

W-Fe-C复合材料的低温致密化机制及力学性能

张 建^{1,2}, 成 禹^{1,2}, 李佳琪^{1,2}, 魏琴琴^{1,2}, 欧阳迪^{1,2}, 罗国强^{1,2}

(1. 武汉理工大学 材料复合新技术国家重点实验室,湖北 武汉 430070)

(2. 武汉理工大学 湖北省先进复合材料技术创新中心,湖北 武汉 430070)

摘 要: 采用放电等离子烧结在不同烧结温度下制备 W-Fe-C 复合材料, 对其烧结行为、物相组成、微观形貌以及力学行为进行表征, 并分析其致密化机理。结果表明, 随温度升高, 复合材料中增强相由 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 转变为 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, 最终变为 $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ 。1400 °C 烧结后, 样品相对密度高达 99.2%, 极限抗压缩强度为 2455.15 MPa, 变形率为 25.42%。W-Fe-C 复合材料在保温阶段存在一个特殊的蠕变恢复阶段, 此阶段致密化速率几乎为零。W-Fe-C 复合材料有效应力指数 (n) 值约为 1 和 2 时, 活化能分别为 341.27 和 1005.73 kJ/mol, 高于纯 W, 但由于原位反应促进扩散, 其相对密度高于纯 W。本研究为低温制备钨基复合材料提供了新思路。

关键词: W 基复合材料; 致密化机理; 低温烧结; 压缩性能

中图法分类号: TG146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1473-07

1 引言

钨(W)及其复合材料具有高熔点、高弹性模量、高导热性、低物理溅射率和低氢同位素保留的优点^[1-4], 广泛应用于航空航天和机械加工领域, 并且被认为是聚变反应堆装置中面向等离子体材料的理想基体金属^[5-8]。

W 的熔点过高, 制备高相对密度的材料需要高烧结温度^[9-10]。纳米粉末具有高的烧结活性, 常使用纳米 W 粉烧结来降低烧结温度。Li 等人使用平均粒径为 50 nm 的 W 粉在 1500 °C 下制备出相对密度为 91.3% 的材料^[11]。但纳米晶粉末的高烧结活性会导致晶粒的异常生长。

在 W 中加入烧结助剂来加速烧结过程, 也可以降低烧结温度, 提高钨基复合材料的致密度和强度。Zhou^[12] 等人选择 TiC 和 Y_2O_3 作为烧结助剂, 在 1800 °C 下得到了相对密度为 94% 的 W 基复合材料。Hu^[13] 等人采用 21 nm 的 W- Y_2O_3 复合粉末在 1600 °C 下烧结得到相对密度为 92.5% 的 W 基复合材料。Kim^[14] 等人采用 30~38 nm 的 W- Y_2O_3 复合粉末在 1600 °C 下烧结, 最终得到的材料相对密度为 96.48%。有研究表明纯 W 在 1450 °C 下烧结, 其相对密度约 92%^[15], 目前采用的烧结助剂大多数都是与基体 W 产生机械结合, 本质上还是依靠晶粒长大来提高相对密度, 促进烧结能力有限。

Wang^[16] 等人引用 SiC 制备 W 基复合材料并研究其致密化机理, 发现体系中的致密化活化能降低且 SiC 与

W 发生原位反应加速扩散, 在 1500 °C 下得到了相对密度为 97.27% 的 W 基复合材料。因此, 低温原位反应能降低烧结温度。Ding 等人^[17] 计算了 W-Fe-C 体系中的反应吉布斯自由能, 发现体系中的反应在 1200 °C 以下为负值, 均有自发进行的趋势。Ge 等人^[18-20] 在 W 中加入 Fe 和 C 元素, 通过 W-Fe-C 原位反应, 在 800~1000 °C 下烧结成功制备出 W-Fe-C 多孔钨前驱体, 前驱体中主要包含 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, 表明 W-Fe-C 体系能促进 W 基复合材料的烧结。

本实验采用放电等离子烧结制备 W-Fe-C 复合材料, 研究烧结工艺对物相组成、微观形貌和力学性能的影响, 并利用蠕变模型揭示 W-Fe-C 复合材料的致密化机理。

