

# 粘结剂喷射制造高强韧 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的烧结和热处理工艺研究

肖鹏<sup>1,2</sup>, 杨凯<sup>1</sup>, 张庆霞<sup>3</sup>, 刘安晋<sup>3</sup>, 李腾飞<sup>3</sup>

(1 湖南云箭集团有限公司, 湖南 长沙 410073)

(2 湖南大学, 机械运载与工程学院, 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 湖南 长沙 410073)

(3 中国人民解放军 66015 部队, 北京 100000)

**摘要:** 粘结剂喷射技术理论上兼顾增材制造和粉末冶金法的工艺优点, 可实现钨镍铁合金复杂异形部件的高性能、高精度一体成形, 但当前适用于制造高强韧钨镍铁合金产品的优选工艺参数仍不明确。本文系统研究了烧结温度、烧结时间及热处理制度等对粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金物相组成、微观织构和力学性能的影响规律, 阐明了真空脱氢和循环淬火两种热处理制度的强韧化机理。结果表明, 烧结温度是影响粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金物理和机械性能的关键因素, 其数值设计应超出粉末冶金法至少 20°C 为宜。真空脱氢主要通过改善 Ni-Fe 相韧性实现对合金的韧化, 而循环淬火则通过减少 W-W 连接度进而缓解 W-W 界面应力集中获得韧化。两种热处理制度协同使用, 样品的抗拉强度和断裂伸长率分别达到 938 MPa 和 18.7%, 较未热处理样品相应提高 13.4% 和 253%。

**关键词:** 粘结剂喷射; 钨镍铁; 热处理; 真空脱氢; 循环淬火

**中图分类号:** TQ174 **文献标识码:** A **文章编号:**

粘结剂喷射 (Binder Jetting, BJ) 是通过喷墨头喷射液体粘结剂将金属粉末逐层粘合、堆叠预先制造坯体, 再经固化、清粉、脱脂、烧结得到最终制件的一种增材制造方法<sup>[1-5]</sup>, 具有可成形材料广、制造效率高、制造成本低、制件力学性能好等优点, 已成为增材制造领域的研究热点, 拓展有不锈钢<sup>[6-8]</sup>、钛合金<sup>[9-12]</sup>、镍基高温合金<sup>[13-15]</sup>等多种材料体系。

利用粘结剂喷射技术制造钨镍铁合金, 理论上可有效结合增材制造技术和粉末冶金工艺的各自优势, 实现钨镍铁合金复杂异形部件的高性能、高精度一体成形<sup>[16,17]</sup>。但受限于该研究方向相对较为前沿、国内外研究少, 当前粘结剂喷射制造钨镍铁合金仍面临着强韧化工艺未突破、强韧化机理未阐明等问题, 制件力学性能距离粉末冶金法制件 (拉伸强度~963 MPa、断裂伸长率~17%)<sup>[18]</sup>存在较大提升空间。如 Heng 等人<sup>[19,20]</sup>1520°C 烧结得到的 90W-7Ni-3Fe 抗拉强度和断裂伸长率分别仅有 591 MPa 和 4.1%; Stawovy 等人<sup>[21]</sup>制造的 W-Ni-Fe 合金密度达到 17.24 g/cm<sup>3</sup>, 但抗拉强度和断裂伸长率分别为 770 MPa 和 8.6%。

物相组成和微观织构是影响金属力学性能的关键因素, 可通过烧结或热处理工艺有序调控。当前, 钨镍铁合金已发展有无压烧结、热等静压烧结、振荡压力烧结、

微波烧结、放电等离子烧结等多种烧结方法, 形变强化、真空脱氢、循环淬火等多种热处理工艺<sup>[22,23]</sup>, 其中无压烧结工艺工序简单、设备要求低, 与真空脱氢、循环淬火等无外在约束的热处理工艺联用, 最适宜复杂异形部件的整体制造。为保证制件具有较好的性能, 通常烧结温度设定在 Ni-Fe 相液化点 (~1365°C) 之上, 烧结全过程以氢气保护以去除粉末表面吸附的碳、氧等杂质元素。但粘结剂喷射制造钨镍铁合金坯体与传统粉末模压或浆料注射制造坯体的致密度、微观结构存在较大差异, 已有研究高强韧钨镍铁合金的烧结和热处理工艺参数是否可直接移植有待验证。

为此, 本文系统研究了不同烧结温度、时间及热处理制度对粘结剂喷射制造钨镍铁合金的微观组织和力学性能的影响行为及机制, 以期对粘结剂喷射制造高强韧钨镍铁合金部件提供参考。

