



铜对热等静压钨合金微观组织和力学性能的影响

王健宁, 蔡青山, 朱文谭, 刘文胜, 马运柱

(中南大学 轻质高强结构材料国家级重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 采用热等静压技术(HIP)制备 90W-Ni-Fe-Cu 合金, 并通过 SEM、TEM、EDS、EPMA 和拉伸实验研究了铜对其微观组织和力学性能的影响。结果表明: 随着铜含量的增加, 合金烧结温度逐渐降低, 实现了 90W-Ni-Fe-Cu 合金由固相烧结向液相烧结的转变。随着铜含量的增加, 热等静压 90W-Ni-Fe-Cu 合金的拉伸强度和伸长率先增大后减小。铜含量为 4%时, 球形钨晶粒与 γ 黏结相均匀分布, 拉伸强度和伸长率综合性能最优, 分别为 953MPa 和 7.65%, 合金断裂方式主要由大量的钨解理断裂和黏结相延性撕裂组成; 而当铜含量继续增加到 6%时, 由于铜对钨在黏结相中的溶解析出被抑制, γ 黏结相中的钨含量降低, 同时, 高的静水压力将液相从钨晶粒间挤出, 造成合金综合性能下降。

关键词: 钨合金; 铜添加; 热等静压; 低温烧结; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2021)-07-1717-09

中图分类号: TF841.1

文献标志码: A

引文格式:王健宁, 蔡青山, 朱文谭, 等. 铜对热等静压钨合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(7): 1717-1725. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36703

WANG Jian-ning, CAI Qing-shan, ZHU Wen-tan, et al. Effects of Cu on structure and properties of HIPed 90W-Ni-Fe-Cu tungsten heavy alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(7): 1717-1725. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36703

钨合金是一种以钨为基, 并加入镍、铁、铜、钴、镉等元素组成的合金, 因其具有优良的综合物理性能而被广泛应用于航空航天、国防军工、核工业等关键领域。钨镍铁(W-Ni-Fe)合金具有密度高、强度和硬度高、导电和导热性好、力学性能好等优异特性, 是一种应用最广泛的钨合金材料, 特别是在国防工业上用作强毁伤战斗部材料, 被认为是取代贫铀弹最有潜力的环保性军用新材料^[1-3]。随着现代武器装备向异形化、复杂化方向发展, 对新型 W-Ni-Fe 合金体系及其先进制备技术提出了更高要求。

目前, 钨合金的传统粉末冶金制备技术(模压成形+氢气/真空烧结方法)难以满足钨合金异形结构材料的一体化近净成形制备需求^[4-6]。热等静压技

术(HIP)是一种将粉末材料置于由包套和型芯组装的模具中, 抽真空, 施加高温高压, 使模具中的粉末材料致密化, 从而获得高性能和高精度复杂零件的技术, 目前, 主要应用于航空航天高性能复杂难加工零件的制备^[7-9]。刘国辉等^[10]采用热等静压烧结超细 90W-Ni-Fe 复合粉末, 得到了粒度小于 5 nm、相对密度达 99.82%的钨合金材料, 其动态力学性能优于常规液相烧结制备的钨合金。郎利辉等^[11]采用 MSC.Marc 中的 Shima 模型模拟研究钨合金粉末的热等静压致密化行为, 同时对比研究 93W-Ni-Fe 粉末和烧结材料的热等静压强化工艺, 发现钨合金粉末的热等静压试样拉伸性能远小于烧结棒材。如何制备出高性能的钨合金粉末热等静压试样是目前的主要难题。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51931012)

收稿日期: 2021-02-25; **修订日期:** 2021-05-10

通信作者: 刘文胜, 教授, 博士; 电话: 0731-88877998; E-mail: liuwensheng@csu.edu.cn

马运柱, 教授, 博士; 电话: 0731-88877825; E-mail: zhuzipm@csu.edu.cn

钨合金是典型的液相烧结合金, 烧结温度约 1500 °C, 而粉末热等静压温度一般不超过 1400 °C, 此时常规 W-Ni-Fe 合金处于固相烧结状态^[12]。由于固相烧结钨合金无液相黏结相生成, 无法实现钨晶粒重排, 导致钨晶粒与黏结相分布不均匀, 使得钨合金综合力学性能较低, 因此, 需要开发新型钨合金体系以实现热等静压低温液相烧结。铜是一种低熔点元素(1083 °C), 且与镍和铁均具有良好的化学相容性, 因此, 添加铜是实现热等静压低温液相烧结的有效途径。本文作者通过热等静压技术制备了不同铜含量的 90W-Ni-Fe-Cu 合金, 主要目的是研究铜元素的添加对其热等静压烧结特性的影响, 并阐明不同铜含量对 90W-Ni-Fe-Cu 合金组织性能的影响。

1 实验

1.1 实验材料与试样制备

实验选用的粉末原料有还原钨粉、羰基镍粉、羰基铁粉和物理气相沉积铜粉, 原始粉末特性见表 1。首先将粉末原料按照 4 种成分分配比 90%W-7%Ni-3%Fe(质量分数, 下同)、90%W-5.6%Ni-2.4%Fe-2%Cu、90%W-4.2%Ni-1.8%Fe-4%Cu 和 90%W-2.8%Ni-1.2%Fe-6%Cu 进行配粉称量, 然后将配好的粉末在 HB 型三维混料机中混合 5 h, 并采用氩气为保护气氛防止混料时粉末被氧化。将混合后的粉末装入 20#钢包套中脱气封焊, 随后将脱气封焊后的包套放入 Quintus 公司生产的 QIH-1 型热等静压机中, 加温加压至 1350 °C、150 MPa 并保温保压 3h, 然后随炉冷却。

