

DOI: 10.7652/xjtub201810022

硬质相含量对 Ti(C,N)-304 不锈钢 金属陶瓷力学性能的影响

张伟耀^{1,2}, 高义民^{1,2}, 何林^{1,2}, 李烨飞², 刘志伟²

(1. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 710049, 西安;

2. 西安交通大学铸造及耐磨材料研究所, 710049, 西安)

摘要: 采用传统粉末冶金的方法研究了 Ti(C,N) 硬质相含量对 Ti(C,N)-304 不锈钢金属陶瓷的微观组织和力学性能的影响。通过扫描电子显微镜和透射电子显微镜观测了不同硬质相含量的金属陶瓷的微观组织、断口形貌、裂纹传播规律以及晶界微裂纹的产生,并基于体视学原理分析了硬质相相邻接度和粘结相平均自由程。使用阿基米德排水法、洛氏硬度计和三点弯曲法分别测量了金属陶瓷的致密度、硬度和抗弯强度,结果表明:随着硬质相含量的增加,金属陶瓷硬质相平均颗粒直径先减小后增大,在硬质相体积分数为 75% 时,达到最大致密度(98.4%)、硬度(HRA 89.2)和抗弯强度(1 291 MPa);在裂纹传播过程中,以沿晶断裂为主,穿晶断裂为辅;大颗粒更容易发生穿晶断裂,且由于大颗粒存在尖角,容易导致应力集中形成微裂纹,不利于材料力学性能的提高。

关键词: Ti(C,N)-304 不锈钢金属陶瓷;硬质相含量;力学性能

中图分类号: TF124 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2018)10-0159-08

Effects of Ti(C,N) Content on Mechanical Properties of Ti(C,N)-304 Stainless Steel Cermet

ZHANG Weiya^{1,2}, GAO Yimin^{1,2}, HE Lin^{1,2}, LI Yefei², LIU Zhiwei²

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. Institute of Foundry Technology and Wear Resistant Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The effects of Ti(C,N) content on microstructure and mechanical properties of Ti(C,N)-304 stainless steel cermet are analyzed. Scanning electron microscopy and transmission electron microscopy are adopted to observe the microstructures, fracture morphology, crack propagation and microcrack in the cermet with different hard phase content. The contiguity of the hard phase and the binder mean free path are discussed following the stereological principle. The relative density, hardness and transverse rupture strength of the cermet are measured with Archimedes principle, Rockwell hardness tester and three-point-bending method, respectively. With the increasing hard phase content, the average particle diameter of the hard phase firstly decreases and then increases. When the hard phase content is 75%, the cermet obtains the maximum relative density (98.4%), maximum hardness (HRA 89.2) and maximum transverse rupture strength (1 291 MPa). In the process of crack propagation, intergranular fracture and transgranular fracture simultaneously appear, but the former is in majority. Large Ti(C,N)

grains are more prone to appear transgranular fracture. The stress concentration due to sharp corners of large particles leads to microcrack, which is not conducive to improve the mechanical properties of the material.

Keywords: Ti(C,N) stainless steel cermet; hard phase content; mechanical properties

金属陶瓷是由软而韧的金属与硬而脆的陶瓷组成的复合材料,它兼具金属良好的韧性、导电导热能力和陶瓷的高硬度、耐磨损、抗氧化、耐腐蚀的性能^[1-2]。因此,金属陶瓷在机械加工、矿山开采、石油化工和航空航天等领域的耐磨零部件中得到了普遍的应用。目前,在工业领域应用最为广泛的是 WC-Co 硬质合金(金属陶瓷的一种),但是由于原材料大量使用了 W 和 Co 等稀有贵金属,导致其价格昂贵并且成本连年上升。此外,WC-Co 硬质合金在高温下力学性能下降快,其中的粘结相(Co)的抗氧化性能有限且容易被腐蚀,导致了该硬质合金的应用范围受到限制。

因此,开发质优价廉的新型金属陶瓷以代替 WC-Co 硬质合金对于工业生产具有重要的现实意义。与 WC 基金属陶瓷相比,Ti(C,N)基金属陶瓷由于具有较高的硬度和较低的密度,因而作为硬质相被广泛地应用于新一代金属陶瓷中^[3-5]。因为 Ni 与 Ti(C,N)具有良好的润湿性,所以 Ti(C,N)基金属陶瓷的粘结相比较多地应用了镍/镍合金。也有一部分科学家正在开展“以钢代钴”研究,利用钢作为粘结相来制备新型金属陶瓷^[6-10]。304 不锈钢(stainless steel,ss)具有良好的抗氧化、耐腐蚀能力,塑韧性强;此外,304ss 能够润湿 Ti(C,N)并且与 Ti(C,N)均为面心立方结构,有利于界面失配度的减小。因此,利用 304ss 作为粘结相制备的 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷是一种有应用前景的新型金属陶瓷材料^[2,11-12]。