2 实验

本研究采用的原料为商业 W 粉末(粒径 1~5 μm)、Fe 粉末(粒径 800 nm)和 C 粉末(粒径 30 nm), 纯度均为 99.95%。复合材料中 Fe 和 C 的添加量分别为 3.2wt% 和 0.2wt%。将混合粉末在行星球磨机中球磨, 无水乙醇作为溶剂, 球料质量比 2:1, 转速为 150 r/min, 球磨时间 12 h。将球磨后得到的混合物置于真空干燥箱中, 在 60 °C 下干燥 12 h, 得到复合粉体。将复合粉体置于石墨模具中, 并采用石墨箔片分隔模具与粉体以助于脱模。将复合粉末在 10 MPa 的单轴压力下冷压 5 min, 然后使用 SPS-3T-3-MN 放电等离子烧结系统在不同烧结温度下进行真空烧结(1100, 1200, 1300, 1400 °C), 加热速率

收稿日期: 2026-06-03

基金项目: 国家自然科学基金(52171045, 52401163); 湖北自然科学基金(224AFB733)

作者简介: 张 建, 男, 1984 年生, 博士, 教授, 武汉理工大学材料复合新技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430070, E-mail: zhangjian178@whut.edu.cn

为 100 °C/min,外加载荷为 40 MPa,烧结时间为 10 min,随后在炉中冷至室温。

使用 240~2000#的 SiC 砂纸打磨样品,随后使用金刚石悬浮液(9,3,1 μm)进一步抛光。采用阿基米德排水法测量 W-Fe-C 复合材料的相对密度。使用 X 射线衍射(XRD, Rigaku SmartLab SE, 日本)对 W-Fe-C 复合材料物相组成进行定性分析。使用扫描电子显微镜(SEM, FEI Quanta FEG250, USA)和配备能量色散光谱仪(EDS, Super-X G2)的透射电子显微镜(TEM, FEI Talos F200X, USA)分析样品内的微观结构和元素分布。

采用电火花线切割制备了尺寸为 Φ2 mm×4 mm 的圆柱形试样,使用万能试验机 INSTRON 5966 机器进行室温压缩试验,压缩速率为 0.5 mm/min。

为了描述烧结过程中的致密材料的蠕变, Bernard-Granger 等人在稳态蠕变的基础上提出了一种模型^[21],该模型已广泛应用于多种陶瓷以及金属采用 SPS 或热压烧结(hot pressing, HP)致密化过程中所涉及的致密化机制^[21-24]。该模型的动力学方程表示如下:

$$\frac{1}{\mu_{\text{eff}}} \cdot \frac{1}{D} \cdot \frac{dD}{dt} = K \frac{e^{-\frac{Q_d}{RT}}}{T} \left(\frac{b}{G}\right)^p \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{\mu_{\text{eff}}}\right)^n \quad (1)$$

式中, D 是瞬时相对密度, t 是时间, K 是常数, Q_d 表示控制致密化的机制的表观活化能, b 是伯格向量, T 是绝对温度, G 是晶粒尺寸, μ_{eff} 是粉末床的瞬时剪切模量, σ_{eff} 是作用在粉末床上的瞬时有效应力, p 为晶粒尺寸指数, n 为应力指数。 Q_d 、 p 和 n 是用于分析 SPS 期间控制粉末致密化机制的关键参数。进一步, σ_{eff} 和 μ_{eff} 可以表示如下^[25]:

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{1 - D_0}{D^2(D - D_0)} \sigma_{\text{mac}} \quad (2)$$

$$\mu_{\text{eff}} = \frac{E_{\text{th}}}{2(1 + \nu_{\text{eff}})} \frac{D - D_0}{1 - D_0} \quad (3)$$

其中, σ_{mac} 是烧结过程中施加在 W-Fe-C 粉末上的宏观压实压力(40 MPa), D_0 为粉末的起始生坯密度, E_{th} 是理论致密材料的杨氏模量, ν_{eff} 是有效泊松比。粉末的起始生坯密度 D_0 , 杨氏模量 E 和泊松比 ν 可以由以下方程计算^[26]:

$$D = \frac{h_f}{h} D_f \quad (4)$$

$$E = \rho V_T^2 \frac{3V_L^2 - 4V_T^2}{V_L^2 - V_T^2} \quad (5)$$

$$\nu = \frac{\left(\frac{V_L}{V_T}\right)^2 - 2}{2\left[\left(\frac{V_L}{V_T}\right)^2 - 1\right]} \quad (6)$$

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (7)$$

其中, h_f 是材料最终高度, h 是材料瞬时高度, D_f 是材料的最终相对密度, ρ 是材料的密度, V_T 和 V_L 分别是剪切波速和纵波速度, μ 是剪切模量。采用超声信号发射-接收机(5072PR, Panametrics, USA)和示波器(TDS2022, Tektronix, USA),利用超声波脉冲回波法测量 W-Fe-C 复合材料的横波速度和纵波速度。

