

钨及其合金塑性加工的研究进展

李萍, 华睿, 薛克敏, 梁辰, 宋群超, 吴玉程

(合肥工业大学, 安徽 合肥 230009)

摘要: 概括介绍了改善钨及其合金材料性能的方法及其优缺点, 重点综述了国内外关于轧制工艺、旋转锻造工艺、挤压工艺和大塑性变形法在钨及其合金领域的应用现状, 同时就各工艺对钨及其合金材料微观结构、力学性能、再结晶温度和韧脆转变温度等方面所产生的影响作了介绍。最后结合粉末材料固结机理的分析, 对采用大塑性变形法直接实现以钨粉为原料制备块体材料的最新研究进行了初步探讨。

关键词: 钨及其合金; 塑性加工; 粉末固结

中图分类号: TG306

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)02-0529-08

金属钨因具有独特的物理性能、良好的化学稳定性及优异的高温强热性, 而被广泛地应用于航天航空、电子、化工、核工业及其它极端环境领域中^[1-3]。尤其在受控热核聚变反应堆领域, 钨因其综合优势被公认为是最具有前景的面向等离子体材料(plasma facing material, PFM)^[4]。然而, 由于钨晶粒之间界面结合力非常小, 受到低温脆性(DBTT \geq 200~400 °C)、再结晶脆性(CRT=900~1400 °C)以及聚变环境下高热流和高粒子流辐照脆性^[5,6]等因素的影响, 其应用受到了极大的限制。

目前, 改善钨性能的常用方法概括起来有两大类。一类是通过钨基材料的成分和结构设计来制备新型材料, 如添加合金化元素、层状增韧、纤维增韧和第二相掺杂^[7,8], 通过固溶强化、弥散强化、细晶强化、界面强化和协同活化等来提高钨的综合性能。这些方法中, 添加的合金元素目前只有稀有金属铼(Re)能够提高钨的延展性, 但其价格昂贵, 大规模应用受到限制。纤维增韧由于制备过程较为复杂, 目前进展仍然较为缓慢。层状增韧时层状结构中的某一层过热可能导致层剥离^[9]。而掺入氧化物、碳化物等增强相, 因为存在于钨基体晶界, 削弱了对钨性能的改善效果。另一类方法是在一定的成分条件下, 通过先进的制备工艺提高材料致密度、改善显微组织和细化晶粒尺寸。当钨的致密度达到一定程度时, 热导率等相关的性能会有质的突变, 同时超细晶/纳米晶钨具有低的韧脆转变温度、高的强韧性、良好的高温力学性能、抗热冲

击性能和抗辐照脆化性能^[10,11]。目前钨及其合金的制备通常采用高能球磨机械合金化处理来细化粉末, 然后采用粉冶制坯和新型烧结工艺, 如热等静压烧结、超高压通电烧结、放电等离子烧结等^[12-17]。尽管这些工艺通过快速烧结能够有效抑制晶粒长大过程, 但因钨的熔点很高(3410 °C), 一般需要采用较高的烧结温度, 组织难以实现完全的致密化和超细晶化, 材料杂质含量高, 其强度、延展性和导热性能不理想。采用粉末烧结方法制备的钨基材料的抗拉强度一般在800~1000 MPa, 延伸率在15%~30%, 其性能很难满足面向等离子体材料的要求。

研究表明, 在成分一定的条件下, 塑性加工是改善钨基材料显微组织、细化晶粒及提高致密度和综合力学性能最为有效的方法之一, 本文围绕轧制工艺、旋锻工艺、挤压工艺(热挤压和静液挤压)和大塑性变形法(等径角挤压和高压扭转), 概括性地介绍近年来各工艺在钨材料改性研究方面的最新进展和应用现状。

1 轧制工艺

随着核工业以及航空工业的高速发展, 钨板材的使用越来越普遍。轧制是目前获得钨板的主要方式, 制备的钨板致密度高, 且易于实现批量生产。在板材轧制开坯阶段, 板材轧制温度高, 晶界圆滑, 轧制过程中主要变形机制以晶界转动与晶界运动为主。随着变形量的增加, 晶粒变形同时得到增加, 组织逐渐呈

收稿日期: 2015-01-15

基金项目: 教育部新世纪优秀人才支持计划(NCET-13-0765); 科技部国际热核聚变实验堆(ITER)计划专项(2014GB121000); 教育部中央高校基本科研业务费专项资金资助(2012HGZX0030, 2013HGCH0011)

作者简介: 李萍, 女, 1973年生, 博士, 教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, 电话: 0551-62901368, E-mail: li_ping@hfut.edu.cn

