

SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金的真空烧结及性能

薛 萍, 张建军, 艾云龙, 何 文, 梁炳亮, 陈卫华

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 采用高能球磨和真空烧结技术制备了纳米 SiC 颗粒弥散增强 WC-10Ni 硬质合金复合材料, 研究了 SiC 添加量和烧结温度对 SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金复合材料显微组织和室温力学性能的影响。结果表明, 采用真空烧结技术于 1450 和 1500 °C 下烧结可获得烧结颗粒结合良好, 致密度高达 99.2% 的 WC-10Ni-SiC 复合材料。SiC 的添加不仅可以抑制 WC 晶粒的长大, 起到细化晶粒的作用, 还可促使 WC 晶粒烧结致密化。而且所获得的复合材料的维氏硬度随着 SiC 含量的增加而提高, 最高达 16.49 GPa; 断裂韧性和抗弯强度随着 SiC 添加量增加均呈现先升高后降低的趋势, 当 SiC 添加量为 0.5% 时 (质量分数, 下同) 可获得断裂韧性和抗弯强度分别为 12.7 MPa·m^{1/2} 和 1126.1 MPa 的 WC-10Ni-SiC 硬质合金复合材料。

关键词: WC-10Ni 硬质合金; 真空烧结; SiC 掺杂; 力学性能

中图分类号: TF125.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0566-07

WC 基硬质合金由于具有高强度、高硬度、高耐磨、耐高温、耐腐蚀及优异的化学稳定性, 已被广泛应用于切削刀具、矿山工具、机械密封以及耐磨零件等领域^[1-3]。一直以来, WC-Co 类硬质合金是 WC 基硬质合金市场的首选^[4,5]。然而, 近年来, 由于全球钴资源的短缺, 价格昂贵, 加上 WC-Co 类硬质合金抗氧化、抗腐蚀性能欠佳, 因而 WC-Co 类硬质合金进一步应用受到限制。因此, 人们开始研究粘结剂 Co 的替代品。研究表明, 由于 Ni 具有优良润湿 WC 的功能, 而且 Ni 具有良好的抗氧化、耐腐蚀性能^[6], 加之 Ni 资源相对丰富, 价格低廉^[7-11], 因而 WC-Ni 类硬质合金越来越受到人们的重视。但由于 Ni 和 Co 对硬质相 WC 的粘结强化程度不同, 所以相同含量粘结剂的 WC-Ni 硬质合金的综合力学性能低于 WC-Co^[12-14]硬质合金。为此, 科研人员对 WC-Ni 硬质合金力学性能的改善进行了大量研究。

目前, WC-Ni 硬质合金力学性能改善的研究主要集中在两方面: 一是通过快速烧结法来达到改善 WC-Ni 硬质合金力学性能的目的, 如采用高频感应加热烧结^[15], 放电等离子体烧结^[16]等。研究表明, 快速烧结法制备的 WC-Ni 硬质合金的力学性能确实优于传统的烧结方法制备的 WC-Ni 硬质合金, 但断裂韧性却有一定下降; 二是在 WC-Ni 硬质合金粉体中添

加一定量碳化物抑制剂 (主要有 VC、TaC、Cr₃C₂ 和 TiC 等), 通过这些碳化物来抑制 WC-Ni 硬质合金烧结过程中 WC 晶粒的长大, 从而提高硬质合金的力学性能。

SiC 纳米晶须由于具有高强度、高弹性模量和良好的热稳定性被认为是工程陶瓷极好的增强材料^[17-20]。最近, Ren 等^[21]研究了 SiC 纳米晶须作为增强相对 WC-Ni 硬质合金力学性能的影响, 结果发现, 当 WC-Ni 硬质合金中添加 SiC 纳米晶须含量为 0.53% 时, WC-Ni 硬质合金的抗弯强度高达 1700 MPa, 而当添加 0.42% SiC 纳米晶须时, 合金的维氏硬度最高, 达 19.1 GPa。但采用纳米 SiC 颗粒增强 WC-Ni 硬质合金的研究还未见报道。

本实验采用真空烧结法制备不同纳米 SiC 含量的 WC-Ni 基硬质合金。研究了纳米 SiC 颗粒含量和烧结温度对 WC-Ni 基硬质合金的微观组织、致密度及其力学性能的影响。

1 实 验

所用材料的相关信息如表 1 所示。所需仪器、设备如表 2 所示。合金成分配比如表 3 所示。根据表 3 合金成分配比称取适量的 WC、Ni、SiC 粉体, 加入适量的乙醇, 经高能球磨制得复合粉体, 球料比为 2:1。

收稿日期: 2018-02-03

基金项目: 江西省教育厅科学技术项目 (GJJ160688)