3 结果与分析

3.1 W-Fe-C 复合材料的致密化行为

图 1 显示了 W-Fe-C 复合材料在 1400 °C 下 40 MPa 烧结 3 min 的致密化曲线。如图 1 所示, W-Fe-C 复合材料的致密化整体分为 3 个阶段。第 1 阶段(<1100 °C):这个阶段下粉末受热发生膨胀,导致压头位移增大。第 2 阶段(1100~1400 °C):在这个阶段下粉体发生颗粒重排,增加接触面积,随后粉体之间形成烧结颈,随后烧结颈逐渐闭合,大量孔隙消失。第 3 阶段(>1400 °C):保温过程中温度梯度消失,致密化过程主要由动力学主导,致密化缓慢。

采用公式(4)计算材料的瞬时相对密度 D , 根据公式(4)计算结果,绘制出图 2。图 2 显示了不同温度下的 W-Fe-C 复合材料的相对密度随保温时间的变化趋势。如图 2 所示在不同保温时间下的相对密度曲线均表现为阶梯状。在保温过程的中段,相对密度的增大趋势明显变小。随着烧结温度从 1100 °C 上升到 1400 °C,相对密度从 62.7% 上升至 99.2%, 1300 °C 下保温 3 min,相对密度巨幅增大,从刚开始的 74.01% 增加到了结束时的 91.27%。

3.2 W-Fe-C 复合材料的物相组成和微观结构

图 3 为 W-Fe-C 复合材料在不同烧结温度下的 XRD 图谱。1100 和 1200 °C 下烧结得到的样品,其物相组成为 W 和 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 。当烧结温度上升到 1300 °C, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 衍射峰消失,观测到 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 的衍射峰生成。而当烧结温度继续上升到 1400 °C 时,样品只观测到 W 和 $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ 的衍射峰。图 3 的结果表明,烧结温度小于 1200 °C, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 为

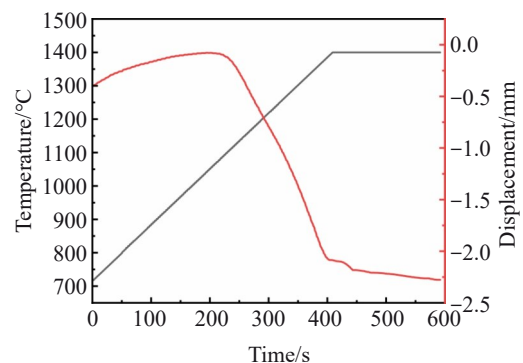


图 1 W-Fe-C 样品在 1400 °C, 40 MPa 烧结 3 min 的致密化曲线
Fig.1 Densification curves of the W-Fe-C sample sintered at 1400 °C for 3 min under 40 MPa

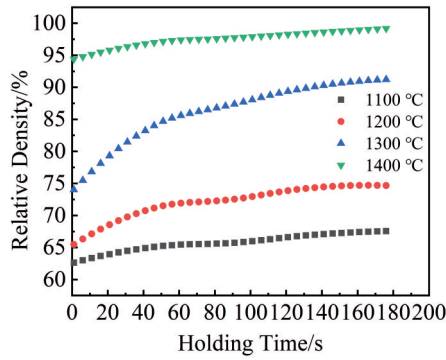


图2 W-Fe-C复合材料在不同烧结温度下的瞬时相对密度与保温时间的关系曲线

Fig.2 Instantaneous relative density of W-Fe-C composites versus holding time at different temperatures

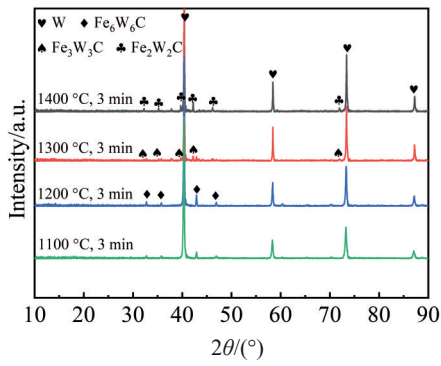


图3 W-Fe-C复合材料在不同温度下烧结的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of W-Fe-C composites sintered at different temperatures

W-Fe-C体系反应的优势相。随着温度上升至1300 °C, Fe_6W_6C 进一步反应转化为 Fe_3W_3C 。最后在1400 °C下, Fe_3W_3C 最终转化为 Fe_2W_2C 。这项结果与Ding等人^[17]采用第一性原理计算W-Fe-C体系物相反应吉布斯自由能所得到的结果相符。

