

Mo14Re合金SPS烧结及室温力学性能

王滢, 赖陈, 郑铮辉, 苗国威, 王金淑

(北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

摘要: 分别采用高能球磨 (high energy ball milling, HEBM) 和喷雾干燥-氢气还原 (spray drying-hydrogen reduction, SPHR) 法制备了钼铼粉体, 然后通过放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 得到 Mo14Re 合金 (Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR)。利用 X 射线衍射仪 (XRD)、透射电子显微镜 (TEM)、扫描电子显微镜 (SEM) 和背散射电子能谱 (EBSD) 等分析了 Mo14Re 合金的物相、显微结构、成分分布和晶粒尺寸, 探讨了 Mo14Re 合金室温拉伸和压缩的变形机理。XRD 结果表明 Mo14Re-SPHR 合金(101)晶面间距小于 Mo14Re-HEBM 合金; EDS 结果显示, Mo14Re-HEBM 合金在晶界处存在 Re 偏聚, 而 Mo14Re-SPHR 合金元素分布均匀; 室温压缩结果显示, Mo14Re-SPHR 压缩屈服强度为 679.11 MPa, 高于 Mo14Re-HEBM 合金的 602.71 MPa; EBSD 分析发现, 压缩变形量大于 5.0% 时, Mo14Re-SPHR 中以 {123} <111> 为主滑移系的晶粒比例增加, 以 {110} <111> 和 {112} <111> 为主滑移系的晶粒比例降低, 而 Mo14Re-HEBM 中 3 个滑移系的变化趋势与 Mo14Re-SPHR 中的相反, 使得 Mo14Re-HEBM 的应变硬化率高于 Mo14Re-SPHR; 室温拉伸结果显示, Mo14Re-SPHR 表现出更好的塑性和韧性。

关键词: 钼铼合金; 力学性能; 高能球磨; 喷雾干燥; 元素偏聚

中图分类号: TG146.4⁺12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1550-07

1 引言

金属钼 (Mo) 是广泛应用于航天航空、高温电子器件、溅射靶材和军工领域的难熔金属材料, 其具有高温强度高、导热性好^[1-8]等优点, 但由于钼加工困难且脆性大使得其使用范围受到限制^[9-14]。Mo 的熔点高达 2620 °C, 与碱金属有良好的相容性, 是核反应堆材料的候选金属之一。但是体心立方结构的纯 Mo 韧脆转变温度为 140~150 °C, 其冷加工性能很差, 限制 Mo 在工业上的应用。为了改善 Mo 的室温脆性, 国内外研究者先后开发出了 TZM、ODS-Mo、Mo-W、TZC 等多类牌号的合金体系, 其中 TZM 和 ODS-Mo 合金在核领域已有应用, 但是室温脆性仍是限制 Mo 合金发展的一个重要因素^[15]。

由于独特的“Re 效应”, 金属 Re 是改善 Mo 的室温脆性最有效的元素, Re 的加入显著降低了 Mo 的韧脆转变温度 (ductile-brittle transition temperature, DBTT), 极大改善了 Mo 的冷加工性能^[16-18]。国内外学者对 Mo-Re 合金力学性能^[19-20]、加工工艺^[21]等进行了大量研究, 但高性能 Mo-Re 合金仍是研究重点^[22]。何超君等^[23]研究了轧制后 Mo14Re 合金在 900~1300 °C 下退火后的织构强度, 发现 Mo14Re 合金在极图上的晶体取向强度从 8.74 增加到 10.18, 织构强度增加。Davidson 等^[24-25]系统研究了在

-190~100 °C 温度范围内钼铼合金的弹性常数变化情况, 发现钼铼合金的弹性系数随铼含量的增加而减小, 高铼含量钼铼合金的体模量对温度特别敏感, 其原因是 Re 元素的电子贡献增加。Hasegawa 等^[26]研究了辐照条件下 Mo5Re 和 Mo41Re 合金的去应力态对硬度的影响, 发现应力消除后 Mo5Re 和 Mo41Re 的硬度都随着温度和辐照强度的增大呈现先降低后升高的变化。Freze 等^[27]制备的 Mo50Re 合金中, 几乎没有 σ 相产生, 只在晶界处有少量的 σ 相, 说明了 σ 相更容易在晶界和亚晶界、孪晶界和位错等组织缺陷处存在, 脆性相会引发合金脆化, 塑性降低。