纤维状分布,且晶内出现亚晶组织。采用多次回火轧制时,由于发生动态回复,亚晶组织得以消除长大。若减少轧制回火次数,则晶内亚晶组织就会得到部分保留,从而起到细化晶粒的作用,此时板材加工硬化明显,板材硬度升高。

刘桂荣等^[18]对 95W-Ni-Fe 合金进行轧制试验,结果表明:随着变形量的增加,钨颗粒由原来的近球形逐渐被拉长成为纤维状,粘结相也被拉长成条带状,均匀分布在钨颗粒之间。这种组织导致材料在断裂过程中主要以钨颗粒的解理断裂为主,粘结相韧性断裂为辅。因此在宏观上其抗拉强度明显增加,由烧结态的 850 MPa 增加到 1385 MPa,而延伸率却由 15% 随之减小到 3%,且在纵向和横向方向上表现出明显的各向异性。Q. Wei 等人^[19,20]对商业纯钨进行了低于再结晶温度(1250 °C)以下的轧制,试验时先将试样在 800 °C 下轧制到 1.2 mm 的厚度,然后再经过不同温度轧制到 100 μm 的厚度,得到的试样断口表面均为层状结构,如图 1 所示。研究表明,低温轧制能够提升纯钨的强度和韧性,钨的延伸率随着轧制温度的降低而增加,分层间距因轧制温度的不同而变化明显,600 °C 下轧制钨试样的塑性变形活化体积约为 $10b^3$ (b 为 W 的柏氏矢量的大小),且低温轧制钨的塑性流动控制机理为位错的双缠结机理。钨经过冷轧后,其原始的粗晶脆性行为被明显的韧塑性变形行为所代替,准静态载荷下其应变硬化受到极大的削弱,动态载荷下随着塑性屈服的发生具有强烈的流动软化现象。

当钨合金在经过多道次的循环轧制后,虽然获得较大的变形量,强度明显增加,但由于其变形和受力特点,在轧制过程中易出现张嘴、分层、开裂等现象。同时在实际生产中,晶粒尺寸得不到有效控制,引起钨板力学性能的下降。另外,轧制工艺每道次的塑性变形有限,对钨基合金的性能提高也相对有限。因此,迫切需要研究如何控制、优化工艺以减小钨板晶粒尺寸、提高其成形质量和性能。目前,关于钨板的变形抗力模型、轧制变形机理、轧制工艺对其组织性能的

影响等方面的研究已经开展^[21,22],还有待深入探索。

2 旋转锻造工艺

旋锻过程中材料处于压应力状态,是金属材料塑性变形的理想状态,有利于提高金属的塑性。而且旋锻加工产生的钨颗粒的纤维化结构可以有效阻止位错的传递,改变了钨的断裂形式,从而提高了材料的抗拉强度。齐志望等^[23]对不同变形量的 93 钨合金冲击断口形貌进行了 SEM 观察,发现随着变形量的增加,钨合金冲击断口的形貌特征由沿晶断裂为主逐渐转变为钨颗粒的解理断裂,表明随着变形量的增加,钨合金抗拉强度大幅度提高,但钨合金的冲击功和伸长率有所降低。同时对冲击功的变化分析表明,当变形量在 20% 以下时,冲击功下降最快,材料处于从韧性转变为脆性阶段;当变形量大于 40% 时,冲击功下降的趋势变缓,材料韧脆转变基本完成。

U. Ravi Kiran 等^[24-26]对烧结态 90 W 合金棒料进行了旋锻变形和后续的时效处理。研究表明,当变形量增加到 75% 时,合金的抗拉强度能够从初始的 750 MPa 提高到 1646 MPa,硬度值达到了 6100 MPa,而延伸率降低到 6%。锻造后续的低温(500 °C 以下)时效处理能够进一步提高材料的抗拉强度达到 1800 MPa,究其原因主要是材料的应变时效、金属间化合物析出和位错等相互作用的结果。但时效温度超过 500 °C 以后,受到位错恢复的影响材料性能开始降低;当时效温度达到 1100 °C 时,合金组织出现再结晶现象使得强化效果失效。变形时效后钨合金试样的拉伸断口形貌如图 2 所示。可以看出,变形后未经时效处理,断裂形式主要是钨颗粒的断裂和一定数量的撕裂;随着时效温度由 500 °C 升高至 700 °C,断裂方式以韧性断裂为主;1100 °C 时效处理后,完全再结晶的钨合金主要是钨晶粒之间的断裂和基体的韧性断裂形式。与之前的抗拉强度值相比较来看,高强度钨合金的断裂形式以穿晶断裂为主,而低强度的钨合金断裂形式为钨晶粒的晶间断裂和基体的韧性断裂。