图4为W-Fe-C复合材料在不同烧结温度烧结后的抛光表面的微观组织照片。其中亮灰色的为基体相W, 暗灰色的为反应生成的第二相 Fe_nW_nC ($n=6, 3, 2$)。1100 °C下W-Fe-C复合材料内部存在大量的大尺寸孔洞, 且孔洞中可以观测到未反应的粉末。随着烧结温度升高, 烧结颈逐渐闭合, 大量孔隙消失, 1200 °C下仅观测到少量孔洞与气孔, 部分第二相区域内部存在结合不紧密的现象。当温度达到1300 °C以上, 原位反应进一步进行, 孔隙收缩, 使得材料内部孔隙基本消失, 1400 °C下烧结得到的材料相对密度高达99.2%。

对1400 °C下烧结得到的W-Fe-C复合材料采用透射电镜进行更加详细的观察, 结果如图5所示。图5中的选区电子衍射花样图案确认基体相为沿 $[0\bar{1}\bar{1}]$ 晶带轴取向的立方相W, 第二相为沿 $[230]$ 晶带轴取向的立方相 Fe_2W_2C , EDS结果表明W晶粒内部固溶了少量Fe。图5b结果显示, 基体与第二相界面处结合紧密, 且界面处存在宽度约为1.5 nm的反应扩散层。Gupta等人^[27-29]在 Bi_2O_3 掺杂的ZnO陶瓷系统中也观察到约1 nm厚的晶间扩散层, 这种无序扩散层在远低于本体共晶温度的温度下促进扩散有助于材料的快速致密化。

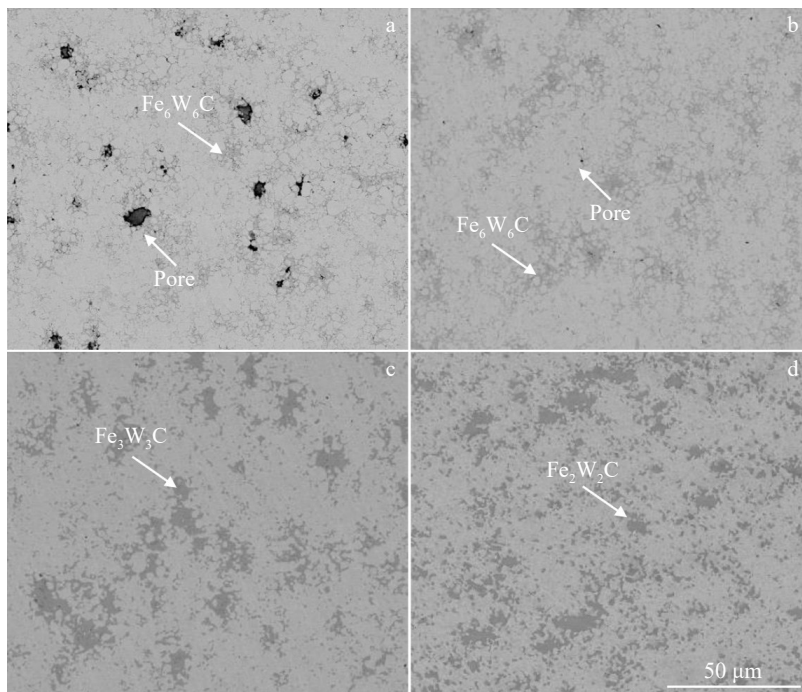


图4 不同烧结温度下W-Fe-C复合材料微观组织

Fig.4 Microstructures of W-Fe-C composites sintered at different temperatures: (a) 1100 °C, (b) 1200 °C, (c) 1300 °C, and (d) 1400 °C

