

# 熔渗法制备 W-Ce 合金的探索研究

王欣<sup>1</sup>, 刘兴伟<sup>1</sup>, 刘天宇<sup>1</sup>, 王玲<sup>2,3</sup>, 李树奎<sup>1,4</sup>, 熊宁<sup>2,3</sup>, 刘金旭<sup>1,5</sup>

(1. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(2. 安泰科技股份有限公司, 北京 100081)

(3. 安泰天龙钨钼科技有限公司, 北京 100094)

(4. 深圳北理莫斯科大学 材料系, 广东 深圳 518172)

(5. 北京理工大学 冲击环境材料技术国家级重点实验室, 北京 100081)

**摘要:** 以制备高密度和高热值的活性合金为目标, 开展了 W-Ce 合金的探索研究。以 W 粉为原料, 通过等静压压制制备多孔 W 骨架, 随后对骨架进行烧结, 提高骨架强度, 最后通过液相熔渗 Ce 制备出了高密度 W 为骨架、活性 Ce 为填充相的 W-Ce 合金材料。研究了不同 W 骨架制备工艺得到的 W-Ce 合金的组织、性能、反应活性, 结果表明: W-Ce 合金致密度均在 95% 以上; 合金相组成为 W、Ce 2 个单质相, 未形成金属间化合物; 动态压缩强度范围为 621~905 MPa, 动态压缩塑性在 20%~30% 之间; W-Ce 合金具有较低的反应阈值。

**关键词:** 熔渗; W-Ce 合金; 微观组织; 合金性能

**中图分类号:** TG146.4<sup>+</sup>11

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)05-1363-08

杀爆战斗部是对付无人机、战斗机、轻装甲车辆、集结部队的有效手段, 在防空反导, 对地杀伤等方面具有重要的军事价值。然而, 传统惰性破片材料仅具有动能线性杀伤, 不能高效毁伤作战目标。近些年来, 兼具动能和化学能毁伤的活性破片材料得到了广泛的关注<sup>[1-3]</sup>。在众多活性材料中, 活性钨合金由于具备高密度、高强度和良好的动能侵彻能力, 一直是该领域研究的热点材料<sup>[4-6]</sup>。目前关于 W-Zr、W-Zr-Hf 活性钨合金材料已有大量研究<sup>[7-9]</sup>, 虽然这些合金具备较高的密度和强度, 但由于形成了大量脆性 W<sub>2</sub>Zr 金属间化合物使得 Zr 元素的活性严重降低, 导致材料化学能毁伤效应差, 同时脆性相造成合金塑性低, 用于杀爆毁伤元时在炸药驱动下破碎率高, 动能侵彻能力下降<sup>[10-12]</sup>。

金属铈 (Ce) 具有面心立方的晶体结构, 具有良好的塑性, 更重要的是 Ce 具有高氧化热值和高释能活性。单质 Ce 氧化热值约为 7800 J/g, Ce 粉体在室温、空气条件下极易发生自燃, 说明其反应阈值低、活性高。从成本方面考虑, 我国铈储量丰富, 原料成本低<sup>[13-14]</sup>。从热力学方面考虑, W、Ce 之间不会形成金属间化合物, 一方面不会有脆性相产生, 影响合金

塑性; 另一方面保留了 Ce 的单质状态, 使合金具有高的释能活性。W 具有较高的密度, 制备成的 W 骨架经过高温烧结后具有较高的强度, 因此, 熔渗法制备 W-Ce 二元合金, 从理论上分析, 应该兼具高密度、较高的强度、良好的塑性和高的释能活性, 有潜力成为具有应用价值的活性毁伤元材料。

从制备方法角度分析, 传统的粉末冶金烧结工艺难以制备 W-Ce 合金, 主要原因在于: (1) 钨与铈密度相差较大, 若采用混粉工艺难以保证粉末均匀分布; (2) 铈的单质粉体具有极高的氧化活性, 在空气中容易自燃, 危险性大, 且在烧结过程中 Ce 粉极易氧化。熔炼工艺也不适合用于制备 W-Ce 合金, 因为 W 熔点和密度远高于 Ce, 需要的熔炼温度过高, 且无法实现成分均匀化。受到钨铜合金熔渗制备工艺的启发, W 和 Ce 熔点差异大, 两相不互溶, 采用熔渗法制备成本低, 且能实现组织均匀化<sup>[15-18]</sup>。

本研究首先对 W 粉进行冷等静压压制, 获得 W 骨架, 在不同温度下对骨架进行烧结, 提高强度的同时获得不同孔隙率的 W 骨架, 经高温熔渗 Ce 后得到具有不同组织、性能的 W-Ce 合金。在此基础上, 系统分析骨架成型压力和烧结温度对 W 骨架和 W-Ce 合

收稿日期: 2023-05-22

基金项目: 国家自然科学基金 (52001026); 北京理工大学科技创新项目创新人才科技资助专项 (2022CX01012); 北京理工大学青年教师启动基金 (XSQD202210006)