虽然国际上对钼铼合金已有大量研究, 但探究制备方法对钼铼合金显微组织结构及力学性能的影响仍具有重要意义。本实验分别采用高能球磨和喷雾干燥-氢气还原方法制备 Mo-Re 粉体, 通过放电等离子烧结制备 Mo14Re 合金, 研究两种粉末制备方法对 Mo14Re 合金的组织结构、力学性能的影响, 为后续 Mo-Re 合金的工艺、性能优化提供依据, 促进高性能 Mo-Re 合金的发展。

2 实验

实验原料为高纯铼粉 (>99.99%)、高纯钼粉

收稿日期: 2025-06-13

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705402)

作者简介: 王滢, 女, 2000 年生, 硕士, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, E-mail: wangyy130410@emails.bjut.edu.cn

(>99.99%)、高铼酸铵粉末(>99.98%)、钼酸铵粉末(>99.98%),均为分析纯。按照Mo14Re合金成分比分别称取相应的钼酸铵、铼酸铵、钼粉、铼粉。高球磨法制备钼-铼粉末:将钼粉与铼粉采用高能球磨,其中球料质量比为10:1,球磨时间为8 h,转速为300 r/min。喷雾干燥法制备钼-铼粉末:用去离子水溶解钼酸铵、铼酸铵,利用喷雾干燥机制粉,所得前驱体粉再进行3段氢气还原,分别在500、650 °C各保温1 h,随后在900 °C保温2 h,升温速率为10 °C/min。

上述两种方法制备的粉末均采用同样的SPS烧结工艺:将Mo-Re粉末置于石墨模具中,然后把模具放入等离子烧结炉进行放电等离子体烧结,得到Mo-Re合金块体。烧结温度为1500 °C,升温速率为100 °C/min,保温时间为5 min,烧结压力为30 MPa。样品分别标记为Mo14Re-HEBM和Mo14Re-SPHR。

采用扫描电子显微镜(SU8020)观察Mo-Re粉末的微观形貌,通过ImageJ软件统计粉末的颗粒尺寸;利用XRD(D8 Advance)对Mo-Re合金进行物相结构分析;利用背散射电子衍射(Horiba 7593H)对Mo-Re合金进行晶粒尺寸和取向分析;利用TEM(F200X-G2)对Mo-Re合金进行结构和成分分析;使用万能拉伸试验机(Zwick Z250)测试室温下Mo-Re合金的压缩和拉伸性能。

3 结果与分析

3.1 粉体性能

HEBM和SPHR方法制备的Mo-Re合金粉末的SEM照片和平均粒径如图1所示。从图1中可以看出,HEBM制备的Mo-Re合金粉末平均粒径为5.39 μm,粉末分散性较好,SPHR粉体平均晶粒尺寸为3.96 μm,团聚较为明显。

图2为Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR粉末的XRD图谱。Mo14Re-SPHR粉末XRD图谱中未观察到金属Re的特征峰,而在Mo14Re-HEBM中出现明显的金属Re的特征峰。

图3是两种合金的XRD结果,可以看出Mo14Re-

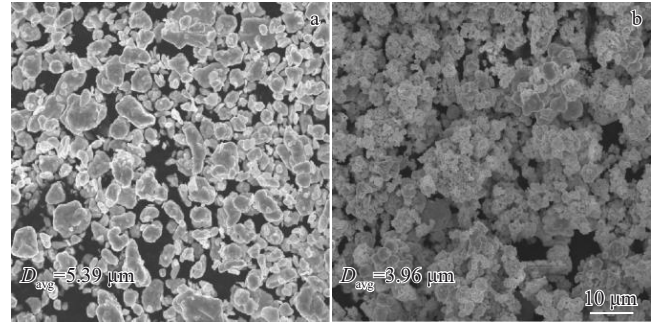


图1 不同混料方式制备Mo-Re粉体SEM照片
Fig.1 SEM images of Mo-Re powder with different mixing methods: (a) Mo14Re-HEBM and (b) Mo14Re-SPHR

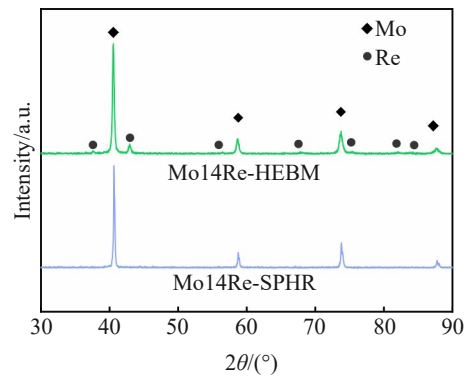


图2 不同混料方式制备Mo-Re粉末XRD图谱
Fig.2 XRD patterns of Mo-Re powder with different mixing methods