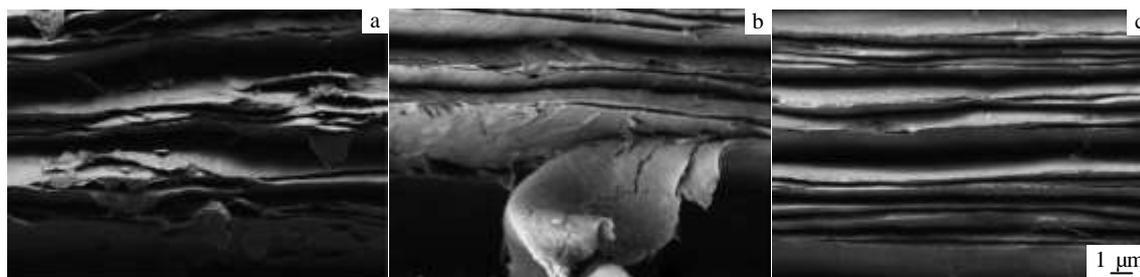


图 1 不同温度下钨试样轧制断口表面

Fig.1 Micrographs of fracture surface of the W samples at different temperatures^[19]: (a) 800 °C, (b) 600 °C, and (c) 500 °C+800 °C

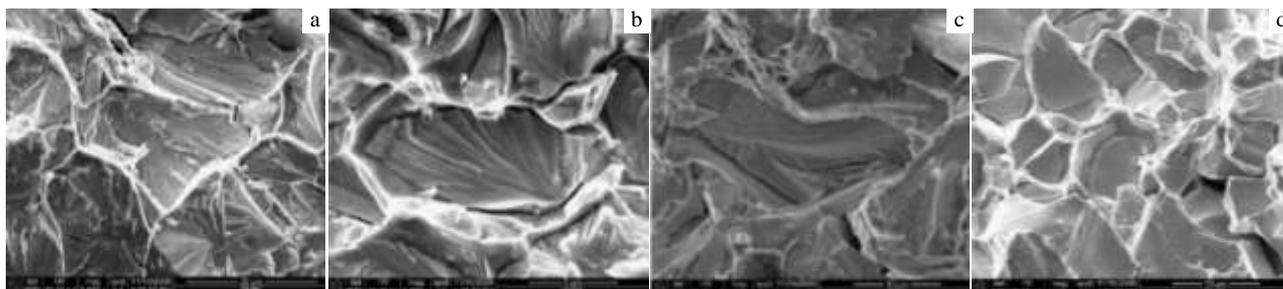


图2 不同温度时效处理钨合金拉伸断口 SEM 照片

Fig.2 SEM micrographs of fracture surface of the W samples with aging at different temperatures^[25]: (a) without aging, (b) 500 °C, (c) 700 °C, and (d) 1100 °C

旋锻工艺方法相对较为简单, 可以获得较大的变形量, 微观结构呈现纤维状, 但在材料横截面上无法获得均匀变形, 往往材料表面变形量大而芯部变形相对较小, 从而微观结构呈现各向异性, 无法保证锻造后材料性能的均匀性。同时旋锻过程是对试样进行重复热处理和变形的过程, 一方面热处理会使变形细化的晶粒长大, 另一方面变形量的增加能够提高再结晶驱动力, 因此旋锻过程中极有可能会发生再结晶现象, 使得纤维化的晶粒又球化、长大, 恢复到初始状态, 造成材料宏观力学性能下降^[27]。因此旋锻工艺需尽可能避免再结晶现象的发生。而且, 在旋锻过程中, 由于锻造次数过多, 每一次锻造均要严格控制工艺参数, 使整个工艺变得复杂, 也因为多道次锻造及多次加热使得材料的利用率低、能耗大, 造成成本大幅上升。

3 挤压工艺

挤压工艺是形变强化钨及其合金有效的塑性变形工艺之一。与传统的锻造相比, 挤压工艺在变形量和变形均匀性方面具有很大的技术优势: 一次变形量可达到60%~80%, 同时能保持钨较好的延伸率和韧性^[28]。挤压工艺主要包括传统热挤压工艺和热静液挤压工艺两种。两种工艺均能有效防止变形时钨颗粒的拉断, 有利于原有微观孔隙的愈合, 提高材料致密度, 且变形后钨具有纤维状的显微组织, 强韧性明显提高^[29]。