作者简介: 王欣, 女, 1996 年生, 硕士生, 北京理工大学材料学院, 北京 100081, E-mail: 3120201202@bit.edu.cn

金微观组织参数、静态与动态力学性能的影响规律并探究 W-Ce 合金的释能活性。

## 1 实验

### 1.1 W 骨架及 W-Ce 合金的制备

使用粒径为 7  $\mu\text{m}$  的钨粉制备钨骨架, 将钨粉填充入尺寸规格为  $\Phi 2 \text{ cm} \times 16 \text{ cm}$  橡胶模具中, 采用冷等静压工艺压制成型, 冷等静压机为全自动多级加压冷等静压机。压制时分别施加 3 组压力 150、200、250 MPa, 保压时间均为 15 min。将压制后的 W 生坯放入烧结炉中烧结, 采用氢气还原性气氛, 分别在 1300、1400、1500 和 1600  $^{\circ}\text{C}$  下烧结 4 h。不同的骨架压制压强和预烧温度会使 W 骨架具有不同的孔隙率且能获得一定强度。将烧结后的 W 骨架竖直放置于纯 Ce 合金块上方, 在 1130  $^{\circ}\text{C}$  真空环境下熔渗 1.5 h, 即可获得具有不同成分、组织和性能的 W-Ce 合金。结合 Ce 熔点 (795  $^{\circ}\text{C}$ ) 以及前期研究工作, 熔渗温度为 1130  $^{\circ}\text{C}$  时熔渗效果最佳。

### 1.2 微观组织分析及性能测试

W 骨架孔隙率  $P$  利用以下公式计算

$$P = 1 - \frac{\rho_g}{\rho_T} \quad (1)$$

$$\rho_g = \frac{m_g}{V_g} \quad (2)$$

式中,  $\rho_T$  为纯 W 单质密度 (19.35  $\text{g}/\text{cm}^3$ ),  $m_g$  为 W 骨架试样质量,  $V_g$  为其体积,  $\rho_g$  为计算得到的 W 骨架实际密度<sup>[19]</sup>。根据 W 骨架孔隙率推导出当孔隙完全被 Ce 填充时的 W-Ce 合金理论成分, 由理论成分计算得到理论密度, 采用阿基米德排水法测定试样尺寸为  $\Phi 10 \text{ mm} \times 11 \text{ mm}$  的 W-Ce 合金的密度, 该密度与理论密度的比值即为合金致密度。采用 SEM 观察合金的微观组织, 在此基础上通过体视学方法进行合金中 W 含量的统计, 由于 W、Ce 区域亮度不同, 利用 Image-Pro 可测定合金微观形貌图像中亮色 W 相对应区域的面积占比, 即可统计得到合金中的 W 含量。W-W 邻接度  $C_{W-W}$  表征硬质 W 颗粒的接触度, 反映 W/W 界面和 W/Ce 界面占比, 会对合金的强度和塑性产生影响。因此对不同制备工艺条件下的 W-W 邻接度进行计算,  $C_{W-W}$  的计算公式为:

$$C_{W-W} = \frac{2N_{W-W}}{2N_{W-W} + N_{W-Ce}} \quad (3)$$

式中,  $N_{W-W}$  为单位长度线段截交 W-W 界面的数量,  $N_{W-Ce}$  为单位长度线段截交 W-Ce 界面的数量<sup>[20]</sup>。

采用 D8 advance X 射线衍射仪对合金进行物相检测。试验前使用金相砂纸打磨  $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  试样, 用

乙醇清洗试样表面并将其烘干。测试时使用 Cu 靶, 电压与电流分别为 40 kV 和 40 mA, 特征波长为 0.154 06 nm, 扫描角度为  $10^{\circ} \sim 90^{\circ}$ , 扫描速率为 2  $^{\circ}/\text{min}$ 。采用万能试验机在室温下对预烧 W 骨架及合金进行准静态压缩力学性能测试, 试样为  $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  的圆柱。采用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 对合金的动态压缩力学性能进行测试, 平均应变率为  $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ , 试样尺寸为  $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 。通过 TG-DSC 同步热分析对 W-Ce 合金性进行研究, 根据差热曲线可以得到合金的起始反应温度和放热温度区间, 判断活性元素和氧气的反应阈值。将不同升温速率差热曲线中的相关数据进行线性拟合可得到合金反应活化能, 即激活材料反应所需的能量, 从而判断反应发生的难易程度。测试的升温速度为 10、20 和 30  $\text{K}/\text{min}$ , 温度区间为室温至 1200  $^{\circ}\text{C}$ , 气氛为氧气。

## 2 结果与讨论

### 2.1 不同制备工艺对 W 骨架组织及力学性能的影响

图 1a 所示为 3 种压制压强下的 W 骨架孔隙率随骨架预烧温度变化趋势图。如图所示, 在压制压强-预烧温度为 150 MPa-1300  $^{\circ}\text{C}$  时骨架孔隙率最高, 达到 39.2%; 在压制压强-预烧温度为 250 MPa-1600  $^{\circ}\text{C}$  时骨架孔隙率最低, 为 31%。随着骨架预烧温度和压制压强的增加, 骨架孔隙率降低。这是由于压制时颗粒会发生位移填充孔隙, 并且在烧结过程中孔隙会全球化收缩。

图 1b~1d 所示为不同压制压强, 预烧温度下 W 骨架准静态压缩真应力-真应变曲线。如图所示, 在压制压强-预烧温度为 150 MPa-1300  $^{\circ}\text{C}$  时, W 骨架抗断裂强度为 193 MPa, 临界失效应变值为 3%。当压制压强-预烧温度增加到 250 MPa-1600  $^{\circ}\text{C}$  时, W 骨架抗断裂强度为 549 MPa, 提高了 1.84 倍, 临界失效应变值为 12%, 提高了 3 倍。随着骨架压制压强及预烧温度的增加, W 骨架准静态压缩强、塑性增加。该规律是因为压制压强增加, 粉末的机械啮合作用增强; 预烧温度增加, 颗粒之间冶金结合作用增强, 同时骨架致密度增加对强、塑性提升也有一定贡献。