1.2 组织表征与力学性能测试

先将试样表面进行打磨抛光、超声清洗并吹干, 然后基于阿基米德排水法采用电子天平(AR224CN, 奥豪斯, 精度为 10^{-4} g, 介质采用蒸馏

水其密度为 1 g/cm^3)对 90W-Ni-Fe-Cu 合金密度进行测量。采用截线法测定 W-W 连接度, 以表征微观组织中单位长度上钨晶粒相互之间的结合程度(C_{ww}), W-W 连接度的计算公式如下^[13]:

$$C_{\text{ww}} = \frac{2N_{\text{ww}}}{N_{\text{wm}} + 2N_{\text{ww}}} \quad (1)$$

式中: N_{ww} 和 N_{wm} 分别表示 SEM 像中被选取的单位长度上的 W-W 界面个数和 W-M(钨和黏结相)界面个数。要求 N_{ww} 至少要达到 200 个, 以减小测量误差。

采用场发射扫描电子显微镜(Nova Nano SEM230, FEI, USA)对钨合金的显微组织和断口形貌进行分析。采用力学实验机(Instron 3369, Instron, USA)对试样的室温拉伸性能进行测试, 加载速率为 1 mm/min。采用场发射电子探针显微分析(JXA-8530F, Japan)和电制冷能谱仪(Oxford, United Kingdom)对钨合金试样的化学成分和元素分布进行分析。采用 Tecnai G2 F20 S-TWIN TMP 场发射透射电镜对钨黏结相物相晶体结构进行分析。

2 结果与讨论

2.1 显微组织及成分分析

图 1(a)~(d)所示分别为添加 0%Cu、2% Cu、4%Cu 和 6%Cu 的 90W-Ni-Fe-Cu 合金的背散射 SEM 像。由图 1 可见, 4 种合金微观组织均致密无孔洞, 且测量计算的样品相对密度(实测密度与理论密度比值)分别为 99.13%、98.61%、98.83%和 98.61%, 这说明 4 种热等静压 90W-Ni-Fe-Cu 合金均达到较高致密度状态。随着铜含量的增加, 钨晶粒形貌由不规则形状向近球形转变。同时, 钨晶粒尺寸不断增大, 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 和 90W-2.8Ni-

表 1 原始粉末特性

Table 1 Characteristic of raw powders

Elemental powder	Purity/%	Mean particle size/ μm	Particle shape	Fabrication method
W	99.98	3.03	Irregular	Oxide reduction
Ni	99.60	5.6	Spherical	Carbony process
Fe	99.00	5.4	Spherical	Carbony process
Cu	99.90	3-5	Spherical	PVD