作者简介: 薛 萍, 女, 1991 年生, 硕士生, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83962840, E-mail: xue_474572@163.com

表1 原材料的相关信息

Table 1 Related information for raw material			
	WC	Ni	SiC
Average particle size	0.91 μm	0.8 μm	20 nm
Purity/%	99.8	99.94	99.09
Source	Nanchang Cemented Carbide Co., Ltd	Shanghai Sinopharm Chemical Reagent Co., Ltd	Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences

表2 实验仪器及设备

Table 2 Experimental instruments and equipments		
Main step	Equipment name	Equipment type
Preparation	High energy ball mill	GN-2
	Vacuum sintering furnace	GVQ2-2 000
Pretreatment	Metallographic sample pre-grinding machine	M-2
	Metallographic sample polishing machine	PG-2A
Performance test	Vickers hardness tester	HVS-50
	Universal mechanical tester	WDW-50
	EDS	Axis Ultra DLD
	FESEM	Nova nanosem 450

表3 合金成分配比

Table 3 Proportion of component in alloy (wt%)			
Sample number	WC	Ni	SiC
1	90.00	10.00	0.00
2	89.75	10.00	0.25
3	89.50	10.00	0.50
4	89.25	10.00	0.75
5	89.0	10.00	1.00

将球磨后的粉体放入烘箱, 80 $^{\circ}\text{C}$ 烘干, 然后用玛瑙研钵充分研磨烘干后的粉体, 经孔径 74 μm 筛子过筛, 得到颗粒均匀的较细的复合粉体, 备用。

用托盘天平称取适量制备好的复合粉体, 用粉末压片机压制成型, 制得规格分别为 $\Phi 13\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 的圆片, $45\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 的长条样品。然后将压制好的生胚充分包裹, 进行冷等静压处理。

将冷等静压成形的不同 SiC 含量的 WC-Ni-SiC 硬质合金试样进行真空烧结, 烧结温度分别设为 1450、1500 $^{\circ}\text{C}$, 保温 15 min, 最后制得纳米 SiC 掺杂的 WC-10Ni 硬质合金烧结体。

烧结体经打磨、抛光等预处理后进行性能测试。采用阿基米德 (Archimedes) 排水法测试样品相对密度; 采用 HVS-50 显微硬度计, 施加 196 N 载荷, 保

压 10 s, 测试样品的维氏硬度; 采用压痕法测试样品的断裂韧性 (取点数均大于 5 个点); 采用三点弯曲法测试样品的抗弯强度, 跨距 30 mm; 采用铁氰化钾和氢氧化钠按 1:1 比例配制浓度为 20% 的溶液作腐蚀液, 对样品表面进行腐蚀, 腐蚀时间为 3 min, 然后采用场发射扫描电镜对腐蚀后的样品进行微观形貌观察及通过能谱确定合金中元素分布及含量。

2 结果与分析

2.1 WC-Ni-SiC 复合粉体中元素面分布

金属 Ni 和纳米 SiC 在 WC-Ni-SiC 复合材料中的均匀分布是制备具有优异性能的 WC-Ni-SiC 硬质合金的重要因素。可以通过 EDS 面扫描观察其分布状况。图 1 是高能球磨法制备的掺 0.5% 纳米 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金的复合粉体形貌和元素 EDS 面扫描分析。从图 1a 可以看出, 所制备的 WC-Ni-SiC 硬质合金复合粉体颗粒尺寸比较均匀。这是由于纳米 SiC 的掺入, SiC 作为硬质相颗粒与 WC 颗粒发生碰撞摩擦, 同时与球磨协同作用, 使 WC 颗粒发生较大的变形甚至破细, 在高能球磨过程的高能作用下, 使 WC 颗粒再结晶, 因此, 在 SiC 和球磨的协同作用下使 WC 颗粒的细化效果更加明显, 而且形状规则, 多呈球形, 平均尺寸均小于 1 μm , 最小颗粒尺寸达 200~300 nm。而从图 1b 元素 EDS 面扫描图可以看出, Ni 元素分布均匀性相对较差一些, 存在富集现象。这可能与高能球磨增加了粉体的表面能和缺陷, 从而使 Ni 颗粒容易自发团聚有关。其它元素面分布比较均匀, 如图 1c~1e 所示, 没有富集现象。