### 2.2 W-Ce 合金微观组织研究

图 2a 为 W-Ce 合金的 XRD 图谱, 图谱标定结果显示, 仅有 W 和 Ce 的单质相存在, 说明熔渗得到的 W-Ce 合金没有产生金属间化合物。由于采用相同熔渗工艺制备的 12 种 W-Ce 合金仅 W 骨架不同, 相组成不会发生变化, XRD 图谱具有一致性, 为避免重复, 故选取其中一种合金的 XRD 图谱进行相组成分析。图 2b 为不同骨架压制压强和预烧温度下 W-Ce 合金中 W 含量的 3D 统计图。如图所示, W 含量范围

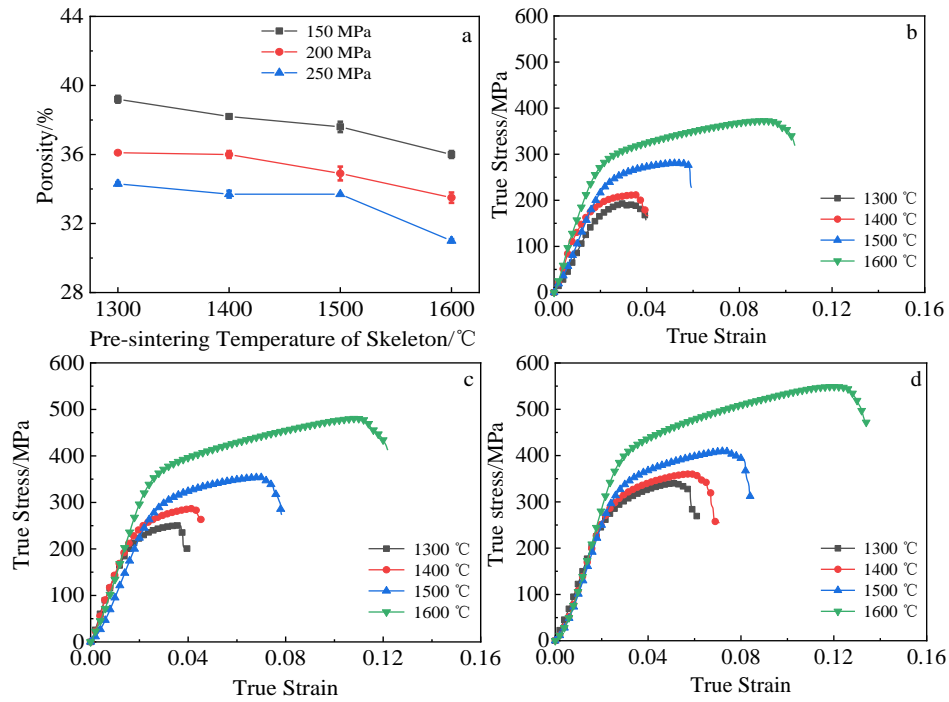


图 1 W 骨架孔隙率及在不同压制压强下的准静态压缩应力-应变曲线

Fig.1 W skeleton porosity (a) and quasi-static compressive stress-strain curves with different W skeleton pressing pressures: (b) 150 MPa, (c) 200 MPa, and (d) 250 MPa

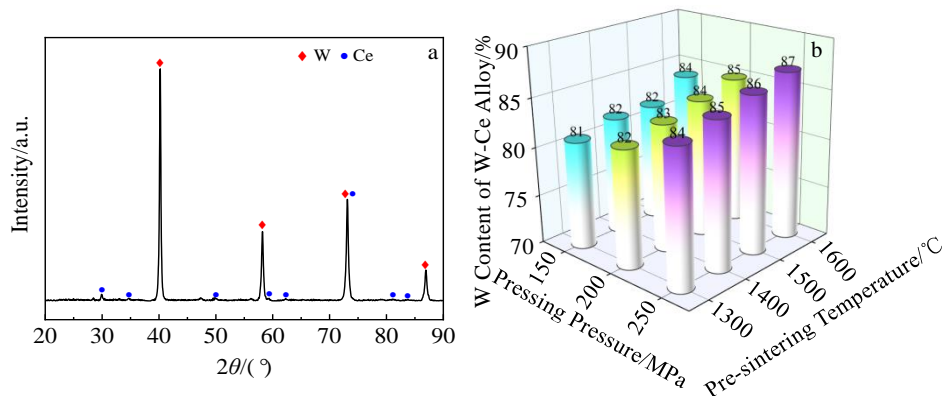


图 2 W-Ce 合金 XRD 图谱及 W 含量统计结果

Fig.2 XRD pattern (a) and statistical results of W content (b) of W-Ce alloy

为 81%~87%。随着骨架压制压强及预烧温度增加，W 含量增加，这是由于骨架孔隙率降低，Ce 粘结相熔渗量减少，W 基体占比增加。

图 3 为不同工艺制备的 W 骨架经熔渗后得到的 W-Ce 合金微观组织的 SEM 照片。图 3a 是 W 粉经 250 MPa 压制及 1400 °C 预烧后经熔渗制备得到的 W-Ce 合金试样的背散射扫描图像，大面积浅灰色区域为 W 相，深灰色区域为 Ce 相。图 3b~3m 中可以观察到的一些凹陷的深色区域，一部分为试样在磨抛过程中，钨元素氧化脱落所致，而另一部分以近圆形为主的形貌可能为孔隙。在图 3g、图 3i 中可以看到存在一些团聚的