SPHR合金(101)晶面的衍射峰比Mo14Re-HEBM合金的向高角度偏移0.3°,表明其(101)晶面的晶面间距小于Mo14Re-HEBM合金的晶面间距。分析认为,Mo-Re合金的特征峰向高角度偏移是由于Re的原子半径(0.197 nm)小于Mo的原子半径(0.201 nm),当Re掺杂到Mo基体中置换固溶体后,晶格常数减小,从而使(101)晶面间距减小。该结果表明SPHR法具有更加均匀的元素混合效果,Re元素能够均匀地固溶到Mo-Re合金中。这种均匀的固溶能够产生更大的晶格畸变,从而形成更强的固溶强化作用。

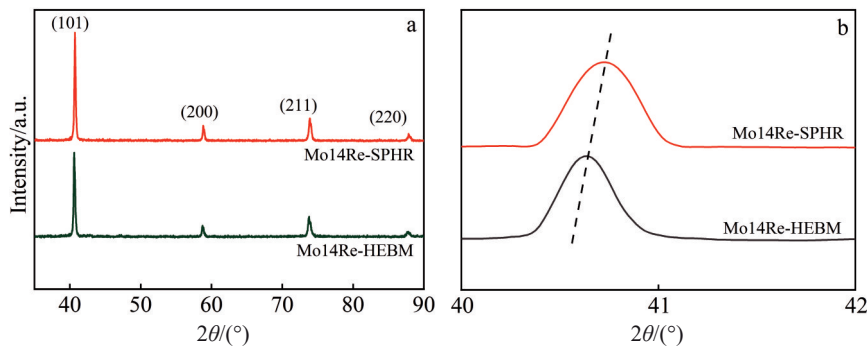


图3 不同混料方式制备Mo-Re合金XRD图谱

Fig.3 XRD patterns of Mo-Re alloys with different mixing methods: (a) full peak patterns and (b) partial characteristic peak patterns

3.2 合金组织结构

图 4 是 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金的 TEM 照片和晶界处的成分分布图。其中红色部分为 Mo，绿色部分为 Re。从图 4b, 4d 中可以看出，Mo14Re-HEBM 合金中 Re 元素在晶界处明显偏聚，而 Mo14Re-SPHR 合金中 Re 元素分布均匀，不存在偏聚现象。Re 在晶界处的浓度增加会导致 Mo-Re 合金中金属键合的强度明显增强，且局部 Re 的偏聚会阻碍间隙-空位复合，促进晶界处空位的形成^[28]，从而降低了晶界的强度，导致晶界成为应力集中的薄弱区域，更容易引发裂纹的萌生和扩展^[29]。

通过高分辨透射电镜对所制备的 Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 进一步进行了观察。图 5a 和 5b 分别为 Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 界面处的 SAED 衍射斑点图，可以看到图中均只有 Mo 的衍射斑，两者没有明显的变化。图 5c 为 Mo14Re-HEBM 的 HRTEM 图像，测量出的晶面间距是标准的 Mo 合金(101)晶面间距 0.315 nm。图 5d 是 Mo14Re-SPHR 的 HRTEM 图像，其(101)晶面显示的特征晶格条纹为 0.314 nm。

图 6 为两种 Mo-Re 合金的 IPF 图和晶粒尺寸统计结果。从图 6a, 6b 中可以看出两种晶粒的尺寸分布不均匀，且 Mo14Re-HEBM 晶粒较为细小。由图 6c, 6d 可知，Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 合金的晶粒尺寸分别为 4.28 和 6.13 μm 。分析认为，高能球磨无法实现 Mo 和 Re 元素的均匀混合，烧结过程中，Re 元素在晶界处偏聚，阻碍晶粒生长；由于喷雾干燥法能够有效促进 Re 元素的