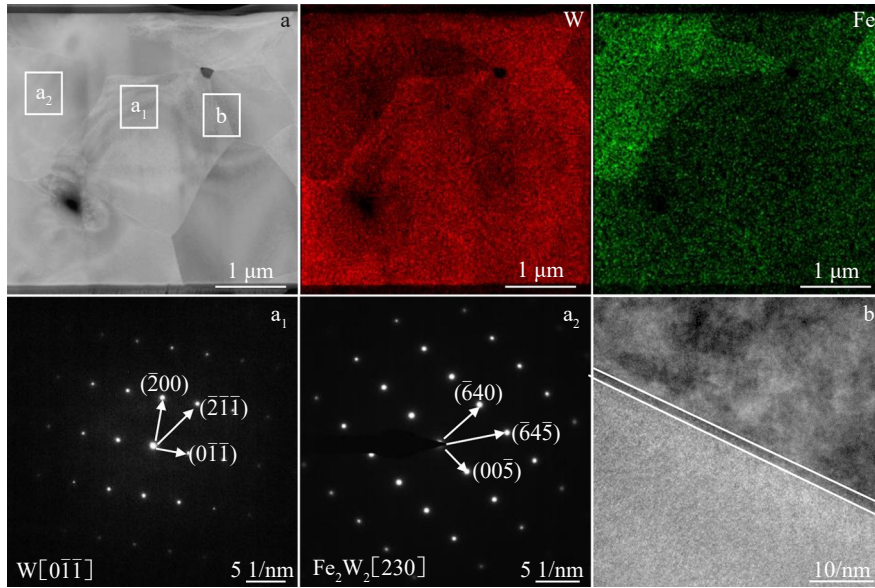


图5 1400 °C烧结W-Fe-C复合材料的TEM分析

Fig.5 TEM analysis of W-Fe-C composites sintered at 1400 °C: (a) bright-field image and corresponding EDS mapping of the W-Fe-C composite; (a₁, a₂) SAED patterns of the second phases; (b) HRTEM image of the matrix-second phase interface

3.3 W-Fe-C复合材料的力学性能

不同烧结温度下的W-Fe-C复合材料压缩性能曲线如图6所示。可以观测到1100和1200 °C下的样品力学性能很差,压缩强度分别为386.27、787.86 MPa,并且基本没有发生变形,是因为这两个温度下样品的相对密度过低,样品内部缺陷过多,这些缺陷作为裂纹萌生的位点,产生大量裂纹,使得样品迅速断裂。随着温度升高,相对密度增大,样品的力学性能迅速提升,1300 °C下极限压缩强度为1725.64 MPa,变形率为14.6%。当温度达到1400 °C,样品表现出最优的性能,极限压缩强度2455.15 MPa,变形率为25.42%,具有良好的延展性。1400 °C样品比1300 °C样品性能优良是因为1400 °C样品相对密度高,同时可能是Fe₂W₂C比Fe₃W₃C模量更高,更适合作为增强相。

不同烧结温度下得到的W-Fe-C复合材料的断裂形

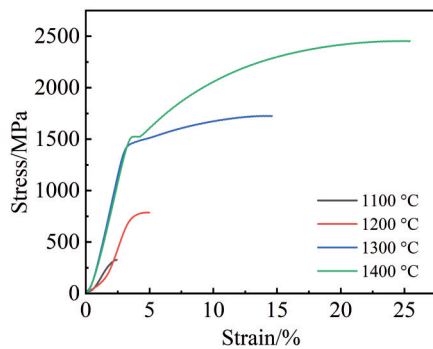


图6 不同烧结温度下W-Fe-C复合材料的压缩曲线

Fig.6 Compression curves of W-Fe-C composites sintered at different temperatures

貌如图7所示。图7a所示,在1100 °C烧结的样品中观察到大量未完全烧结的粉末,粉末颗粒之间存在大量的孔隙,同时观测到在一些颗粒之间已经开始生成烧结颈。当温度升高到1200 °C时,图7b可以观测到大量的烧结颈生成,烧结进入快速致密化阶段。在1300~1400 °C时,图7c、7d中已基本观测不到孔隙,内部均存在穿晶断裂,且穿晶断裂面积随温度增高而增大。除此之外发现材料的晶粒大小未发生明显增大。这项结果证实了W在1400 °C及以下的低温下烧结,其晶粒大小基本不变^[15-16]。

3.4 致密化动力学机理

根据图7观测到在1000~1400 °C下晶粒尺寸的变化微小。为了方便计算,在这些温度下,晶粒尺寸指数 p 可以被认为是一个常数。假设 Q_d 是一个常数,式(1)可以表示如下:

$$\ln\left(\frac{1}{\mu_{\text{eff}}} \cdot \frac{1}{D} \cdot \frac{dD}{dt}\right) = n \ln\left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{\mu_{\text{eff}}}\right) + K_1 \quad (8)$$

其中, K_1 是一个常量。因为不同的 n 值对应不同的致密化机理,致密化机理可以通过计算有效应力指数 n 来确定。 n 的值可以通过方程(8)绘制曲线的拟合线斜率来获得。

为了计算方程(8)的结果,还需得到瞬时剪切模量 σ_{eff} 。为此,测量了不同相对密度样品的横波声速和纵波声速,通过式(5)、(6)和(7)计算其对应的剪切模量并拟合得到剪切模量与相对密度的关系曲线,如图8所示。