2.2 烧结样品的显微组织

图 2 为 1450 $^{\circ}\text{C}$ 真空烧结的不同纳米 SiC 掺杂量的 WC-10Ni 硬质合金 SEM 形貌照片。从图 2a 可以看出, 未掺 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金中的孔隙缺陷较多, WC 晶粒尺寸大小不均匀, 且与粘结相 Ni 结合不够紧密; 当掺入纳米 SiC 的量为 0.25% 时, 硬质合金中 WC 晶粒尺寸有一定减小, 但 WC 晶粒的细化作用不明显。当纳米 SiC 掺入量为 0.5% 和超过 0.5% 时, WC 晶粒和粘结相分布相对均匀, 且 WC 晶粒间结合紧密, WC 晶粒尺寸明显减小, 如图 2c、2d、2e 所示。其原因可能是大量的 SiC 第二相颗粒均匀弥散分布在 WC 基体的晶界处, 以及少量的纳米 SiC 渗入 WC 晶格结构中使 WC 晶格有一定的晶格畸变, 处于高能量的活化状态 (即活化了 WC 晶格), 促使复合材料烧结致密。另外, 可能是由于第二相 SiC 颗粒在 WC 基体晶界处聚集和钉扎, 降低了 WC 晶粒界面能, 阻碍了 WC 晶粒晶界移动, 从而抑制了 WC 晶粒长大。但当纳米 SiC

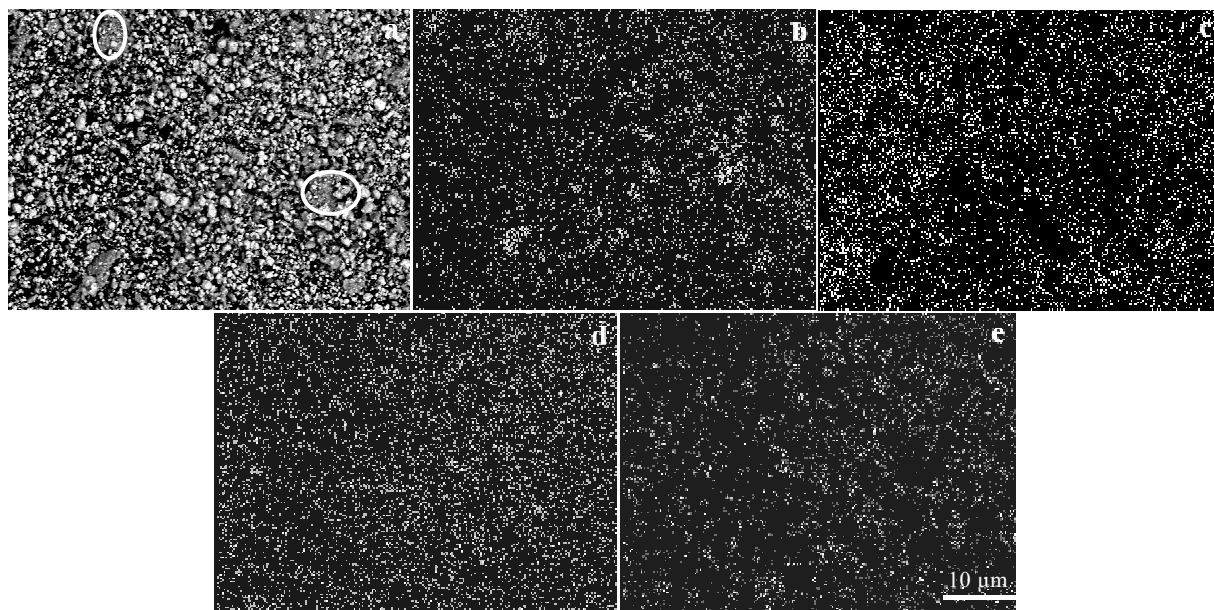


图 1 掺 0.5% SiC 的 WC-10Ni 硬质合金复合粉体 EDS 面扫描

Fig.1 SEM image (a) and EDS mapping of the WC-10Ni composite powder with 0.5% SiC: (b) Ni, (c) C, (d) W, and (e) Si