本文首先利用 Ti(C,N)作为硬质相,304ss 作为粘结相,制备出了 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷;之后研究了不同 Ti(C,N)硬质相含量对 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷力学性能的作用规律,以期获得综合力学性能良好的 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷材料提供参考。

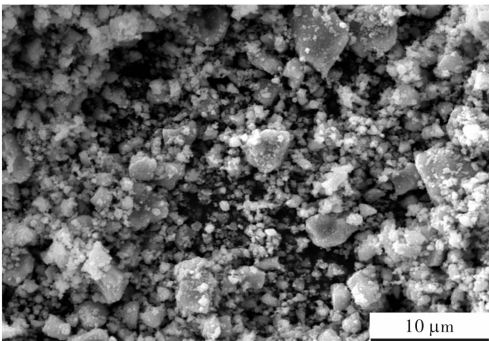
1 原料与试验方法

本文采用 Ti(C,N)和 304ss 粉末为原料来制备 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷。304ss 成分如表 1 所示。Ti(C,N)和 304ss 粉末的扫描电子显微镜(scanning electron microscope,SEM)图见图 1。调整 Ti(C,

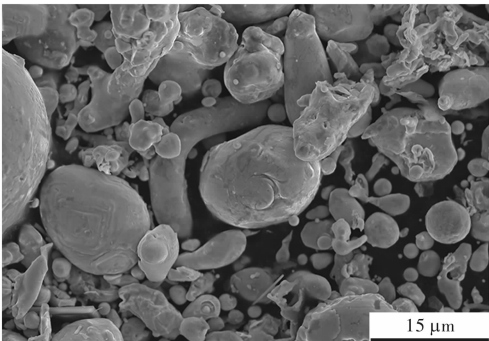
N)与 304ss 的含量,利用行星式球磨机制备出 Ti(C,N)硬质相体积分数为 40%~80%的金属陶瓷。在制备过程中,采用 304ss 球磨罐和直径为 5 mm 的 YG8 硬质合金球,球磨时间为 18 h,过程控制剂采用无水乙醇,球料比为 15:1,并在球磨罐中充入氩气作为保护气体。

表 1 304ss 成分

元素	Fe	Ni	Cr	Mn	Si	C
质量分数/%	其余	10	20	0.85	0.22	0.07



(a) Ti(C,N)粉末



(b) 304ss 粉末

图 1 原始粉末的 SEM 图

球磨后的浆料用旋转蒸发器在 55℃、0.09 MPa 的条件下烘干,然后将粉末过筛造粒。将不同硬质相含量的粉末在 400 MPa 下单向压制成型,并用真空烧结炉制备 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷。烧结工艺如下:首先以 8℃/min 的升温速率升温至 1 000℃并保温 30 min;再以 4℃/min 的升温速率升温至 1 450℃并保温 1 h;完成烧结后,试样随炉冷却;烧结过程中,真空度为 10⁻³ Pa。

烧结后,将不同硬质相含量的金属陶瓷用金刚石砂轮磨平并抛光。采用阿基米德排水法测量金属陶瓷的密度和致密度,采用扫描电镜 SU3500 观察 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的组织结构并用能谱仪 (energy dispersive spectrometer,EDS) 进行元素分析。基于 SEM 图,使用 Nanomeasure 软件统计并分析 Ti(C,N)硬质相的平均颗粒直径 d 。基于体视学原理,结合 SEM 图,计算硬质相邻接度 c 和粘结相平均自由程 λ ,公式^[8,13]为

$$c = \frac{2N_{c/c}}{2N_{c/c} + N_{c/b}}$$

(1)

$$\lambda = \frac{1}{1 - c} \frac{\varphi_b}{\varphi_c} d$$

(2)