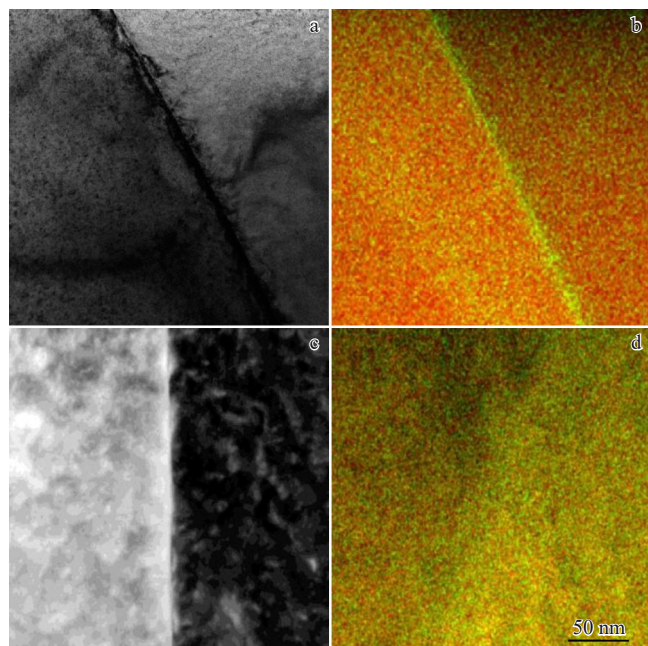


图 4 不同混料方式制备 Mo-Re 合金 TEM 照片及元素分布
Fig.4 TEM images (a, c) and element mappings (b, d) of Mo-Re alloys with different mixing methods: (a–b) Mo14Re-HEBM and (c–d) Mo14Re-SPHR

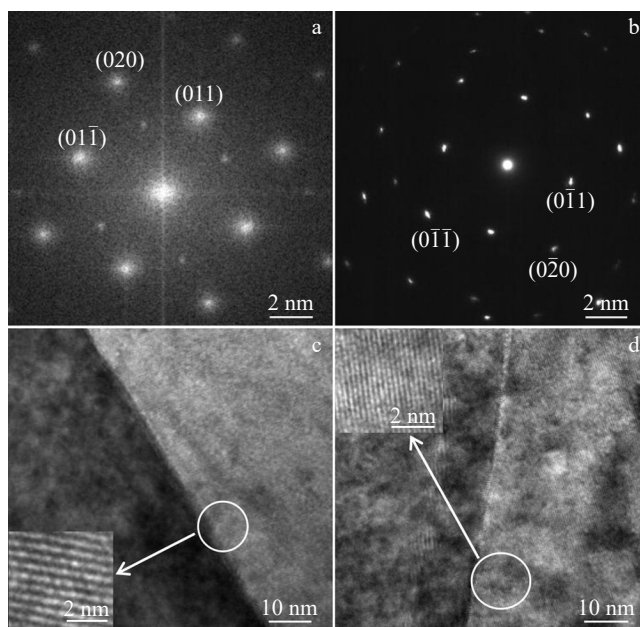


图 5 不同混料方式制备 Mo-Re 合金界面处 SAED 斑点及高分辨 TEM 照片
Fig.5 SAED patterns of the grain boundaries (a–b) and HRTEM images (c–d) of Mo-Re alloys with different mixing methods: (a, c) Mo14Re-HEBM and (b, d) Mo14Re-SPHR

分布均匀性，且粉体粒度较小，粉体比表面积大，造成烧结驱动力大，从而促进了晶粒的生长。因此，烧结态的 Mo14Re-HEBM 合金晶粒尺寸较 Mo14Re-SPHR 合金更加细小。

3.3 室温力学性能

图 7 为 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金在压缩应变率为 0.01 s^{-1} 下的室温压缩应力-应变曲线和应力硬化率曲线。从图 7a 中可以看出，Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 的压缩屈服点分别出现在变形量 5.0% 和 4.8% 处，压缩屈服应力分别为 679.11 和 602.71 MPa。图 7b 是 Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 的应变-硬化率曲线，可以看出，变形量小于压缩屈服点时，Mo14Re-SPHR 的应变硬化率明显高于 Mo14Re-HEBM；变形量大于压缩屈服点时，Mo14Re-SPHR 的应变硬化率略低于 Mo14Re-HEBM。分析认为，在压缩初期 (<4.8%)，由于 Mo14Re-SPHR 中 Re 元素分布均匀，能够更有效地实现固溶强化，提高体弹性模量；而在压缩屈服点之后，Re 固溶在 bcc 金属中能够使主滑移面由 {110} 转变为 {112}，从而使其塑性抗力降低^[30]。

从表 1 的硬度中可以看出，Re 在晶界处偏聚会降低 Mo14Re-HEBM 的硬度。众所周知，晶界能够阻碍位错运动，而 bcc 晶体中 Re 原子能促进位错的滑移^[30]。因此，当 Re 元素偏聚在晶界时，将减弱晶界对位错的阻碍作用，位错更容易绕过或穿过晶界，降低合金的硬度。