根据图8得到的曲线代入方程(8)得到图9,图9显示了不同烧结温度下的有效应力指数 n 。在每个保温过

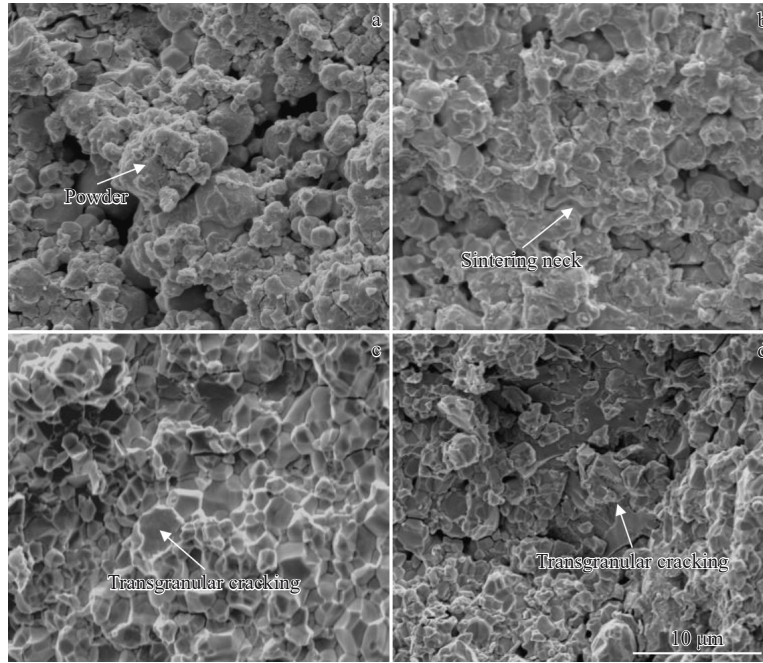


图7 不同烧结温度下 W-Fe-C 复合材料的压缩断裂形貌

Fig.7 Compressive fracture morphologies of W-Fe-C composites sintered at different temperatures: (a) 1100 °C, (b) 1200 °C, (c) 1300 °C, and (d) 1400 °C

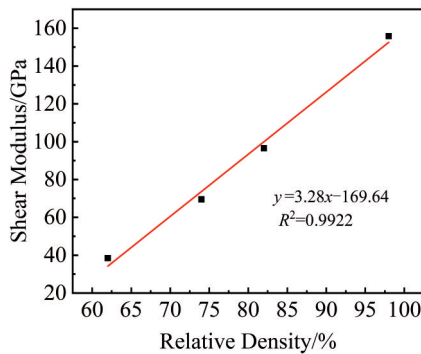


图8 剪切模量与相对密度的线性拟合曲线

Fig.8 Shear modulus as a function of relative density

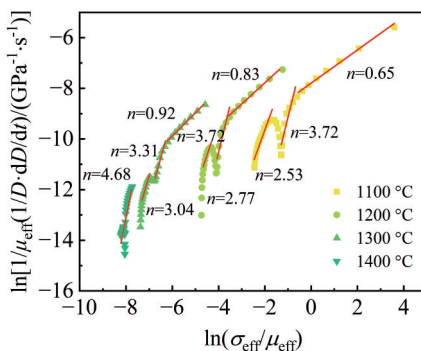


图9 不同烧结温度的有效应力指数 n

Fig.9 Effective stress exponents (n) at different sintering temperatures

程中均观察到3个 n 值,但 1400 °C 下 n 值变化不明显,以一个 n 值代替。这个结果不同于之前多数人的研究(一

般 n 只观测到2个),这是因为保温过程中存在一段相对密度基本不变的阶段。这个过程产生是因为有效应力会随着烧结时孔隙率的降低而减小,而由此产生的有效应力($\sigma_{eff} - \sigma_i$)会产生位错滑移。但是内应力 σ_i 无法像在稳态蠕变中一样通过恢复不断释放,导致会出现一段零致密化率时期,在这一时期内不会出现致密化现象^[30]。曲线自上到下表示保温过程从开始到结束。在保温过程的初始阶段,1100,1200,1300 °C 样品的 n 值分别为 0.65、0.83 和 0.92。中间阶段对应的 n 值分别为 3.72、3.72 和 3.31。保温后期对应的 n 值分别为 2.53、2.77 和 3.04。1100,1200,1300 °C 烧结温度下,保温过程初始阶段的有效应力指数约为1。当 $n=1$ 时,致密化主要由颗粒重排控制,在这个阶段,粉末颗粒在压力下移动和重新排列并且在颗粒之间生成烧结颈。在保温过程的中间阶段,有效应力指数约为3。当 $n=3$ 时蠕变由位错爬升控制^[31-33],这个阶段下推测位错移动使得应力恢复动态稳定。在保温过程的最后阶段,有效应力值在2~3,当 $n=2$ 时致密化主要由晶间扩散控制,据此推测该阶段的致密化过程由晶间扩散和位错爬升共同控制。而 1400 °C 下 n 值为 4.68,这个阶段可能是由晶粒生长控制的^[34]。