## 1 实验方法

### 1.1 样品制备

实验所用 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金粉末 (D50 为 7.65 μm) 购自厦门虹鹭钨钼工业有限公司, 所用水性粘结剂为公司自制。

粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金工艺流程为:

a) 坯体成形, 利用粘结剂喷射装备 (BJ 200, 湖南云箭集团有限公司) 完成打印后经高温固化、清粉得到坯体; b) 坯体脱脂, 将坯体置于平整陶瓷舟板上整体转移至真空脱脂炉中随炉升温, 在 150 °C、350 °C、450 °C、600 °C、1000 °C 分别设置保温平台, 保温 60 min; c) 烧结, 将脱脂后的坯体置于平底陶瓷坩埚中埋氧化铝粉末后整体转移至气氛烧结炉中随炉升温, 设计烧结温度为 1450 °C~1500 °C、烧结气氛为氢气 (纯度: >99.99%, 以保证无外部水、氧等杂质带入; 流量: 140 L/h, 匹配炉体内腔体积, 确保烧结过程中氢气还原产物及时脱除。)、烧结时间为 1 h~2 h。不同烧结条件对应的样品代号如表 1 所示。

表 1 不同样品对应烧结工况

Table 1 Sintering parameters of different samples

	Heating element of sintering furnace	Sintering temperature (°C)	Sintering time (h)
S1	Molybdenum	1450	1
S2	Molybdenum	1480	1
S3	Molybdenum	1480	2
S4	Molybdenum	1500	1
S5	Graphite	1500	1

## 1.2 热处理

真空脱氢具体步骤为: a) 将清洁干净的钨镍铁合金样件平整地放入固溶炉中, 关闭炉门, 抽真空至 50 Pa 以下; b) 10 °C/min 升温至 600 °C, 保温 10 min; 然后 8 °C/min 升温至 800 °C, 保温 5 min; 最后 5 °C/min 升温至预设温度, 保温 2 h; c) 随炉冷却得到真空脱氢后的样件。

循环淬火具体步骤为: a) 将清洁干净的钨镍铁合金样件平整地放入淬火炉中, 关闭炉门, 抽真空至 50 Pa 以下; b) 10 °C/min 升温至 600 °C, 保温 10 min; 然后 8 °C/min 升温至 900 °C, 保温 5 min; 最后 5 °C/min 升温至 1100 °C, 保温 30 min; c) 保温结束后, 将样件快速转移至室温淬火介质中冷却 5 min; d) 取出冷却后的样件, 擦干表面冷却介质后再次放入淬火炉中, 重复以上工序进行循环淬火处理, 循环次数 5~10 次。

表 2 不同样品对应热处理工况

Table 2 Heat treatment parameters of different samples

	Schedule	Parameter
S4H-1	Vacuum dehydrogenation	900 °C
S4H-2	Vacuum dehydrogenation	1250 °C
S4H-3	Cyclic quenching	5 cycles
S4H-4	Cyclic quenching	10 cycles
S4H-5	Cyclic quenching & Vacuum dehydrogenation	5 cycles & 900 °C

## 1.3 表征测试

利用阿基米德排水法测试粘结剂喷射制造钨镍铁合金的密度。通过 Bruker D8 型 X 射线衍射仪表征了样品的晶体结构 (扫描角度 20°~90°、扫描速度 5°/min)。

采用 TESCAN MIRA3 型场发射扫描电子显微镜表征样品的微观形貌, 得到背散射 (Backscattered Electron, BSE) 和二次电子 (Scanning Electron, SE) 照片。在此基础上, 利用 Nano Measurer 软件统计了样品的平均晶粒尺寸 (Mean grain size, MGS), 统计晶粒不少于 200 个; 采用截线法评估 W 晶粒之间相互接触程度, 并按式 (1) 计算 W-W 连接度 ( $C_{WW}$ ):

$$C_{WW} = \frac{2N_{WW}}{N_{WM} + 2N_{WW}} \quad (1)$$

式中,  $N_{WW}$  和  $N_{WM}$  分别表示 SE 照片上被单位长度所截取的 W-W 界面个数和钨-粘结相 (W-M) 界面个数。为了减小测量误差,  $N_{WW}$  数量至少要达到 200 个。分别参照 GB/T 228.1-2021 和 GB/T 7314-2017 测试样品的抗拉性能和压缩性能, 载荷加载速度设定为 2 mm/min。样品压缩屈服强度基于压缩应力-应变曲线中斜率变化点测算得到; 拉伸屈服强度基于拉伸应力-应变曲线采用“0.2%偏移法”测算得到。