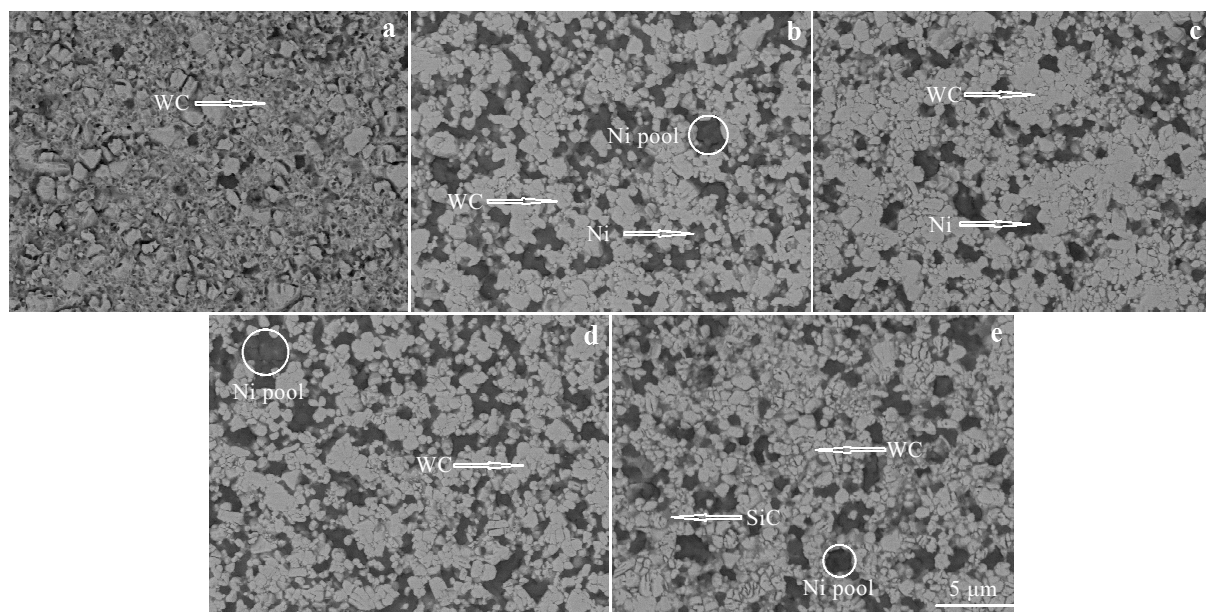


图 2 1450 °C 的真空烧结不同 SiC 含量的 WC-10Ni 硬质合金 SEM 形貌

Fig.2 SEM microstructures of WC-10Ni alloy with different SiC contents vacuum sintered at 1450 °C: (a) 0.00%, (b) 0.25%, (c) 0.5%, (d) 0.75%, and (e) 1.0%

掺入量低于 0.5% 和超过 0.5% 时, 硬质合金中均有明显的“镍池”(如图 2b、2d、2e) 出现, 这可能是由于部分区域 WC 晶粒较大和杂质元素的存在^[7]所致。此外, 含量为 1.0% SiC 的硬质合金(如图 2e) 中还出现 SiC 聚集现象。

图 3 为 WC-10Ni-0.5SiC 硬质合金腐蚀后的 SEM 照片及其能谱图。从图 3 可以看出, 粘结相 Ni 颗粒均匀弥散分布在 WC 晶界处, 即图 3a 中黑色区域, WC 晶粒为图中灰色区域。从能谱图 3b、3c 可以看出, 图 3a 中 spectrum 1 点和 spectrum 2 点的化学成分均为 WC、

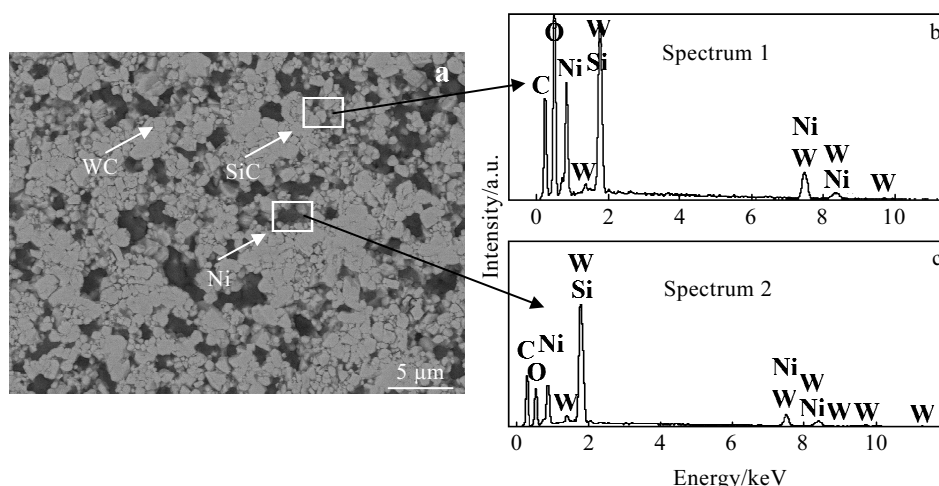


图3 1450 °C真空烧结的 WC-10Ni-0.5SiC 硬质合金 SEM 照片及能谱图

Fig.3 SEM image (a) and EDS spectra (b, c) for WC-10Ni-0.5SiC vacuum sintered at 1450 °C

Ni 和 SiC, 即可以判断 SiC 晶粒存在于 WC 晶界处和 Ni 相与 WC 相的界面处, 从而阻止了烧结过程中 WC 晶粒界面的移动, 最终抑制了 WC 晶粒的长大, 提高了晶界的强度, 改善了颗粒之间的结合性。SiC 在一定程度上可以阻止 WC 晶粒的长大从而细化 WC 晶粒, 但掺入的 SiC 含量过低和过高又会使材料的致密度降低, 孔隙率提高。因此, SiC 晶粒掺入量以 0.5% 为宜。

