

# 烧结温度对 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金微观组织与力学性能的影响

李 萌<sup>1</sup>, 弓满锋<sup>2</sup>, 程赞粼<sup>1</sup>, 莫德云<sup>2</sup>, 王 磊<sup>2</sup>, 张程煜<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 岭南师范学院 机电工程学院, 广东 湛江 524048)

**摘 要:** 以掺杂 3.0% Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> (质量分数) 的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金为对象, 研究了烧结温度 (1350~1470 °C) 对 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金中的 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 分解产物和比例、微观组织及力学性能的影响规律与机制。结果表明: 烧结温度的升高促进了 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金中 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 的分解以及(W, Ti)C 和 WSi<sub>2</sub> 相的生成, 同时导致 WC 晶粒尺寸逐渐增大。硬质合金的硬度随烧结温度的升高呈现出先增大后降低的趋势, 而断裂韧性则逐渐下降。当烧结温度为 1410 °C 时, WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的致密性最佳 (孔隙率仅为 0.47%), 其力学性能也较为优异, 硬度与断裂韧性分别为 20 348.328 MPa 和 10.15 MPa m<sup>1/2</sup>。进一步分析可知, WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金硬度的增加归因于合金内部致密性的提高, 而硬质合金中脆性相(W, Ti)C 和 WSi<sub>2</sub> 含量的增加则会造其断裂韧性的降低。

**关键词:** WC-Co 硬质合金; Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>; 烧结温度; 分解产物; 力学性能

中图分类号: TG135<sup>+</sup>.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)07-2653-05

WC-Co 硬质合金具有强度高、硬度高及耐磨性好等优点, 广泛应用于切削、钻探以及冲击等领域<sup>[1-2]</sup>。为满足高精度金属切削和电子仪器微加工等领域对 WC-Co 硬质合金硬度和强度的更高要求, 常将 WC 晶粒细化至超细级从而获得高硬度高强度的超细 WC-Co 硬质合金<sup>[3-4]</sup>。然而, WC 晶粒细化将显著降低 Co 的平均自由程, 进而降低硬质合金的断裂韧性<sup>[5-6]</sup>。因此, 迫切需要发展兼具高强度、高硬度和高韧性的超细 WC-Co 硬质合金。

近年来, 具有层状结构的 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 因其具有低密度、较高的断裂韧性和杨氏模量等特点, 逐渐成为应用最广泛的 MAX 相陶瓷之一, 在增强硬质合金的力学性能方面得到了广泛关注<sup>[7-10]</sup>。张聚国<sup>[7]</sup>研究发现, 将 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 添加至 WC-Co 硬质合金中可以起到脱氧和脱氮, 减少气孔率, 控制碳量, 改善杂质分布及存在状态, 细化晶粒, 提高硬质合金硬度的作用。作者课题组前期研究了 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 掺杂量对 WC-Co 硬质合金微观组织与力学性能的影响规律, 发现 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 在烧结过程中发生部分分解, 其分解产物能有效细化 WC 晶粒尺寸到超细级, 从而提高硬质合金的硬度, 并且未分解的 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 可利用自身独特的层状结构使硬质合金保

持优异的断裂韧性, 进而改善了硬质合金的硬度与韧性的矛盾<sup>[10]</sup>。其中, 掺杂 3.0% Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> (质量分数, 下同) 时, WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的力学性能较佳。同时, 研究发现, 过多的分解产物 (脆性相 WSi<sub>2</sub> 和 (W, Ti)C) 的生成使材料的断裂韧性大幅降低。由此可见, 控制 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 在硬质合金中的分解程度是制备高性能 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的关键技术。而温度是影响 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 分解程度的重要因素<sup>[11-12]</sup>。

为此, 本工作研究了掺杂 3.0% Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金在 1350~1470 °C 烧结后的微观组织与力学性能, 重点研究了烧结温度对 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 分解过程的影响规律, 分析了烧结温度对 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 分解的作用机理以及 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 分解产物对力学性能的作用机制。

## 1 实 验

选择 WC 含量为 89.0%、Co 含量为 8.0% 和 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 含量为 3.0% 的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金作为研究对象。其中 WC 与 Co 粉末的平均粒径分别约为 200 和 500 nm, 均购置于上海联田材料科技有限公司。Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 粉末平均粒径约为 3 μm, 购置于北京福斯曼科技有限公司。将 WC 和 Co 粉末分别在无水乙醇中超声分散 15 min,

