粒的占比见表 1。晶粒内部平均取向差小于 1 时,定义为再结晶晶粒;平均取向差大于 1 小于 7.5 时,定义为变形晶粒;晶粒内部存在亚晶,亚晶内部平均取向差小于 1,亚晶之间的平均取向差大于 1 小于 7.5 时,定义为亚晶粒。

表 1 W-4Re-0.27HfC 合金的高温蠕变性能及晶粒状态参数

Table 1 Creep properties and grain state parameters of W-4Re-0.27HfC alloy

Creep temperature/°C	Stress/ MPa	Steady-state creep rate/ $\times 10^{-6}$ s^{-1}	Creep time/h	Grain size/ μm	Deformed grain proportion/%	Recrystallized grain proportion/%	Substructured grain proportion/%
1800	40	9.8	1.96	23.4	0.7	42.3	57.0
1900	40	10	1.6	25.0	0.5	38.3	61.2
2000	40	21	0.92	27.3	0.4	47.7	51.8

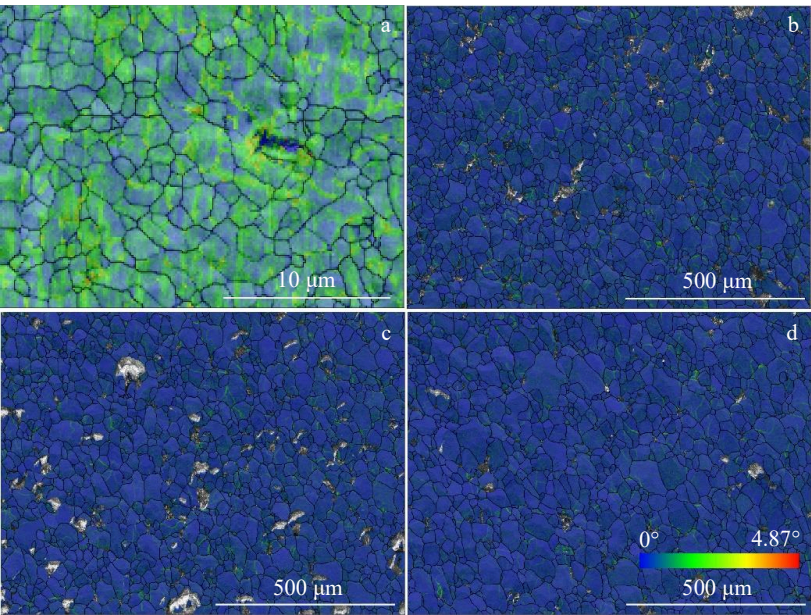


图2 W-4Re-0.27HfC 合金在不同温度蠕变后的局域取向差(KAM)

Fig.2 Kernel average misorientation (KAM) of W-4Re-0.27HfC alloy after creep at different temperatures: (a) as-received, (b) 1800 °C, (c) 1900 °C, and (d) 2000 °C

由表1可见,3个温度蠕变后的W-4Re-0.27HfC合金中的晶粒主要以再结晶晶粒与亚晶粒形式存在,变形晶粒占比较少。随着温度的升高变形晶粒占比逐渐降低(1800 °C:0.7%,1900 °C:0.5%,2000 °C:0.4%)。该结果符合蠕变曲线的分析结果,即该温度范围内的W-4Re-0.27HfC蠕变过程中主要发生回复-再结晶过程。1800与1900 °C蠕变后的合金内部再结晶晶粒与亚晶粒占比近似,而2000 °C蠕变后的合金中亚晶粒占比降低,再结晶晶粒占比提高。该结果表明2000 °C蠕变时合金中异号位错相消的速率增加,回复-再结晶过程更显著,应变硬化更加难以产生,蠕变第一阶段的时间缩短,抗蠕变性能下降。

蠕变前样品的平均晶粒尺寸为1.7 μm,而1800、1900、2000 °C蠕变后的样品的平均晶粒尺寸分别是23.4、25.0、27.3 μm。图3为蠕变后的W-4Re-0.27HfC大、小角度晶界占比。从图3中可以看出,大角度晶界(取向差>10°)占比随蠕变温度升高而增加,小角度晶界(2°<取向差<10°)占比随蠕变温度升高而降低。该结果说明蠕变过程中W-4Re-0.27HfC的晶粒长大主要与小角度合并长大成大角度晶界有关。

