



# C、W 摩尔比对真空烧结反应合成 WC-Fe 耐磨材料组织和性能的影响

肖逸峰<sup>1,2</sup>, 杨 燕<sup>1</sup>, 吴 靓<sup>1</sup>, 许艳飞<sup>1</sup>, 钱锦文<sup>1</sup>, 李浪浪<sup>1</sup>, 贺跃辉<sup>3</sup>

(1. 湘潭大学 机械工程学院 焊接机器人及应用技术湖南省重点实验室, 湘潭 411105;  
2. 湘潭大学 复杂轨迹加工工艺及装备教育部工程研究中心, 湘潭 411105;  
3. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

**摘要:** 以钨铁和炭黑为反应源, 采用真空烧结法反应制备不同  $n(C)/n(W)$  的 WC-Fe 耐磨材料。采用 XRD、SEM、EDS、宏观硬度与磨粒磨损等测试技术, 对比研究  $n(C)/n(W)$  对 WC-Fe 耐磨材料组织与性能的影响。结果表明: 正常 WC+ $\gamma$  两相组织对应的  $n(C)/n(W)$  范围为 1.1~1.3,  $n(C)/n(W)$  低于 1.1 时, 出现  $\eta$  相; 而  $n(C)/n(W)$  高于 1.3 时, 出现 C 相。随着  $n(C)/n(W)$  在 0.9~1.7 之间增加, 硬质 WC 的含量与平均晶粒尺寸先显著增加后缓慢变化, 材料的密度、线收缩率与硬度逐渐下降, 磨损质量损失不断增加。

**关键词:** 钨铁; 真空烧结; 原位合成; WC-Fe 耐磨材料

文章编号: 1004-0609(2018)-07-1328-07

中图分类号: TG135

文献标志码: A

在制备 WC 颗粒增强金属基复合材料的过程中, 微量 C 含量的波动都会引起材料组织与性能的变化。在缺碳环境下, 易产生脆性  $\eta$  相( $M_6C$  或  $M_{12}C$  型碳化物), 使材料强度下降; 在高碳环境下, 易产生游离石墨相, 破坏组织连续性<sup>[1]</sup>。为避免缺碳相与富碳相的不利影响, 大量研究致力于探索理想 WC+ $\gamma$  ( $Fe/Co/Ni-W-C$  固溶体)两相组织所对应的 C 含量区间。在各项条件相同的情况下, 采用 Fe 做粘接相时获取理想的 WC+ $\gamma$  两项组织、对应的碳含量区间最窄; 采用 Co 做粘接相时, 理想碳含量区间较宽; 采用 Ni 做粘接相时, 理想碳含量区间最宽。而出现正常组织时合金含碳量在 Ni 粘结时较低, Co 粘结时稍高, Fe 粘结时最高<sup>[2]</sup>。而对不同制备方法下的不同合金体系而言, 则情况更加复杂。就加压烧结 WC-10Co-0.6Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 而言, 理想碳含量为 5.41%~5.55% (质量分数)<sup>[3]</sup>。而 Ni 做粘接相的低压烧结 WC-6%Ni 合金对应的两相区碳含量为 6.03%~6.06% (质量分数)<sup>[4]</sup>。氩弧熔覆反应制备 WC 颗粒增强 Fe 基复合材料时, 由于电弧对石墨的烧损使其最佳  $n(C)/n(W)$  为 1.5<sup>[5]</sup>。此外, C 含量还极大地影响 WC 颗粒的数量、形貌与分布、基体组织的成分与含量以及反应制备各

个阶段的致密化过程, 这都将对材料的组织与性能产生极大的影响<sup>[6~10]</sup>。采用钨铁和炭黑为反应源制备 WC-Fe 耐磨材料具有成本低、工艺简单等特点, 但由于钨与铁的润湿性不如钨与钴, 有关真空烧结一步原位合成制备 WC-Fe 耐磨材料的研究相对较少。

基于此, 本文作者在以钨铁和炭黑为反应源, 采用真空烧结复合原位合成技术, 成功地制备了 WC-Fe 耐磨材料的基础上, 研究了  $n(C)/n(W)$  对其组织与性能的影响, 为制备低成本 WC-Fe 耐磨材料奠定基础。

## 1 实验

### 1.1 材料及试样制备

实验选用 FeW-80(78.1%W, <40 μm, FeW-80 的化学成分见表 1)、炭黑(<5 μm)和铁粉(<40 μm)为原材料, FeW-80 和铁粉的原始形貌见图 1。由图 1 可知, FeW-80 原始粉末中大小颗粒混合分布, 小颗粒约 5 μm, 大颗粒高达 40 μm, 铁粉的粒度较 FeW-80 偏大, 整体在 20~40 μm 区间内的分布居多。通过固定 FeW-80 的含量, 即 W 的含量, 改变碳含量来调节烧

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271158); 湖南省教育厅重点项目(17A204); 湖南省大学生创新性实验计划项目

收稿日期: 2017-06-05; 修订日期: 2018-01-20

通信作者: 吴 靓, 副教授, 博士; 电话: 0731-58292214; E-mail: csuwuliang0830@aliyun.com

表1 FeW-80的化学成分

Table 1 Composition of FeW-80 powder (mass fraction, %)

W	C	P	S	Si	Mn	Fe
75.0~85.0	≤0.20	≤0.04	≤0.08	≤0.70	≤0.25	Bal.