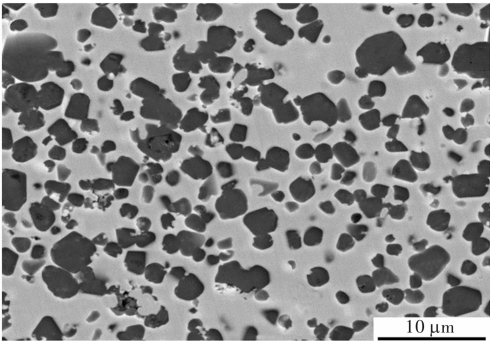
式中: $N_{c/c}$ 和 $N_{c/b}$ 分别为硬质相/硬质相界面数量和硬质相/粘结相界面数量; φ_b 为粘结相体积分数, φ_c 为硬质相体积分数,并假定 $\varphi_b + \varphi_c = 1$ 。硬质相邻接度 c 代表了硬质相的相互接近程度,而粘结相平均自由程 λ 代表了相邻两颗硬质相之间粘结相的平均厚度。为了保证硬质相平均颗粒直径、硬质相邻接度和粘结相平均自由程试验数据的可靠性,至少应统计 500 个颗粒的数据。利用 X 射线衍射(X-ray diffraction,XRD)仪 (Bruker D8 ADVANCE)对 不同硬质相含量的金属陶瓷进行分析,确定了不同硬质相含量下金属陶瓷的物相组成。按照国家标准^[14]制备了尺寸为 3 mm×4 mm×20 mm 的试样,并采用万能材料试验机 (CMT5305)进行了三点弯曲试验来测量不同硬质相含量金属陶瓷的抗弯强度,并利用 SEM 对断口进行了观测和分析。

2 试验结论

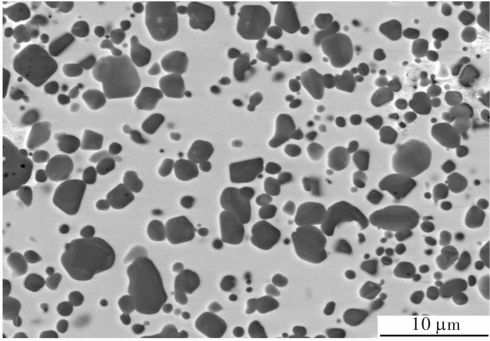
图 2 为烧结后硬质相体积分数为 40%~80% 的 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的 SEM 图,其中深色区域为 Ti(C,N)硬质相,浅色区域为 304ss 粘结相,可以看出:烧结后的金属陶瓷液相填充充分,未填充空隙较少;在金属陶瓷中,均存在部分硬质相颗粒严重长大的现象;小颗粒的硬质相直径为 0.3 μm,而大颗粒的硬质相直径约为 8 μm;小颗粒硬质相多呈球形,有利于减小应力集中,而大颗粒硬质相具有较规则的结构,存在尖角,由于在尖角处通常容易存在应力集中,因此该处是金属陶瓷中的薄弱环节,微裂纹容易在此萌生,材料力学性能因而降低;随着硬质相含量的增加,图中球形小颗粒硬质相的比例逐渐增加,而规则大颗粒硬质相的比例减小。

当硬质相体积分数低于 50% 时,Ti(C,N)硬质

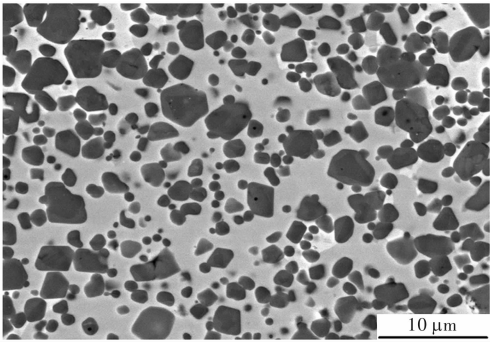
相为单一结构,整体呈深灰色;随着硬质相含量的增加,硬质相出现了明显的环-核心结构,环结构为浅灰色,核心结构为深灰色。利用 EDS 对图 2e 中的