由于对独立滑移系统的需求降低,小角度晶界能够在合金变形起到传递塑性应变并容纳变形的作用^[25-26]。已有研究表明,在拉伸力的作用下,小角度晶界周围的应力分布相对均匀^[27]。这是由于小角度相邻晶粒之间具有良好的应变相容性,能够抑制晶界的应变局部化与裂纹萌生,有效提升钨合金的延展性。大角度晶界在拉伸力作用下发生局部应变,导致明显的应变不相容并促进裂

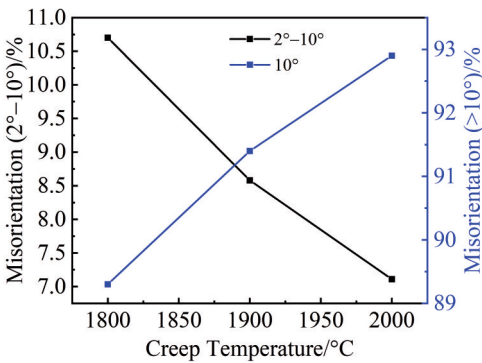


图3 蠕变后的W-4Re-0.27HfC合金中大、小角度晶界的占比与蠕变温度的关系

Fig.3 Relationships between proportions of high/low-angle grain boundaries and creep temperature in W-4Re-0.27HfC alloy after creep

纹萌生^[27]。本实验中,蠕变后的W-4Re-0.27HfC合金的小角度晶界占比仅为7.1%~10.7%,而大角度晶界占比为89.3%~92.9%。大角度晶界占比高使得蠕变过程中合金内部相邻晶粒之间的变形相容性差,晶界位置易萌生裂纹,加速合金蠕变失效。

Schmid因子可被用于分析蠕变时滑移系启动难易,通常滑移系的Schmid因子越高,滑移系更容易启动^[22]。bcc金属中最主要的滑移系主要有3组,分别为{110}<111>、{112}<111>、{123}<111>^[28]。以每个晶粒中Schmid因子最大的滑移系作为该晶粒的主要滑移系并统计其在合金内部占比,同时统计了对应滑移系的平均

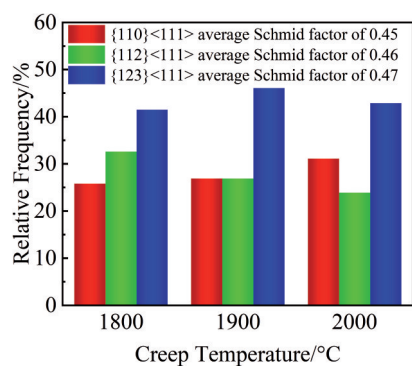


图4 W-4Re-0.27HfC合金在蠕变后主要滑移系占比及滑移系对应的平均Schmid因子

Fig.4 Slip system proportion and average Schmid factor of W-4Re-0.27HfC alloy after creep

Schmid因子,结果如图4所示。从图4中可以看出,所有样品中 $\{110\}<111>$ 滑移系的平均Schmid因子最小,表明该滑移系蠕变时难启动。蠕变后,随着蠕变温度升高, $\{110\}<111>$ 滑移系在合金中占比提高,说明温度升高,合金中的可动滑移系增多,塑性提高,抗蠕变性能下降。

3.3 断口形貌

图5为W-4Re-0.27HfC合金在1800、1900、2000 °C蠕变后的断口形貌及第二相EDS元素面分布。从图5a~5c中可以看出,蠕变后的W-4Re-0.27HfC合金内部的晶粒均发生塑性变形。同时发现,蠕变作用力下,晶粒与晶粒之间原本晶界的位置也发生变形而产生裂缝。这可能是由于前文提到的大角度晶界变形相容性差导致。

图5d为2000 °C蠕变后W-4Re-0.27HfC合金断口中第二相的EDS元素面分布。从图5d的元素分布图中可

以看出,分布在断口内部的HfC第二相颗粒发生明显氧化,分析认为是HfC与钨铼合金中残余的微量氧元素发生反应所致。为进一步分析氧化对HfC与基体界面结合强度的影响,采用第一性原理计算研究了HfC与基体间的界面结合能。计算过程中,选取HfC(111)、HfO₂(11 $\bar{1}$)和W-Re(110)的密排面作为计算界面^[29-31]。HfC/HfO₂与W-Re基体的界面模型经结构弛豫后如图6a、6b所示,界面结合能计算结果显示,HfC发生氧化后界面结合能由-11.221 J/m²降低至-3.935 J/m²。该结果表明,氧化后的HfC颗粒与基体间的界面结合强度显著下降。蠕变过程中,若第二相与基体间的界面结合强度弱,则会在界面处首先形成微孔洞,微孔洞随晶粒塑性变形长大,多个微孔洞合并形成孔洞,孔洞之间相互连接最终导致断裂失效^[32]。