挤压变形后, 初始呈杂乱排布的近球状或等轴状钨颗粒沿挤压方向被拉长, 增加了长径比, 并呈定向排列分布, 从而产生了类似短纤维增强的强化效果^[30]。同时, 由于挤压产生了大的塑性变形, 形成了高密度位错胞以及沿挤压方向的长条带状亚晶组织, 其内部存在大量的位错缠结, 从而引起形变强化^[31,32]。在上述2种机制的共同作用下, 钨基材料的致密度和综合性能有了显著提高。另外, 钨是一种应变速率敏感材料, 在较大的挤压速度下会产生明显的应变速率硬化现

象, 有利于维持脆性材料的均匀塑性变形。

北京理工大学^[33,34]通过对钨含量为94.9%的烧结合态W-Ni-Fe-Co合金进行热挤压加工, 对钨合金不同取向的动态力学性能和微观变形破坏机制进行了研究。研究表明, 经过热挤压加工, 钨合金的绝热剪切敏感性和动态压缩性能呈现各向异性, 静态压缩性能近似各向同性。径向动态压缩屈服强度比轴向高出500 MPa, 而轴向动态加载的塑性比径向高出约2倍。与传统热挤压工艺相比, 热静液挤压过程中工件变形处于极高的三向压应力状态, 同时熔融介质的包覆作用极大的降低了坯料与模具之间的摩擦力, 具有显著降低挤压力、减少模具磨损、提高模具寿命、坯料变形均匀等优点。因其能够产生更大的变形量, 非常适合难变形钨及其合金的挤压成形。M. C. Hogwood等^[35]对钨含量为92.5%的W-Ni-Fe-Co合金进行两次静液挤压变形及后续热处理, 获得了具有纤维状组织的高性能高密度钨合金, 其最大拉伸强度超过1700 MPa, 伸长率超过15%, 冲击韧性是锻造态钨合金的2倍以上。通过对挤压变形后钨合金的微观断口组织特征研究^[36,37]发现: 随着变形量的增加, 纤维状的钨晶粒使得钨颗粒之间的接触面减少, 微观组织断裂形式从脆弱的晶界断裂转为晶粒的解理断裂为主, 从而材料整体的强度不断提高。

相比较于其它的塑性加工工艺, 挤压工艺得到的钨合金强度和塑性指标达到了较好综合。但其细化晶粒、改善性能的程度有限。传统塑性变形后, 材料显微组织中位错胞的取向较小, 晶粒的细化程度有限, 因此不能有效改善钨的综合性能。

4 大塑性变形法

基于大塑性变形(severe plastic deformation, SPD)理论的工艺具有强烈的致密组织和细化晶粒能力, 能够有效地将材料的内部组织细化至亚微米乃至纳米

级, 成为制备超细晶/纳米晶钨一种新的加工技术。大塑性变形法能够在材料的微观结构中引入大量的高能非平衡大角度晶界, 一方面有效促进杂质原子和空位在钨晶界处的再分布或使其脱离原晶界, 降低杂质原子和空位在晶界处的平均浓度, 提高钨的晶界强度, 加上变形产生的刃型位错, 可有效改善超细晶钨的韧性; 另一方面具有大角度晶界的超细等轴晶的形成阻碍了位错的运动, 有效提高了材料的强度。同时晶粒内位错滑移程短, 发生位错塞积的应力小, 不易引起裂纹产生; 而晶界及其附近的大量位错又有助于晶界的滑动和晶粒的转动, 提高了材料的延展性能, 降低了韧脆转变温度。超细晶钨具有的更高的晶界密度还有利于粒子的扩散和容纳更多的氦, 使得在等离子体辐照时注入到钨样品中的氦原子沿晶界扩散回表面并逃离表面, 并减少了氦的比界面密度, 抑制氦辐照对样品表面破坏, 提高了钨的抗等离子体辐照性能。因此, 大塑性变形法为有效改善钨的脆化性能, 充分发挥其性能潜力创造了条件。

钨及其合金因自身强度大、硬度高和塑性差等方面的影响, 对其进行大的塑性变形过程非常困难。目前, 大塑性变形法作为制备高性能钨一种新的加工技术, 国内外在这方面的研究均处于起步阶段。等径角挤压工艺和高压扭转工艺是两种最具代表性的大塑性变形方法。M. Faleschini 等^[38]对 3 种粉末冶金法制备的商业钨基材料 (99.98% 的纯 W、W+1%La₂O₃、W+0.005%K) 进行了高压扭转变形, 3 种材料的室温断裂强度均提高了 2~3 倍。Q. Wei 等^[39,40]采用等径角挤压工艺制备了超细晶钨, 展现出近乎完美的弹塑性行为, 如应变硬化现象消失、流动应力达到 2 GPa (是粗晶钨的 2 倍), 同时发现真实应力—应变曲线存在明显的流动软化, 峰值应力达到 3 GPa, 材料的应变速率敏感性减少到原始粗晶材料的一半。Y. Zhang 等^[41]采用等径角挤压工艺制备了超细晶钨, 通过对一系列温度下钨的显微硬度进行测试来研究其韧脆转变温度, 图 3 所示为硬度压痕照片。可以看出, 等径角挤压后晶粒度约为 0.9 μm 的钨的韧脆转变温度为 350 °C, 而未经等径角挤压处理的粗晶钨的韧脆转变温度至少高于 480 °C。由此充分表明, 大塑性变形法是改善钨低温脆化性能的一条有效途径, 并且可以获得高强度和高韧性的超常结合。