图10显示了 W-Fe-C 复合材料在不同温度下的致密化速率与相对密度的关系。 $\frac{1}{D} \cdot \frac{dD}{dt}$ 值选为 0.001 001 3 s⁻¹ 和 0.001 108 s⁻¹ 分别在 $n=1$ 和 $n=2$ 时。获取相应的相对密度值,并计算 σ_{eff} 和 μ_{eff} 的数值。

通过 SPS ($n=1$ 和 $n=2$) 制备的 W-Fe-C 复合材料的 n

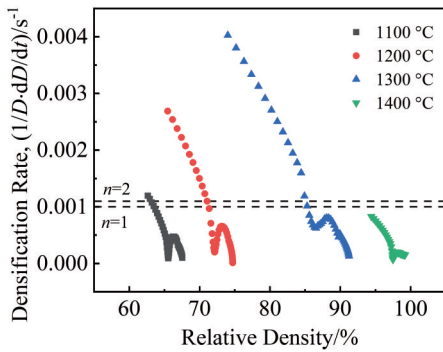


图 10 致密化速率与相对密度的关系

Fig.10 Relationship between the densification rate and relative density

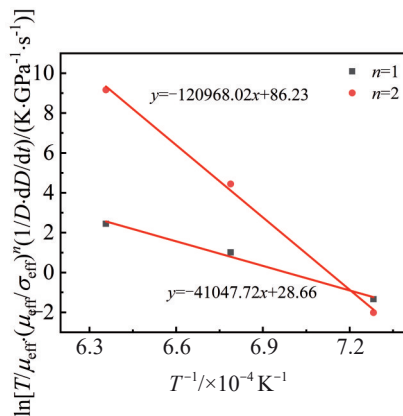


图 11 烧结态 W-Fe-C 复合材料($n=1$ 和 $n=2$) 表观活化能 Q_d

Fig.11 Apparent activation energy Q_d of sintered W-Fe-C composites ($n=1$ and $n=2$)

确定时, 方程(8)可以表示如下:

$$\ln \left[\frac{T}{\mu_{\text{eff}}} \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{\mu_{\text{eff}}} \right)^n \frac{1}{D} \frac{dD}{dt} \right] = -\frac{Q_d}{RT} + K_2 \quad (9)$$

图 11 显示, $\ln \left[\frac{T}{\mu_{\text{eff}}} \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{\mu_{\text{eff}}} \right)^n \frac{1}{D} \frac{dD}{dt} \right]$ 是 $-1/T$ 的函数。表

观活化能(Q_d)可以使用方程(8)计算。W-Fe-C 复合材料颗粒重排和晶间扩散的表观活化能分别为 341.27 和 1005.73 kJ/mol。这项结果远大于纯 W 中计算得到的表观活化能, 但是 W-Fe-C 复合材料在相同烧结温度下相对密度却高于纯 W, 推测可能是 W-Fe-C 复合材料晶粒间存在反应扩散层, 这些扩散层作为反应过程中传质的快速通道, 加速了烧结过程^[27-29]。

4 结论

1) 随着烧结温度从 1100 °C 上升到 1400 °C, 相对密度从 62.7% 上升至 99.2%, 1300 °C 时相对密度增幅最大, 从刚开始的 74.01% 增加到了结束时的 91.27%。

2) 在烧结温度小于 1200 °C 时, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 为 W-Fe-C 体系反应的优势相。随着温度上升至 1300 °C, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 进

一步反应转化为 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 。在 1400 °C 下, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 转化为 $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ 。W 和 $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ 界面处存在 1.5 nm 厚的反应扩散层加速扩散。

3) 1400 °C 下样品表现出最优的性能, 极限压缩强度 2455.15 MPa, 变形率为 25.42%, 具有良好的延展性。

4) 保温过程存在 3 个 n 值, 这是因为有效应力会随着烧结时孔隙率的降低而减小, 有效应力($\sigma_{\text{eff}} - \sigma_i$)会产生位错滑移, 而内应力(σ_i)无法像在稳态蠕变中一样通过恢复不断释放, 因此会出现一段零致密化率时期。

5) W-Fe-C 复合材料颗粒重排和晶间扩散的表观活化能分别为 341.27 和 1005.73 kJ/mol, 远大于纯 W 中计算得到的表观活化能, 但是 W-Fe-C 复合材料在相同烧结温度下相对密度却高于纯 W, 推测可能是 W-Fe-C 复合材料晶粒间存在反应扩散层, 这些扩散层作为反应过程中传质的快速通道, 加速了烧结过程。