收稿日期: 2022-07-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51572224); 高等学校学科创新引智计划 (BP0820014); 陕西省科技重点项目 (2017KW-019)

作者简介: 李 萌, 女, 1991 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: limeng112@mail.nwpu.edu.cn

然后将 2 种悬浊液混合并加入 0.15% 的聚乙二醇 (PEG) 进行超声分散 15 min。同时, 在无水乙醇中将  $Ti_3SiC_2$  粉末进行超声分散 15 min。将上述所得的 2 组悬浊液混合并进行球磨 (QM-QX-4, 长沙天创粉末公司, 中国), 以硬质合金球作为磨球, 球磨时间为 48 h, 球料比为 10:1, 转速为 275 r/min。球磨后将浆料在真空旋转蒸发器 (RE-52C, 上海勒顿实业有限公司, 中国) 中干燥, 后进行研磨过筛, 得到 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  混合粉末。使用压片机 (DY-30, 天津科奇高新公司, 中国) 将制备好的混合粉末进行冷压预成型, 压力为 200 MPa, 保压时间为 3 min。将压制好的压坯装入石墨模具中再装入烧结炉 (AIP14-30H, AIP, 美国) 中进行低压烧结, 烧结压力为 10 MPa, 烧结气氛为 Ar 气, 烧结时间为 30 min, 烧结温度分别为 1350、1410 和 1470 °C。

采用 X 射线衍射仪 (XRD, X'Pert PRO, 帕纳科公司, 荷兰) 分析硬质合金试样的物相。采用扫描电子显微镜 (SEM, MIRA3 XMH, Tescan, 捷克) 对试样的微观形貌、晶粒大小和分布进行观察。利用扫描电镜自配的电子背散射衍射技术 (EBSD, Nordlys Max3, Oxford, 英国) 对微区进行相分布的分析。采用排水法测得试样的孔隙度。使用维氏硬度计 (HVS-30Z, 上海联尔试验设备有限公司, 中国) 测定试样的硬度, 测量载荷为 30 kg, 时间为 15 s。通过对维氏硬度测试后的裂纹进行测量和计算获得试样的断裂韧性。

硬质合金中  $Ti_3SiC_2$  分解过程中相关反应的吉布斯自由能采用 Factsage 5.4.1 软件计算, 依据为吉布斯-亥姆霍兹方程, 结合数据库中 WC 相、 $WSi_2$  相的吉布斯自由能及  $Ti_3SiC_2$  相、 $WTiC$  相的热力学数据, 根据反应方程  $aA+bB=cC+dD$  得到反应的吉布斯自由能变化为:

$$\Delta G_r^0 = c\Delta G_f^0(C) + d\Delta G_f^0(D) - a\Delta G_f^0(A) - b\Delta G_f^0(B) \quad (1)$$

## 2 实验结果

### 2.1 微观组织

对不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金进行了 XRD 物相分析, 结果如图 1 所示。从图中可知,

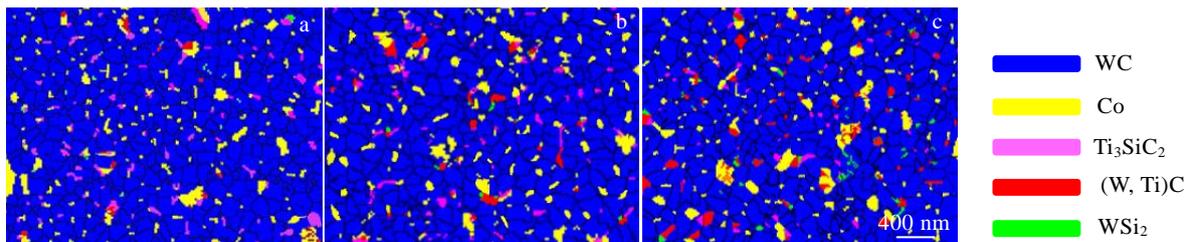


图 2 不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的 EBSD 图

Fig.2 EBSD images of as-received WC-Co- $Ti_3SiC_2$  cemented carbides sintered at different temperatures: (a) 1350 °C, (b) 1410 °C, and (c) 1470 °C

