

VC 和碳含量对超细晶硬质合金室温和高温性能的影响

李雨衡¹, 刘雪梅¹, 刘超², 吕皓¹, 宋晓艳¹

(1. 北京工业大学 材料与制造学部/新型功能材料教育部重点实验室, 北京 100124)

(2. 厦门钨业股份有限公司, 福建 厦门 361000)

摘要: 以原位还原碳化技术制备的 WC-8Co 复合粉和 VC 粉末为原料, 采用低压烧结技术制备出超细晶硬质合金。系统研究了 VC 添加量和复合粉中碳含量对硬质合金的相组成、显微组织、室温和高温力学性能的影响。结果表明: 硬质合金的晶粒尺寸、硬度和断裂韧性主要受 VC 添加量的影响, 且随 VC 添加量的增加呈单调变化; 抗弯强度随 VC 添加量的变化趋势与碳含量有关; 压缩强度随温度的变化呈现先降低后升高的趋势; 当 WC-Co 复合粉的碳含量为 5.60%~5.68% (质量分数)、VC 添加量不超过 0.5% 时, 可分别制备出室温抗弯强度为 4482 MPa 和 600 °C 下抗压强度为 4914 MPa 的高综合性能的超细晶硬质合金。基于微观组织特征的分析, 结合弹-塑性有限元模型对应力分布的模拟, 对超细晶硬质合金力学性能的变化规律及影响机理进行了分析。

关键词: 超细晶硬质合金; VC 添加; 碳含量; 高温压缩性能; 力学性能

中图分类号: TG135⁺.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2169-08

WC-Co 硬质合金由于其良好的强度、热冲击性以及硬度和耐磨性而广泛应用于切削工具、耐磨模具以及抗冲击部件^[1]。其中, 晶粒尺寸小于 0.5 μm 的超细晶硬质合金因其 WC 晶粒尺寸小, 其制备工模具可获得更高的表面精度和更长的使用寿命, 非常适用于大规模集成微探针、点阵打印机喷管以及光纤接头等高精度场合的应用, 具有非常广泛的应用前景。添加晶粒长大抑制剂(GGI)来抑制烧结过程中 WC 晶粒的长大是制备超细晶 WC-Co 硬质合金的有效途径。常用的 GGI 包括 VC、Cr₃C₂、TiC、NbC、Mo₂C 等过渡族金属碳化物, 其中, VC 的抑制作用最为有效, 针对 VC 对于 WC 晶粒长大的抑制机理已经有较为系统的研究^[2]。但 VC 对合金力学性能的影响较为复杂: 一方面 VC 可有效降低硬质合金的晶粒尺寸, 进而提高合金的硬度和强度; 另一方面, 过多的 VC 可聚集在 WC/WC 晶界或 WC/Co 相界, 恶化界面结合而使合金的强度降低^[3]。随着科技的高速发展, 对硬质合金的力学性能提出了更高的要求, 加上硬质合金及其制备工具在使用过程中, 须承受因摩擦产生大量热量而造成的温度升高, 急需进一步优化合金成分提高超细晶硬质合金的力学性能, 并针对添加剂和碳含量对

超细晶硬质合金高温力学性能的影响规律进行研究。为此, 本工作研究了不同 VC 添加量和碳含量对制备超细晶 WC-Co 硬质合金力学性能的影响规律, 优化制备出高性能的超细晶硬质合金; 在此基础上, 选取代表性碳含量的试样, 针对不同 VC 含量超细晶硬质合金的压缩强度随温度的变化进行研究, 为制备室温和高温下具有高性能的超细晶硬质合金奠定技术基础。

1 实验

采用课题组研发的原位还原碳化法制备出碳含量分别为 5.56%、5.60%、5.64%和 5.68% (质量分数, 下同) 的超细 WC-8Co 复合粉末, 随后在复合粉末中分别添加一定量的 VC 粉末进行球磨混合, 将混合粉进行压制预处理, 获得具有一定强度的压坯后在 1390 °C 保温 80 min 的工艺条件下进行低压烧结, 制备出不同碳含量和 VC 添加量的超细晶 WC-8Co 硬质合金。其中, VC 粉末粒度为 1.5 μm, 其添加量分别为 0.2%、0.5%、0.8%和 1.0% (质量分数, 下同), 无 VC 添加合金作为对比试样。采用 X 射线衍射法(XRD)对制备的超细晶硬质合金进行物相分析; 通过扫描电

收稿日期: 2020-06-16

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (51631002)

作者简介: 李雨衡, 男, 1996 年生, 硕士生, 北京工业大学材料与制造学部, 北京 100124, 电话: 010-67392829, E-mail: geniusandplayboy@163.com

镜(SEM)观察 WC-Co 合金的显微组织;采用划线法测定试样的晶粒尺寸,采用压痕法测定和计算试样的硬度和断裂韧性;试样横向抗弯强度测定按照 ISO 3327: 2009 标准进行,采用万能试验机进行室温和高温压缩试验;为更好地揭示 VC 对合金力学性能的影响,基于 WC-8Co 合金的显微组织特征,采用弹-塑性有限元模型,计算了不同显微组织对应力分布的影响。