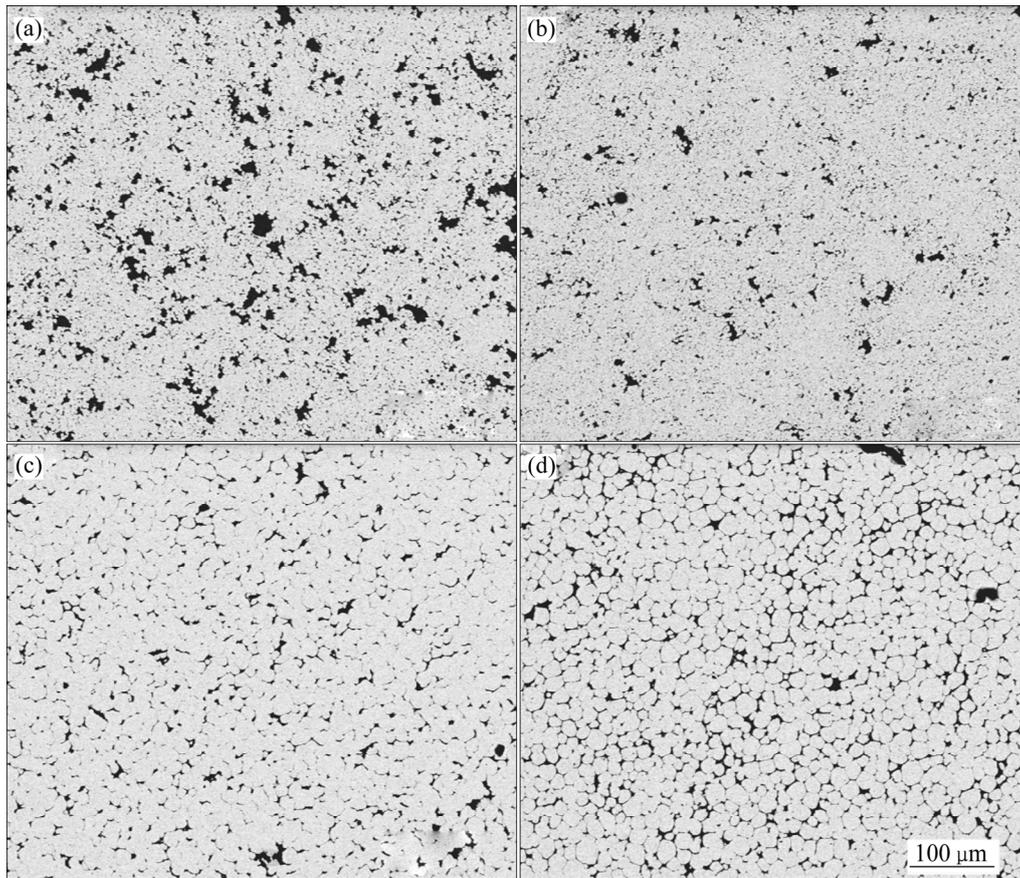


图 1 不同铜含量钨合金热等静压后的 SEM 像

Fig. 1 SEM images of HIPed tungsten alloy with different copper contents: (a) 0%Cu; (b) 2%Cu; (c) 4%Cu; (d) 6%Cu

1.2Fe-6Cu 合金平均晶粒尺寸分别达 $16.60 \mu\text{m}$ 和 $17.15 \mu\text{m}$ 。此外, 对于添加 0%Cu 和 2%Cu 的钨合金, 其组织均匀性较差, 特别是 90W-7Ni-3Fe 合金 (见图 1(a)), 其黏结相分布不均匀, 且存在团聚现象, 表现为典型的钨合金固相烧结特征。

基于上述现象, 可以推测添加铜元素引起的烧结特性改变是造成组织差异的主要原因。因此, 结合 Ni-Fe-Cu 三元液相线投影图(见图 2^[13]), 对 4 种钨合金的烧结特性进行讨论, 图中红色圆点 1~4 分别对应 4 种钨合金的黏结相成分。圆点 1 显示了 90W-7Ni-3Fe 合金黏结相的液相线温度高于 $1443 \text{ }^\circ\text{C}$ 。在本实验 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 的烧结温度下, 90W-7Ni-3Fe 合金发生固相烧结, 大量不规则形状的钨晶粒团聚, 片状黏结相聚集为黏结相池(见图 1(a))。圆点 2 显示了 90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu 合金黏结相的液相线温度处于 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1440 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间, 可见在本实验 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 的热等静压温度下, 90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu 合金仍无法实现完全液相烧结。而相比于 90W-7Ni-

3Fe 合金, 90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu 合金黏结相池的尺寸和数量减小(见图 1(b)), 可见, 添加 2%Cu 后, 虽未将合金液相线降低至 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下, 但低熔点铜(熔点 $1083 \text{ }^\circ\text{C}$) 的加入导致在热等静压烧结过程中产生少量液相, 使烧结组织均匀性得到一定的改善。对于钨合金传统烧结方式(真空烧结、气氛烧结等), 当温度介于铜熔点和 γ 相熔点之间时, 少量液态铜难以使钨晶粒重排, 这是由于其与镍、铁迅速互相扩散发生等温凝固形成 γ 相。然而, 在热等静压烧结过程中, 由于静水压力的作用, 少量的液态铜瞬间填充空隙和渗入 W-W 晶粒界面改善了微观组织的均匀性。

由图 2 中圆点 3 和 4 可知, 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 和 90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 合金黏结相的液相线温度均低于 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$, 即在 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 热等静压温度下实现了液相烧结, 钨晶粒和黏结相分布更加均匀, 钨晶粒发生重排球化且尺寸明显变大(见图 1(c)和(d))。这说明在热等静压烧结过程中, 共晶液相在静水压