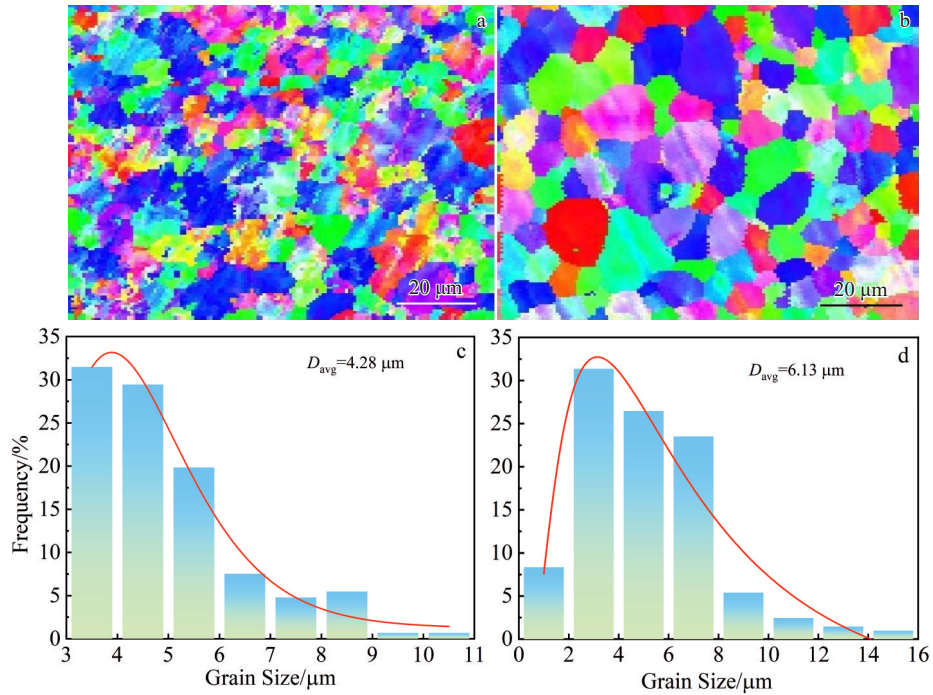


图6 不同混料方式制备 Mo-Re 合金的 EBSD 图及晶粒尺寸统计

Fig.6 EBSD images (a–b) and grain size statistics (c–d) of Mo-Re alloys with different mixing methods: (a, c) Mo14Re-HEBM and (b, d) Mo14Re-SPHR

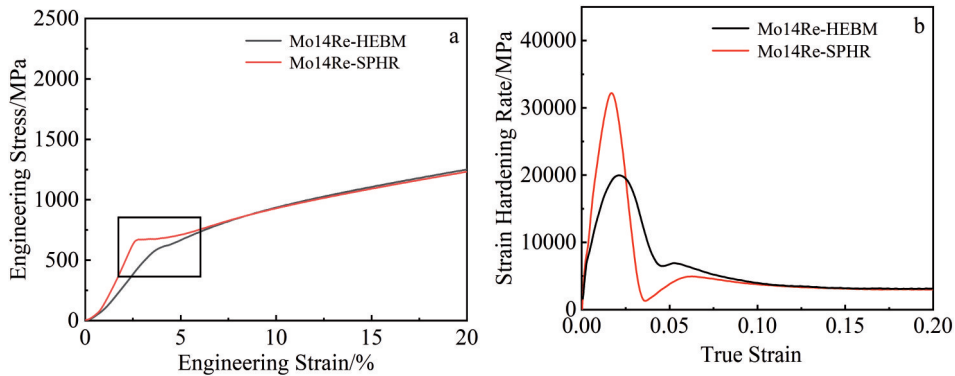


图7 压缩应变率为 0.01 s^{-1} 的 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金的压缩工程应力-应变曲线及应变硬化率曲线

Fig.7 Compressive engineering stress-strain curves (a), strain hardening rate curves (b) of Mo14Re-HEBM and Mo14Re-SPHR alloys with compressive strain rate of 0.01 s^{-1}

表1 合金的压缩屈服应力和硬度

Table 1 Compressive yield stress and hardness of the alloy

Material	Mo14Re-HEBM	Mo14Re-SPHR
Yield stress/MPa	679.11	602.71
Hardness/HV	274.6±8	295.9±10

3.4 压缩变形机理探究

图8是 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金压缩 5.0% 后的 TEM 照片。由于 Re 均匀固溶在 Mo14Re-SPHR 中能够使其主滑移面由 {110} 转变为 {112}, 后者的滑移系比前者多 6 个, 能够更加有效地促进位错的交滑移和增殖^[30], 所以 Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 中均