3.4 蠕变前后的结构与性能

图7为蠕变前后W-4Re-0.27HfC合金的XRD图谱。从图7中可见,蠕变前后样品中均只检测出W的物相,由于第二相添加量仅为0.27wt%,难以检测到其特征峰。与纯W的特征峰相比,蠕变前样品的(110)峰向高角度偏移。由于Re原子半径(0.197 nm)小于W原子半径(0.21 nm),Re固溶进W基体中形成晶格常数小的W-Re固溶体后使峰位置向右偏移。对比蠕变前后的峰变化可以发现,蠕变后的(110)峰均向大角度偏移且随蠕变温度提高角度偏移越大,分析认为蠕变温度升高,提高了Re在W基体中的固溶程度,促使合金晶格常数继续变小,峰位置右移。此外,(220)峰与(211)峰强度降低,而(200)峰强度增加,说明蠕变过程中存在择优取向。

对比蠕变前后的硬度的变化,可以评价合金的蠕变损伤程度。图8为W-4Re-0.27HfC合金蠕变前后的硬度

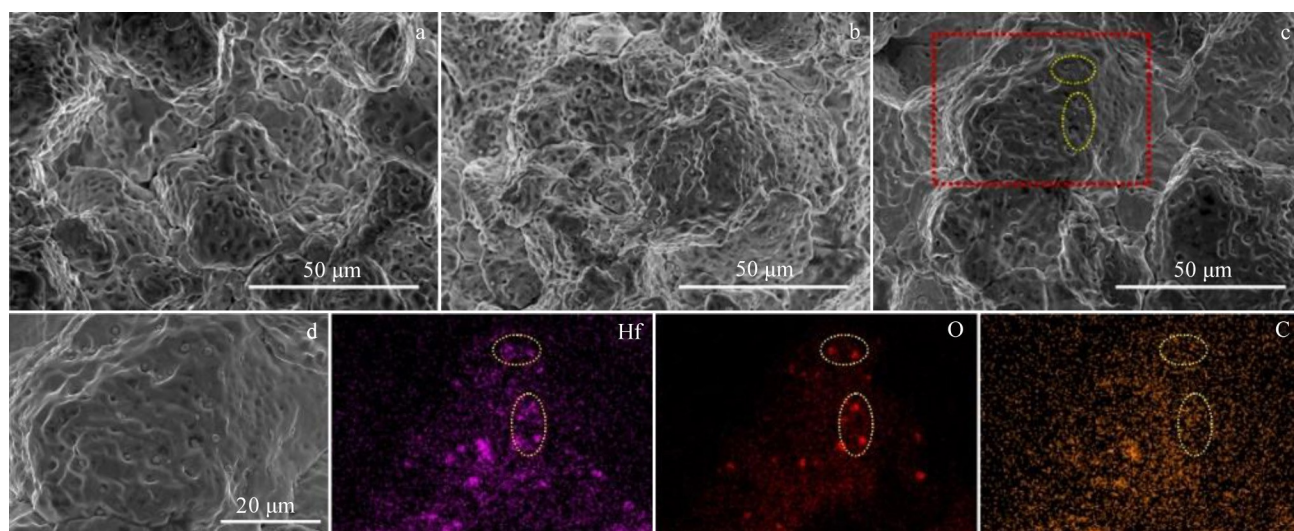


图5 W-4Re-0.27HfC合金在不同温度蠕变后的断口形貌及第二相EDS元素面分布

Fig.5 Fracture morphologies of W-4Re-0.27HfC alloy after creep at different temperatures: (a) 1800 °C, (b) 1900 °C, and (c) 2000 °C; morphology and EDS element mappings of second-phase of W-4Re-0.27HfC alloy after creep at 2000 °C (d)

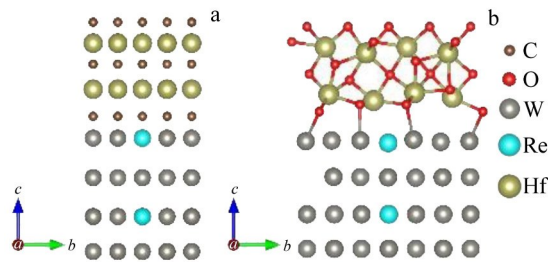


图6 HfC/HfO₂与W-Re基体间界面的结构弛豫模型

Fig.6 Structural relaxation model of the interface between HfC/HfO₂ and the W-Re matrix: (a) W-Re(110)/HfC(111) and (b) W-Re(110)/HfO₂(111)