W 颗粒，观察图 3k、3l、3m 可以发现在相同骨架预烧温度下，随着压制压强增加，W 基体区域面积增加，图 3m 可以发现 W 颗粒大面积连接。高温高压使得 W 颗粒间形成烧结颈，接触面积增加。

图 4 为 W-Ce 合金致密度随骨架压制压强和预烧温度的变化曲线。如图所示，W-Ce 合金致密度均在 95% 以上，除 1500 °C 外，其余 3 种预烧温度下合金均在 200 MPa 压制压强时致密度达到最高。随着骨架压制压强增加，合金致密度变化趋势表现为先增后降；随着骨架预烧温度增加，合金致密度呈现下降趋势。这是由于压制压强增加，骨架孔隙半径减小，毛细作用

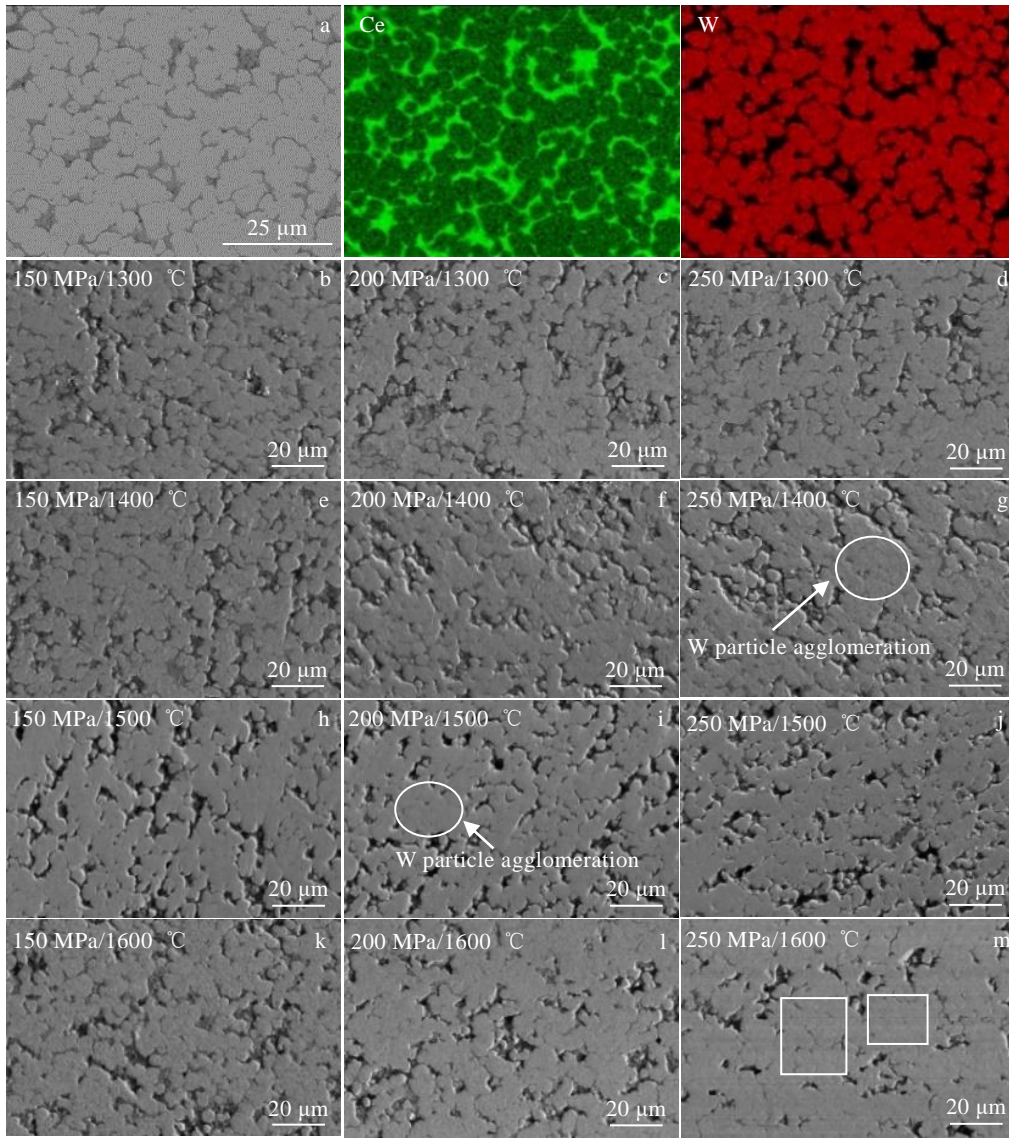


图 3 不同工艺下制得的 W-Ce 合金的 SEM 照片

Fig.3 BSE image of W-Ce alloy under the skeleton pressing of 150 MPa and the pressure-pre-sintering temperature of 1300 °C (a) and SE images of W-Ce alloy under different skeleton pressing pressures and pre-sintering temperatures: (b) 150 MPa, 1300 °C, (c) 200 MPa, 1300 °C, (d) 250 MPa, 1300 °C, (e) 150 MPa, 1400 °C, (f) 200 MPa, 1400 °C, (g) 250 MPa, 1400 °C, (h) 150 MPa, 1500 °C, (i) 200 MPa, 1500 °C, (j) 250 MPa, 1500 °C, (k) 150 MPa, 1600 °C, (l) 200 MPa, 1600 °C and (m) 250 MPa, 1600 °C