形成了位错网结构。根据压缩后 EBSD 的几何位错密度统计, Mo14Re-SPHR 中的位错密度 ($8.92 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$) 明显高于 Mo14Re-HEBM 中的位错密度 ($8.88 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)。在塑性变形时, 由于位错不易分解, 遇到障碍物如晶界时, 能够通过交滑移继续运动, 直至与其他位错发生纠缠, 从而形成位错聚集区如位错网结构^[31]。分析认为, 由于 Mo14Re-SPHR 中的 Re 分布均匀, 有利于位错滑移。因此, Mo14Re-SPHR 中位错运动更剧烈, 形成的位错密度更高。

图9是 Mo14Re-HEBM 与 Mo14Re-SPHR 在室温变形前、后 ($\varepsilon=5.0\%$) 以 {123} <111>、{110} <111> 和 {112} <111>

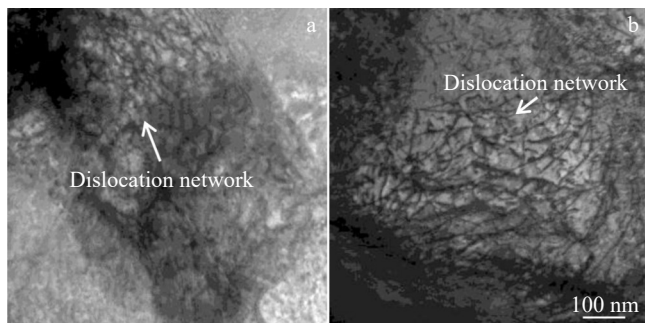


图8 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金压缩后位错分布 TEM 照片

Fig.8 TEM images of dislocation distribution of compressed Mo14Re-HEBM (a) and Mo14Re-SPHR alloys (b)

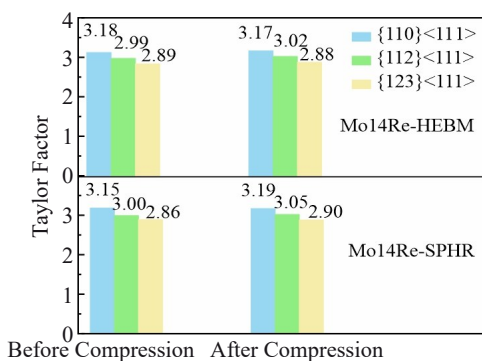


图9 Mo-Re 合金室温压缩前后 3 种主滑移系泰勒因子对比

Fig.9 Taylor factor of three main slip systems of Mo-Re alloy before and after compression at room temperature

为主滑移系的晶粒所对应的平均泰勒因子,泰勒因子越低,越容易产生塑性变形。可以看出,无论是室温压缩前还是压缩后,以{123}<111>为主滑移系的晶粒是 Mo14Re-HEBM 与 Mo14Re-SPHR 最易产生塑性变形的晶粒。

图 10 为 Mo14Re-HEBM 与 Mo14Re-SPHR 在室温压缩($\epsilon=5.0\%$)前、后各滑移系的占比。如图所示,室温压缩 5.0% 后, Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 中占比最高的滑移系仍是 {123}<111>,但压缩后 Mo14Re-SPHR 中 {123}<111>滑移系的占比从 45.2% 增加到 50.5%,而 Mo14Re-HEBM 中 {123}<111>滑移系的占比由压缩前的 47.5% 降低至 38.8%。另外, Mo14Re-HEBM 中泰勒因子大的滑移系({110}<111>和 {112}<111>)占比在压缩后都有所增大,而 Mo14Re-SPHR 中泰勒因子大的滑移系({110}<111>和 {112}<111>)占比在压缩后都减小。以上结果说明,在压缩变形量(5.0%)超过屈服点时, Mo14Re-HEBM 的应变硬化率要高于 Mo14Re-SPHR,这一结果与应变-硬化率曲线数据一致(图 7b)。

3.5 拉伸变形实验分析

图 11 为拉伸应变率为 0.01 s⁻¹ 的 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金的工程应力-应变曲线。随着应变的

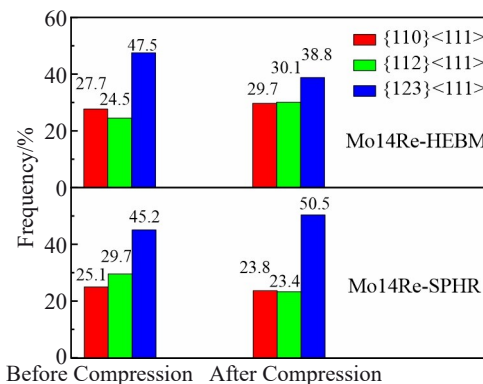


图 10 合金 3 种主要滑移系室温压缩($\epsilon=5.0\%$)前后占比

Fig.10 Proportion diagram of three main sliding systems before and after compression ($\epsilon=5.0\%$) at room temperature