2 结果与分析

2.1 VC 和碳含量对合金物相、晶粒尺寸和室温力学性能的影响

2.1.1 物相分析

图 1 为 VC 含量 0.5% 及不同碳含量复合粉末经低压烧结制备 WC-8Co 硬质合金的 XRD 图谱。在实验范围内 VC 的添加量(不超过 1.0%)对 XRD 图谱的影响很小,因此其他 VC 添加量的 XRD 图谱未列出。可以看出,采用上述原料及配比制备出物相仅含 WC 和 Co 的 WC-8Co 硬质合金。控制配碳量是制备高性能硬质合金的关键,过多的碳在合金中以游离碳的形式存在,而碳含量过少,合金中则会出现硬脆的缺碳相(如 Co_3W_3C 、 Co_6W_6C 等)。这些相割裂了 Co 相与 WC 晶粒的直接接触,并可能成为硬质合金内部的裂纹源,从而对材料的硬度、强度以及断裂韧性等力学性能产生不利影响。由此可见,本实验制备的硬质合金中不含有游离碳和缺碳相,仅由 WC 和 Co 相组成,为制备具有优异力学性能的硬质合金奠定了良好的基础。

2.1.2 显微组织

通过对不同碳含量和 VC 添加量制备硬质合金的

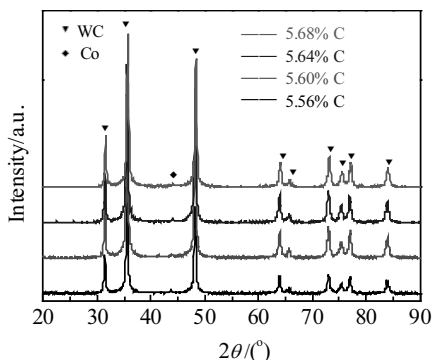


图 1 不同碳含量的原位复合粉制备 WC-8Co 硬质合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of WC-8Co cemented carbides with different carbon contents in the raw powders

显微组织进行分析发现,碳含量对于制备硬质合金试样 SEM 下的显微组织形态影响较小,因此以碳含量为 5.64% 的原位复合粉末烧结制备的 WC-8Co 硬质合金为例,分析 VC 添加量对低压烧结硬质合金显微组织的影响。图 2 是不同 VC 添加量的 WC-8Co 硬质合金的 SEM 照片。可以看出,WC 晶粒形貌多呈现多边形或者三角形,且随着 VC 添加量的增加,WC 晶粒尺寸持续减小,但合金的显微组织存在很大差异。无 VC 添加的试样中存在少量的异常长大晶粒(图 2a 中箭头所示);当 VC 添加量为 0.2% 和 0.5% 时,WC 晶粒尺寸和 Co 相分布较为均匀;当 VC 添加量超过 0.8% 之后,出现了“Co 池”(如图 2d、2e 中虚线椭圆所示)和小锯齿的台阶状 WC 晶粒(如图 2f、2g 中实线椭圆所示),并且其数量随 VC 添加量的增加而增加。硬质合金形貌随 VC 添加量的变化的原因可从 WC 晶粒的长大过程进行解释。在液相烧结早期 WC-Co 复合粉末中 WC 颗粒以合并长大为主^[4],长大的 WC 颗粒呈球状或不规则形状;随着温度的提高,原子扩散剧烈,WC 晶粒长大以溶解析出为主,即:小晶粒 WC 中的 W 和 C 在 Co 相中溶解、扩散,最终在大的 WC 表面析出。当 VC 添加量较小(如不超过 0.5%)时,大多数的 V 原子溶解在液相 Co 中,减缓了 W 和 C 原子的溶解析出过程,使 WC 晶粒长大减缓,晶粒尺寸减小。W 和 C 原子在 WC 晶粒的析出过程遵循能量最低原则,因此,WC 成长为具有典型 WC 晶体学形态的矩形或者三角形^[5]。

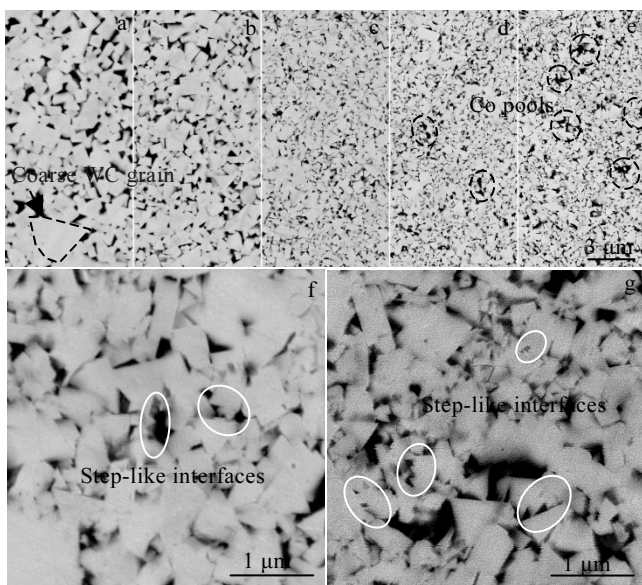


图 2 不同 VC 添加量 WC-8Co 硬质合金的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of the specimens with different VC contents: (a) 0.0%, (b) 0.2%, (c) 0.5%, (d, f) 0.8%, and (e, g) 1.0%