参考文献 References

- [1] Neu R, Riesch J, Coenen J W et al. *Fusion Engineering and Design*[J], 2016, 109: 1046
- [2] Tan X Y, Luo L M, Lu Z L et al. *Powder Technology*[J], 2015, 269: 437
- [3] Barabash V, Akiba M, Mazul I et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 233: 718
- [4] Liu R X, Zhao W, Tian Y et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 4639
- [5] Wurster S, Baluc N, Battabyal M et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 442(1-3): S181
- [6] Luo L M, Zhao Z H, Yao G et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 548: 152857
- [7] Rieth M, Dudarev S L, De Vicente S M G et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 432(1-3): 482
- [8] Yu Y, Song J P, Bai F et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2015, 53: 98
- [9] Yu Z W, Chen G J, Wang J X et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 125(9): 4435
- [10] Deng H W, Xie Z M, Wang Y K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 715: 117
- [11] Li B Q, Sun Z Q, Hou G L et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 56: 44
- [12] Zhou Y F, Zhao Z Y, Tan X Y et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 79: 95
- [13] Hu W Q, Dong Z, Ma Z Q et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 821: 153461
- [14] Kim J H, Ji M, Choi W J et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2024, 119: 106534
- [15] Deng S H, Yuan T C, Li R D et al. *Powder Technology*[J], 2017, 310: 264
- [16] Wang C B, Cheng Y X, Hu S M et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 116: 106378
- [17] Ding J, Zhu W T, Ma Y Z et al. *Materials & Design*[J], 2022,

- 224: 111376
- [18] Ge S, Zhang J, Xu Z G *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 198: 113830
- [19] Ge S, Zhang J, Jia H *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2022, 849: 143466
- [20] Ge S, Zhang J, Wei Q Q *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 113: 106224
- [21] Gendre M, Maitre A, Trolliard G. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(7): 2598
- [22] Bernard-Granger G, Benameur N, Addad A *et al. Journal of Materials Research*[J], 2009, 24(6): 2011
- [23] Bernard-Granger G, Addad A, Fantozzi G *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3390
- [24] Ramond L, Bernard-Granger G, Addad A *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(15): 5120
- [25] Bernard-Granger G, Guizard C. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(10): 3493
- [26] Hwa L G, Chao W C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2005, 94(1): 37
- [27] Gupta V K, Yoon D H, Meyer III H M *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(9): 3131
- [28] Hwang K S, Huang H S. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(13): 3915
- [29] Luo J, Wang H, Chang Y M. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 1999, 82(4): 916
- [30] Ting C J, Lu H Y. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(3): 817
- [31] Huang L, Zhang J X, Pan Y F *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 92: 105313
- [32] Dong C, Bi X L, Yu J G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 781: 84
- [33] Flaureau A, Weibel A, Chevallier G *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2021, 41(6): 3581
- [34] Gao Z, Viola G, Milsom B E N *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2012, 43: 1608

Low-Temperature Densification Mechanism and Mechanical Properties of W-Fe-C Composites

Zhang Jian^{1,2}, Cheng Yu^{1,2}, Li Jiaqi^{1,2}, Wei Qinqin^{1,2}, Ouyang Di^{1,2}, Luo Guoqiang^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing,

Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

(2. Hubei Technology Innovation Center for Advanced Composites, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

Abstract: The W-Fe-C composites were prepared using spark plasma sintering at various sintering temperatures, and their sintering behavior, phases, microstructure, and mechanical properties were characterized. The densification mechanism was also analyzed. The results show that as the temperature increases, the reinforcement phase in the composite transitions from $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ to $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, and finally to $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$. After sintering at 1400 °C, the sample achieves a relative density of 99.2%, with an ultimate compressive strength of 2455.15 MPa and a deformation rate of 25.42%. During the holding stage, the W-Fe-C composite exhibits a unique creep recovery stage, where the densification rate is nearly zero. When the effective stress exponent (n) is approximately 1 and 2, the estimated activation energies are 341.27 and 1005.73 kJ/mol, respectively, which are higher than those of pure tungsten. However, because the in-situ reaction promotes diffusion, the relative density of the W-Fe-C composites exceeds that of pure tungsten. This study provides a new approach for the low-temperature fabrication of tungsten-based composites.

Key words: W matrix composites; densification mechanism; low-temperature sintering; compressive properties

Corresponding author: Li Jiaqi, Master, State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, P. R. China, E-mail: lj2939@whut.edu.cn