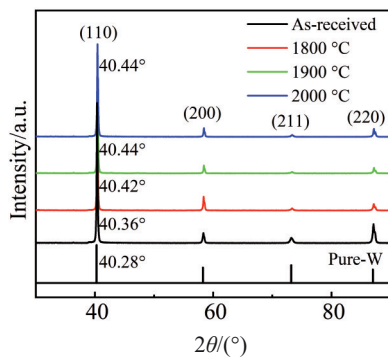


图7 W-4Re-0.27HfC合金蠕变前后的XRD图谱

Fig.7 XRD patterns of W-4Re-0.27HfC before and after creep

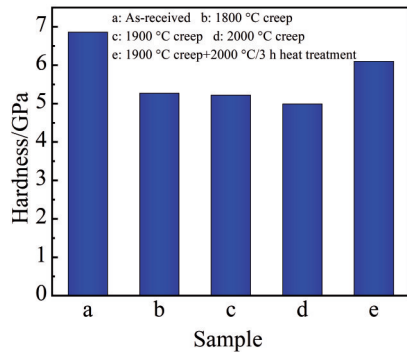


图8 W-4Re-0.27HfC合金蠕变前后及热处理后的硬度

Fig.8 Hardness of W-4Re-0.27HfC before and after creep and heat treatment

变化。可以看出,蠕变前合金的硬度为6.86 GPa,蠕变后合金的硬度下降至4.99~5.27 GPa,下降23%~27%。将1900 °C蠕变后样品在2000 °C热处理3 h后的硬度如图8中e所示,其硬度为6.1 GPa,恢复至蠕变前样品的90%。以上结果可以看出,蠕变后W-4Re-0.27HfC合金的硬度降低,而热处理能够提高蠕变后合金的硬度。晶粒尺寸与致密度是影响硬度的2个重要因素^[33]。蠕变前,合金

的晶粒尺寸仅为1.7 μm,而蠕变后合金的晶粒尺寸均超过20 μm,细晶强化效应降低,且蠕变后合金内部形成的孔洞使致密度降低,最终导致硬度下降。高于再结晶温度的热处理使得晶粒内部发生回复-再结晶,提高了合金的致密度,硬度提高。

4 结论

1) W-4Re-0.27HfC合金在蠕变温度为1800~2000 °C,蠕变应力为40 MPa的条件下,稳态蠕变速率随温度升高而增加,1800、1900、2000 °C时的稳态蠕变速率分别为 9.8×10^{-6} 、 1.0×10^{-5} 、 $2.1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。1800~2000 °C温度范围内W-4Re-0.27HfC合金难以维持高密度位错,且位错密度随温度升高而降低,应变硬化效果逐渐减弱,抗蠕变性能下降。

2) 蠕变后W-4Re-0.27HfC合金内部晶粒主要为再结晶晶粒与亚晶晶粒,并存在少量变形晶粒。小角度晶界占比为10.7%~7.11%,大角度晶界占比为89.3%~92.9%,随蠕变温度的升高,小角度晶界合并成大角度晶界,从而促进晶粒长大,晶粒尺寸由1800 °C的23.4 μm增加到2000 °C的27.3 μm。

3) 蠕变后W-4Re-0.27HfC合金的晶粒均发生变形,形成大量凹坑,第二相分布在凹坑内部,元素成分分布表明合金中的HfC颗粒氧化严重。DFT计算结果表明,发生氧化后第二相与基体间的界面结合强度显著降低。

4) 蠕变后W-4Re-0.27HfC合金中Re的固溶程度提高且存在择优取向。蠕变后,合金的硬度降低23%~27%,且随着蠕变温度升高,硬度降低越多。通过热处理能够使硬度恢复至原样品的90%。

参考文献 References

[1] Li Zhou(李 洲), Wei Shizhong(魏世忠), Xu Liujie(徐流杰) *et al.* *China Tungsten Industry*(中国钨业)[J], 2022, 37(3): 56
[2] Liu Meng(刘 梦), Liu Xueshan(刘雪山), Sun Benzhe(孙本哲) *et al.* *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2022, 44(4): 403
[3] Lin Xiaohui(林小辉), Li Laiping(李来平), Liang Jing(梁 静) *et al.* *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2019, 29(6): 45
[4] Caccia M, Tabandeh-Khorshid M, Itskos G *et al.* *Nature*[J], 2018, 562(7727): 406
[5] Bonny G, Bakaev A, Terentyev D *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2017, 128: 45
[6] Zheng Z, Lai C, Zhou W *et al.* *Materials*[J], 2024, 17(1): 102
[7] Stephens J R, Witzke W R. *Journal of the Less Common Metals*[J], 1975, 41(2): 265
[8] Samolyuk G D, Osetsky Y N, Stoller R E. *Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2013, 25(2): 025403
[9] Li Y H, Zhou H B, Liang L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 181: 110