随着 VC 添加量的增加 (如 0.8% 和 1.0%), V 原子不仅溶解在液相 Co 中, 也会在 WC 的基面(0001)边缘或基面与柱面 (10 $\bar{1}0$) 相交处发生偏聚而形成层状或块状的(W, V)C_x^[6, 7], 如图 3a 所示。这个偏聚层增强了(0001)晶面边缘部分 2D 成核机制的能量势垒, 阻碍 W 和 C 原子的扩散。因此, 新的晶核能够在(0001)晶面的中心形成, 晶核迅速长大直至遇到 V 偏聚层, 同时, 新的(0001)晶面上又可出现新的晶核, 由此出现多个晶核共同长大的现象^[8]。因此, WC 晶粒出现在(0001)晶面上沿着[0001]方向堆叠形成的台阶状, 如图 3b 所示。另外, 当 VC 添加量较高时 (如添加量达到 0.8% 和 1.0%), WC 晶粒保持小的尺寸, WC 形成的骨架间隙小, 不利于 Co 相进入 WC 晶粒之间, 加上(W, V)C_x层的形成降低了 WC 晶粒对 Co 的润湿性, 使 Co 不能有效地填充到 WC 之间而发生偏聚形成 Co 池。

2.1.3 晶粒尺寸

图 4 是利用线性截距法测得硬质合金 WC 平均晶粒尺寸随复合粉碳含量和 VC 添加量的变化趋势。从图中可以看出, 在相同 VC 添加量的条件下, 硬质合金的 WC 平均晶粒尺寸随着 WC-8Co 复合粉末中碳含量的升高基本呈增大的趋势。其原因可能主要来自以

下几个方面, 首先, 随碳含量的增加, Co 相中 C 原子浓度升高, W 和 C 原子的扩散加剧, 进而增大 WC 晶粒尺寸的长大速度; 其次, 在 W-Co-C 三元体系中, 碳含量的增加会导致液相线温度降低^[9]。因此, 高碳量的合金成分相比于低碳量的合金成分在相同烧结温度下更有利于 WC 晶粒的长大。另外, fcc 结构(W, V)C_x的晶体学成分和存在形式均依赖于碳含量, 在低碳量条件下易于在 WC(10 $\bar{1}0$)/Co 界面形成单层、覆盖面较大的(W, V)C_x, 阻止 W 和 C 原子的溶解析出过程, 在高碳量时, 易于形成团簇状的(W, V)C_x层^[10], 对 W 和 C 原子扩散的阻碍作用明显减小。因此, 当复合粉末碳含量提高时, WC 平均晶粒尺寸略有增加。

VC 添加量对于 WC 晶粒尺寸影响明显高于 C 含量, 且随 VC 添加量的增加, 晶粒尺寸减小。图 5 是复合粉末碳含量为 5.64% 时 WC 晶粒尺寸随 VC 含量的变化曲线。可以看出, 随着 VC 添加量的提高, WC 平均晶粒尺寸持续减小。当 VC 含量由 0.0% 增加至 0.5% 时, WC 平均晶粒尺寸由 0.62 μm 迅速减小至 0.28 μm ,

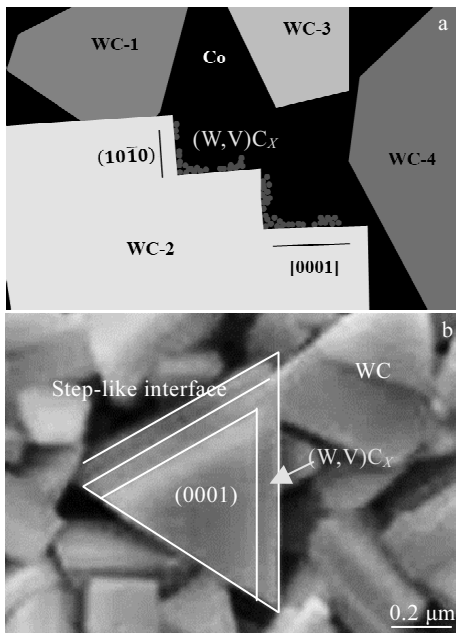


图 3 添加 VC 的 WC-Co 硬质合金中 VC 的分布示意图及台阶状 WC 晶粒 SEM 形貌

Fig.3 Schematic diagram of the VC distribution in the cemented carbides with VC addition (a); SEM morphology of WC grain with facets (b)