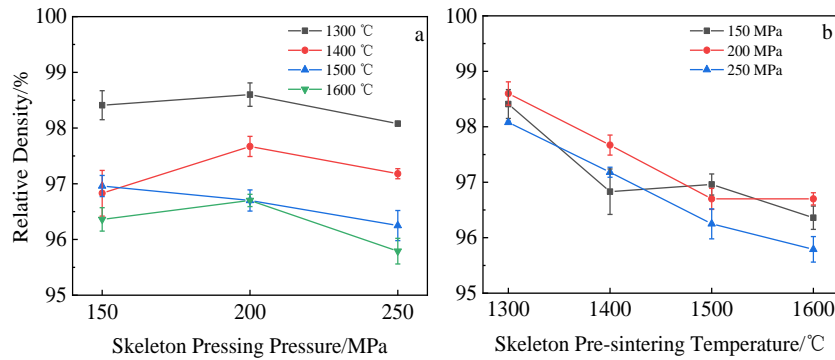


图 4 W-Ce 合金致密度随骨架压制压强和预烧温度的变化

Fig.4 Variation of relative density of W-Ce alloy with skeleton pressing pressure (a) and pre-sintering temperature (b)

力增强，孔隙填充率增加，合金致密度提高。但压强过大时，骨架中可能形成闭孔，导致致密度下降。而提高骨架预烧温度对闭孔形成的影响会更显著，因此，随着预烧温度升高，合金整体致密度呈下降趋势。

表 1 所示为 W-Ce 合金的 W-W 邻接度统计表。由统计结果可知，W-W 邻接度最低为 35.2%，对应 W 骨架压制压强-预烧温度为 150 MPa-1400 °C；最高为 53.2%，对应 W 骨架压制压强-预烧温度为 250 MPa-1600 °C。随着骨架压制压强及预烧温度的增加，W-Ce 合金的 W-W 邻接度整体呈现增加的趋势。压制压强增大，骨架中 W 颗粒之间距离减小，接触可能性增加；预烧温度增加，骨架中会形成更多烧结颈，W 颗粒间接触面积增大；同时合金中 W 含量的增加也会提高 W-W 邻接度。

### 2.3 W-Ce 合金力学性能研究

图 5a、5b、5c 为不同骨架压制压强和预烧温度下 W-Ce 合金的准静态压缩应力-应变曲线，根据曲线可以发现准静态压缩临界失效应变均在 10% 以上，W 骨架压制压强-预烧温度为 250 MPa-1600 °C 时，W-Ce 合金准静态压缩断裂强度最高，为 660 MPa；W 骨架压制压强-预烧温度为 150 MPa-1300 °C 时，W-Ce 合金准静态压缩临界失效应变最高，达 21.6%。随着骨架压制压强及预烧温度增加，合金强度整体呈增加的趋势，塑性整体表现为下降的趋势。这是因为由硬质相和粘结相组成的双相合金强度主要受硬质相骨架强度

影响<sup>[21]</sup>，压制压强、预烧温度增加提高 W 骨架强度的同时使得熔渗 Ce 后的合金强度也有所增加。此外，合金中 W 含量以及 W-W 邻接度的增加有利于提高合金强度。本研究制备的钨骨架烧结温度较低，W-W 界面结合较差，合金变形的主要来源为具有 fcc 结构的 Ce 粘结相<sup>[21-23]</sup>。因此当 W 含量及 W-W 邻接度升高时，能够有效协调合金整体变形的 Ce 粘结相及 W-Ce 界面占比减少，合金受力后易产生应力集中，导致合金塑性降低。前文已知，随着预烧温度的增加，合金的致密度逐渐下降，会对合金强度和塑性造成不利影响。综合以上原因造成了预烧温度从 1300 °C 升至 1600 °C，强度略有增加但塑性显著降低的现象。

合金动态压缩强度、塑性随 W 骨架压制压强及预烧温度的变化与准静态压缩强、塑性变化趋势基本一致。图 6a、6b、6c 为不同骨架压制压强和预烧温度下 W-Ce 合金的动态压缩应力-应变曲线，根据动态压缩实验结果可知，W-Ce 合金的动态压缩强度范围为 621~905 MPa，动态压缩重塑性在 20%~30% 之间。W 骨架压制压强-预烧温度为 250 MPa-1600 °C 时，W-Ce 合金动态压缩断裂强度最高，为 905 MPa；W 骨架压制压强-预烧温度为 150 MPa-1400 °C 时，W-Ce 合金动态压缩临界失效应变最高，达 29.8%。合金动态抗压强度相比准静态抗压强度增加了 200 MPa 左右，即产生了应变率硬化效应<sup>[24]</sup>。此外，动态加载条件下合金塑性相比准静态压缩时也有所提高，可能是加载过程

表 1 W-Ce 合金 W-W 邻接度统计值

Table 1 W-W contiguity statistics of W-Ce alloy corresponding to different pre-sintering temperatures (%)