Y. Zhang 等^[42]还对在不同的温度(450, 900 °C)下进行高压扭转变形获得的纯钨在 900 °C 进行了退火处理, 发现 450 °C 变形后的样品 70% 以上仍保持为大角度晶界, 由此说明不同的工艺条件会在钨的回复过程中产生不同的影响, 适当地控制工艺可能提高大塑

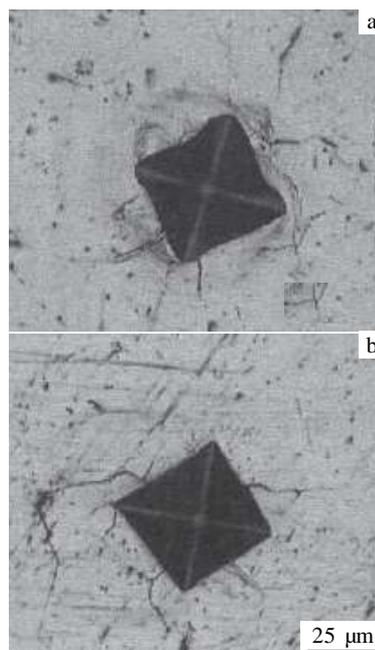


图 3 等径角挤压前后钨试样的显微硬度压痕

Fig.3 Optical micrographs of impressions obtained in microhardness measurements: (a) the ECAP-processed tungsten at 350 °C and (b) commercial purity tungsten at 483 °C^[41]

性变形处理钨的热稳定性。S. N. Mathaudhu 等^[43]对采用等径角挤压工艺制备的超细晶钨进行了再结晶温度测试。结果表明, 其再结晶温度与总塑性变形量及变形温度 (1000, 1200 °C) 均无关, 处于其范围内的高区约为 1400 °C, 如图 4 所示。由此表明, 大塑性变形过程中施加的剪切变形同冷加工的预变形是有区别的, 钨的再结晶温度并不随剪切变形量的增加而降低, 但机理均尚不清楚。

T. Hao 等^[44]对等径角挤压后钨的热导率进行了研究, 测试结果表明在 800 °C 下 2 道次变形后晶粒尺寸细化到 0.9 μm, 热导率值为 161 W/m K, 而经过 950 °C 3 道次的变形后尺寸变为 1.5 μm, 热导率值为 187 W/mk。从晶粒尺寸的变化来看 800 °C 到 950 °C 的变形过程中出现了再结晶现象, 导致位错密度降低, 受到位错密度的影响热导率出现了波动(初始热导率为 174 W/m K), 总体上等径角挤压工艺对钨的热导率影响较小。

现有采用大塑性变形法制备超细晶钨的研究, 均是采用烧结制坯再经传统热塑性变形处理后塑性较好的钨作为研究对象, 增加了工艺的复杂性。目前, 大塑性变形法作为一种在较低温度下直接将粉末固结为高致密材料的新加工技术, 在国内外已获得关注, 已开展了铜粉、铝粉、钛粉等材料的等径角挤压工艺研究^[45-50]。研究表明, 粉末材料的固结反应是一个由表

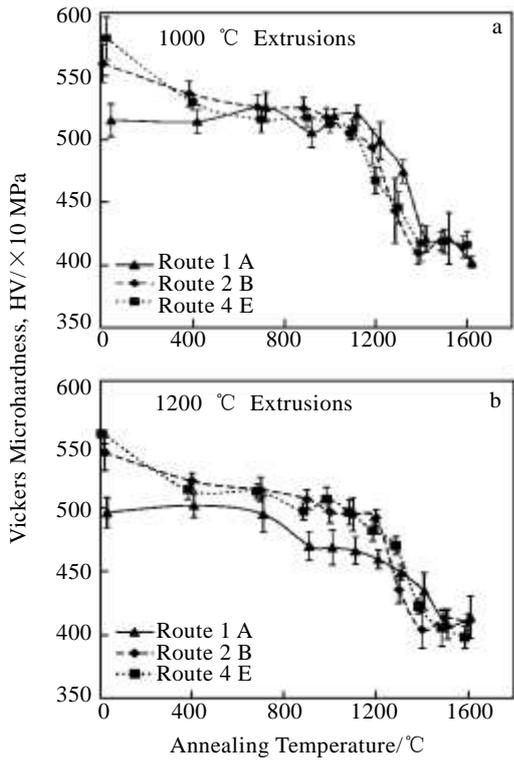


图 4 不同温度下等径角挤压钨试样的再结晶曲线

Fig.4 Recrystallization curves for the ECAP-processed W extruded at 1000 °C (a) and 1200 °C (b)^[43]