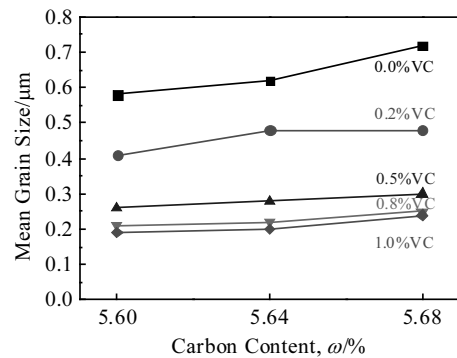


图 4 WC 平均晶粒尺寸随碳含量和 VC 添加量的变化
Fig.4 Variation of mean grain size with carbon content and VC addition

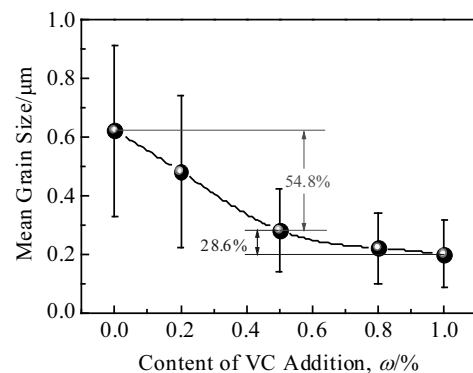


图 5 不同 VC 添加量下的平均晶粒尺寸分布
Fig.5 Variation of mean grain size with different VC contents

减小了 54.8%，减小速率较快。但当 VC 添加量由 0.5% 增加至 1.0% 时，WC 平均晶粒尺寸由 0.28 μm 减小至 0.20 μm ，仅减小了 28.6%，晶粒尺寸减小速率明显变慢。另外，随着 VC 添加量的增大，晶粒尺寸的标准差也持续降低，说明随 VC 添加量的增加，WC 晶粒尺寸分布更为均匀，这与 VC 添加可有效减少个别 WC 晶粒的异常长大有关。

2.1.4 室温力学性能

WC-8Co 硬质合金的硬度随 VC 添加量的变化曲线如图 6a 所示。由图可知，随 VC 添加量的增加，硬质合金块体的硬度持续上升；低碳含量的 WC-8Co 硬质合金的硬度略高于高碳含量合金。可见，硬质合金的硬度与平均晶粒尺寸呈相反的变化趋势，即：随晶粒尺寸的减小，硬质合金的硬度升高。WC-8Co 硬质合金的断裂韧性随 VC 添加量的变化曲线如图 6b 所示。由图可知，随 VC 添加量的增加，硬质合金块体的断裂韧性持续下降，与硬度的变化趋势相反^[11]。与 VC 添加量相比，碳含量对合金断裂韧性的影响相对较小。

图 7 和图 8 分别给出了碳含量为 5.64% 在不同 VC 添加量下的 WC-8Co 硬质合金材料的裂纹扩展形貌及穿晶裂纹长度比例的统计结果。当 VC 添加量未超过

0.5% 时，裂纹的扩展路径上常常出现裂纹偏转（如图 7a、7b 中箭头所示）以及裂纹桥接（如图 7a、7c 中椭圆所示）的现象，而当 VC 添加量为 0.8%~1.0% 时，裂纹的桥接现象出现的几率大大降低。这种桥接单元可以拉近相邻裂纹之间的距离，因此在裂纹扩展过程中，裂纹倾向于通过破坏裂纹桥接单元传播。这种传播方式所消耗的能量是通过桥接站点的最短路径扩展能量的 3 倍^[12]；另外，VC 添加量不超过 0.5% 的合金中，穿晶裂纹的比例超过 23.8%，而含 0.8% 和 1.0% 合金中穿晶裂纹的比例仅为 6.3% 和 3.6%。

由于 WC 的表面能远高于 WC/WC 大角度晶界和 WC/Co 界面能^[13]，致使裂纹直接穿过 WC 晶粒时需要消耗的能量大于沿晶界扩展所消耗的能量。因此，具有裂纹偏转、桥接和高比例穿晶裂纹的无 VC 和低 VC 含量的硬质合金具有更高的断裂韧性。

图 9 为 WC-8Co 硬质合金平均抗弯强度随 VC 添加量的变化曲线。过低的复合粉末碳含量（如 5.56%）不利于烧结块体试样的抗弯强度的提高。当复合粉末碳含量为 5.56% 时，合金平均抗弯强度随 VC 添加量