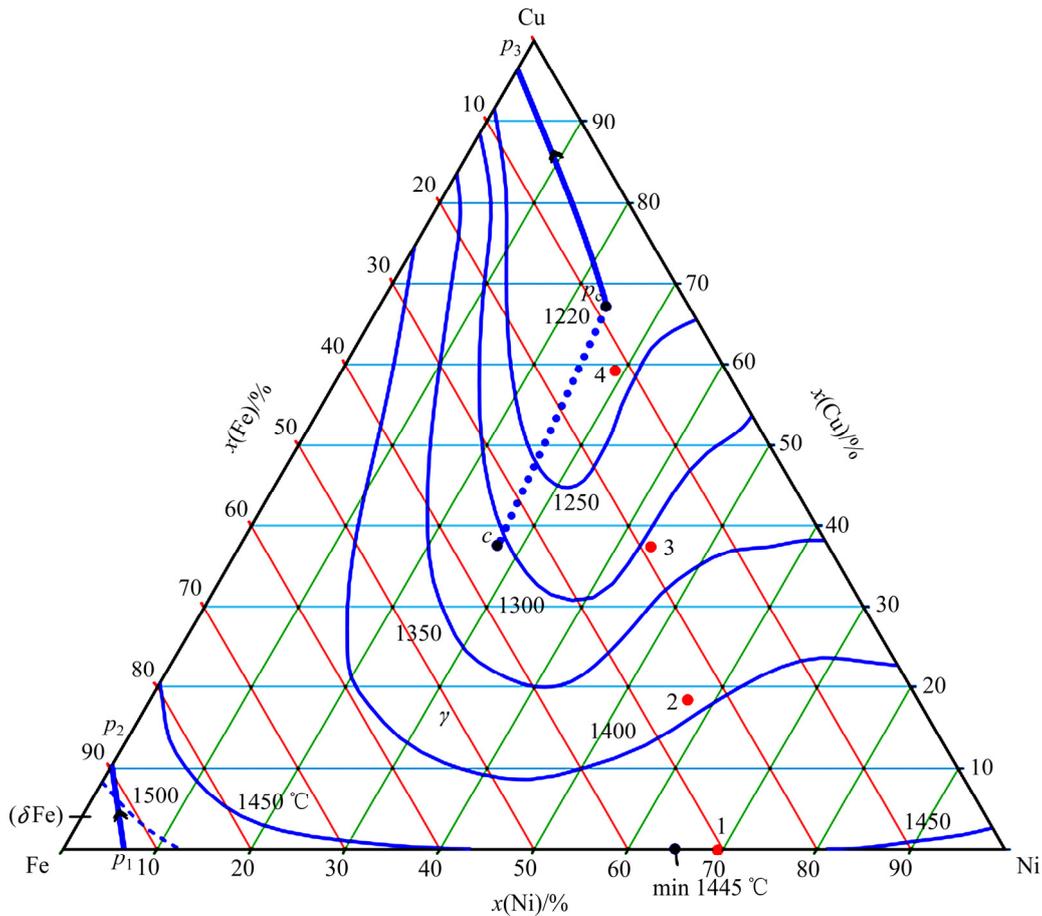


图2 Ni-Fe-Cu三元液相线投影图^[13]

Fig 2 Liquidus surface projection of Ni-Fe-Cu^[13]: 1—90W-7Ni-3Fe; 2—90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu; 3—90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu; 4—90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu

力和毛细管力的共同作用下渗入钨晶粒之间的间隙,使其迅速发生重排;同时,在 Ostwald ripening 机制下以降低钨晶粒的表面自由能为驱动力,钨晶粒由不规则边角状向球形转变,并通过溶解-析出和固相扩散长大。90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 的共晶液相点低于 1250 °C,其液相最早出现即其液相烧结时间最长,但其钨晶粒长大并不明显。在添加 4%Cu 和 6%Cu 的钨合金中,平均钨晶粒尺寸分别为 16.60 μm 和 17.15 μm ;其原因是钨与铜互不相溶,导致 γ 黏结相中铜含量增加,抑制钨晶粒溶解-析出机制,阻碍了钨晶粒长大。由表 2 可以看出,90W-Ni-Fe 中 γ -(Ni-Fe) 黏结相中钨含量为 25.4%;随着 90W-Ni-Fe-Cu 合金中铜含量由 2%增加到 6%, γ -(Ni-Fe-Cu) 黏结相中的铜含量由 21.3%增加到 57.8%,钨含量由 12.6%降低到 4.0%。这也印证了添加铜元素对钨在 γ -(Ni-Fe-Cu) 黏结相中溶解-析出的抑制作用。

表2 不同铜含量合金中黏结相的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of matrix phases in different model alloys

Model alloy	Mass fraction/%			
	W	Ni	Fe	Cu
90W-7Ni-3Fe	25.4	52.9	21.6	—
90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu	12.6	47.5	18.7	21.3
90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu	6.9	40.8	17.4	37.9
90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu	4.0	26.2	12.0	57.8

为了解热等静压后 90W-Ni-Fe-Cu 合金的组织结构和元素分布,采用 TEM(见图 3)和 EPMA(见图 4)对其表征分析。图 3 中深色区域为钨晶粒,亮色区域为 γ 黏结相。对其进行选区电子衍射分析(见图 3(b)、(c)),结果表明,深色区域钨晶粒为体心立方 BCC 结构,而亮色区域 γ 黏结相则为面心立方 FCC 结构,即热等静压 90W-Ni-Fe-Cu 合金由 BCC

结构的钨晶粒与单一 FCC 结构的 γ 黏结相组成。同时, 通过图 3(a)明场像可以看出, 钨晶粒与 γ 黏结相的界面处无微孔洞、金属间化合物等缺陷, 其良好的界面结合为 90W-Ni-Fe-Cu 合金优异的力学性能提供支撑。如图 4 所示, γ -(Ni-Fe-Cu)黏结相中镍、铁、铜各元素并未发生元素富集, 整体元素分布均匀, 证明了铜与镍、铁具有良好的化学相容性, 可形成均质分布的 γ 黏结相。总而言之, 添加 4%Cu 和 6%Cu 后, 实现了 90W-Ni-Fe-Cu 合金热等静压低温液相烧结, BCC 结构的钨晶粒与 FCC 结构的黏结相均匀分布且界面结合良好, 镍、铁和铜黏结

相元素分布均匀无偏析。

2.2 力学性能及断口分析

图 5 所示为不同铜含量(0%Cu、2%Cu、4%Cu、6%Cu)的热等静压 90W-Ni-Fe-Cu 合金抗拉强度、伸长率和硬度。由图 5 可以看出, 随铜含量的增加, 抗拉强度和伸长率总体上呈现先上升后下降的趋势, 但硬度呈现逐渐降低的趋势。如图 5(a)所示, 铜含量由 0%Cu 增加到 2%Cu 时, 钨合金伸长率基本保持不变, 抗拉强度由 921 MPa 增加到 934 MPa。这主要是由于 90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu 合金在烧结过