在不同烧结温度下硬质合金主要的物相均为 WC 相和 Co 相。同时均可在  $2\theta = 39.8^\circ, 40.8^\circ, 58.3^\circ; 2\theta = 37.2^\circ, 42.9^\circ$  和  $2\theta = 22.9^\circ, 39.9^\circ$  处分别观察到  $Ti_3SiC_2$ 、(W, Ti)C 以及  $WSi_2$  的衍射峰, 表明当  $Ti_3SiC_2$  添加量为 3.0% 时, 不同烧结温度下硬质合金中均存在  $Ti_3SiC_2$ 、(W, Ti)C 和  $WSi_2$  相。同时也说明不同烧结温度下的硬质合金中均有部分  $Ti_3SiC_2$  发生了分解。随着烧结温度的升高, (W, Ti)C 和  $WSi_2$  的衍射峰强度增强, 说明温度的升高会促进  $Ti_3SiC_2$  分解以及 (W, Ti)C 和  $WSi_2$  的生成。

图 2 为不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金 EBSD 图。可见, 与上述 XRD 图谱结果一致, 不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金中均存在 (W, Ti)C 和  $WSi_2$  相。(W, Ti)C 相主要位于 WC 晶粒之间, 而  $WSi_2$  相则主要位于 WC 晶粒与 (W, Ti)C 之间。同时, 可以看出, 随着烧结温度的升高, 硬质合金中的 WC 晶粒略有粗化。通过计算得到不同烧结温度下制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金中  $Ti_3SiC_2$  的分解比例, 以及  $Ti_3SiC_2$ 、(W, Ti)C 和  $WSi_2$  相的体积分数, 结果如表 1 所示。可以看出, 当硬质合金中  $Ti_3SiC_2$  添加量 (3.0%) 相同时, 随着烧结温度的升高,  $Ti_3SiC_2$  的分解比例逐渐增大, 而硬质合金中的  $Ti_3SiC_2$  含量逐渐降低。此外, (W, Ti)C 相和  $WSi_2$  相的含量逐渐增加, 这也进一步说明烧结温度的升高促进了  $Ti_3SiC_2$  的分解以及 (W, Ti)C 和  $WSi_2$  相的生成。

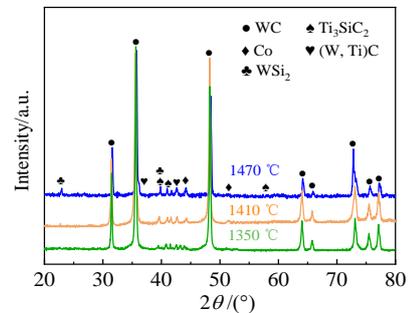


图 1 不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of WC-Co- $Ti_3SiC_2$  cemented carbides sintered at different temperatures

表 1 不同烧结温度制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金中 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 的分解比例以及 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>、(W, Ti)C 和 WSi<sub>2</sub> 相的体积分数

Table 1 Fractions of decomposed Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> and volume fractions of Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, (W, Ti)C, and WSi<sub>2</sub> phases in as-received WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides at different sintering temperatures

Sintering temperature /°C	Fraction of decomposed Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> /%	Phase content, φ/%		
		Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub>	(W, Ti)C	WSi <sub>2</sub>
1350	22.1	4.3	0.3	0.1
1410	28.4	3.9	1.5	0.5
1470	36.7	3.4	3.9	0.8

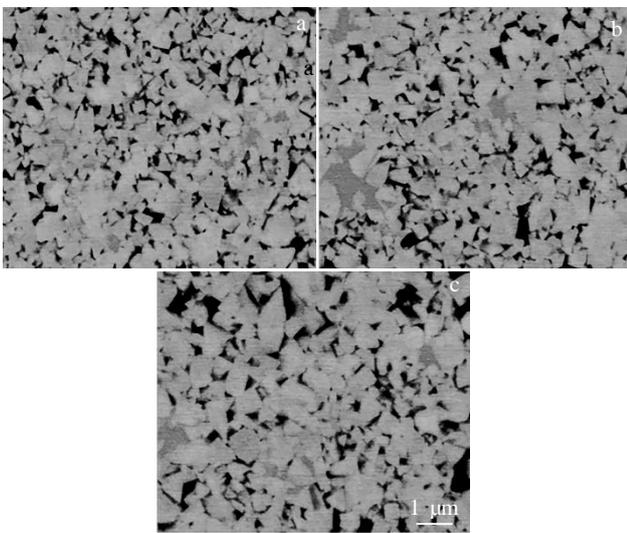


图 3 不同烧结温度制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金 SEM 形貌  
Fig.3 SEM morphologies of as-received WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides sintered at different temperatures: (a) 1350 °C, (b) 1410 °C, and (c) 1470 °C