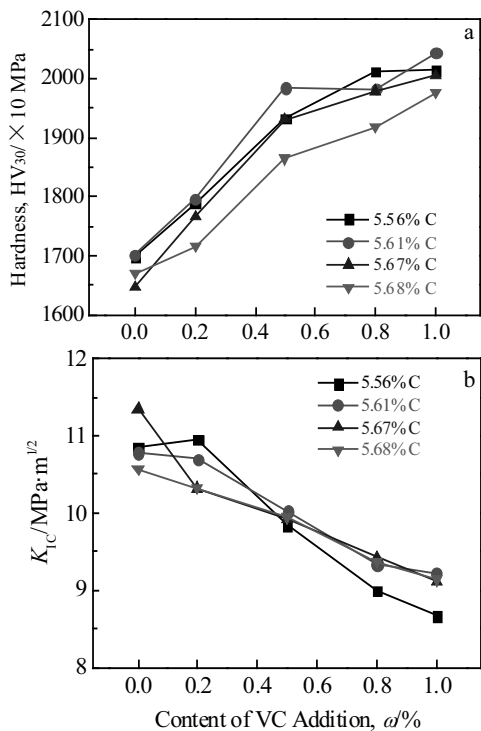


图 6 不同 VC 添加量 WC-8Co 硬质合金的硬度和断裂韧性
Fig.6 Hardness (a) and fracture toughness (b) of WC-8Co cemented carbides with different VC contents

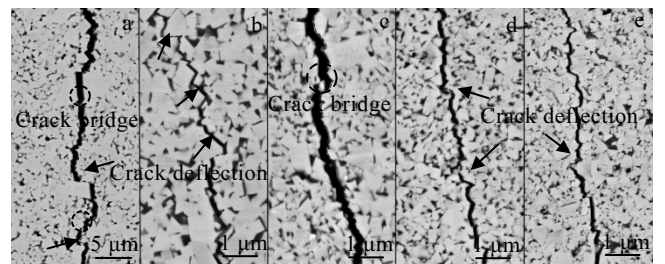


图 7 不同 VC 添加量的 WC-8Co 硬质合金的裂纹扩展形貌
Fig.7 Crack propagation morphologies of cemented carbides with different VC contents: (a) 0.0%, (b) 0.2%, (c) 0.5%, (d) 0.8%, and (e) 1.0%

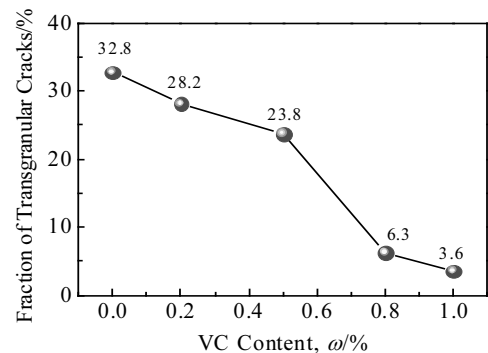


图 8 不同 VC 添加量的 WC-8Co 硬质合金的穿晶裂纹比率
Fig.8 Changes of fraction of transgranular cracks of WC-8Co cemented carbides with different VC contents

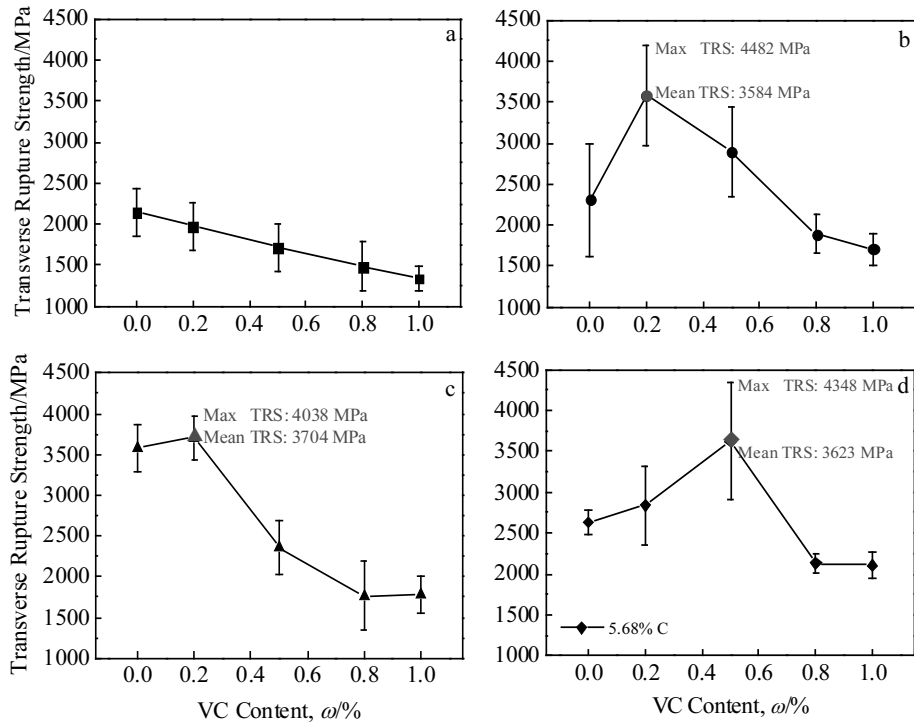


图 9 不同碳含量粉末的抗弯强度随 VC 添加量的变化曲线

Fig.9 Changes of transverse rupture strength with different VC contents under different carbon contents of powder: (a) 5.56%, (b) 5.60%, (c) 5.64%, and (d) 5.68%