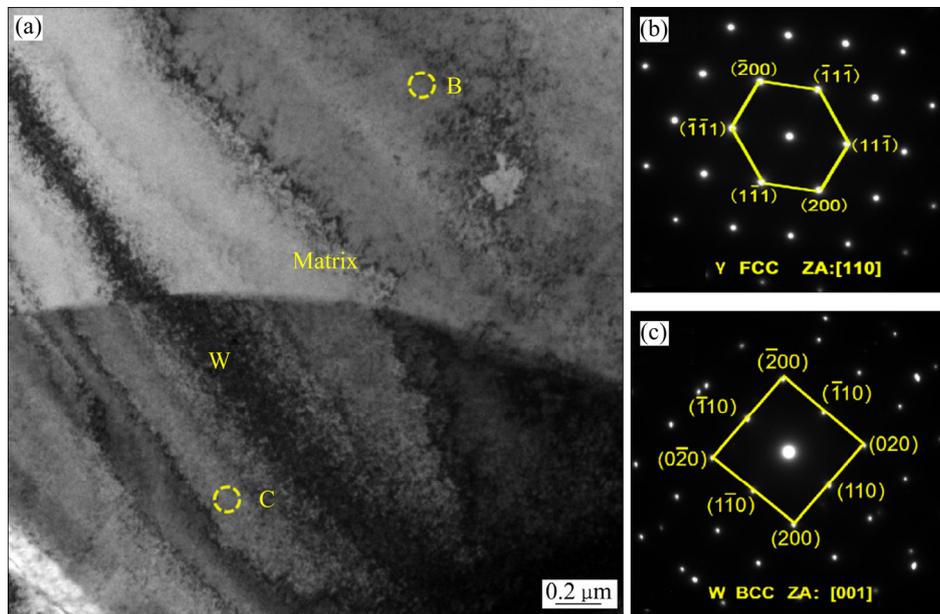


图 3 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 合金 TEM 像以及选区电子衍射

Fig. 3 TEM micrographs of 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu alloys HIPed(a) and SAD patterns of matrix(b) and W grain(c)

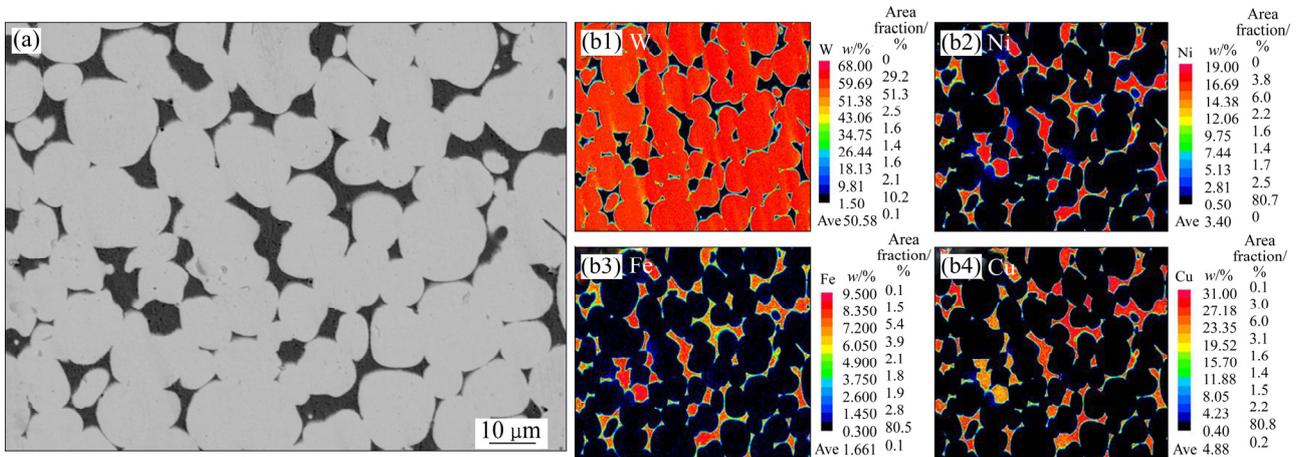


图 4 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 合金的微观组织和 EPMA 元素面扫描

Fig. 4 Microstructure(a) and EPMA elemental scanning maps(b1)–(b4) of 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu alloy as HIPed

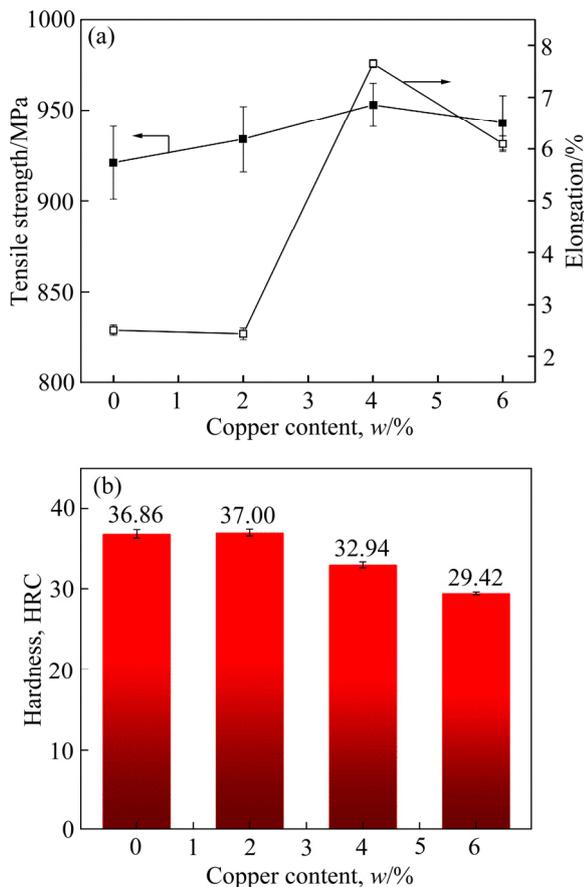


图5 不同铜含量热等静压钨合金的力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of tungsten alloys as HIPed