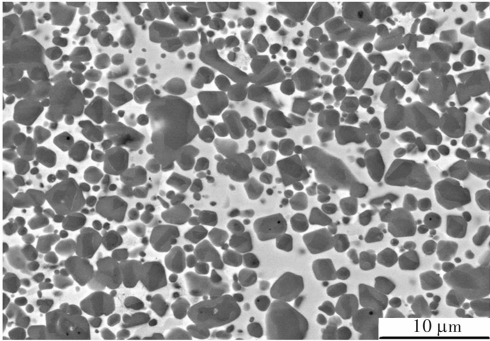
(a)40%



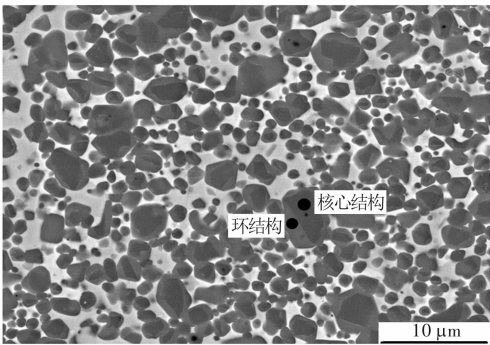
(b)50%



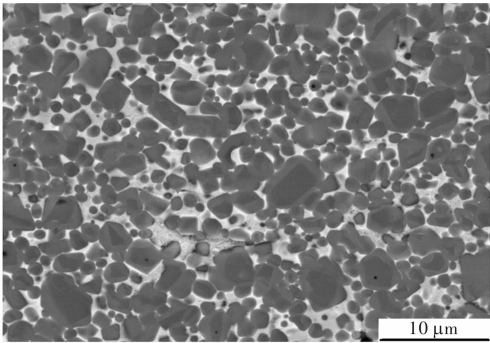
(c)60%



(d)70%



(e) 75%



(f) 80%

图 2 不同硬质相体积分数的金属陶瓷 SEM 图

环结构和核心结构进行能谱分析,结果如表 2 所示,可以看出:环结构中含有较多的 Fe 和 Cr 元素,说明 Fe 和 Cr 在硬质相中存在固溶现象,并形成了冶金结合界面,这与前期研究的结果^[2]相一致,更重要的是,在环结构中有 W 元素的存在;核心结构的主要成分为 Ti,并含有微量的 Fe、Cr 元素。环结构中的 W 元素来自于球磨过程中的 WC-Co 硬质合金磨球的磨损,随着硬质相含量的增加,在球磨过程中硬质合金磨球的磨损程度逐渐增加,因此 W 元素在粉末中的含量随之增加。文献^[12]指出,W 元素能够与 Ti(C,N)硬质相发生固溶形成环形结构。W 元素在 Ti(C,N)界面的富集阻碍了液态粘结相中 Ti 元素向 Ti(C,N)陶瓷相的扩散,有利于阻碍硬质相的长大,减小硬质相颗粒的尺寸。

利用 XRD 对不同硬质相含量的金属陶瓷进行了物相分析,结果如图 3 所示,可以看出:烧结后的金属陶瓷主要由 Ti(C,N)硬质相、304ss 粘结相组成,但是其中存在微弱的 Fe₇C₃ 衍射峰,可能是由 304ss 中的 Fe 与 Ti(C,N)粉末中的游离碳发生了反应而形成的;此外,疑似存在 Cr₂Ti 衍射峰,但由于峰值太低,无法完全确定其存在性。

为了表征金属陶瓷的微观结构,本试验采用硬质相颗粒平均直径 d 及其标准差 σ 来表征该金属陶

表 2 环结构与核心结构的能谱分析结果

元素	环结构		核心结构	
	质量分 数/%	原子分 数/%	质量分 数/%	原子分 数/%
C	11.27	31.48	10.34	33.53
N	5.41	8.14	4.33	10.05
Ti	72.56	56.08	82.84	55.24
Cr	3.77	1.37	0.43	0.27
Fe	4.36	2.41	1.86	0.87
W	2.63	0.52	0.2	0.04
总计	100	100	100	100

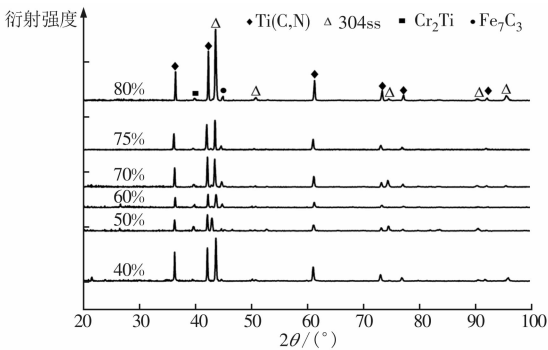


图 3 不同硬质相含量金属陶瓷的 XRD 图谱

瓷中硬质相颗粒的尺寸分布,利用 c 和 λ 来表征硬质相颗粒在金属粘结相中的位置分布。使用 Nanomeasure 软件对 SEM 图中的硬质相颗粒进行了直径统计,得到了在不同硬质相含量的 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷中 Ti(C,N)的平均颗粒直径,如图 4 和表 3 所示,可以看出:随着硬质相含量的增加,Ti(C,N)硬质相颗粒平均直径先从硬质相体积分数为 40%时的 1.59 μm 逐渐减小,当硬质相体积分数为 70%时达到最小值 1.38 μm ;此后硬质相颗粒平均直径逐渐增加,当硬质相体积分数为 80%时,Ti(C,N)颗粒平均的直径达到最大值 1.60 μm 。