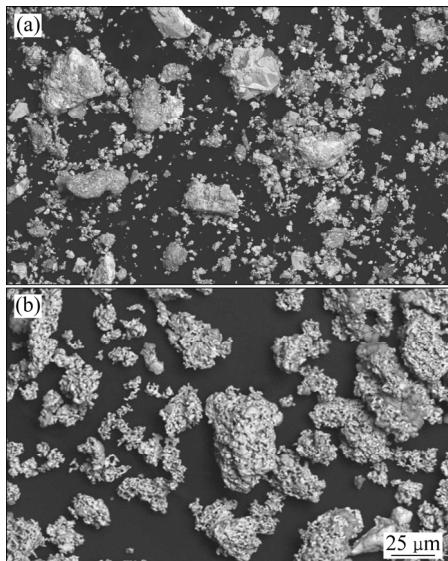


图1 原始粉末的SEM像

Fig. 1 SEM images of original powder: (a) FeW-80; (b) Fe powder

结材料的  $n(C)/n(W)$ , 制备  $n(C)/n(W)$  为 0.9、1.1、1.3、1.5 与 1.7 的试样, 并分别标记为试样 1~5。

将钨铁、炭黑与铁粉的混合粉末置于球料质量比为 4:1 的硬质合金球磨罐中加无水乙醇湿磨 24 h, 再置于真空干燥箱中经 75 °C 保温 4 h, 经球磨过筛后获取的混合粉末的形貌如图 2 所示, 对图中 A 点所示的亮白色物质与 B 点所示的深灰色物质进行 EDS 分析知: A 的成分为 W 53.88、Fe 8.64、O 13.09、C 余量(摩尔分数, %), B 的成分为 Fe 34.74、O 17.65、C 余量(摩尔分数, %), 可见亮白色物质为富 W 相, 深灰色物质为富 Fe 相。部分富 W 相以大颗粒形式存在, 其粒径相较于原始大颗粒 FeW-80 粉末略有减小, 但也达 30 μm 左右, 而富 Fe 相较原始铁粉显著细化, 且以包裏大颗粒富 W 相或者小颗粒的形式存在。而不同物质中的 O 来源于混合粉末制备过程中的氧化。最后将预制粉末置于尺寸为 70 mm×31 mm 的模具中进行压块, 并将压坯放入真空烧结炉中, 按工艺升温至 1400 °C 保温 1 h 后随炉冷却。

## 1.2 实验方法

采用 D/MAX2500 型 X 射线衍射仪对试样进行物相测定; 采用 JSM-6360LV 型扫描电子显微镜(带

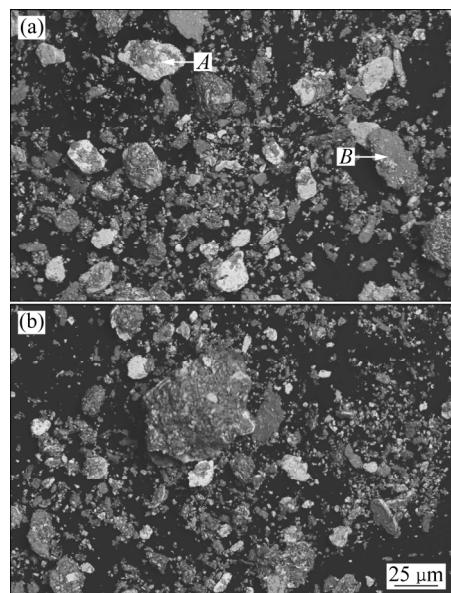


图2 球磨后混合粉末的SEM像

Fig. 2 SEM images of mixed powder after ball milling: (a) Sample 1; (b) Sample 4

Oxford7854 电子能谱仪)进行材料的显微组织分析与微区成分探测; 利用 Image-Pro Plus 分析材料的晶粒尺寸; 采用阿基米德排水法测量样品的密度; 采用 HR-150A 的洛氏硬度计测量样品的宏观硬度值(加载载荷为 147 N); 采用 MLS-23 型湿沙橡胶轮式磨损试验机测试样的耐磨性能, 试样尺寸为 57 mm×25 mm×5 mm, 磨料质量为 1.5 kg, 圆盘转速为 220 r/min, 磨损程度为 1000 r, 施加载荷为 24.5 N。