## 2 结果与讨论

### 2.1 烧结工艺

#### (1) 烧结温度和时间

分别设计烧结温度为 1450 °C、1480 °C 和 1500 °C 制造了 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金样品, 其截面 SEM 照片如图 1 所示。结果显示, 当烧结温度为 1450 °C 和 1480 °C 时, 样品微观组织均呈现出 W 相 (图 1 (a)-(c) 中浅色相) 连续、Ni-Fe 相 (图 1 (a)-(c) 中深色相) 分散的形貌特征, 且内部存在较多孔隙。随烧结温度的提高或烧结时间的延长, 样品密度小幅增大 (S1: 16.64 g/cm<sup>3</sup> → S2: 16.92 g/cm<sup>3</sup> → S3: 17.28 g/cm<sup>3</sup>), 但仍远小于合金粉末的真实密度 (17.87 g/cm<sup>3</sup>)。当烧结温度提高至 1500 °C 时, 样品的微观形貌发生明显变化: 首先, W 晶粒急剧长大, 平均晶粒尺寸较 S2 提高了约 2 倍 (11.04 μm V.S. 32.56 μm); 其次, Ni-Fe 相 (图 1 (d) 中深色相) 转变为连续相, 并与 W 相 (图 1 (d) 中浅色相) 呈“海-岛”结构特征; 最后, 无肉眼可见的孔隙, 样品几近全致密, 对应其较高的密度 (17.76 g/cm<sup>3</sup>)。

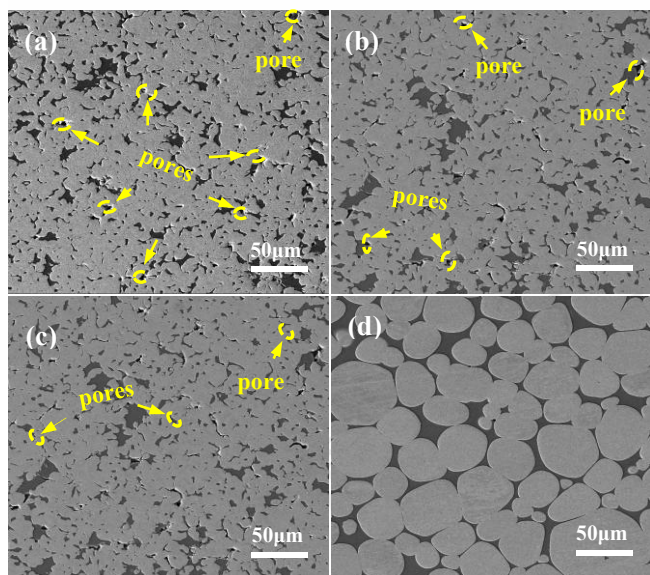


图1 不同工况烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的截面 SE 照片:  
(a) S1; (b) S2; (c) S3; (d) S4

Fig.1 SE images of the cross sections of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys sintered with different parameters: (a) S1; (2) S2; (c) S3; (d) S4

传统的液相烧结理论将钨镍铁合金烧结过程分为三个阶段:液相形成和重排、溶解和析出、显微组织粗化,其中第一阶段通常始于 1435 °C(W-Ni-Fe 共晶液相点),后两个阶段相互交叉重叠<sup>[24]</sup>。对于粉末冶金法制得的钨镍铁合金而言,其固相颗粒长大现象往往在 1480 °C 已较为明显,形成与图 1 (d) 类似的近球形 W 颗粒弥散分布形貌。而粘结剂喷射由于全制造过程无压力加载,粉末间隙大,导致固相扩散、溶解-析出及固液界面反应等行为行程大、所需能量更高,因而形成类似微观组织所需的温度更高。结合本文试验数据,粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 的烧结温度应设计超出粉末冶金法相应设计温度至少 20 °C 为宜。

图 2 展示了不同工况烧结样品的压缩应力-应变曲线。对比发现,所有样品的曲线走势完全一致,表明加载过程失效行为无实质差别。但在压缩屈服强度具体数值方面,S4 样品最高,达到了 765 MPa,随后依次为 S3、S2 和 S1。不同工况烧结样品的压缩屈服强度变化趋势与样品密度呈强对应关系,说明在本文所设计的实验中,样品强度受致密度的影响作用强于晶粒尺寸。

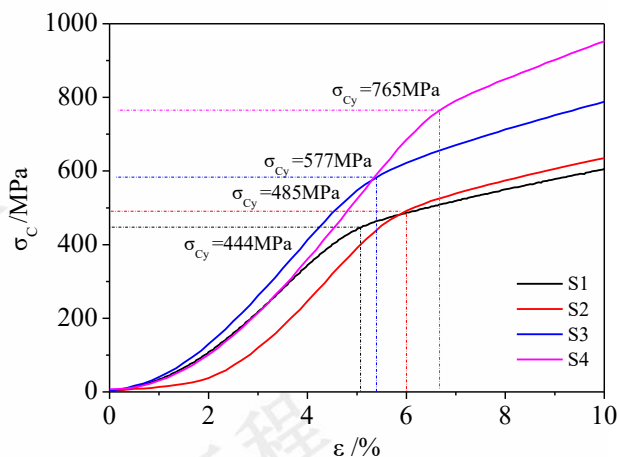


图2 不同工况烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的压缩应力-应变曲线

Fig.2 Compression stress-strain curves of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys sintered with different parameters