图 4a、4b 分别为 1450 和 1500 °C 真空烧结的 WC-10Ni-0.5SiC 硬质合金表面形貌图。从图中可以看出, 相对于 1450 °C 而言, 1500 °C 真空烧结时合金中液态粘结相较多, 出现较多异常长大的 WC 晶粒。这是因为随烧结温度升高, 合金中粘结相的液相量增多, 液相的流动虽然促进粘结剂 Ni 在合金中均匀分散, Ni 相中 SiC 溶解量增多, 但也容易使纳米 SiC 在液相中发生团聚, 最终导致合金前期制备过程中吸附的气体在烧结过程中无法及时排除, 而形成闭气孔。另外, 温度升高也使 WC 晶粒异常长大, 最终 WC 晶粒大小分布不均, 导致合金中孔隙增多。

2.3 烧结样品的性能

2.3.1 烧结样品的致密度

图 5 是纳米 SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金分别在 1450 和 1500 °C 真空烧结制备样品的相对密度随 SiC 掺入量的变化。从图 5 可以看出, 硬质合金的致密度随着掺入 SiC 量的增多出现先增加后降低的现象, 当 SiC 含量为 0.5% 时, 硬质合金具有最好的烧结性能, 在 1450 °C 致密度最高, 达到 99.2%。其原因可能是弥散分布在晶界上的 SiC 颗粒一定程度上填充了晶体生

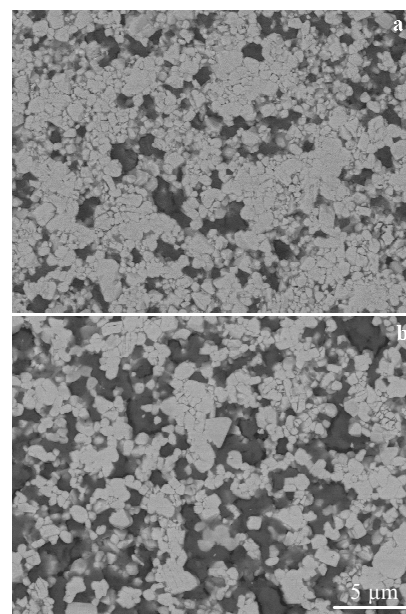


图4 不同温度烧结的 WC-10Ni-0.5SiC 硬质合金表面形貌

Fig.4 SEM images of surface of WC-10Ni-0.5SiC cemented carbide sintered at different temperatures: (a) 1450 °C and (b) 1500 °C

长过程中产生的孔隙从而提高致密度。当 SiC 含量大于 0.5% 时, 可能又重新形成了一定数量的孔隙, 所以 WC-10Ni-SiC 硬质合金的致密度稍有降低, 但整体表现较高。而且 1450 °C 下烧结的 WC-10Ni-SiC 硬质合金的相对密度略高于 1500 °C 下烧结的 WC-10Ni-SiC 硬质合金。这是因为 1500 °C 烧结的 WC-10Ni-SiC

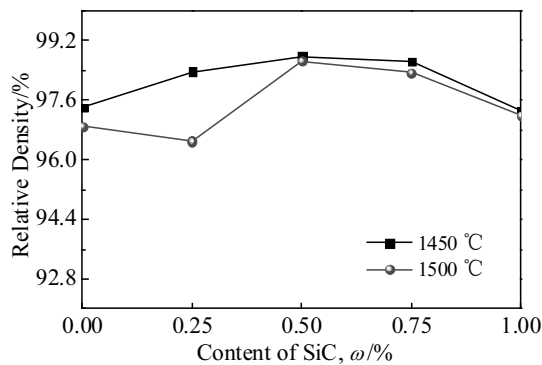


图 5 不同温度真空烧结 WC-10Ni-SiC 致密度随 SiC 含量变化曲线

Fig.5 Relative density curves changed with SiC contents for WC-10Ni-SiC vacuum sintered at different temperatures

硬质合金样品晶粒出现了异常不连续的晶粒生长(如图 4b 所示), 这种异常的不规则的晶粒生长导致烧结后期晶界与气孔分离, 使得部分气孔在新形成的大晶粒内部形成, 这些晶粒内部的气孔增大了扩散距离, 从而阻碍了致密化^[22]。