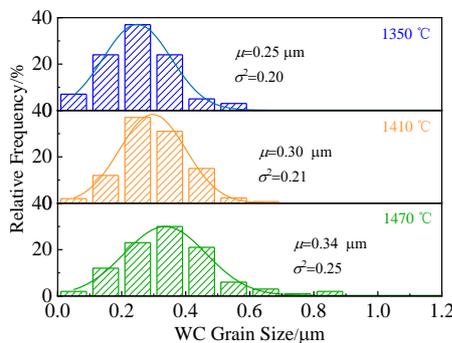


图 4 不同烧结温度制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的 WC 晶粒尺寸的高斯分布图  
Fig.4 Gaussian distribution diagram of WC grains size for WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides sintered at different temperatures

图 3 为不同烧结温度下制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金表面的微观形貌。当烧结温度为 1350 °C 时，WC 晶粒相对比较细小。随着烧结温度升高至 1410 °C 时，WC 晶粒有略微粗化的迹象。随着温度进一步升高至 1470 °C，硬质合金的 WC 晶粒异常长大现象较为明显。

对图 2 中的不同烧结温度下 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金 WC 晶粒尺寸进行统计，结果如图 4 所示。可以看出，随着烧结温度的升高，WC 平均晶粒尺寸 (μ) 从 0.25 μm 增加到 0.34 μm，且晶粒尺寸的分布方差 (σ²) 也呈增大的趋势，从 0.21 增加到了 0.25。这说明烧结温度的升高会促进 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金中 WC 晶粒的长大。

### 2.2 致密性

表 2 为不同烧结温度下制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的体积收缩率和孔隙率。可见，随着烧结温度的升高，硬质合金的体积收缩率由 40.8% 先增至 44.3%，后减小至 44.1%，相对应的孔隙率从 1.02% 减小至 0.47%，而后增加至 0.50%。结果表明，1410 °C 下制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的体积收缩率较高，孔隙率较低，其致密性较好。

### 2.3 力学性能

图 5 对比了不同烧结温度下制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的硬度和断裂韧性。可见，随着烧结温度由 1350 °C 升高至 1410 °C，其硬度从 18 761.218 MPa 增加到 20 348.328 MPa，提高了约 9%。而烧结温度继续增加至 1470 °C 时，其硬度值有所降低，与 1410 °C 烧结温度下制备的硬质合金的硬度相比降低了约 6%。WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的断裂韧性随着烧结温度的增加而降低，由 1350 °C 下的 10.39 MPa m<sup>1/2</sup> 降低至 1410 °C 下的 10.15 MPa m<sup>1/2</sup>，仅降低了约 3%。当烧结温度为 1470 °C 时，断裂韧性为 9.30 MPa m<sup>1/2</sup>，较 1350 °C 下的断裂韧性降低了约 11%。上述结果表明，在研究的烧结温度范围内，1410 °C 下制备的 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬质合金的力学性能较优。

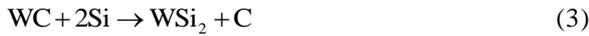
## 3 分析与讨论

已有研究表明，Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 结构中 Si 原子层嵌入在 Ti<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 层中，Si—Ti 键的结合力较弱并且远低于共价 Ti—C 键的结合力<sup>[13]</sup>。高温条件下 WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 硬

表 2 不同烧结温度制备的硬质合金的体积收缩率和孔隙率  
Table 2 Volume shrinkage ratio and porosity of cemented carbides sintered at different temperatures

Sintering temperatures/°C	1350	1410	1470
Volume shrinkage ratio/%	40.8	44.3	44.1
Porosity/%	1.02	0.47	0.50

质合金中  $Ti_3SiC_2$  的分解过程包括 Si 和  $TiC_x$  的扩散以及 Si 和  $TiC_x$  与 WC-Co 的反应<sup>[10]</sup>。其中分解的 Si、Ti 和 C 原子扩散并溶解在 Co 相，形成富(Ti, Si, C)-Co 相。分解的  $TiC_x$  与 WC 根据式(2)反应，形成(W, Ti)C 相<sup>[14]</sup>。同时，Si 可以溶解到 WC 相中，当 Si 含量超过其在 WC 中的溶解度，多余的 Si 就会与 WC 发生反应，通过反应式(3)生成  $WSi_2$ <sup>[15]</sup>。