Pressing pressure/MPa	1300 °C	1400 °C	1500 °C	1600 °C
150	36.5±4.4	35.2±4.4	42.8±1.7	40.0±1.4
200	39.8±1.7	41.8±4.4	45.3±2.7	46.8±6.5
250	42.0±1.6	43.3±5.6	45.5±2.1	53.2±2.9

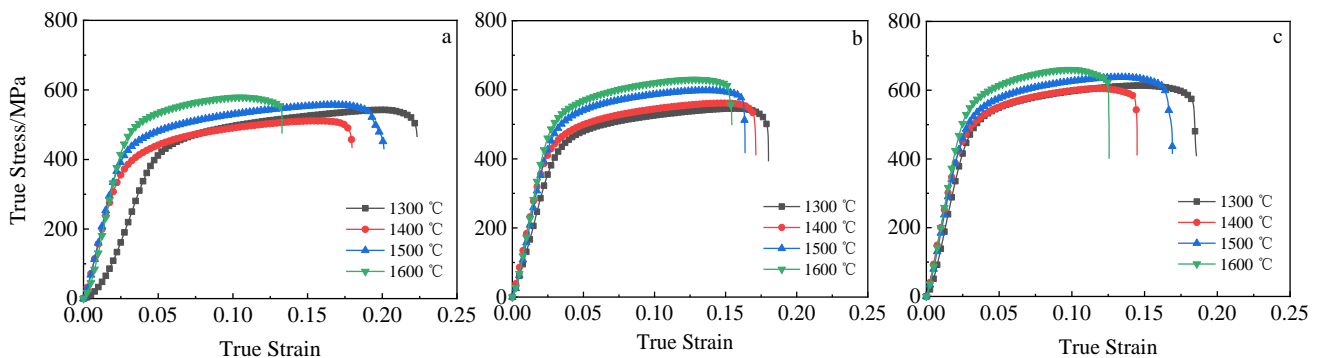


图 5 不同压制压强下 W-Ce 合金准静态压缩应力-应变曲线

Fig.5 Quasi-static compressive stress-strain curves of W-Ce alloy with different pressing pressures: (a) 150 MPa, (b) 200 MPa, and (c) 250 MPa

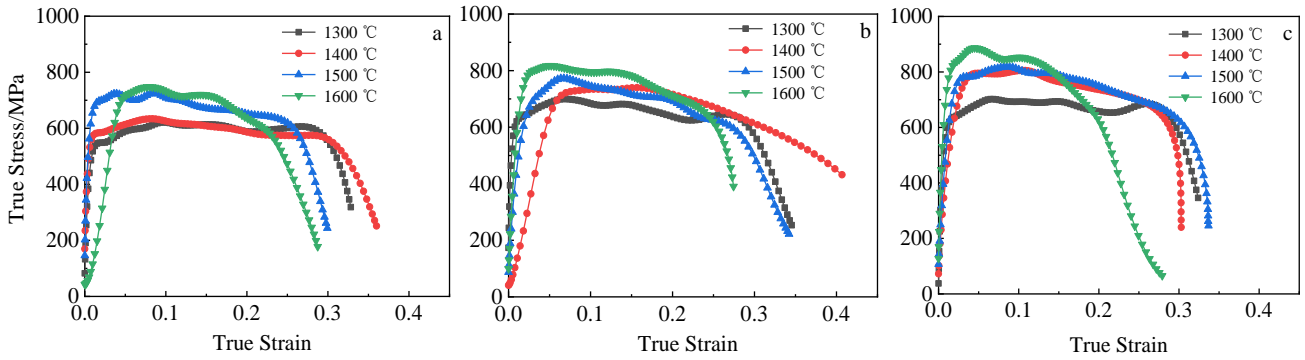


图 6 不同压制压强下 W-Ce 合金动态压缩应力-应变曲线

Fig.6 Dynamic compressive stress-strain curves of W-Ce alloy with different pressing pressures: (a) 150 MPa, (b) 200 MPa, and (c) 250 MPa

中合金产生绝热温升，带来的高温造成了合金的热软化。

综合分析 12 种 W-Ce 合金的组织、性能，得到最优骨架制备工艺：压制压强 250 MPa，预烧温度 1500 °C，对应合金成分为 86W14Ce，致密度为 96%，准静态压缩断裂强度为 637 MPa，准静态压缩临界失效应变为 17%，动态压缩断裂强度为 819 MPa，动态压缩临界失效应变为 28.4%。相较压缩塑性不足 5%的 W-Zr 体系合金，W-Ce 合金塑性得到明显提升。

## 2.4 W-Ce 合金释能活性研究

### 2.4.1 W-Ce 合金燃烧热值

W-Ce 合金理论燃烧热值根据恒压条件下活性元素 Ce 氧化反应的焓变计算得到。由前文对 W 含量的统计结果可知共有 7 种 W-Ce 合金成分，表 2 为 7 种 W-Ce 合金的理论热值计算结果。如表所示，所有合金单位质量理论热值均在 1000 J/g 以上，单位体积理论热值均在 6000 J/cm<sup>3</sup> 以上。W-Ce 合金的理论燃烧热值与合金中 Ce 含量成正比。