## (2) 烧结炉体

设计烧结温度、时间和气氛为 1500 °C、1 h 和氢气,分别以钼片炉和石墨炉制造了 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金样品。考虑到石墨炉在高温烧结过程中会形成碳气氛环境,存在碳化样品的可能,本文首先对不同炉体烧结样品的物相组成进行了分析。

图 3 展示了不同炉体烧结样品的 XRD 曲线。结果显示,两个样品均只探测到 W 相(BCC)的特征衍射峰,γ-Ni-Fe 相及 W、Ni、Fe 元素的碳化物和氧化物的特征衍射峰并未出现,表明石墨炉烧结的样品碳化程度非常轻微甚至无碳化。

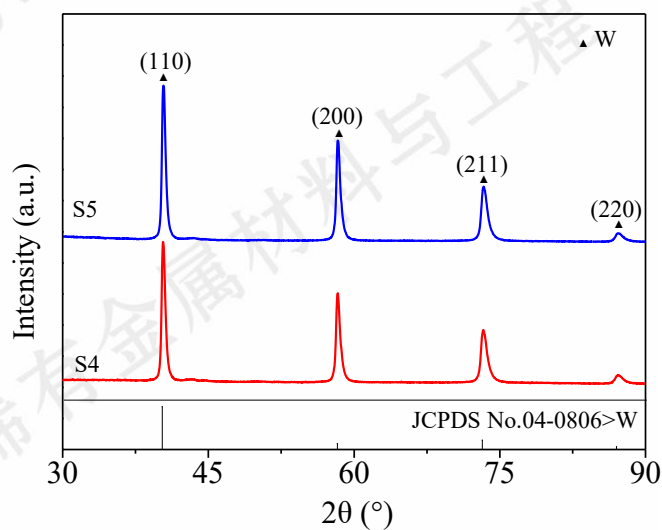


图3 不同炉体烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的 XRD 结果

Fig.3 XRD results of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys sintered with different furnaces

进一步利用 SEM 表征了石墨炉烧结样品表层和芯部的微观形貌，结果如图 4 所示。与钼片炉烧结样品一样，石墨炉烧结样品的形貌也仅有深色 (Ni-Fe 相) 和浅色 (W 相) 两相，且近球形的 W 颗粒弥散分布在 Ni-Fe 相中形成“海-岛”结构，两者的致密度 ( $17.76 \text{ g/cm}^3$  V.S.  $17.77 \text{ g/cm}^3$ ) 和晶粒尺寸 ( $32.56 \mu\text{m}$  V.S.  $32.74 \mu\text{m}$ ) 无显著差异。另外，图 4 (b) 和 (d) 可以看到石墨炉烧结样品表层并无可见的碳化层，这也与 XRD 结果一致。

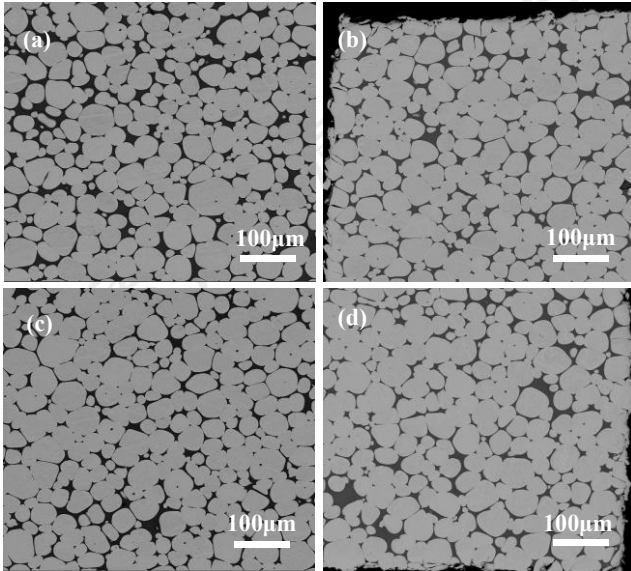


图 4 不同炉体烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的截面 BSE 照片: (a) S4; (b) S5-上层; (c) S5-芯部; (d) S5-下层  
Fig.4 BSE images of the cross sections of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys sintered with different furnaces: (a) S4; (b) upper surface layer of S5; (c) core of S5; (d) lower surface layer of S5