的增加而降低, 随着碳含量的增加, 合金的平均抗弯强度随 VC 添加量增加呈现出先增加后降低的趋势。当碳含量为 5.60%和 5.64%时, VC 添加量为 0.2%试样的抗弯强度平均值分别达到 3584 和 3704 MPa, 最大值分别达到 4482 和 4038 MPa, 尤其是碳含量为 5.64%时, 试样抗弯强度的稳定性尤为突出。当碳含量为 5.68%时, VC 添加量为 0.5%试样的抗弯强度达到最大值 4348 MPa。与国内外报道的相同 Co 含量的 WC-Co 硬质合金相比 (如图 10 所示)^[14-21], 通过优化初始粉末碳含量及 VC 添加量, 采用低压烧结制备的 WC-8Co 硬质合金的抗弯强度指标上具有突出的优势。由此可见, 当 VC 的添加量不超过 0.5%, 且随着 VC 的添加, 适当增加碳含量的条件下, 可获得高强度的超细晶硬质合金。

分析可知, 超细晶硬质合金具有高抗弯强度的原因如下: (1) WC 晶粒尺寸适中。一方面, 晶粒尺寸越小, 外力作用下应力越均匀, 越有利于合金抗弯强度的提高; 但晶粒尺寸过小, 沿晶裂纹比例迅速增加, 试样开裂所需的能量降低, 不利于合金强度的提高; (2) WC 晶粒尺寸分布均匀。图 11a、11b 分别为含有粗大 WC 晶粒和 WC 晶粒尺寸分布均匀的显微组

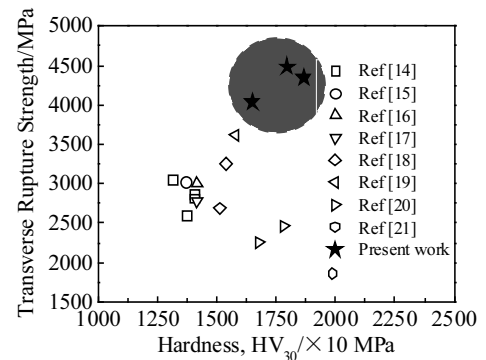


图 10 优化制备 WC-8Co 合金的抗弯强度与文献报道的抗弯强度随硬度变化的对比

Fig.10 Comparison of the transverse rupture strength and hardness values of prepared WC-8Co cemented carbides with those reported in the references for the same composition

织, 在相同外力作用下的 Mises 应力分布。可以看出, 粗大 WC 晶粒与周围小尺寸 WC 晶粒接触区域易产生大面积的应力集中, 而 WC 晶粒尺寸较为均匀的组织中, 仅在 WC 晶粒间接触的尖角处产生小范围内的应力集中。这可能与粗大晶粒不易发生转动, 而晶粒均

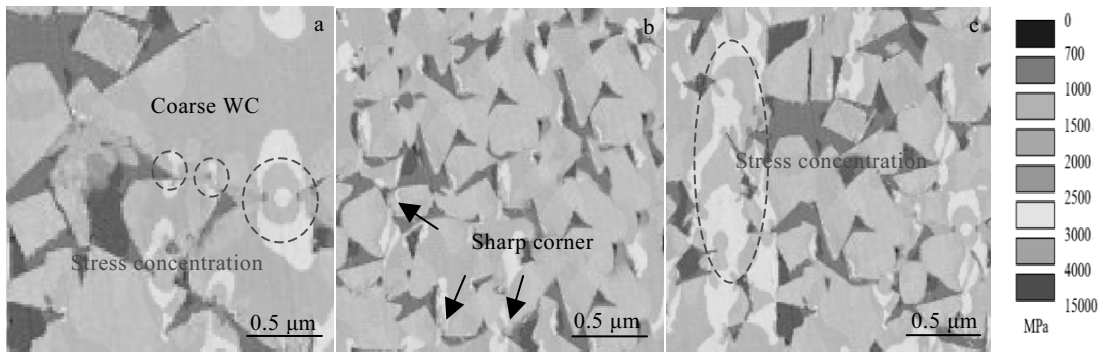


图 11 不同显微组织形貌的 Mises 应力分布的有限元模拟

Fig.11 Finite element simulation of Mises stress states with different microstructure morphologies: (a) inhomogeneous WC grains, (b) homogeneous WC grains, and (c) high WC grain contiguity