面能和压应力共同驱动颗粒间物质迁移的热激活过程。通过对粉末进行高静水压力的剧烈塑性变形，粉末通过压实、颗粒重排、破碎和大变形实现致密化和细化。一方面，增大了颗粒间接触和作用面积，颗粒发生了极大的应力和应变，储存了大量的能量；另一方面，晶粒细化导致了大量非平衡大角度晶界的产生，同时也产生了新的畸变能和界面能。这些都起到极大的活化作用，增大了颗粒之间界面扩散的原驱动力，大大降低了固结温度。而且，致密化增大了颗粒之间的摩擦，颗粒的变形能和颗粒之间的摩擦能成为高效内热源，使得颗粒界面温度大大升高，有效促进了原子的扩散。可以实现在相对较低温度下的粉末直接固结成形，同时晶粒细化、致密度高，组织性能优异。

作者率先开展了低脆、高熔点钨粉的大塑性变形方法的相关研究。由于钨粉的扩散系数低、塑性变形能力差、强度和硬度高等特点，变形温度需要在较高的范围进行。图 5 所示为初始相对密度为 0.75 的纯钨粉末包套试样，加热到 1000 °C，经单道次等径角挤压变形前后试样横截面上颗粒形貌的 SEM 照片。可以看出，尽管单道次等径角挤压变形后组织没有实现高致密固结，但与变形前组织形貌相比较而言，变形后试样组织致密程度和颗粒细化效果显著。

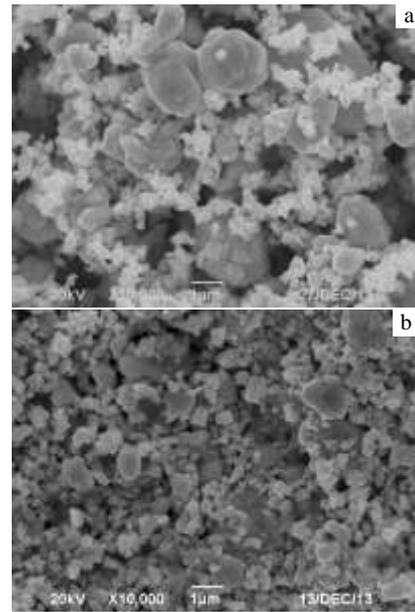


图 5 钨粉单道次等径角挤压试样前后显微组织 SEM 照片
Fig.5 SEM micrographs of cross-sections of the W-powder sample: (a) the initial and (b) one ECAP pass

采用差示扫描量热仪 (differential scanning calorimetry, DSC) 对温度为 440 °C、压力为 2 GPa、扭转 5 圈的高压扭转变形后钨粉试样进行热分析，在高纯氩气保护的环境下试样以 20 °C/min 的加热速率升温到 1450 °C，图 6 为所得的 DSC 曲线和 DSC 实验后显微组织。从 DSC 曲线可以看出，当温度升到 900 °C 以后开始出现较为弱小的放热现象 (放热峰)，且随着温度的继续升高出现较小范围内的峰值波动，表明此时放热现象出现不稳定情况。根据差热扫描分析理论，金属试样在加热过程中发生再结晶而产生“再结晶焓”，这一过程试样对外界放出热量，使得曲线偏离了原来呈直线的基线，出现放热峰，因此放热峰对应材料再结晶现象的出现。因此 DSC 曲线分析认为钨试样在 900~1400 °C 范围内出现了一定的再结晶趋势，结合图 6b DSC 实验后的组织可以看出试样未发生完全的再结晶，表明高压扭转大变形后钨试样的再结晶温度仍处于高区，但大塑性变形法对钨再结晶温度的影响及其机理还需进一步深入分析。对于放热现象强弱波动的现象，认为可能是由于钨粉制样过程中，试样内部夹杂微量氧气，导致热分析过程中钨的氧化而出现吸热反应，弱化了放热强度引起了曲线数值的波动。DSC 实验后的组织形貌分布较为均匀，说明经高压扭转工艺变形固结后的纯钨材料热稳定性好。