结构决定性能。因物相组成和微观织构类似，不同炉体烧结样品在压缩测试中也表现出雷同的承载行为。如图 5 所示，S4 和 S5 样品的应力-应变曲线几近重叠，仅压缩屈服强度数值有微弱差异 ( $765 \text{ MPa}$  V.S.  $792 \text{ MPa}$ )，可基本认为力学性能相当。

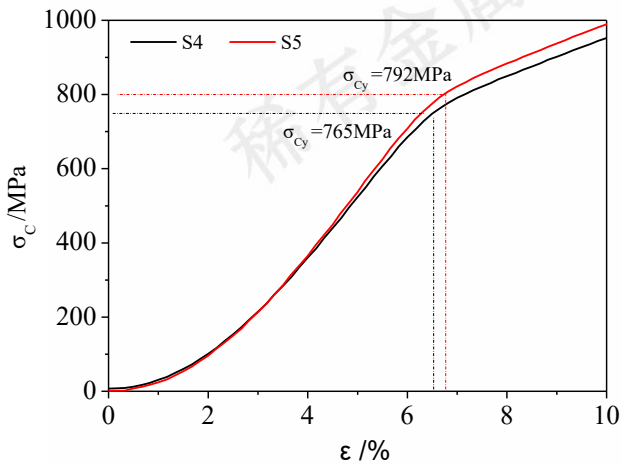


图 5 不同炉体烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的压缩应力-应变

曲线

Fig.4 Compression stress-strain curves of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys sintered with different furnaces

## 2.2 热处理工艺

参照钨镍铁合金常见的非接触式热处理方法设计了真空脱氢、循环淬火、真空脱氢+循环淬火三种热处理制度，结合热处理参数调整获得了系列 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金样品，其微观形貌如图 6 所示。相比于未热处理的样品 (图 6 (a))，热处理引起最为明显的变化有两个：a. 晶粒粗化，尤其是当真空脱氢温度达到  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$  (图 6 (c)) 或循环淬火次数达到 10 次以上 (图 6 (e)) 时；b. Ni-Fe 粘结相 (深色相) 渗入相邻 W 颗粒界面的比例增大，其中循环淬火的效果相比真空脱氢更为显著，S4H-3、S4H-4 和 S4H-5 三个样品中 W 颗粒周边仍可清楚观察到大量 W-W 界面剥离的痕迹 (图 6 中黄色箭头)。

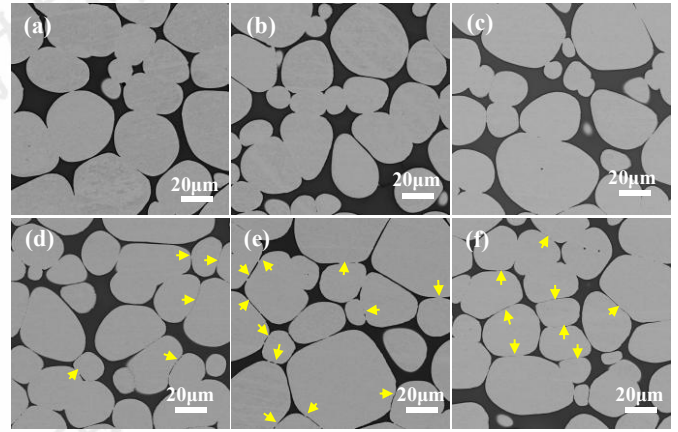


图 6 不同热处理工况制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的界面 BSE 照片: (a) S4; (b) S4H-1; (c) S4H-2; (d) S4H-3; (e) S4H-4; (f) S4H-5  
Fig.6 BSE images of the cross sections of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys fabricated with different heat treatment parameters: (a) S4; (b) S4H-1; (c) S4H-2; (d) S4H-3; (e) S4H-4; (f) S4H-5

为了定量描述热处理对样品微观组织的影响，引入  $C_{WW}$  表示单位长度内 W 颗粒直接连接所占的比例，不同样品的计算结果详见表 3。可以看到，真空脱氢对样品的  $C_{WW}$  值影响较小 (脱氢前:  $21.2\%$  V.S. 脱氢后:  $18.6\%$  &  $17.8\%$ )，但循环淬火 5 次后，该值急剧降低至  $10.4\%$ ，降幅达到  $46.2\%$ ；进一步将提高循环次数到 10 次， $C_{WW}$  值降至  $7.3\%$ ，降幅达到  $65.6\%$ 。这主要是因为 W 相和 Ni-Fe 相热膨胀系数差异较大，受淬火快速冷却产生的拉应力和压应力作用，W 相和 Ni-Fe 相各自界面处会产生储存能；再次加热时，储存能降低，进而驱动 Ni-Fe 相向 W-W 界面间扩散，将两个或多个直接连接的 W 颗粒剥离开，最终对颗粒形成包裹<sup>[25]</sup>。