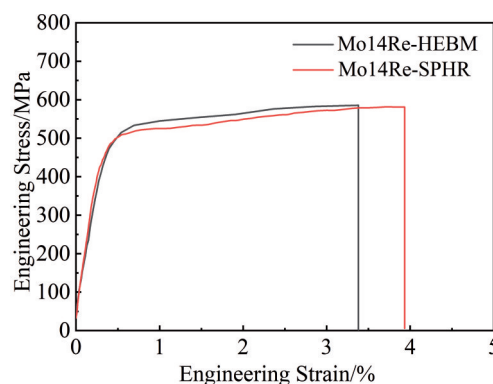


图 11 拉伸应变率为 0.01 s⁻¹ 的 Mo14Re-HEBM、Mo14Re-SPHR 合金的工程应力-应变曲线

Fig. 11 Engineering stress-strain curves of Mo14Re-HEBM and Mo14Re-SPHR alloys at a tensile strain rate of 0.01 s⁻¹

增加,应力逐渐上升,合金受力发生弹性变形和塑性变形。 Mo14Re-HEBM 和 Mo14Re-SPHR 的最大应力分别为 600 和 580 MPa。在应变较小的区域时(0~1%),应力与应变呈线性关系,符合胡克定律,处于弹性变形阶段,此阶段两种合金在弹性阶段的斜率(即杨氏模量)接近。因为弹性变形主要由原子间键合力决定,受 Re 分布的影响较小。当应变增加到约 1%~2% 时,应力增长放缓,表明开始进入塑性变形阶段。由于 Re 在 Mo14Re-HEBM 晶界处偏聚,晶界强度较低,因此在塑性变形阶段更容易发生晶界滑移或晶界开裂,所以更容易发生塑性变形,而 Re 均匀固溶进 Mo14Re-SPHR 引入的固溶强化效应提高了屈服强度,材料需要更高的应力才能开始塑性变形。当应变达到约 3.5% 时, Mo14Re-HEBM 应力下降,发生断裂,而 Mo14Re-SPHR 在应变达到约 4.0% 时才发生断裂。表明 Mo14Re-SPHR 具有更好的塑性变形能力。室温拉伸变形时的延展性与位错的可活动性相关^[32],前面的分析表明 Mo14Re-SPHR 中位错更容易运动。因此, Mo14Re-SPHR 的塑性更好。

4 结论

1) 采用喷雾干燥法制备的钼铼合金中形成了Re分布均匀的Mo-Re固溶体,而机械混合的合金出现了Re的晶界偏聚现象。

2) 在塑性变形过程中,由于Mo14Re-SPHR合金中Re的固溶使bcc金属中主滑移面由{110}转变为{112}促进了位错的交滑移和增殖,提高了其应变硬化率。

3) 压缩变形量大于5.0%时,Mo14Re-SPHR中以{123}<111>为主滑移系的晶粒比例增加,以{110}<111>和{112}<111>为主滑移系的晶粒比例降低,而Mo14Re-HEBM中3个滑移系变化与Mo14Re-SPHR中的相反。因此变形量大于屈服强度时,Mo14Re-SPHR的应变硬化率低于Mo14Re-HEBM。