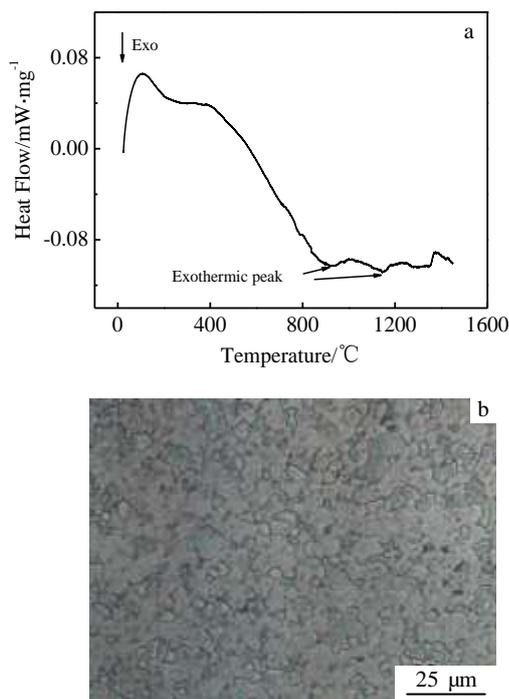


图 6 钨粉高压扭转试样 DSC 曲线及 DSC 实验后微观组织
Fig.6 DSC curve of the HPT-processed W-powder (a) and microstructure after DSC (b)

5 结束语

塑性加工是细化晶粒尺寸的一种有效途径。通过细化晶粒和提高材料致密度, 获得微观组织结构较为理想的钨基材料, 从而达到提高钨及其合金材料综合性能的目的。近年来, 随着高新技术的飞速发展和应用领域的不断拓宽, 对钨及其合金的材料性能提出了更高的要求, 如考虑应用于聚变堆中 PFM 的钨基材料应具有良好的热物理性能(热传导)、热力学性能(高温强韧性、稳定性)以及抗粒子辐照和高能粒子轰击等性能。传统的塑性加工方法, 使得材料微观组织中位错胞的微取向较小, 晶粒的细化程度有限。在现有工艺的基础上, 对于满足工业化批量生产、制备较大尺寸高性能钨基材料的新型加工工艺的研究极为迫切。大塑性变形法作为提升材料性能最具发展前景的加工工艺之一, 其能够有效改善钨的材料性能, 充分发挥材料性能潜力创造了条件。但对钨及其合金进行大塑性变形过程较为困难, 同时针对满足面向等离子体材料性能的钨基材料研究较为稀少, 急需将优化钨的微观结构、高温强热性能以及与等离子体相互作用抗辐照性能联系起来进行深入研究。

参考文献 References

- [1] Joachim Roth, Tsitron E, Loarte A *et al.* *Journal of Nuclear Materials* [J], 2009, 390-391(1): 1
- [2] Liu Feng(刘 风), Li Qiang(李 强), Wang Wanqing(王万景) *et al.* *Materials Review A(材料导报 A)*[J], 2011, 25(10): 43
- [3] Zhu Lingxu(朱玲旭), Guo Shuangquan(郭双全), Zhang Yu(张宇) *et al.* *Materials Review A(材料导报 A)*[J], 2011, 25(8): 42
- [4] Kaufmann M, Fusion R. *Engineering and Design*[J], 2007, 82(5-14): 521
- [5] Philipps V. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 415: s2
- [6] Rieth M, Dudarev S L, Gonzalez de Vicente S M *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 432(1-3): 482
- [7] Chen Yong(陈 勇), Wu Yucheng(吴玉程), Yu Fuwen(于福文) *et al.* *Ordnance Material Science and Engineering(兵器材料科学与工程)*[J], 2008, 31(1): 47
- [8] Chen Y, Wu Y C, Yu F W *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2008, 26(6): 525
- [9] Reiser J, Rieth M, Dafferner B *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2012, 423 (1-3): 1
- [10] Kurishita H, Amano Y, Kobayashi S *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 367-370: s1453
- [11] Bai X M, Voter A F, Hoagland R G *et al.* *Science*[J], 2010, 327(5973): 1631
- [12] Zhou Zhangjian, Ma Yao, Du Juan *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 505(1-2): 131
- [13] Youngmoo Kim, Kyong Ho Lee, Eun-Pyo Kim *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2009, 27(5): 842
- [14] Zhou Y, Wang K, Liu R *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2012, 34: 13
- [15] Srivatsan T S, Manigandan K, Petraroli M *et al.* *Advanced Powder Technology*[J], 2013, 24(1): 190
- [16] Yong Han, Jinglian Fan, Tao Liu *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2011, 29(6): 743
- [17] Zhou Zhangjian(周张建), Ma Yao(马 焱), Tan Jun(谈 军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(1): 4
- [18] Liu Guirong(刘桂荣), Wang Ling(王 玲), Wang Guangda(王广达) *et al.* *Ordnance Material Science and Engineering(兵器材料科学与工程)*[J], 2010, 33(5): 39
- [19] Wei Q, Kecskes L J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 491: 62
- [20] Wei Q, Kecskes L J, Ramesh K T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 578: 394