- [10] Li H, Wurster S, Motz C *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(2): 748
- [11] Romaner L, Ambrosch-Draxl C, Pippan R. *Physical Review Letters*[J], 2010, 104(19): 195503
- [12] Dou Meng(窦 猛), Lu Yun(卢 云), Wang Xuecai(王学才). *Laser and Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2022, 59(1): 217
- [13] Luo Laima(罗来马), Xu Wangzhi(徐旺之). *China Tungsten Industry*(中国钨业)[J], 2022, 37(3): 1
- [14] Leonhardt T. *JOM*[J], 2009, 61(7): 68
- [15] Iqbal Z, Merah N, Nouari S *et al. Tribology International*[J], 2017, 116: 129
- [16] Park J J, Lee J D. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1999, 18(4): 273
- [17] Li Y, Zhang W, Li J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 814: 141198
- [18] Webb J, Gollapudi S, Charit I. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 82: 69
- [19] Wang Chenrui(王琛瑞), Dong Di(董 帝), Ying Wenqing(应雯清) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3600
- [20] Zheng Quan(郑 全), Zhong Weihua(钟巍华), Li Junwan(黎军顽) *et al. Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2023, 45(1): 52
- [21] Guo Junqing(郭俊卿), Tian Deyang(田德阳), Sun Hongying(孙红英) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2023, 30(8): 188
- [22] Peng Zichao(彭子超), Liu Peiyuan(刘培元), Wang Xuqing(王旭青) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(5): 673
- [23] Cheng L Y, Wang R Z, Li K S *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2023, 175: 107798
- [24] Robinson S L, Sherby O D. *Acta Metallurgica*[J], 1969, 17(2): 109
- [25] Lim L C, Watanabe T. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38(12): 2507
- [26] Butler B G, Paramore J D, Ligda J P *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75: 248
- [27] Miao S, Zhao Y, Xie Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 861: 144334
- [28] Xu Z, Jiao Z, Wei S *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 113: 106183
- [29] Mukhopadhyay A B, Sanz J F, Musgrave C B. *Chemistry of Materials*[J], 2006, 18(15): 3397
- [30] Wang J, Wang S Q. *Applied Surface Science*[J], 2015, 357: 1046
- [31] Yang C, Qi L. *Physical Review B*[J], 2018, 97(1): 014107
- [32] Zhang Junshan(张俊善). *Strength of Materials*(材料强度学)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2014: 242
- [33] Que Z, Li X, Zhang L *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 166: 78

Ultra-High Temperature Creep Properties and Failure Mechanism of W-Re-HfC Alloy

Zheng Zhenghui¹, Lai Chen¹, Dong Liran¹, Dong Di², Xiong Ning², Wang Ying¹, Miao Guowei¹,
Zhang Yingxiao¹, Wang Jinshu¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. ATTL Advanced Materials Co., Ltd, Beijing 100094, China)

Abstract: The creep properties of W-4Re-0.27HfC (wt%) alloy at temperatures of 1800, 1900, and 2000 °C was investigated by SEM, EBSD, and density functional theory (DFT). The grain size, grain type, dislocation density, fracture morphology, and the mechanism of creep failure of W-4Re-0.27HfC alloy were analyzed after creep at different temperatures. The results indicate that the steady-state creep rates at creep temperatures of 1800, 1900 and 2000 °C are 9.8×10^{-6} , 1.0×10^{-5} , and $2.1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, respectively. With the increase in creep temperature, the proportion of low-angle grain boundaries decreases while the proportion of high-angle grain boundaries increases, resulting in the increase in average grain size. During the creep process, grain undergoes plastic deformation, forming numerous ductile dimples. The poor deformation compatibility of high-angle grain boundaries leads to the formation of voids, accelerating creep failure. EDS results illustrate that the HfC particles in W-4Re-0.27HfC alloy are oxidized severely. DFT calculations show that the interface binding energy between HfC and matrix decreases from -11.221 J/m^2 to -3.935 J/m^2 after HfC oxidation, reducing the strengthening effect of the second phase.

Key words: W-Re alloy; creep property; creep failure; second-phase particle

Corresponding author: Wang Jinshu, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: wangjsh@bjut.edu.cn