4) Mo14Re-HEBM与Mo14Re-SPHR抗拉强度差别不大,但Mo14Re-SPHR能够在较高应变下保持较高的应力水平,表现出更好的塑性和韧性。

参考文献 References

- [1] Zinkle S J, Busby J T. *Structural Materials for Fission and Fusion Energy*[J], 2009, 12(11): 12
- [2] Ueda Y, Coenen J W, Temmerman G D *et al. Fusion Engineering and Design*[J], 2014, 89(7): 901
- [3] Chang Tian(常恬), Gao Xuanqiao(高选乔), Lin Xiaohui(林小辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 388
- [4] Li Yan(李艳), Chen Wenshuai(陈文帅), Zhou Zenglin(周增林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 433
- [5] Wu C H, Mszanowski U. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1995, 218: 293
- [6] Nagata S, Takahiro K, Horiike S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 266: 1151
- [7] Wampler W R, Labombard B, Lipschultz B *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 266(1): 217
- [8] Zeng Qiang(曾强), Ma Shuwei(马书伟), Zheng Yunrong(郑运荣) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2002, 26(1): 43
- [9] Yang Junzhou(杨俊宙), Wang Shichen(王世臣), Wang Xianjun(王先俊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5): 1343
- [10] Yang Yichao(杨毅超), Lin Xiaohui(林小辉), Li Yanchao(李延超) *et al. China Molybdenum Industry*(中国钼业)[J], 2020, 44(3): 46
- [11] Huang Hongtao(黄洪涛), Wang Weijun(王卫军), Zhong Wuyue(钟武烨) *et al. Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2020, 54(3): 505
- [12] Qiu Xi(邱玺), Gao Shixin(高士鑫), Li Quan(李权) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(2): 101
- [13] El-Genk M S, Tournier J M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2005, 340: 93
- [14] Gerhard L, Joachim H, Martin H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37: 2955
- [15] Wang Xianjun(王先俊), Yang Junzhou(杨俊宙), Wang Shichen(王世臣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(10): 2891
- [16] Guo W B, Li G P, Bair D *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 113: 106193
- [17] Shankar V, Mariappan K, Sandhya *et al. Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2016, 69(2): 343
- [18] Zhang Y, Ouyang T Y, Liu D W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 666: 30
- [19] Fabritsiev S A, Pokrovsky A S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1998, 252(3): 216
- [20] Busby J T, Leonard K J, Zinkle S J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 366(3): 388
- [21] El-Genk M S, Tournier J M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2005, 340(1): 93
- [22] Kang Shuai(康帅), Qin Shenjun(秦身钧), Wang Qian(王倩) *et al. Nonferrous Metal*(有色金属)[J], 2023(5): 66
- [23] He Chaojun(何朝云), Hu Ping(胡平), Xing Hairui(邢海瑞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2746
- [24] Davidson D L, Brotzen F R. *Journal of Applied Physics*[J], 1968, 39(12): 5768
- [25] Davidson D L. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 293(1-2): 281
- [26] Hasegawa A, Ueda K, Satou M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 258-263(4): 902
- [27] Freze N I, Levitskii A D, Tyumentsev A N *et al. Soviet Physics Journal*[J], 1975, 18(2): 273
- [28] Li X L, Hu Y, Li X Y *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2024, 593: 154992
- [29] Hu X, Parish C M, Wang K *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 165: 51
- [30] Romaner L, Ambrosch-draxl C, Pippan R. *Physical Review Letters*[J], 2010, 104(19): 195503
- [31] Ma S, Dong D, Zhang M Y *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2025, 128: 106996
- [32] Chen W S, Li X Y, Jin S B *et al. Nat Commun*[J], 2023, 14: 8336

Room Temperature Mechanical Properties of Mo14Re Alloys Obtained by SPS Sintering

Wang Ying, Lai Chen, Zheng Zhenghui, Miao Guowei, Wang Jinshu

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

Abstract: Mo14Re powders were prepared by high-energy ball milling (HEBM) and spray drying-hydrogen reduction (SPHR), separately. Then, the Mo14Re alloys were obtained by spark plasma sintering (SPS). The phase structure, microstructure, element distribution, and grain size were analyzed using X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), and electron backscatter diffraction (EBSD). The deformation mechanisms of Mo14Re alloy under room temperature tension and compression were discussed. The XRD results indicate that the (101)-spacing of the Mo14Re-SPHR is smaller than that of the Mo14Re-HEBM. The EDS results show that the segregation of Re is observed at the grain boundary of the Mo14Re-HEBM, while uniform elements distribution in the Mo14Re-SPHR alloy. The room temperature compression results show that the compressive yield strength of the Mo14Re-SPHR is 679.11 MPa, higher than that of the Mo14Re-HEBM (602.71 MPa). EBSD results show that when the compression deformation is larger than 5.0%, the proportion of grains with $\{123\}\langle 111\rangle$ as the main slip system in Mo14Re-SPHR increases, while the proportion of grains with $\{110\}\langle 111\rangle$ and $\{112\}\langle 111\rangle$ as the main slip systems decreases. The change trend of the three slip systems in Mo14Re-HEBM is opposite to that in Mo14Re-SPHR, resulting in a strain hardening rate of Mo14Re-HEBM higher than that of Mo14Re-SPHR. Room temperature tensile results show that Mo14Re-SPHR exhibits better plasticity and toughness.

Key words: molybdenum-rhenium alloy; mechanical properties; high energy ball milling; spray drying; segregation of elements

Corresponding author: Lai Chen, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: laichen1990@163.com; Wang Jinshu, Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: wangjsh@bjut.edu.cn