## 2 结果与分析

### 2.1 C、W 摩尔比对材料物相与显微组织的影响

图 3 所示为烧结试样 1~5 的 XRD 谱。从图 3 中可以看出, 各试样主要由 WC 和  $\alpha$ -Fe 组成, 且 WC 的衍射峰随  $n(C)/n(W)$  的增大而增强。当  $n(C)/n(W)$  低于 1.1 时, 试样中还存在  $Fe_3W_3C$  相, 且其衍射峰随  $n(C)/n(W)$  的增大而减弱; 当  $n(C)/n(W)$  由 1.1 增大到 1.3 时, 经历了  $Fe_3W_3C$  逐渐消失而微量石墨相开始出现的过程, 因此有望通过在该区间内调整  $n(C)/n(W)$  来获取 WC 与  $\alpha$ -Fe 的两相组织; 进一步增加  $n(C)/n(W)$ , 石墨相的含量增多。这表明在较低的  $n(C)/n(W)$  条件下, 没有足量的 C 来补充其耗损, 故构成缺碳环境而生成  $\eta$  相, 但本实验条件下的缺碳程度并不严重, 故形成的是  $Fe_3W_3C$  而不是缺碳程度更严

重的  $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ ; 随着  $n(\text{C})/n(\text{W})$  增加, C 量充足而促进 WC 的形核与长大, 但 C 量过剩便会以石墨相的形式

存在, 故在  $n(\text{C})/n(\text{W})$  从 1.1 增大到 1.3 时,  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  逐渐消失, 且微弱石墨峰开始出现。进一步增加  $n(\text{C})/n(\text{W})$ , 碳量严重富余而使石墨相剧增<sup>[11]</sup>。

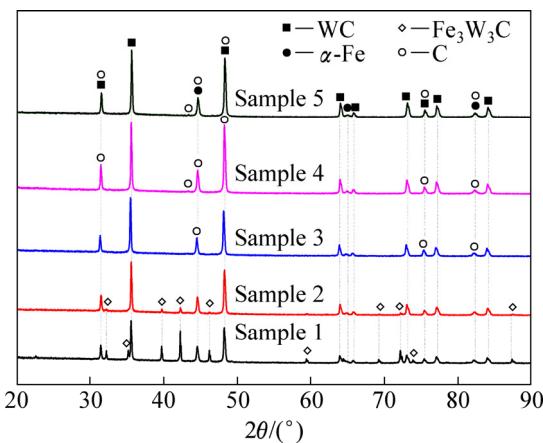


图 3 不同 C、W 摩尔比烧结试样的 XRD 谱

**Fig. 3** XRD patterns of sintering samples with different molar ratios of C and W

图 4 所示为烧结试样 1~5 的 SEM 像。图 4(a)所示为样品 1 的低倍组织, 其显微组织由数量较多的亮白色颗粒物质、孔径较小且呈圆形的黑色孔隙以及连续的深灰色物质组成。其中亮白色颗粒物质包含两种类型, 一类粒径较大且边界圆滑, 另一类粒径较小且边界棱角分明。对图 4(f)中的 A、B、C 3 点进行能谱分析, 其结果如表 2 所示。从表 2 分析可知, A 点所示的粒径较小且边界棱角分明的物质中, W 的摩尔分数为 31.3%, 结合图 3 的 XRD 结果知, 其为反应生成的 WC; B 点所示的物质中 Fe、W 的摩尔分数接近 1, 结合 XRD 谱的结果知, 此类粒径较大且边界圆滑的物质为反应生成的  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ; 深灰色的 C 物质以 Fe 元素为主, 包含少量 W、C 元素, 其为固溶强化的基体组织。表明当 C 含量较低, 即  $n(\text{C})/n(\text{W})$  较小时, 小