烧结温度不同，式(2)和式(3)中反应所需的吉布斯自由能不同，如表 3 所示。可见，随着温度的升高，分解的  $TiC_x$  与 WC 以及 C 反应形成(W, Ti)C 的吉布斯自由能逐渐降低，这也表明烧结温度升高促进了(W, Ti)C 相的生成。而式(3)中 WC 和 Si 反应生成  $WSi_2$  的吉布斯自由能随烧结温度的升高而降低，这是导致 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金  $WSi_2$  相的含量随烧结温度的升高而增加的主要原因。

由图 3、图 4 和表 2 可知，随着烧结温度的增加，WC 晶粒尺寸逐渐增大，而 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的致密性呈现先增大后减小的变化趋势。WC 晶粒的长大主要是由于烧结温度的升高加剧了 WC 的重新排列和在液相 Co 中的溶解-析出效应。而硬质合金的体积收缩率和孔隙率与烧结过程中液相 Co 迁移能力密切相关。在毛细管力的作用下，Co 的迁移驱动力提高，导致硬质合金进一步收缩<sup>[16]</sup>。此外，随着烧结温度的升高， $Ti_3SiC_2$  的分解比例增加，生成了较多的(W, Ti)C 固溶体相，可以填充孔隙从而提高硬质合金的致密性。但是，在烧结过程中，液相 Co 在颗粒间迁移的驱动力与固相晶粒的大小成反比<sup>[17]</sup>。随着烧结温度进一步升高至 1470 °C，WC 晶粒持续长大和粗化，降低了

Co 的迁移驱动力，同时，阻碍了气体排出的通道<sup>[18]</sup>。因此，与 1410 °C 温度条件下烧结制备的材料相比，1470 °C 下 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的体积收缩率和孔隙率分别略有下降和升高。

一般来说，硬质合金中孔隙的存在容易引起应力集中，导致硬度的降低<sup>[19]</sup>。当烧结温度升高至 1410 °C，孔隙率的降低有助于材料硬度的提高，如图 5 所示。而过多较粗 WC 晶粒的形成导致材料硬度降低，因此烧结温度升至 1470 °C 时，硬质合金的硬度下降。此外，由于烧结温度升高，WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金中脆性相(W, Ti)C 和  $WSi_2$  含量逐渐增加，进而导致硬质合金的断裂韧性随之下降。与 WC 晶粒相比，裂纹更容易穿过(W, Ti)C 相，出现平直的穿晶断裂现象<sup>[20]</sup>，这将限制  $Ti_3SiC_2$  拔出、弯曲和层间断裂作为增韧机制的贡献。此外， $WSi_2$  相为脆性材料，主要分布在 WC/(W, Ti)C 之间，使裂纹更容易通过<sup>[21]</sup>。因此，随着烧结温度的升高，WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的断裂韧性逐渐降低。

表 3 式(2)与式(3)在不同烧结温度下的吉布斯自由能

Table 3 Gibbs free energies of Eq.(2) and Eq.(3) at different sintering temperatures

Sintering temperatures/°C	1350	1410	1470
Gibbs free energy of Eq.(2)/ $\times 10^5$ J	-1.579	-1.628	-1.677
Gibbs free energy of Eq.(3)/ $\times 10^4$ J	-4.262	-4.647	-4.685

## 4 结 论

1) 烧结温度的升高会促进硬质合金中  $Ti_3SiC_2$  的分解以及(W, Ti)C 和  $WSi_2$  的生成。随着烧结温度的增加，WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的 WC 平均晶粒尺寸逐渐增大。

2) 烧结温度为 1410 °C 时，WC-Co- $Ti_3SiC_2$  的致密性最佳，其孔隙率仅为 0.47%。烧结温度由 1350 °C 升高至 1410 °C 时，温度的升高促进了硬质合金中 WC 晶粒的长大、Co 的迁移以及固溶体(W, Ti)C 相的生成，有助于孔隙度的降低。

3) 随着烧结温度的增加，WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的硬度先增加后降低，而断裂韧性逐渐下降。其中，烧结温度为 1410 °C 时，力学性能较佳，硬度与断裂韧性分别为 20 348.328 MPa 和 10.15 MPa  $m^{1/2}$ 。

4) WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金硬度的增加得益于材料致密性的提高。断裂韧性的降低归因于烧结温度升高，硬质合金中脆性相(W, Ti)C 和  $WSi_2$  含量增加。