程中产生少量的液相, 在热等静压静水压力的作用下填充空隙, 渗入 W-W 晶粒界面使得黏结相池和 W-W 界面减少, 抗拉强度有所提高。而由于两种合金都未发生液相烧结, 钨晶粒长大现象不明显, 晶粒尺寸相近, 故 HRC 硬度值(分别为 36.9、37.0)基本保持不变。当铜含量增加到 4%(质量分数)时, 热等静压钨合金抗拉强度达到 953 MPa, 伸长率也提高到 7.63%。相比铜含量为 0%Cu 和 2%Cu 的钨合金, 其抗拉强度和伸长率明显提升。由图 1(c)可以看出, 当铜含量增加到 4%(质量分数)时, 虽然钨晶粒尺寸变大、球化, 但黏结相渗入钨晶粒之间使其重排, W-W 界面明显减少, W-W 晶粒连接度由 0.67(90W-7Ni-3Fe)降低到 0.56(90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu), 伸长率由 2.52%提高到 7.65%。

当铜含量进一步增加到 6%(质量分数)时, 钨合金的抗拉强度由 953 MPa 降低到 943 MPa, 伸长率由 7.65%降低到 6.10%; 同时, 其硬度值由 32.9 进

一步降低到 29.4。当铜含量增加到 6%时, 钨合金的力学性能下降, 这主要是由于以下两方面造成的: 1) γ 黏结相中的钨本身是以固溶体形式存在, 钨的原子半径为 0.141 nm, 大于镍、铁、铜的原子半径, 因此, 引起黏结相的晶格畸变形成固溶强化。然而, 当铜含量增加到 6%时, γ 黏结相中的钨含量减小到 4.0%(见表 2), 使得钨原子固溶所产生的强化作用减小, 阻碍位错运动的阻力变弱。2) 90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 合金的铜含量较高, 当温度超过铜的熔点时, 局部融化的液相也随之增多, 巨大的静水压力瞬间将液相从钨晶粒之间挤出, 最终造成钨晶粒与 γ 黏结相分布不均匀。如图 6 所示, 相比 2 号区域, 1 号区域明显存在黏结相被挤出现象, 钨晶粒聚集分布且钨晶粒之间黏结相分布较少, 因此, 当铜含量超过 4%时, 热等静压 90W-Ni-Fe-Cu 合金的力学性能会降低。90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 合金达到最佳的力学性能, 抗拉强度为 953 MPa, 伸长率为 7.65%。

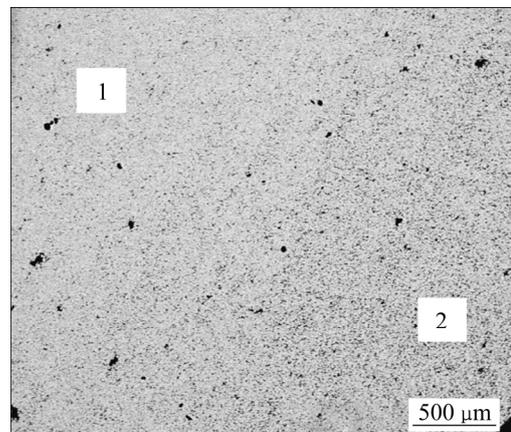


图6 热等静压 90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 合金的 SEM 像

Fig. 6 SEM image of HIPed 90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu alloy

图 7 所示为不同铜含量 90W-Ni-Fe-Cu 合金的拉伸断口形貌。钨合金的断裂方式由钨解理断裂、W-W 界面断裂、黏结相韧性撕裂以及 W-M 黏结相界面断裂组成, 其中最脆弱的是 W-W 界面^[14-15]。由图 7(a)和(b)的断口形貌可以看出, 90W-7Ni-3Fe 和 90W-5.6Ni-2.4Fe-2Cu 合金的断裂方式主要是 W-W 界面断裂和少量的钨解理断裂, 几乎观察不到黏结相韧性撕裂。这是由于在固相烧结组织中钨晶粒与黏结相分布不均匀, 钨晶粒偏聚严重连接度