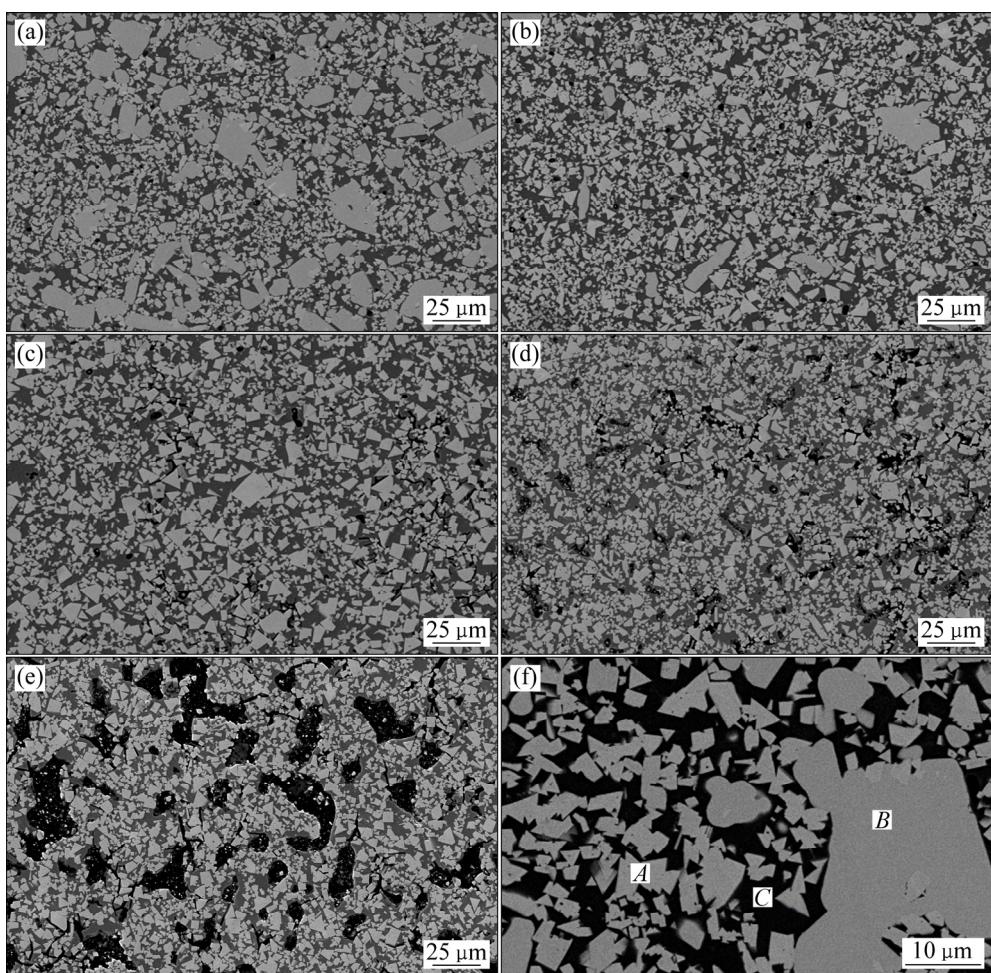


图 4 不同 C、W 摩尔比烧结试样的 SEM 像

**Fig. 4** SEM images of sintering samples with different molar ratios of C and W: (a), (f) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4; (e) Sample 5

表2 图4(f)中各点的EDS成分测试结果

Table 2 EDS composition test results of points in Fig. 4(f)

Point	Element content, x/%		
	W	Fe	C
A	31.30	4.28	Bal.
B	24.18	23.24	Bal.
C	1.60	95.12	Bal.

颗粒WC数量较多,且弥散分布于基体,而伴随生成的 $\eta$ 相 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 也占据了一定比例,并与WC混杂分布构成材料的增强体。图4(b)所示为样品2的显微组织,对比图4(a)可知,当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增加到1.1时,WC颗粒数量增多,分布更加均匀,而 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 相数量减少,分布均匀程度下降。这是由于在烧结时,Fe基中固溶了一定量的W,同时还有少量的C,原子半径较小的C向W进行扩散形成WC,同时消耗大量的C,在烧结体内形成易于 $\eta$ 相 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 形成的缺C环境。但在 $\text{WC}+\gamma+\eta$ 的成分范围内,随着C含量的增加, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 的总量减少<sup>[12]</sup>。

图4(c)、(d)与(e)所示分别为 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 为1.3、1.5与1.7的样品的显微组织。从图4(c)、(d)和(e)中可以看出,WC是主要的颗粒增强相,没有观测到 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 相。当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 为1.3时,呈典型三角形、四边形形态的WC颗粒弥散分布于基体,但部分颗粒间开始出现极少数黑色物质,经分析这是富余的石墨相,但含量极少。这是由于C含量略高于W的碳化需要消耗的C,剩余的C在组织内原位残余,形成黑色的石墨相<sup>[13]</sup>。随着 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增加,残余的石墨相也越来越多,尤其当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 达1.7时(见图4(e)),石墨相的面积较大,已严重割裂基体而影响到组织的连续性。

## 2.2 C、W摩尔比对原位合成的WC颗粒增强相的影响

就本反应体系而言,WC是最主要的颗粒增强相。图5所示为不同 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 条件下不同晶粒尺寸WC的体积分数与WC的平均晶粒尺寸。由图5可知,原位合成的WC主要分布在1.3~2.5 μm与2.5~6.0 μm两个尺寸区间内。随着 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增加,1.3~2.5 μm尺寸区间内的WC颗粒数量增多,虽然在 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 达1.7时,其体积分数有所降低,但2.5~6.0 μm尺寸区间内的WC颗粒数量增多。综合考虑两种粒径较大的WC,其总体积分数由75%上升至90%左右,这说明高的 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 促进WC长大。WC平均晶粒尺寸随 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增加而增加,然后再趋于稳定的变化过程也从另一方面说明了这一点。