表 3 不同热处理工况制造样品的物理和机械性能

Table 3 Physical and mechanical properties of samples

manufactured with different heat treatment conditions

	MGS ( $\mu\text{m}$ )	$C_{\text{Ww}}$ (%)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)
S4	32.56	21.2	~633	827	5.3
S4H-1	32.65	18.6	~561	795	7.7
S4H-2	34.73	17.8	~602	840	5.9
S4H-3	33.03	10.4	~637	889	14.0
S4H-4	36.90	7.3	~628	912	13.2
S4H-5	33.44	9.6	~614	938	18.7

通过拉伸测试评估了不同热处理工况对粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的强韧化效果, 所有样品的拉伸应力-应变曲线如图 7 所示。整体而言, 真空脱氢样品的强化效果并不明显, 但有助于提高样品的断裂伸长率, 其中脱氢温度更低的样品 (S4H-1) 获得了最大提升幅度 (~48%), 尽管其绝对数值仍处于较低水平。上述结果与文献报道存在较大差异。

不同于真空脱氢, 循环淬火对样品的韧化效果显而易见, 且能保证强度不降级。样品经循环淬火 5 次和 10 次, 断裂伸长率分别达到 14.0% 和 13.2%, 较烧结态样品 (S4) 提高幅度均近 150%。值得注意的是, 对循环淬火的样品再次真空脱氢, 将两种热处理制度联用, 强韧化效果最佳, 样品的抗拉强度和断裂伸长率可达到 AMS-T-2014 中粉末冶金法同等水平 (938 MPa & 18.7%)。

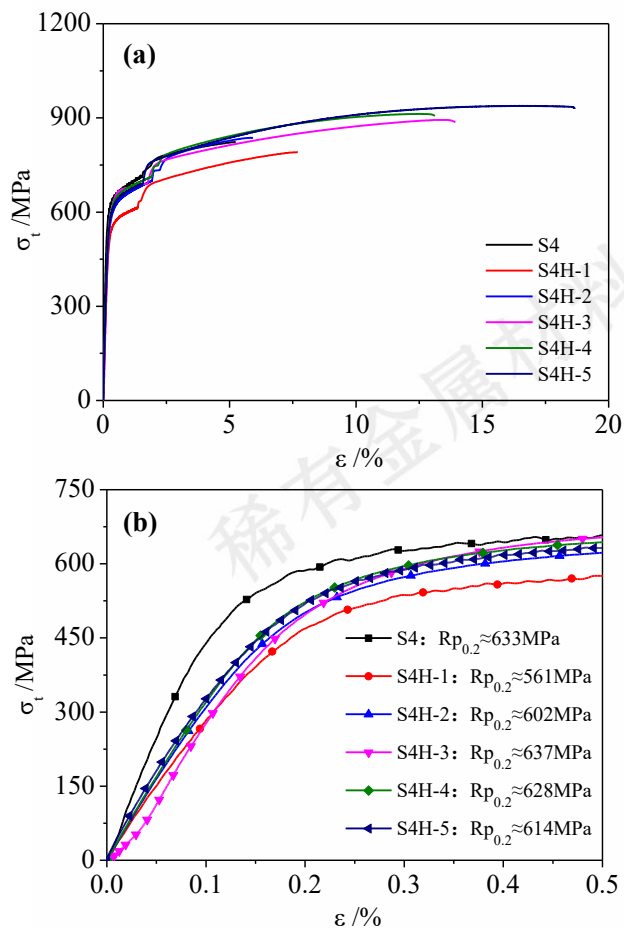


图 7 不同热处理工况制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的拉伸应力-应变曲线(a)及小应变区域放大照片(b)

Fig.7 Tensile stress-strain curves (a) and its enlarged picture of small strain areas (b) of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys fabricated with different heat treatment parameters: (a) S4; (b) S4H-1; (c) S4H-2; (d) S4H-3; (e) S4H-4; (f) S4H-5

为掌握不同热处理工况的强韧化机制, 利用 SEM 表征了所有样品的拉伸断口形貌。如图 8 所示, 烧结态样品无论是 Ni-Fe 相还是 W 晶粒的断面都较为平整 (图 8 (a)), 其中前者仅观察到少量初窝, 后者高频次出现由 W-W 晶界向晶粒内部扩展的放射状解理痕迹, 表明加载过程中 W-W 晶界处易发生应力集中, 成为裂纹扩展源头