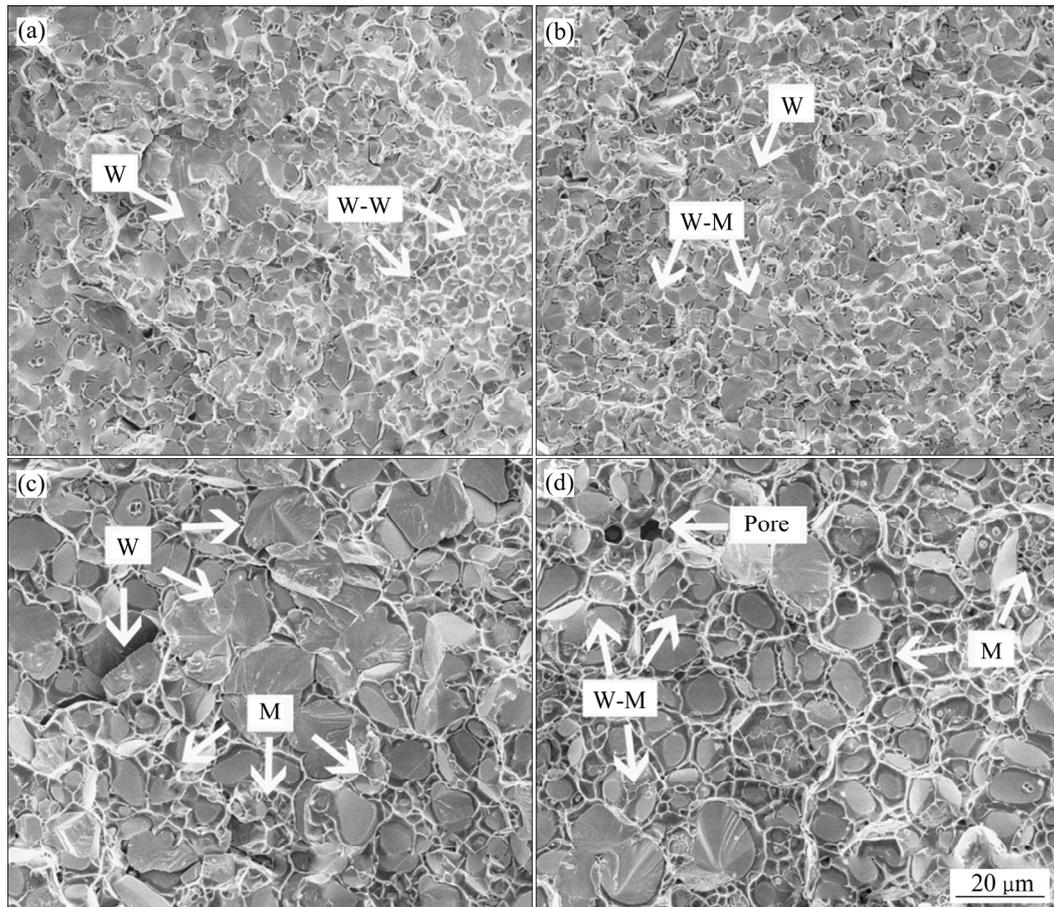


图 7 不同铜含量钨合金断口形貌图

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of 90W-Ni-Fe-Cu alloy: (a) 0%Cu; (b) 2%Cu; (c) 4%Cu; (d) 6%Cu

高, 裂纹扩展时更容易沿着脆弱的 W-W 界面扩展, 导致钨合金的力学性能较差。而 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 合金(见图 7(c))的断裂方式由大量的钨解理断裂和黏结相延性撕裂组成, 这是由于随着铜含量的增加, 液相黏结相渗入钨晶粒之间使得 W-W 连接度降低, 脆弱的 W-W 界面减少而单位体积中 W-M 界面数量增加, 裂纹扩展由沿 W-W 界面断裂向钨解理断裂和黏结相延性撕裂转变, 合金力学性能明显提高。90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 合金(见图 7(d))的断裂方式主要由 W-W 界面和黏结相延性撕裂组成; 与 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 合金相比, 其断口形貌中 W-W 界面数量明显增多且有孔洞缺陷。由于 90W-2.8Ni-1.2Fe-6Cu 合金不同区域之间(图 6 中 1 号和 2 号区域)W 晶粒与 γ 黏结相分布不均匀, 当裂纹扩展更容易沿着 W-W 界面较多的一侧断裂, 因此, 其拉伸强度和伸长率先增大后减小。

3 结论

1) 添加铜对 90W-Ni-Fe 合金的热等静压烧结特性具有显著影响, 当铜含量为 4%时, 钨合金组织呈现典型液相烧结特征, 球形钨晶粒均匀分布在黏结相中, 实现了钨合金的热等静压低温液相烧结。

2) 热等静压烧结态 90W-Ni-Fe-Cu 合金组织由 BCC 的钨晶粒和 FCC 的 γ 黏结相组成且 W/M 界面结合良好。当铜含量由 0%增加到 6%时, γ 黏结相中钨含量由 25.4%逐渐降低到 4.0%, 铜元素的添加抑制了钨在黏结相中的溶解-析出。

3) 在 1350 °C、150 MPa、3 h 条件下, 随着铜含量的增加, 热等静压烧结 90W-Ni-Fe-Cu 合金的拉伸强度和伸长率先增大后减小, 其断裂方式由

W-W 界面断裂主导向钨晶粒解理断裂和黏结相韧性撕裂共同主导转变; 90W-4.2Ni-1.8Fe-4Cu 钨合金的力学性能最佳, 抗拉强度为 953 MPa, 伸长率为 7.65%。