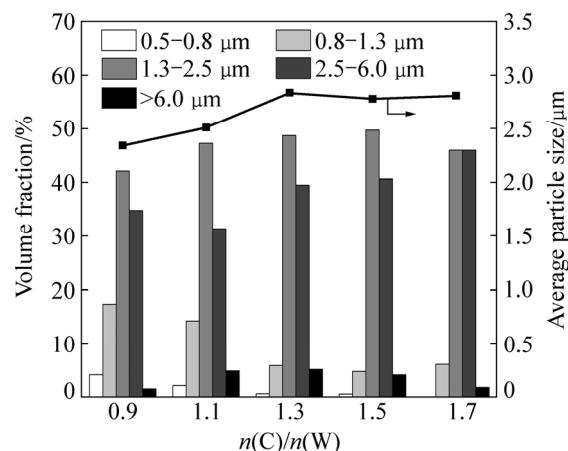


图5 不同晶粒尺寸WC的体积分数与WC的平均晶粒尺寸

Fig. 5 Volume fraction of different grain sizes and average particle size of WC

C极大地影响烧结体中液相出现的时间及其数量,从而影响烧结的各个过程。从理论上讲,高碳使合金的共晶点降低,也就是说碳含量高时在相同的烧结温度下相应地增加了液相量并延长了液相保持时间。在本反应体系中,随着 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 的增大,液相数量增多且存在时间变长。一方面,高温下W、C原子扩散速度加快,W、C不断沿WC边界析出,使WC颗粒长大;另一方面,WC颗粒在液相中不断地调整位向,使WC沿着最有利于长大的位向进行生长。但当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 达1.3后再继续增大其比例,WC颗粒尺寸变化不大反而略有减小,是由于残余的石墨相阻碍WC晶粒在基体中的移动,相应地阻碍了其生长<sup>[11]</sup>。

## 2.3 C、W摩尔比对材料烧结性能的影响

图6所示为不同 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 条件下烧结试样的密度与相对密度变化曲线。由图6可以看出,随着 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增大,材料密度下降。当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 较小时,材料密度最大,高达11.73 g/cm<sup>3</sup>;增大 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 到1.3,材料密度虽有所降低,但整体居于11.00 g/cm<sup>3</sup>以上;继续增大 $n(\text{C})/n(\text{W})$ ,材料密度显著下降,尤其是 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 达1.7时,材料的密度降至8.88 g/cm<sup>3</sup>。当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 小于1.5时,材料的相对密度均大于100%,且其值随着 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 的增加而先增大后降低,当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 增大到1.7时,相对密度降至95%左右。表3为相对应的各烧结试样沿长度方向与宽度方向的线收缩率,不难发现,其与材料密度呈现相似的变化规律。当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 较低时,材料沿两个维度的收缩都比较大,收缩率多集中在17%~18%;当 $n(\text{C})/n(\text{W})$ 较高时,材料沿两个维度的收缩仍比较均匀,但收缩率

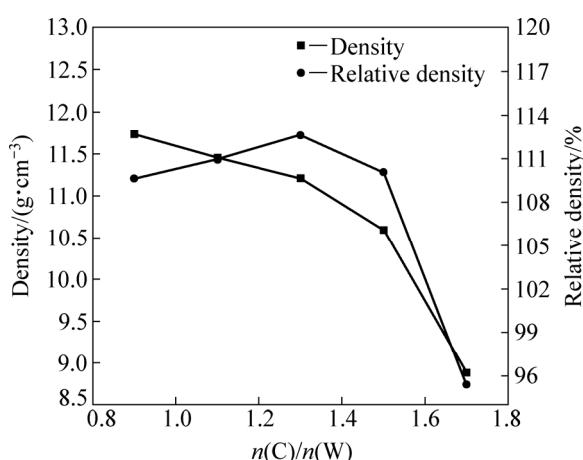


图 6 C、W 摩尔比对烧结试样密度与相对密度的影响

Fig. 6 Effect of molar ratio of C and W on density and relative density of sintering samples

表 3 烧结试样沿长度方向与宽度方向的线收缩率

Table 3 Line shrinkage along length direction and width direction of sintering samples

$n(\text{C})/n(\text{W})$	Line shrinkage/%	
	Length	Width
0.9	18.79	17.84
1.1	17.49	17.74
1.3	17.14	17.13
1.5	16.43	16.81
1.7	13.86	13.90