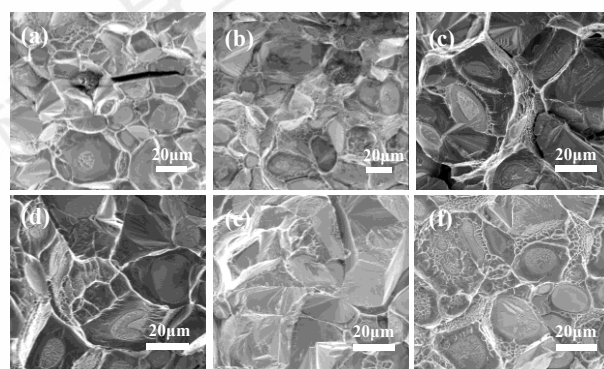


图 8 不同热处理工况制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的拉伸断面 SEM 照片: (a) S4; (b) S4H-1; (c) S4H-2; (d) S4H-3; (e) S4H-4; (f) S4H-5  
Fig.8 SEM images of the fracture surface of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys fabricated with different heat treatment parameters: (a) S4; (b) S4H-1; (c) S4H-2; (d) S4H-3; (e) S4H-4; (f) S4H-5

真空脱氢后, 样品中 W 晶粒的断面形貌未明显改变, 但 Ni-Fe 相呈现出的韧性断裂特征, 如韧窝面积、拔出高度显著增大 (图 8 (b) 和 (c)), 表明真空脱氢主要提高 Ni-Fe 相的韧性从而实现 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的韧化。与之对应的是, 循环淬火后, 样品中 Ni-Fe 相断口形貌仍与未热处理样品类似, 反而 W 晶粒的断口表面由晶界向晶粒内部扩展的放射状解理痕迹大幅减少、粗糙的撕裂棱明显增多 (图 8 (d) 和 (e)), 表现出更高的断裂能。结合不同热处理工况制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的截面形貌 (图 6) 和拉伸性能 (表 3) 差异, 可以推断 W 晶粒的断裂行为改变主要是因为循环淬火改善了 Ni-Fe 相的分布均匀性, 强化了界面结合强度, 缓解了 W 晶粒直接相连引起的应力集中现象。且上述行为对于样品断裂伸长率的改善效果更加优于 Ni-Fe 相韧性提高所带来的增益效果。

当真空脱氢和循环淬火工艺联用时, 得益于两种热处理工艺不同的韧化机理, 样品中 Ni-Fe 相和 W 晶粒的

断口形貌均发生如前文已描述的改变 (图 8 (f)), 两者协同使得样品的断裂伸长率增长幅度达到 253%。

### 3 结论

本文系统研究了烧结温度、烧结时间及热处理制度等对粘结剂喷射制造 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金物相组成、微观织构和力学性能的影响规律, 主要得到以下结论:

1) 样品的密度随烧结温度提高和烧结时间延长持续增长, 1500 °C 烧结 1h 可得到较好质量样品;

2) 钼片炉和石墨炉烧结的样品物理组成、微观织构和压缩性能无明显差异;

3) 真空脱氢可小幅度提高样品的断裂伸长率, 主要强化机理是 Ni-Fe 相经热处理后韧性提高;

4) 循环淬火可大幅提高样品的断裂伸长率, 主要强化机理是 Ni-Fe 相渗入 W-W 界面程度增大, 缓解了 W-W 界面处的应力集中, 促使 W 颗粒朝更高耗能形式断裂;

5) 真空脱氢和循环淬火联用可获得最大强韧化效果, 热处理后的样品抗拉强度和断裂伸长率分别为 938 MPa 和 18.7%, 达到 AMS-T-2014 同等水平。

### 4 参考文献

- [1] Mostafaei A, Elliott A M, Barnes J E, et al. *Progress in Materials Science* [J], 2021, 119: 100707.
- [2] Li M, Du W, Elwany A, et al. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* [J], 2020, 142: 090801(1)- 090801(17).
- [3] Ziaee M, Crane N B. *Additive Manufacturing* [J], 2019, 28: 781-801.
- [4] Wei Qingsong (魏青松), Heng Yuhua (衡玉花), Mao Yizhi (毛贻桅), et al. *Packaging Engineering* (包装工程)[J], 2021, 42 (18): 103-119.
- [5] Heng Yuhua (衡玉花), Mao Yizhi (毛贻桅), Feng Haokun (冯琨皓). *Electromachining and Mould* (电加工与模具)[J], 2024, 2: 1-14.
- [6] Li Z J, Xiao P, Dai H L, et al., *Virtual and Physical Prototyping*, 2025, 20 (1): e2443958.
- [7] Kumar P, Jayaraj R, Suryawanshi J, et al. *Acta Materialia* [J], 2020, 199(20): 225-239.
- [8] Nandwana P, Kannan R, Siddel D. *Additive Manufacturing* [J], 2020,