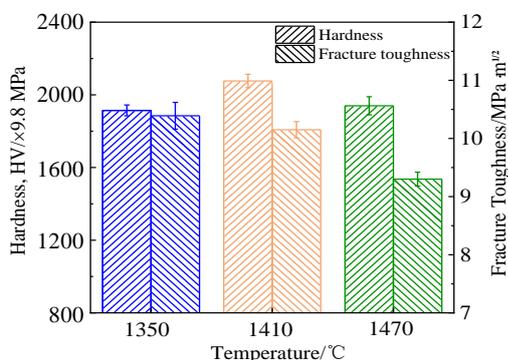


图 5 不同烧结温度制备的 WC-Co- $Ti_3SiC_2$  硬质合金的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of WC-Co- $Ti_3SiC_2$  cemented carbides sintered at different temperatures

## 参考文献 References

- [1] Upadhyaya G S. *Materials & Design*[J], 2001, 22(6): 483
- [2] Chen Riyao(陈日曜). *Principles of Metal Cutting*(金属切削原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2012: 142
- [3] Xu C H, Ai X, Huang C Z. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2001, 19(3): 159
- [4] Li Yuheng(李雨衡), Liu Xuemei(刘雪梅), Liu Chao(刘超) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(6): 2169
- [5] Makhele-Lekala L, Luyckx S, Nabarro F R N. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2001, 19(4-6): 245
- [6] Emani S V, Wang C L, Shaw L L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 98
- [7] Zhang Juguo(张聚国). *China Patent*, CN106834866A[P]. 2017
- [8] Zhang Juguo(张聚国). *China Patent*, CN106834865A[P]. 2017
- [9] Dong Hongfeng(董洪峰), Guo Congsheng(郭丛盛), Xin Siyu(辛思彧) et al. *China Patent*, CN104480336B[P]. 2016
- [10] Li M, Gong M F, Cheng Z L, et al. *Ceramics International*[J], 2022, 48(15): 223 35
- [11] Emmerlich J, Music D, Eklund P et al. *Acta Materials*[J], 2007, 55(4): 1479
- [12] Radhakrishnan R, Williams J J, Akinc M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1999, 285(1-2): 85
- [13] Barsoum M, El-Raghy T. *American Scientist*[J], 2001, 89(4): 334
- [14] Yoon B K, Lee B A, Kang S J. *Acta Materials* [J], 2005, 53(17): 4677
- [15] Ghasali E, Ebadzadeh T, Alizadeh M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 786: 938
- [16] Gao Yang(高阳), Luo Binghui(罗兵辉), Jing Huibo(景慧博) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2018, 42(5): 477
- [17] Lisovsky A F. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2009, 52(21-22): 4766
- [18] Hu H P, Cheng Y, Yin Z B et al. *Ceramics International*[J], 2015, 41(10): 15017
- [19] Yin Z B, Huang C Z, Zou B et al. *Ceramics International*[J], 2013, 39(4): 4253
- [20] Zhou W, Xiong J, Wan W C et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2015, 50: 72
- [21] Sauthoff G. *Intermetallics*[M]. New York: VCH Publishers, 1995: 115

## Effect of Sintering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> Cemented Carbides

Li Meng<sup>1</sup>, Gong Manfeng<sup>2</sup>, Cheng Zanlin<sup>1</sup>, Mo Deyun<sup>2</sup>, Wang Lei<sup>2</sup>, Zhang Chengyu<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Lingnan Normal University, Zhanjiang 524048, China)

**Abstract:** Taking the WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbide doped with 3.0wt% Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> as the case, the effect of sintering temperature (1350~1470 °C) on the microstructure, relative density, and mechanical properties of WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbide was investigated. The results show that with increasing the sintering temperatures, the fraction of decomposed Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> is increased and the generation of (W, Ti)C and WSi<sub>2</sub> phases is promoted in as-received WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides. Meanwhile, the increase in sintering temperature also results in the increase in WC mean grain size. The hardness of WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides is increased and then decreased with increasing the sintering temperature, and the fracture toughness decreases gradually. When the sintering temperature is 1410 °C, the relative density of WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> is optimum, and the porosity is 0.47%. Meanwhile, 1410 °C is the optimum sintering temperature to achieve the optimal mechanical properties of WC-Co-Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> cemented carbides. The hardness and fracture toughness are 20 348.328 MPa and 10.15 MPa m<sup>1/2</sup>, respectively. The improvement in hardness is attributed to the relative density increase in cemented carbides, while the reduction of fracture toughness results from the increase in brittle phases (W, Ti)C and WSi<sub>2</sub>.

**Key words:** WC-Co cemented carbides; Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>; sintering temperature; decomposed product; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Chengyu, Professor, NPU-SAS Joint Research Center, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492084, E-mail: cyzhang@nwpu.edu.cn