迅速下降，最终降至 14%左右。

由图 4 的分析可知，本体系材料在  $n(\text{C})/n(\text{W})$  较小时，其组织中基本未见孔隙，而随着  $n(\text{C})/n(\text{W})$  增大，逐渐出现石墨相，且其相对体积分数逐渐增大。一方面，密度极低的石墨含量增加，致使材料的密度降低；另一方面，石墨含量增加，石墨相对富余，石墨相会残留而使得材料的烧结收缩显著下降，其密度自然也显著下降。而就相对密度而言，无论是 W、C 在 Fe 基中固溶形成  $\gamma$  相和  $\eta$  相，还是 C 在 W 中固溶形成 WC，在不考虑质量损失的情况下合金的体积是明显减小的，从而导致其实际密度明显高于理论密度而使相对密度大于 100%。当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  从 0.9 增大到 1.3 时，原位合成 WC 不断增多，由此引起的体积缩小作用增强，故相对密度越来越大；当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  达 1.5 时，一定数量的石墨相抵消了部分由原子固溶引起的体积缩小作用，相对密度有所下降，但仍高于 100%；而当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  达 1.7 时，大片石墨相严重削弱体积缩小作用，材料的实际密度低于其理论密度，故相对密度

降至 95%左右。

#### 2.4 C、W 摩尔比对材料硬度与耐磨性能的影响

图 7 所示为不同  $n(\text{C})/n(\text{W})$  烧结试样的硬度与磨损质量损失曲线。由图 7 可以看出，随着  $n(\text{C})/n(\text{W})$  增加，材料的硬度呈现下降的变化规律。当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  低于 1.3 时，硬度下降缓慢，整体保持在 50HRC 左右；当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  增大到 1.5 时，硬度下降趋势变大；继续增大  $n(\text{C})/n(\text{W})$ ，材料硬度急剧下降。这是由于当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  较低时，反应生成的  $\text{WC}+\gamma+\eta$  的三相组织中，硬质 WC 颗粒本身就具有很高的硬度，而伴随产生的  $\eta$  相也是一种致密相，WC 颗粒与  $\eta$  相混杂着弥散分布于基体，使材料的硬度保持在较高的水平<sup>[14-15]</sup>。而当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  较高时，反应生成的  $\text{WC}+\gamma+\text{C}$  的三相组织中，虽然 WC 的硬度很高，但残余的石墨相割裂基体，降低组织的连续性，从而严重影响材料的硬度。材料的磨损质量损失与硬度呈现相反的变化规律，即随着  $n(\text{C})/n(\text{W})$  的增加，材料的磨损质量损失呈现上升的变化规律。当  $n(\text{C})/n(\text{W})$  为 0.9 与 1.1 时，材料的磨损失重较小，磨损量不超过 0.02 g，耐磨性能较好；而随  $n(\text{C})/n(\text{W})$  的增加，材料的磨损质量损失增加，尤其是  $n(\text{C})/n(\text{W})$  达 1.7 时，磨损量高达 0.11 g，耐磨性能急剧恶化。

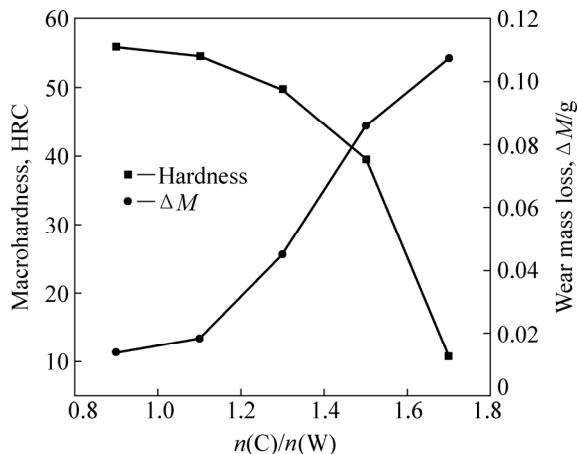


图 7 C、W 摩尔比对烧结试样硬度与磨损质量损失的影响

Fig. 7 Effect of molar ratio of C and W on macrohardness and wear mass loss of sintering samples

图 8 所示为相同实验条件下 Q235 钢与不同  $n(\text{C})/n(\text{W})$  烧结试样相对耐磨性的对比。由图 8 可以看出，各烧结试样的耐磨性相较于 Q235 而言都有不同程度的提高，这主要得益于硬质颗粒与合金元素的强化作用。就软质的 Q235 而言，当硬质磨粒在橡胶轮的带动下不断对其表面进行切削的时候，必然会损失

掉相当一部分材料, 耐磨性较差。而对本烧结试样而言, 一方面, 基体固溶了大量 W、C 原子, 其抵抗切削的能力大大增强; 另一方面, 硬质 WC 颗粒弥散分布于基体, 极大地削弱了硬质磨粒的切削作用, 故而耐磨性较好。但  $n(C)/n(W)$  较低时, 致密  $\eta$  相与 WC 颗粒协同增强, 使材料的相对耐磨性较高, 最高可达 Q235 的 49 倍。而  $n(C)/n(W)$  较高时, 残余 C 相影响组织连续性, 进而降低材料的相对耐磨性, 当  $n(C)/n(W)$  由 1.1 上升到 1.3 时, 其相对耐磨性下降了 22 倍, 且这样的影响随  $n(C)/n(W)$  的增加而加剧。