2.3.2 烧结样品的维氏硬度

高硬度是硬质合金最突出的性能优势, 硬度高低与 WC 晶粒大小及均匀性有着密切关系。图 6 是纳米 SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金分别在 1450 和 1500 °C 真空烧结样品的维氏硬度随 SiC 掺入量变化曲线。从图 6 可以看出, 1450 和 1500 °C 真空烧结的硬质合金的硬度值均随 SiC 含量的增加而增大。对于 1450 °C 真空烧结的硬质合金, 当 SiC 掺入量在 0%~0.25% 之间时, 其硬度值急速升高, 这可能与未掺 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金的致密度 97.5% 提高到 WC-10Ni-0.25SiC 硬质

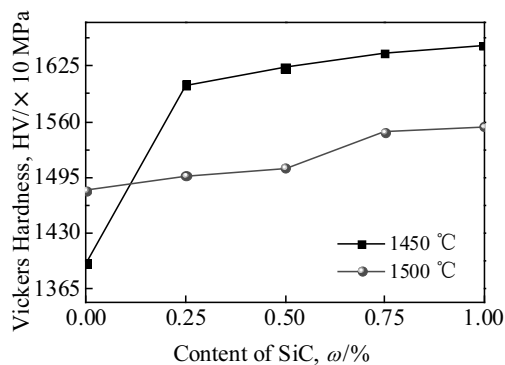


图 6 不同温度真空烧结 WC-10Ni-SiC 的维氏硬度

Fig.6 Vickers hardness of WC-10Ni-SiC vacuum sintered at different temperatures

合金的致密度 98.5% 密切相关; 当 SiC 掺入量在 0.25%~1.0% 之间时, 硬质合金的硬度值缓慢升高, 当 SiC 含量为 0.5% 时, 硬质合金的硬度为 16.23 GPa。最高可达 16.49 GPa (1.0% SiC)。当 SiC 含量超过 0.5% 时, 硬质合金的硬度提高不明显。镍作为粘结相会降低硬质合金的整体硬度, 相对于无掺杂的 WC-10Ni 硬质合金, 掺入纳米 SiC 作为强化相的合金的强化作用显而易见。由于 SiC 晶粒存在于粘结相 Ni 相及 WC 晶粒晶界处弥补了粘结相相对低的硬度缺陷, 因而纳米 SiC 的掺入提高了硬质合金的整体硬度。另外, 硬质合金的硬度与合金的致密度密切相关, 而 1450 °C 真空烧结制备的硬质合金的致密度高于 1500 °C 真空烧结制备的硬质合金; 从微观结构上来看, 由于 1500 °C 烧结时硬质合金样品晶粒出现了异常不连续的晶粒生长(如图 4b 所示), 这种异常的不规则的晶粒生长导致烧结后期晶界与气孔分离, 使得部分气孔在新形成的大晶粒内部形成。在外力的作用下, 孔隙的存在, 使得单位面积内与压头接触处的面积减少, 降低了压痕的有效载荷面积, 导致单位面积内, 与压头直接接触区域的压力增加, 使得直接接触区的塑性变形加剧, 压痕的尺寸变大。因此, 当掺入纳米 SiC 晶粒后, 1450 °C 真空烧结制备的硬质合金的硬度高于 1500 °C 真空烧结制备的硬质合金。

2.3.3 烧结样品的断裂韧性

硬质合金的韧性与硬度是一对此消彼长的对立体, 但韧性的高低在很大程度上决定了合金性能好坏, 低韧性很大程度限制了硬质合金的应用和发展, 因此, 硬质合金强韧化一直以来是人们重点研究方向。

图 7 是纳米 SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金分别在 1450 和 1500 °C 真空烧结样品的断裂韧性随 SiC 掺入量变化曲线。从图 7 可以看出, 当 SiC 的掺入量为

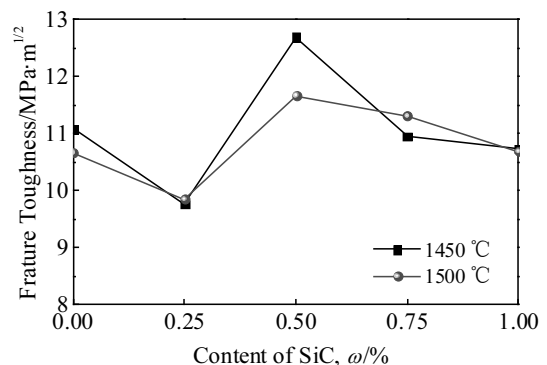


图 7 不同温度真空烧结 WC-10Ni-SiC 的断裂韧性

Fig.7 Fracture toughness of WC-10Ni-SiC vacuum sintered at different temperatures