### 2.4.2 W-Ce 合金不同升温速度下的反应特性及反应活化能

图 7a、图 7b 为选取的一种 W-Ce 合金在 10、20、30 K/min 升温速度下的 DSC 曲线及其对应的起始反应温度和放热峰峰值温度统计结果。如图 7a 所示，3 种升温速度下 W-Ce 合金均存在明显的放热峰，说明活性元素 Ce 与氧气反应释放能量，但由于 DSC 测试过程中合金为块体，难以与氧气充分接触，故实际放热量偏低。由图 7a、7b 可知，W-Ce 合金的起始反应温度在 600 °C 左右，放热温度区间在 580~800 °C。随着升温速度增加，合金起始反应温度和第 1 个放热峰的峰值温度增加。这是由于升温速率过快，造成放热延

表 2 W-Ce 合金理论热值统计

Table 2 Theoretical calorific value statistics of W-Ce alloy

Alloy composition	Heat value per unit mass/J g <sup>-1</sup>	Heat value per unit volume/J cm <sup>-3</sup>
81W19Ce	1477	10191
82W18Ce	1400	9660
83W17Ce	1322	9122
84W16Ce	1244	8584
85W15Ce	1166	8045
86W14Ce	1089	7514
87W13Ce	1011	6976

迟，起始反应温度会向高温方向迁移。

出现放热峰代表活性元素 Ce 开始和氧气发生反应，因此将第 1 个放热峰峰值对应的温度用于 Ce 氧化反应活化能的计算。活化能计算公式<sup>[25]</sup>为：

$$\ln\left(\frac{T_p^{1.8}}{\beta}\right) = (1.007 - 1.2 \times 10^{-5} E_a) \frac{E_a}{RT_p} + C \quad (4)$$

式中， $E_a$  为材料反应的活化能 (kJ/mol)， $\beta$  为不同的升温速率 (K/min)， $T_p$  为放热反应中放热峰所在的温度 (K)， $R$  为理想气体常数 8.314 J/(mol K)。通过不同升温速度下 DSC 曲线寻得材料放热峰对应的温度，对  $\ln(T_p^{1.8}/\beta)$  和  $1/T_p$  进行线性拟合，斜率即为材料的反应活化能。图 7c 为 W-Ce 合金的活化能拟合曲线，计算得到活化能值为 184 kJ/mol。目前文献报道过的一些活性材料体系如金属-氧化物型（铝热剂）、合金型对应的活化能普遍在 200 kJ/mol 以上<sup>[26-27]</sup>，由此可知 W-Ce 合金活性高，反应较容易激活，反应阈值低。

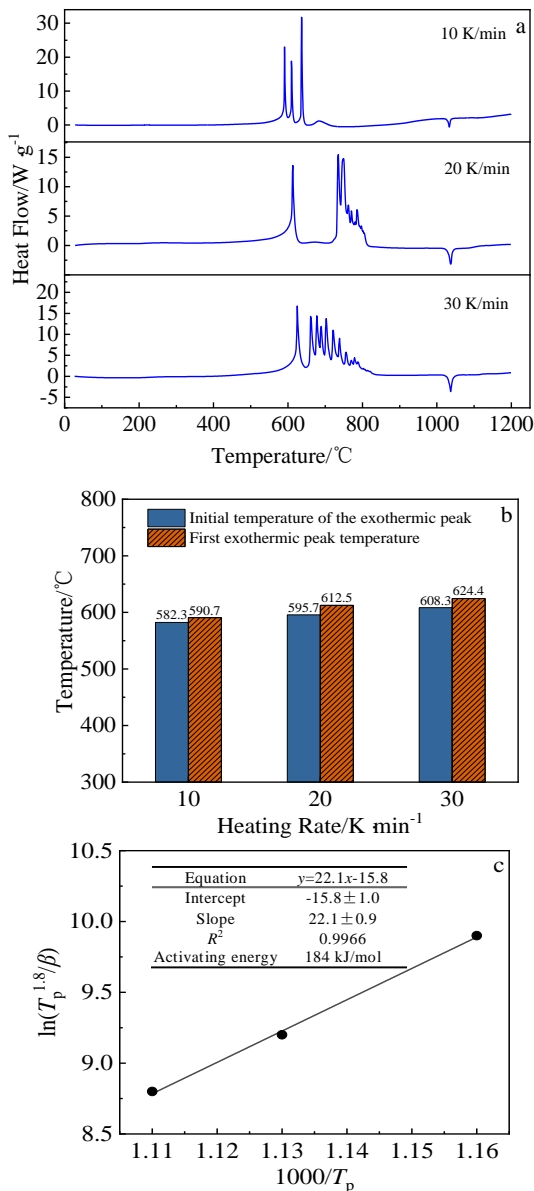


图7 W-Ce合金DSC曲线, 温度统计及活化能拟合曲线

Fig.7 DSC curves (a), temperature statistics (b) and activation energy fitting curve (c) of W-Ce alloy

### 3 结 论

1) 通过冷等静压压制、预烧结 W 骨架+熔渗工艺制备得到了致密度在 95% 以上、组织均匀的新型高密度活性 W-Ce 合金。

2) 随着骨架压制压强和预烧温度增加, W-Ce 合金静、动态压缩强度增加, 塑性降低。当压制压强为 250 MPa, 预烧温度为 1500 °C 时, 制备出的 W-Ce 合金可获得较高的强度和塑性, 即: 准静态压缩断裂强度为 637 MPa, 准静态压缩临界失效应变为 17%, 动态压缩断裂强度为 819 MPa, 动态压缩临界失效应变为 28.4%。

3) 制备得到的 W-Ce 合金理论热值  $\geq 6000 \text{ J/cm}^3$ , 起始氧化反应温度为 600 °C 左右, 反应活化能为 184 kJ/mol, 具有较高的活性和较低的反应阈值。