- 36(10): 101534.
- [9] Sheydaeian E, Toyserkani E. *Composites Part B: Engineering* [J], 2018, 138(16): 140-148.
- [10] Dilip J J S, Miyajani H, Lassell A, et al. *Defence Technology* [J], 2017, 13(2): 72-76.
- [11] Stevens E, Schloder S, Bono E, et al. *Additive Manufacturing* [J], 2018, 22(7): 746-752.
- [12] Sheydaeian E, Sarikhani K, Chen P, et al. *Materials & Design* [J], 2017, 135(14): 142-150.
- [13] Mostafaei A, Stevens E L, Hughes E T, et al. *Materials & Design* [J], 2016, 108(16): 126-135.
- [14] Nandwana P, Elliott A, Siddel D, et al. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* [J], 2017, 21(4): 207-218.
- [15] Mostafaei A, Vecchis P, Nettleship I, et al. *Materials & Design* [J], 2019, 162: 375-383.
- [16] Xue H., Wang K., Xiao P., et al. *Materials Science & Engineering A* [J], 2025, 947: 149192.
- [17] Xiao Peng (肖鹏), Yang Kai (杨凯), Li Tengfei (李腾飞). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], Accepted, 10.12442/j.issn.1002-185X.20250425.
- [18] German R M. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2022, 108: 105940.
- [19] Heng Y, Mao Y, Feng K, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2025, 128: 107037.
- [20] Heng Y, Mao Y, Feng K, et al. *Journal of Materials Research and Technology* [J], 2025, 35: 2226-2241.
- [21] Stawovya M T, Myersb K, Ohm S. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2019, 83: 104981.
- [22] Li Zhibo (李志博). *Beijing: Doctoral Dissertation of University of Science and Technology Beijing* (北京科技大学博士论文) [D], 2022.
- [23] Cui Liya (崔莉亚), Wang Changji (王长记), Zhao Ziwen (赵子文), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3539-3552.
- [24] Deng Xin (邓欣), Zhou Guoan (周国安). *China Tungsten Industry* (中国钨业)[J], 1997, 4: 18-24.
- [25] Guan Mo (关模), Li Xiaoqiang (李小强), Hu Ke (胡可), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47 (7): 2210-2215.

## Research on the sintering and heat treatment process for fabricating strong and tough 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy via binder jetting

Xiao Peng<sup>1,2</sup>, Yang Kai<sup>1</sup>, Zhang Qingxia<sup>3</sup>, Li Tengfei<sup>3</sup>, Liu Anjin<sup>3</sup>

(1.Hunan Vanguard Group Co., Ltd, Changsha 410073, China)

(2.State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, College of Mechanical and Vehicle Engineering, Hunan University, Changsha 410073, China)

(3. Chinese People's Liberation Army 66015 Unit, Beijing 100000, China)

**Abstract:** Binder jetting is a technology that combines the advantages of both additive manufacturing and powder metallurgy, which can fabricate complex-shaped W-Ni-Fe alloy components with good mechanical properties and dimensional accuracy. Since the optimal process parameters for manufacturing strong and tough W-Ni-Fe alloy via binder jetting are still not publicly reported, this study systematically investigates the influence of the sintering temperature, sintering time, and heat treatment process on the phase composition, microstructure, and mechanical properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy produced by binder jetting. The strengthening and toughening mechanisms of different heat treatment processes (vacuum dehydrogenation and cyclic quenching) were analyzed in detail. The results indicate that the impacts of sintering temperature on the physical and mechanical properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy are much greater than sintering time, and its numerical design should exceed the powder metallurgy method by at least 20 °C. In terms of the strengthening and toughening mechanism, vacuum dehydrogenation mainly improves toughness by toughening the Ni-Fe phase, while cyclic quenching mainly improves toughness by reducing the connectivity between W particles and then changing the fracture behavior of W phases. The synergistic use of vacuum dehydrogenation and cyclic quenching resulted in tensile strength and elongation at break of the samples reaching 938 MPa and 18.7%, respectively, which were 13.4% and 253% higher than those of the untreated samples.

**Key words:** Binder jetting; W-Ni-Fe; heat treatment; vacuum dehydrogenation; cyclic quenching

Corresponding author: Xiao Peng, Ph. D., Senior engineer, Hunan Vanguard Group Co., Ltd, Changsha 410073, P. R. China, Tel: 0731-86137001, E-mail: xiaopeng@861china.com