0.25%时, 2 种温度条件下制备的硬质合金试样的断裂韧性都低于未添加 SiC 的硬质合金。这是由于粘结相成分及其纯度对硬质合金的韧性有着很大的决定作用, 加入的少量 SiC 多聚集在粘结相和 WC 晶粒晶界处, 对粘结相的纯度及分布有很大影响, 因此掺入 0.25%SiC 的 WC-10Ni 硬质合金的断裂韧性比未掺入 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金的有所降低。但随着纳米 SiC 含量的增加, 相同温度下烧制的硬质合金断裂韧性呈现出先升高后降低的规律。1450 °C 真空烧结制备的 0.5%SiC 掺杂的 WC-10Ni 硬质合金试样断裂韧性值高达 $12.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 与未掺纳米 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金相比提高了 14%。这可能是因为: (1) 共价键化合物 SiC 自身有很高的 Peierls 应力, 发挥了其固有的抗晶格畸变能力; (2) SiC 晶粒弥散分布在 WC 晶粒晶界处起到了抵抗位错运动的作用, 而且适量 SiC 晶粒在硬质合金中可以使裂纹发生偏转消耗大量裂纹能, 阻碍裂纹成核及扩展。另外, 从图 7 还可以看出, 当 SiC 的掺杂量超过 0.5%时, 随着纳米 SiC 含量的增加, 两种温度下制备的硬质合金试样的断裂韧性都越来越低。这可能是因为纳米 SiC 掺杂量过大, 纳米 SiC 自身活性较高, 球磨制备粉体过程中易出现团聚, 因而在烧结体中分布不均匀, 导致形成孔隙、位错、应力集中等缺陷, 增加了裂纹能释放的几率, 提供了裂纹扩展路径, 所以硬质合金试样的断裂韧性降低。另外, 如图 4 所示, 相对于 1450 °C 而言, 1500 °C 烧结时合金中液态粘结相较多, 且形成了大量“镍池”, 同时, 粘结相中存在的闭气孔及合金中形成的孔隙易导致孔隙附近的应力集中, 这促使了裂纹的萌生与扩展, 也为裂纹能的释放提供了路径, 因此, 1500 °C 条件下合金的断裂韧性较 1450 °C 相对稍低。

2.3.4 烧结样品的抗弯强度

纳米 SiC 掺杂 WC-10Ni 硬质合金分别在 1450 和 1500 °C 真空烧结样品的抗弯强度随 SiC 掺入量的变化, 如图 8 所示。从图 8 可以看出, 掺入少量的纳米 SiC (即 0.25%) 时, 2 种温度下烧制的 WC-10Ni 硬质合金试样的抗弯强度相对未添加纳米 SiC 的 WC-10Ni 硬质合金有所降低。对于金属陶瓷来说 (WC 硬质合金是一种金属陶瓷), 显微组织的均匀程度也会对金属陶瓷的力学性能产生严重的影响。从图 2b 可以看出, SiC 作为一种掺杂相掺入 WC 硬质合金基体中, 影响了粘结相 Ni 的分布, 导致粘结相 Ni 的团聚, 镍池的形成, 降低了 WC-10Ni-0.25SiC 硬质合金复合材料显微组织的均匀程度, 从而使其抗弯强度有所降低。然而, 随着 SiC 含量的增多, 硬质合金试样的抗弯强度呈现先升后降的趋势。当 SiC 含量为 0.5%时 1500 °C

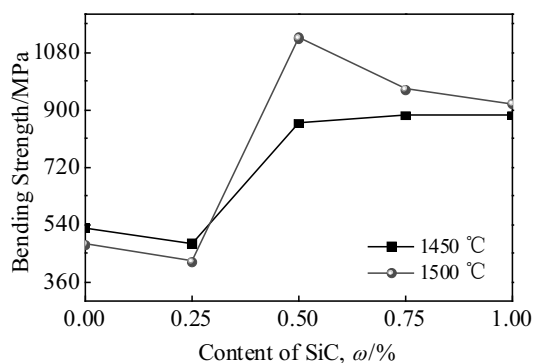


图 8 不同温度真空烧结 WC-10Ni-SiC 的抗弯强度

Fig.8 Bending strength of WC-10Ni-SiC vacuum sintered at different temperatures

真空烧结的硬质合金抗弯强度最高, 达到 1126.1 MPa。1450 °C 真空烧结的硬质合金, 抗弯强度为 858.3 MPa。由于随着 SiC 含量的增加, “镍池”量减少, 粘结相 Ni 在硬质合金中分散均匀性逐渐提高, 其抗弯强度随之提高。另外, 由于 SiC 作为强化相存在于粘结相 Ni 及 WC 晶粒晶界处, 当温度较高 (1500 °C) 时, 粘结相 Ni 便熔化成为液相, 其流动性提高了 SiC 在晶界上分散的均匀性, 且有少量 SiC 与液相形成固溶体, 起到固溶强化的作用, 因而 1500 °C 时硬质合金复合材料抗弯强度与 1450 °C 时相比有明显提高, 如图 8 所示。