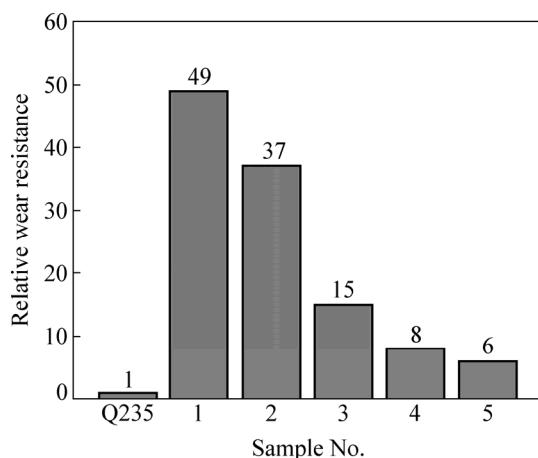


图 8 Q235 钢和不同 C、W 摩尔比烧结试样的相对耐磨性  
Fig. 8 Relative wear resistance of Q235 steel and sintering samples with different molar ratios of C and W

### 3 结论

1) 以钨铁和炭黑为反应源, 以铁为粘接相, 采用真空烧结复合原位合成技术, 可以成功地制备 WC-Fe 耐磨材料。当碳钨原子比较低, 即  $n(C)/n(W)$  为 0.9~1.1 时, 材料的组织为 WC+ $\gamma$ + $\eta$  三相组织,  $\eta$  相随  $n(C)/n(W)$  的增大而减少; 当碳钨摩尔比较高, 即  $n(C)/n(W)$  在 1.3~1.7 之间变化时, 对应的材料的组织为 WC+ $\gamma$ +C 三相组织, C 相随  $n(C)/n(W)$  的增大而增多。因此有望通过在 1.1~1.3 之间调整  $n(C)/n(W)$  来获取理想的 WC+ $\gamma$  两相组织。

2) 在反应体系中, 随着  $n(C)/n(W)$  增大, 粒径较大的 WC 的体积分数不断增加, 而 WC 的平均晶粒尺寸则先显著增加后缓慢变化。

3) 低  $n(C)/n(W)$  时, 致密的  $\eta$  相与 WC 颗粒混杂增强基体, 使材料具有较高的硬度与良好的耐磨性; 高  $n(C)/n(W)$  时, 残余的石墨相割裂基体, 降低组织的连续性, 恶化材料的硬度与耐磨性能。

### REFERENCES

- [1] 吴悦梅, 熊计, 赖人铭. 碳含量对 WC-Co 硬质合金显微组织的影响及其控制[J]. 硬质合金, 2008, 25(3): 179~185.  
WU Yue-mei, XIONG Ji, LAI Ren-ming. Influence of carbon content on the microstructure of WC-Co cemented carbides and carbon control[J]. Cemented Carbides, 2008, 25 (3): 179~185.
- [2] 柏振海, 孙宝琦, 黎文献. 铁、钴、镍粘结的 (W、Ti)C 硬质合金的碳含量研究[J]. 硬质合金, 2002, 19(2): 70~73.  
BAI Zhen-hai, SUN Bao-qi, LI Wen-xian. The carbon content of (W, Ti)C cemented carbide bonded with Fe, Co, Ni[J]. Cemented Carbides, 2002, 19(2): 70~73.
- [3] 张守全. 碳含量对 WC-10Co-0.6Cr3C2 硬质合金组织结构与性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2014, 19(3): 446~450.  
ZHANG Shou-quan. Effect of carbon content on Microstructure and properties of WC-10Co-0.6Cr3C2 cemented carbide[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2014, 19(3): 446~450.
- [4] 董凯林, 时凯华, 江庆, 周科朝. 碳含量对 WC-6%Ni 细晶硬质合金组织结构及性能的影响[J]. 硬质合金, 2013, 30(4): 190~196.  
DONG Kai-lin, SHI Kai-Hua, JIANG Qing, ZHOU Ke-chao. Influence of carbon content on microstructure and properties of WC-6%Ni cemented carbide[J]. Cemented Carbides, 2013, 30(4): 190~196.
- [5] 李雪丰. 氩弧熔覆原位合成 WCp 增强铁基涂层组织与耐磨性[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2015: 1~54.  
LI Xue-feng. Microstructure and wear resistance of in-situ synthesized WCp reinforced coating fabricated by argon arc cladding[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2015: 1~54.
- [6] POETSCHKE J, RICHTER V, GESTRICH T, MICHAELIS A. Grain growth during sintering of tungsten carbide ceramics[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 43: 309~316.
- [7] DELANOË A, LAY S. Evolution of the WC grain shape in WC-Co alloys during sintering: Effect of C content[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2009, 27(1): 140~148.
- [8] DELANOË A, LAY S. Evolution of the WC grain shape in WC-Co alloys during sintering: Cumulated effect of the Cr addition and of the C content[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2009, 27(2): 189~197.
- [9] BOUNHOURE V, LAY S, CHARLOT F, ANTONI-ZDZIOBEK A, PAUTY E, MISSIAEN J M. Effect of C content on the microstructure evolution during early solid state sintering of WC-Co alloys[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 44: 27~34.
- [10] 赵立英, 刘平安. 氧燃比对爆炸喷涂碳化钨涂层结构和性能