REFERENCES

- [1] 唐新文, 罗述东, 易健宏. 近十年高密度钨合金的研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2003, 13(4): 27-30.
TANG Xin-wen, LUO Shu-dong, YI Jian-hong. The research progress of high-density tungsten alloys in current ten years[J]. Powder Metallurgy Industry, 2003, 13(4): 27-30.
- [2] 张存信, 秦丽柏, 米文宇, 等. 我国穿甲弹用钨合金研究的最新进展与展望[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2006, 11(3): 127-132.
ZHANG Cun-xin, QIN Li-bai, MI Wen-yu, et al. Recent research progress and prospect of armour-piercing projectile in china[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2006, 11(3): 127-132.
- [3] 王松, 谢明. 高密度钨合金的研究现状与发展趋势[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(S2): 145-148.
WANG Song, XIE Ming. Present research and future development of tungsten heavy alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(S2): 145-148.
- [4] CHEN Bing-huang, CAO Shun-hua, XU Huan, et al. Effect of processing parameters on microstructure and mechanical properties of 90W-6Ni-4Mn heavy alloy[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 48: 293-300.
- [5] LIU Hui-yuan, CAO Shua-hua, ZHU Jie, et al. Densification, microstructure and mechanical properties of 90W-4Ni-6Mn heavy alloy[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013, 37: 121-126.
- [6] DAS J, RAO A G, PABI S K. Microstructure and mechanical properties of tungsten heavy alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(29): 7841-7847.
- [7] 马福康. 等静压技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1992: 151-339.
MA Fu-kang. Isostatic technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1992: 151-339.
- [8] CAI Chao, SONG Bo, XUE Peng-ju, et al. Effect of hot isostatic pressing procedure on performance of Ti-6Al-4V: Surface qualities, microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 686: 55-63.
- [9] WANG Min, ZHOU Jian-xin, YIN Ya-jun, et al. Hot deformation behavior of the Ti6Al4V alloy prepared by powder hot isostatic pressing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 15(721): 320-332.
- [10] 刘国辉, 王玲, 刘桂荣, 等. 热等静压方法制备细晶钨合金及其动态力学性能研究[J]. 粉末冶金技术, 2013, 31(1): 40-42.
LIU Guo-hui, WANG Ling, LIU Gui-rong, et al. Dynamic mechanics properties of fine-grain tungsten heavy alloy by HIP[J]. Powder Metallurgy Technology, 2013, 31(1): 40-42.
- [11] 郎利辉, 续秋玉, 张东星, 等. 钨合金粉末的热等静压数值模拟及验证[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2014, 19(6): 839-846.
LANG Li-hui, XU Qiu-yu, ZHANG Dong-xing, et al. Numerical simulation and verification of tungsten alloy powders during hot isostatic pressing[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2014, 19(6): 839-846.
- [12] LIU Wen-sheng, MA Yun-zhu, ZHANG Jia-jia. Properties and microstructural evolution of W-Ni-Fe alloy via microwave sintering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 35: 138-142.
- [13] LEBRUN N, PERROT P, TURCHANIN M, et al. Cu-Fe-Ni Ternary phase diagram evaluation[EB/OL]. https://materials.springer.com/msi/phase-diagram/docs/sm_msi_r_10_010002_01_full_LnkDia0.
- [14] 马运柱, 张佳佳, 刘文胜, 等. 真空热处理对微波烧结 93W-Ni-Fe 合金显微组织及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(9): 1680-1683.
MA Yun-zhu, ZHANG Jia-jia, LIU Wen-sheng, et al. Effects of vacuum heat treatment on microstructure and mechanical properties of 93W-Ni-Fe alloy by microwave sintering[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(9): 1680-1683.
- [15] YU Yang, WANG Er-de, HU Lian-xi. Microstructure and mechanical properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy by hot hydrostatic extrusion[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(3): 408-411.

Effects of Cu on structure and properties of HIPed 90W-Ni-Fe-Cu tungsten heavy alloys

WANG Jian-ning, CAI Qing-shan, ZHU Wen-tan, LIU Wen-sheng, MA Yun-zhu

(National Key Laboratory of Science and Technology for National Defence on High-strength Structural Materials, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The 90W-Ni-Fe-Cu alloy was fabricated by hot isostatic pressing. The effects of Cu content on the microstructure and mechanical properties of 90W-7Ni-3Fe alloy were systematically investigated by SEM, TEM, EDS, EPMA and universal mechanical testing machine. The results indicate that, with Cu content increasing, the sintering temperature of 90W-7Ni-3Fe alloy decreases and the microstructure changes from solid phase sintering to liquid phase sintering. The tensile strength and elongation of 90W-Ni-Fe-Cu alloy firstly increase and then decrease with the increase of Cu. When the Cu content reaches up to 4% (mass fraction), the spherical tungsten grain and matrix phase are uniformly distributed, therefore the optimistic tensile strength and elongation (953 MPa and 7.65%, respectively) can be obtained. Its fracture mode is mainly composed of W cleavages and matrix ductile tearing. However, when the Cu content further increases to 6% (mass fraction), its mechanical properties decrease, which attributes to two reasons. Firstly, the solubility of W in γ phase decreases due to the increase of Cu, therefore, the solution strengthen of W to γ matrix phase is weakened. Secondly, the liquid phase is extruded by hydrostatic pressure during sintering process, which resulting the inhomogeneous microstructure.

Key words: tungsten heavy alloy; copper addition; hot isostatic pressing (HIP); low-temperature sinter; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(51931012) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2021-05-10

Corresponding authors: LIU Wen-sheng; Tel: +86-731-88877998; E-mail: liuwensheng@csu.edu.cn

MA Yun-zhu; Tel: +86-731-88877825; E-mail: zhuzipm@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)