### 参考文献 References

- [1] Xie Jianwen(谢剑文), Li Peiyu(李沛豫), Wang Haifu(王海福) et al. *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2022, 43(7): 1565
- [2] Liu S B, Yuan Y, Zheng Y F et al. *Defence Technology*[J], 2019, 15(4): 533
- [3] Wang Baocheng(王宝成), Yuan Baohui(袁宝慧). *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2013, 34(9): 20
- [4] Tang Jiaojiao(唐娇娇), Liang Zhengfeng(梁争峰), Qu Kepeng(屈可朋) et al. *Chinese Journal of Explosives & Propellants*(火炸药学报)[J], 2020, 43(3): 293
- [5] Shu Zhangyinan(舒张忆南), Liang Zhengfeng(梁争峰), Ruan Xijun(阮喜军) et al. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2022, 43(4): 25
- [6] Hafizoglu H, Durlu N, Konokman H. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2019, 81: 155
- [7] Liu Xiaojun(刘晓俊), Ren Huilan(任会兰), Ning Jianguo(宁建国). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2016, 33(10): 2297
- [8] Wang Luyao(王璐瑶), Jiang Jianwei(蒋建伟), Li Mei(李梅) et al. *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2019, 40(8): 1603
- [9] Luo P G, Wang Z C, Jiang C L et al. *Materials & Design*[J], 2015, 84: 72
- [10] Zhang Jiang(张 将), Zhang Xianfeng(张先锋), Fan Bingyuan(范秉源) et al. *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2013, 36(1): 3
- [11] Wang L Y, Jiang J W, Li M et al. *Defence Technology*[J], 2020, 17(2): 467
- [12] Shang C, Ren T F, Zhang Q M et al. *Materials & Design*[J], 2022, 216: 110564
- [13] Xu Jing(徐 晶), Song Shuyan(宋术岩), Zhang Hongjie(张洪杰). *Chinese Journal of Chemical Education*(化学教育)[J], 2019, 40(8): 1
- [14] Yan D, Ro S, Sunam O et al. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*[J], 2020, 508(1): 012084
- [15] Ren Junpeng(任俊鹏), Wang Yu(王 毓), Zhao Jun(赵 君) et al. *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2020, 48(4): 17
- [16] Hamidi A, Arabi H, Rastegari S. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2011, 29(4): 538

- [17] Ibrahim H, Aziz A, Rahmat A. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2014, 43: 222
- [18] Das J, Chakraborty A, Bagchi T P *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2008, 26(6): 530
- [19] Fu Yiyi(傅义毅). *Study on Infiltration Preparation Technology and Properties of W/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Cu Composites for Electronic Packaging*(电子封装用 W/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Cu 复合材料的熔渗制备工艺及性能研究)[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2022
- [20] Zheng C, Bing X L, Qiao Z *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 101: 105663
- [21] Lv Dongdong(吕冬冬), Bao Rui(鲍 瑞), Guo Shengda(郭圣达) *et al. China Tungsten Industry*(中国钨业)[J], 2021, 36(5): 65
- [22] Bao Shun(保 顺), Liu Rongpei(刘荣佩), Wang Baoshun(王宝顺) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46(11): 42
- [23] Yang Guangyu(杨广宇), Tang Huiping(汤慧萍), Wang Jian(王 建) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 573
- [24] Wu Shiliang(吴世亮), Wang Haitao(王海涛), Wang Sujuan(王素娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1217
- [25] Starink M J. *Thermochimica Acta*[J], 2024, 53(4): 1217
- [26] Jiao Qingjie(焦清介), Zhang Fan(张 帆), Zhao Wanjun(赵婉君) *et al. Journal of Safety and Environment*(安全与环境工程)[J], 2022, 22(5): 2372
- [27] Song J X, Guo T, Yao M *et al. Vacuum*[J], 2020, 176(1): 109339

## Infiltration Preparation of W-Ce Alloy

Wang Xin<sup>1</sup>, Liu Xingwei<sup>1</sup>, Liu Tianyu<sup>1</sup>, Wang Ling<sup>2,3</sup>, Li Shukui<sup>1,4</sup>, Xiong Ning<sup>2,3</sup>, Liu Jinxu<sup>1,5</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. Advanced Technology and Materials Co., Ltd, Beijing 100081, China )

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

(4. School of Materials Science and Engineering, Shenzhen MSU-BIT University, Shenzhen 518172, China)

(5. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials Under Shock and Impact,

Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China )

**Abstract:** W-Ce alloys were researched to prepare high density and high calorific value active alloys. Porous W skeleton was prepared by isostatic pressing with W powder as raw material. Then the skeleton was sintered to improve the skeleton strength. Finally, W-Ce alloy with high density W as skeleton and active Ce as filling phase was prepared by liquid phase infiltration of Ce. The microstructure, properties and reactivity of W-Ce alloys prepared by different W skeleton preparation processes were studied. The results show that the density of W-Ce alloys is above 95%. The phase composition of the alloy is W and Ce, and no intermetallic compound is formed. The dynamic compressive strength ranges from 621 MPa to 905 MPa, and the dynamic compressive plasticity ranges from 20% to 30%. The W-Ce alloy has a lower reaction threshold.

**Key words:** infiltration; W-Ce alloy; microstructure; alloy properties

Corresponding author: Liu Xingwei, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: xwliu@bit.edu.cn