- 的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(6): 50–55.
- ZHAO Li-ying, LIU Ping-an. Effects of oxygen-fuel ratio on structure and property of detonation gun sprayed WC coating[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(6): 50–55.
- [11] 肖逸峰, 贺跃辉, 丰 平, 谢 宏, 张丽娟, 黄自谦, 黄伯云. 碳含量对缺碳硬质合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(1): 39–44.
- XIAO Yi-feng, HE Yue-hui, FENG Ping, XIE Hong, ZHANG Li-juan, HUANG Zi-qian, HUANG Bo-yun. Effects of carbon content on microstructure and properties of carbon-deficient cemented carbides [J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2007, 17(1): 39–44.
- [12] 刘寿荣. WC-Co 硬质合金中的  $\eta$  相[J]. 硬质合金, 1997, 14(4): 198–203.
- LIU Shou-rong.  $\eta$ -phase in WC-Co cemented carbides[J]. Cemented Carbides, 1997, 14 (4): 198–203.
- [13] LA P, OU Y, HAN S, WEI Y, ZHU D, FENG J. Effect of carbon content on morphology, size and phase of submicron tungsten carbide powders by salt-assisted combustion synthesis[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(4): 853–857.
- [14] 鲍 瑞, 易健宏, 杨亚杰, 彭元东, 张浩泽, 娄 静. 微波烧结粗晶低钴 YG 硬质合金存在的脱碳问题及其改进[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2012, 17(2): 172–176.
- BAO Rui, YI Jian-hong, YANG Ya-jie, PENG Yuan-dong, ZHANG Hao-ze, LOU Jing. Decarbonization and its improvement of coarse-grained low cobalt cemented carbide sintered by microwave irradiation[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2012, 17(2): 172–176.
- [15] 王淑峰, 李惠琪, 迟 静, 李 敏, 柴 禄, 许 慧. 等离子原位冶金复合碳化钨合金组织特性与结晶机理研究[J]. 材料工程, 2011 (8): 72–76.
- WANG Shu-feng, LI Hui-qi, CHI Jing, LI Min, CHAI Lu, XU Hui. Microstructure and crystallization mechanism of composite WC alloy produced by plasma in-situ metallurgy[J]. Journal of Materials Engineering, 2011(8): 72–76.

## Effect of molar ratio of C and W on microstructure and properties of in-situ synthesized WC-Fe wear resistant materials by vacuum sintering

XIAO Yi-feng<sup>1,2</sup>, YANG Yan<sup>1</sup>, WU Liang<sup>1</sup>, XU Yan-fei<sup>1</sup>, QIAN Jin-wen<sup>1</sup>, LI Lang-lang<sup>1</sup>, HE Yue-hui<sup>3</sup>

(1. Key Laboratory of Welding Robot and Application Technology of Hunan Province,  
School of Mechanical Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China;

2. Engineering Research Center of Complex Tracks Processing Technology and Equipment,  
Ministry of Education, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China;

3. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The in-situ synthesized WC-Fe wear resistant materials with different molar ratios of C to W were prepared by vacuum sintering using ferrotungsten and carbon black as reaction source. The effects of molar ratios of C and W on microstructure and properties were studied by XRD, SEM, EDS, macro-hardness tester and abrasive wear testing technology. The results show that when the molar ratios of C to W of the materials varies from 1.1 to 1.3, the materials have a normal two-phase structure. The molar ratios of C to W of the materials is lower than 1.1, the  $\eta$  phase appears, as when molar ratios of C to W is higher than 1.3, the C phase appears. The content and the average grain size of hard WC observably increase and then change slowly with molar ratios of C and W increase. The density, linear shrinkage and hardness of the material gradually decrease with molar ratios of C and W increase. And the wear mass loss constantly increases with increasing molar ratios of C to W.

**Key words:** ferrotungsten; vacuum sintering; in-situ synthesis; WC-Fe wear resistant material

**Foundation item:** Project(51271158) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(17A204) supported by the Research Foundation of Education Bureau of Hunan Province, China; Project supported by Innovative Experimental Program for College Students of Hunan Province, China

**Received date:** 2017-06-05; **Accepted date:** 2018-01-20

**Corresponding author:** WU Liang; Tel: +86-731-58292214; E-mail: csuwuliang0830@aliyun.com

(编辑 李艳红)