- [21] Xiao Songtao(肖松涛), Zhou Lian(周廉), Wang Guodong(王国栋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(7): 1119
- [22] Liu Ningping(刘宁平), Dan Xinguo(淡新国), Zhang Yonggang(张永刚) *et al. Rare Metals Letters*(稀有金属快报)[J], 2008, 27(8): 34
- [23] Qi Zhiwang(齐志望), Jia Hongsheng(贾洪生), Tian Kaiwen(田开文) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2010, 33(6): 48
- [24] Kiran U Ravi, Panchal A, Sankaranarayana M *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2013, 37: 1
- [25] Kiran U Ravi, Rao A Sambasiva, Sankaranarayana M *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2012, 33: 113
- [26] Kiran U Ravi, Venkat S, Rishikesh B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 389
- [27] Shi Honggang(史洪刚), Qi Zhiwang(齐志望), Shang Fujun(尚福军) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2006, 29(1): 29
- [28] Hu Lianxi(胡连喜), Wang Erde(王尔德). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2011, 30(7): 48
- [29] Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukui(李树奎), Zhou Xiaoqing(周晓青) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(6): 957
- [30] Liu Wensheng(刘文胜), Zhang Jiajia(张佳佳), Ma Yunzhu(马运柱) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2011, 16(1): 107
- [31] Fan Jinglian(范景莲), Yang Changlin(杨昌麟), Gong Xing(龚星) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 372
- [32] Gong X, Fan J L, Ding F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(10): 3646
- [33] Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukui(李树奎), Ni Fang(倪芳). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 2041
- [34] Ni Fang(倪芳), Li Shukui(李树奎), Liu Jinxu(刘金旭) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2008, 31(1): 36
- [35] Hogwood M C, Bentley A R. *In Proceedings of the 1994 International Conference on Tungsten and Refractory Metals* (eds)[C]. Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1995: 37
- [36] Zhang Zhaohui(张朝晖), Li Nengxin(李能新), Wang Fuchi(王富耻) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 493
- [37] Wang Huanyu(王换玉), Cai Hongnian(才鸿年). *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2008, 15(5): 689
- [38] Faleschini M, Kreuzer H, Kiener D *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 367-370: 800
- [39] Wei Q, Jiao T, Ramesh K T *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(1): 77
- [40] Wei Q, Zhang H T, Schuster B E *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(15): 4079
- [41] Zhang Y, Ganeev A V, Wang J T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 503(1-2): 37
- [42] Zhang Y, Ganeev A V, Gao X *et al. Materials Science Forum*[J], 2008, 584-586: 1000
- [43] Mathaudhu S N, deRosset A J, Hartwig K T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 503(1-2): 28
- [44] Hao T, Fan Z Q, Zhao S X *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 433(1-3): 351
- [45] Karaman I, Haouaoui M, Maier H J. *Journal of Materials Science*[J], 2007, 42(5): 1561
- [46] Xia K, Wu X, Honma T *et al. Journal of Materials Science*[J], 2007, 42(5): 1551
- [47] Lapovok R, Tomus D, Muddle B C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490(1-2): 171
- [48] Paydar M H, Reihanian M, Bagherpour E *et al. Materials and Design*[J], 2009, 30: 429
- [49] Li Ping(李萍), Wang Xiaoxi(王晓溪), Xue Kemin(薛克敏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(10): 2779
- [50] Li Ping(李萍), Zhang Kai(章凯), Xue Kemin(薛克敏) *et al. Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2012, 33(4): 437

Research Progress in Tungsten and Its Alloys by Plastic Processing

Li Ping, Hua Rui, Xue Kemin, Liang Chen, Song Qunchao, Wu Yucheng

(Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: This paper briefly introduces the methods of improving the properties of tungsten and its alloys. The application status of major plastic processing methods, including rolling, swaging, extrusion and severe plastic deformation methods, and the effect of these techniques on the microstructure, mechanical property, recrystallization temperature and DBTT have been summarized. Based on the analysis about powder mechanism of consolidation, direct solidification of tungsten powder via severe plastic deformation is researched.

Key words: tungsten and its alloys; plastic processing; powder consolidation

Corresponding author: Li Ping, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901368, E-mail: li_ping@hfut.edu.cn