匀组织可由多个晶粒共同承担外力有关；(3) Co 相分布均匀。根据图 11c 的有限元模拟结果可以看到，WC 晶粒邻接度较大的区域，应力集中现象较为明显，而 WC 晶粒邻接度较小，即 Co 相均匀分布在 WC 晶粒之间的组织区域，应力水平低且应力集中现象少。由上分析可知，添加剂含量超过 0.8% 时（如图 2d、2e 所示），合金中有“Co 池”出现，会导致 Co 相分布不均匀，更多的 WC 晶粒直接接触，因此应力集中发生的概率也大大增加。而 VC 添加量少的合金，Co 相分布均匀，WC 邻接度小，可有效减少外力作用下 WC 晶粒间的应力集中；(4) 无(W, V)C_x层和台阶状 WC 晶粒。当 VC 含量较少（如 0.2% 和 0.5%）时，部分 VC 溶解于 Co 中，非常少量的 VC 在界面处形成(W, V)C_x层，在一定程度上影响了 WC 晶粒的长大过程，但对 WC 晶粒的形状影响不大；高的 VC 添加量会导致台阶状结构 WC 晶粒（如图 3 所示）。根据图 11b 应力的有限元模拟结果可知，显微组织中 WC 晶粒的尖角处极易形成较高水平的微区应力集中，当 WC 晶界生长成为台阶状后，这种尖角结构的数量也大大增加，可对力学性能造成不利影响；另一方面(W, V)C_x层也割裂了 WC/Co 或 WC/WC 界面，极易成为裂纹源，使整体材料的断裂敏感性增加^[22]。由此可见，合适的 VC 添加量与配碳量匹配，可获得晶粒尺寸小、WC 和 Co 相分布均匀、(W, V)C_x层对 WC 形貌和 WC/WC 及 WC/Co 界面割裂少的超细晶硬质合金，有利于有效提高合金的韧性。

2.2 VC 添加量对超细晶硬质合金室温和高温抗压强度的影响

如前所述，复合粉末碳含量为 5.64%、VC 添加量不超过 0.5% 时低压烧结制备的 WC-8Co 硬质合金具有

稳定的高抗弯强度和高的硬度。因此，以这些试样为例研究 VC 对合金室温及高温压缩性能的影响。

图 12 给出了不同 VC 含量试样的抗压强度随温度的变化曲线。可以看出，3 种试样的抗压强度均随温度的升高出现先减小后增大的趋势，尤其是 600 °C 时的抗压强度高于室温，与文献报道中抗弯强度随温度升高逐渐降低的趋势完全不同^[23]。其中，不含 VC 添加剂的 WC-8Co 合金的晶粒尺寸最大，室温和高温下抗压强度的变化最小，当 VC 添加量为 0.5%，C 含量为 5.64% 时硬质合金在室温抗压强度为 4065 MPa，600 °C 下的抗压强度为 4914 MPa；相对于未添加 VC 试样，添加少量 VC 试样在 600 °C 时的抗压强度升高更为显著，甚至超过室温抗压强度达到 4593 和 4914 MPa（分别升高了 35.4% 和 20.9%）。其中，VC 添加量为 0.5% 时，抗压强度随温度的变化最大，室温、400 和 600 °C 下抗压强度均为试验中的最高值，但在 200 °C

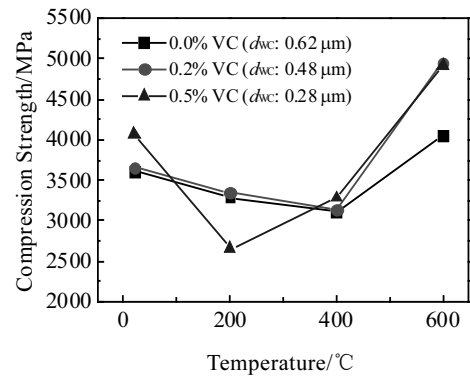


图 12 不同 VC 添加量 WC-8Co 硬质合金的抗压强度随温度变化
Fig.12 Compressive strength curves of WC-8Co cemented carbides with different VC contents at different temperatures

时则达到最低值; VC 添加量为 0.2% 时, 不同温度下的抗压强度均具有较高值。另外, 合金的室温和高温抗压强度与抗弯强度随 VC 添加量的变化规律不一致, 高温抗压强度与室温抗压强度的变化趋势也不存在固定的对应关系。可能原因在于: 室温下试样以脆性断裂失效为主, 随着温度的升高, 试样的断裂失效是由脆性断裂和韧性断裂等多种断裂机制共同主导^[23]。因此, 无法简单地通过室温硬度来预测高温性能。在高温条件下合金展现出较高的抗压强度, 原因可能是, 在高温条件下, Co 相发生软化, 更易于发生局部塑性变形^[24]; 同时, WC 晶粒在较高温度(如 600 °C)下可能会发生一定程度上的转动, 一方面协调 Co 的塑性变形, 另一方面释放了局部应力集中, 使合金的受力更加均匀, 从而使合金强度提高。

3 结 论

1) 硬质合金的晶粒尺寸、硬度和断裂韧性随 VC 添加量的变化呈较明显的变化, 而受 WC-Co 复合粉中碳含量的影响较小; 抗弯强度则随 VC 添加量的增大先升高后降低, 而随 WC-Co 复合粉中碳含量的变化较为复杂。

2) 当 WC-8Co 复合粉末碳含量为 5.60%~5.68%、VC 添加量不超过 0.5% 时, 经低压烧结可制备较高综合性能的超细晶 WC-8Co 硬质合金。其中, VC 添加量为 0.2%、WC-Co 复合粉碳含量为 5.60% 时, 制备的 WC-8Co 超细晶硬质合金的抗弯强度达到 4482 MPa。