3 结 论

1) 以微米级 WC 和 Ni 粉为原料, 纳米级 SiC 粉为掺杂相, 采用高能球磨和真空烧结可以制备高致密度的纳米 SiC 掺杂的 WC-10Ni 硬质合金复合材料。

2) 采用高能球磨法可使纳米 SiC 均匀弥散分布在 WC 基体中。纳米 SiC 的掺入有利于活化 WC 晶格, 促使 WC 晶粒烧结致密化, 同时有利于阻止 WC 晶界的移动, 抑制 WC 晶粒的长大, 起到细化晶粒的作用, 提高了 WC-10Ni-SiC 硬质合金复合材料的力学性能。

3) 当 1450 °C 真空烧结纳米 SiC 掺入量为 0.5% 时可获得相对密度为 99.2%, 维氏硬度, 断裂韧性和抗弯强度分别为 16.23 GPa, $12.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 858.3 MPa 的 WC-10Ni-SiC 硬质合金复合材料。

参考文献 References

- [1] Fang Z Z, Wang X, Ryu T et al. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2009, 27(2): 288
- [2] Lin Zhongkun(林中坤), Lin Chenguang(林晨光), Cao Ruijun

- (曹瑞军). *Cemented Carbide*(硬质合金)[J], 2014, 31(5): 315
- [3] Fu Long(付 龙), Liu Xuequan(柳学全), Li Yi(李 一) *et al.* *Cemented Carbide*(硬质合金)[J], 2012, 29(4): 254
- [4] Teppernegg T, Klünsner T, Kremsner C *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2016, 56: 139
- [5] Lee S, Hong H S, Kim H S *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2015, 53: 41
- [6] Zhang F G, Zhu X P, Lei M K. *Vacuum*[J], 2017, 137: 119
- [7] Shi K H, Zhou K C, Zhi-You L I *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(3): 873
- [8] Rong H, Peng Z, Ren X *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532(1): 543
- [9] Chang S H, Chen S L. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 585: 407
- [10] Wang Jun(望 军), Jiang Xianquan(蒋显全), Yang Qikun(杨启坤). *Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2014, 45(S2): 81
- [11] Li Qiang(李 强). *Study on Preparation of Novel Core/Shell Structured WC-Ni Cemented Carbides and Properties*(新型核壳结构 WC-Ni 硬质合金的制备及性能研究)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015
- [12] Yang Q, Yang J, Yang H *et al.* *Ceramics International*[J], 2016, 42(16): 18 100
- [13] Cha S I, Hong S H, Ha G H *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2001, 44(8-9): 153
- [14] Zhang Weibing(张卫兵), Liu Xiangzhong(刘向中), Chen Zhenhua(陈振华) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(2): 178
- [15] Kim H C, Shon I J, Yoon J K *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2006, 24(6): 427
- [16] Rong H, Peng Z, Ren X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532(15): 543
- [17] Grigoriev S, Peretyagin P, Smirnov A *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2017, 37(6): 2473
- [18] Wei G C. *US Patent*, USRE32843[P], 1989
- [19] Wu P, Zheng Y, Zhao Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2011, 32(2): 951
- [20] Peng Y, Peng Z, Ren X *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2012, 34(9): 36
- [21] Ren X, Peng Z, Peng Y *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2013, 36(1): 294
- [22] Erkalfa H, Misirli Z, Baykara A. *Ceramics International*[J], 1995, 21(5): 345

Vacuum Sintering and Performance of SiC Doped WC-10Ni Cemented Carbide

Xue Ping, Zhang Jianjun, Ai Yunlong, He Wen, Liang Bingliang, Chen Weihua

(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Nano SiC particle dispersion strengthened WC-10Ni cemented carbide composites were fabricated by high energy ball milling (HEBM) and vacuum sintering (VS). The effects of SiC content and vacuum sintering temperature on the microstructure and room temperature mechanical properties of SiC doped WC-10Ni cemented carbide composites were investigated. The results show that the well-combined and highly-densified (nearly 99.2%) WC-10Ni-SiC composites can be obtained by the VS technique at 1 450 and 1500 °C. The addition of SiC can not only restrain the growth of WC grains and play a role in refining grains, but also accelerate the densification of WC grain sintering. Also the Vickers hardness of the prepared composite materials improves to 16.49 GPa with the increase of SiC content. Their fracture toughness and flexural strength increase first and then decrease with the increase of the SiC addition. When the content of the SiC is 0.5wt%, the fracture toughness and flexural strength of WC-10Ni-SiC cemented carbide composites are 12.7 MPa·m^{1/2} and 1126.1 MPa, respectively.

Key words: WC-10Ni cemented carbide; vacuum sintering; SiC doping; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Jianjun, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83962840, E-mail: zhangjianjun71@163.com