3) 抗压强度随着温度的升高出现先降低后升高的变化趋势, 且 600 °C 时的抗压强度高于室温抗压强度。当 VC 添加量为 0.5%、碳含量为 5.64% 时, 硬质合金在室温和 600 °C 下的抗压强度分别达到 4065 和 4914 MPa。

4) 抗压强度与抗弯强度之间没有明显的对应关系, 高温抗压强度与室温抗压强度之间也不呈现明显的对应规律。因此, 不能根据合金的室温性能推断合金的高温性能。

参考文献 References

[1] Wang B X, Wang Z H, Yin Z B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 816: 152 598
 [2] Sugiyama I, Mizumukai Y, Taniuchi T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2013, 69: 473
 [3] Liu X W, Song X Y, Wang H B *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 149: 164
 [4] Wang X, Fang Z Z, Sohn H Y. *International Journal of*

Refractory Metals and Hard Materials[J], 2008, 26: 232
 [5] Christensen M, Wahnstrom G, Allibert C. *Physical Review Letters*[J], 2005, 94(6): 066 105
 [6] Lay S, Hamar-Thibault S, Loubradou M. *Interface Science*[J], 2004, 12(2): 187
 [7] Liu X W, Liu X M, Lu H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 175: 171
 [8] Zhong Y, Shaw L L. *Ceramics International*[J], 2011, 37: 3591
 [9] Ma Chun'an(马淳安), Chu Youqun(褚有群), Huang Hui(黄辉) *et al.* *Journal of Zhejiang University of Technology*(浙江工业大学学报)[J], 2003, 31(1): 1
 [10] Okada K, Osada A. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2017, 62: 149
 [11] Gao Y, Yan M Y, Luo B H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 687(27): 259
 [12] Wang W, Lu Z C, Zeng M Q *et al.* *Ceramics International*[J], 2018, 44: 2668
 [13] Gren M A, Fransson E, Wahnstrom G. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 87: 105 114
 [14] Cheng Xiulan(程秀兰), Hong Haixia(洪海侠). *Rock Drilling Machinery and Pneumatic Tools*(凿岩机械气动工具)[J], 2016(4): 43
 [15] Lin H, Sun J C, Li C H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 682(15): 531
 [16] Zhao Z W. *Scripta Materialia*[J], 2016, 120(15): 103
 [17] Li Zhongdian(李重典), Shi Kaihua(时凯华), Wang Haixia(王海霞) *et al.* *Sichuan Metallurgy*(四川冶金)[J], 2015, 37(4): 9
 [18] Wang W, Lu Z C, Chen Z H *et al.* *Rare Metals*[J], 2016, 35(10): 763
 [19] Xie Y F, Wang X Q, Chen L D *et al.* *Journal of Wuhan University of Technology*[J], 2006, 21(1): 42
 [20] Ding Q J, Zheng Y, Ke Z *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 87: 105 166
 [21] Wang B X, Wang Z H, Yin Z B *et al.* *Ceramics International*[J], 2019, 45(16): 19 737
 [22] Su W, Huang Z, Ren X R *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 56: 110
 [23] Emani S V, Santos A F C R D, Shaw L L *et al.* *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2016, 58: 172
 [24] Yousfi M A, Weidow J, Nordgren A *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2015, 49: 81

Effect of VC Addition and Carbon Content on Mechanical Properties of Ultrafine Cemented Carbides at Room and High Temperatures

Li Yuheng¹, Liu Xuemei¹, Liu Chao², Lu Hao¹, Song Xiaoyan¹

(1. Faculty of Materials and Manufacturing, Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Education Ministry of China, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. Xiamen Tungsten Corporation, Ltd, Xiamen 361000, China)

Abstract: Using VC and WC-8Co composite powder prepared by in-situ reduction carbonization as raw materials, ultrafine WC-Co cemented carbide was prepared by sinter-HIP technology. The influences of the VC content and the carbon content of the composite powder on the phase composition, microstructure, and mechanical properties of the cemented carbides were investigated. The results show that the grain size, hardness and fracture toughness of cemented carbides are mainly affected by the VC content. These properties change monotonically with the increase of VC content. The change of transverse rupture strength with VC content is related to carbon content. The compression strength decreases first and then increases with the increase of temperature. With the optimized carbon content of WC-8Co composite powder in the range of 5.60wt%~5.68wt% and the VC addition no more than 0.5wt%, the ultrafine cemented carbides with high comprehensive performance were prepared. The highest value of TRS is 4482 MPa at room temperature, and compression strength is 4914 MPa at 600 °C. Based on the characteristics of the microstructure and the stress distribution, simulated by the elastic-plastic finite element model, the law of performance change and the mechanism of its performance were analyzed.

Key words: ultrafine cemented carbide; VC addition; carbon content; high temperature compression strength; mechanical properties

Corresponding author: Song Xiaoyan, Ph. D., Professor, Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392311, E-mail: xysong@bjut.edu.cn