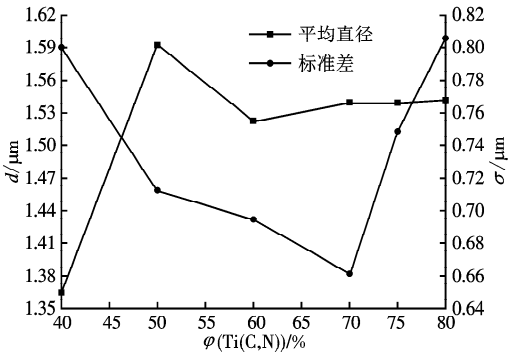


图 4 颗粒尺寸与硬质相含量的关系

表 3 金属陶瓷硬质相的微观尺度

$\varphi(\text{Ti(C,N)})/\%$	$d/\mu\text{m}$	$\sigma/\mu\text{m}$	c	$\lambda/\mu\text{m}$
40	1.59	0.649 6	0.133	2.820
50	1.46	0.801 5	0.154	1.683
60	1.43	0.755 3	0.189	1.175
70	1.38	0.766 1	0.218	0.757
75	1.51	0.766 3	0.270	0.696
80	1.60	0.767 5	0.388	0.653

金属陶瓷中硬质相的含量和颗粒直径对硬质相邻接度和粘结相平均自由程均有一定的影响。图 5 是邻接度、平均自由程与硬质相含量的关系,可以看出,随着硬质相含量的增加,邻接度逐渐增大而平均自由程逐渐减小。这是因为随着硬质相含量的增加,金属陶瓷中硬质相颗粒的分布逐渐密集,硬质相颗粒的间距变短,相互接触的概率增加,因此,邻接度增加而平均自由程减小。

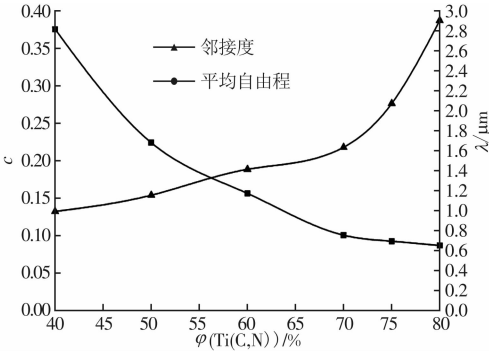


图 5 邻接度、平均自由程与硬质相含量的关系

图 6 显示了不同硬质相含量的 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的密度、致密度的变化规律。随着硬质相含量的增加,金属陶瓷的密度逐渐减小,这与低密度 Ti(C,N)陶瓷含量的增加有关;在硬质相体积分数增加至 75%之前,金属陶瓷的致密度由 93.3%逐渐增加至 98.4%,当硬质相体积分数增加至 80%时,致密度有所降低,这是由于粘结相含量减少,液相填充不充分所导致的。

图 7 为 Ti(C,N)硬质相含量对 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷硬度的影响。随着陶瓷硬质相体积分数的增加,硬度由 40%时的 HRA 81.7 增加至 75%时的最大值 HRA 89.2,之后略有降低。一方面,Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷硬度的变化与高硬度的硬质相含量的增加有关;另一方面,由于在金属陶瓷中粘结相平均自由程类似于粘结相的平均颗粒尺寸,平均自由程的减小阻碍了粘结相中位错的移动,具有类似细晶强化的效果,从而进一步增加了金属陶瓷的

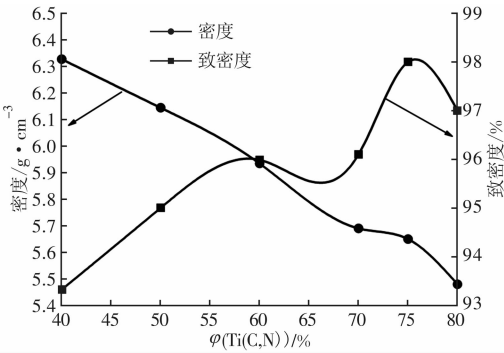


图 6 密度、致密度与硬质相含量的关系

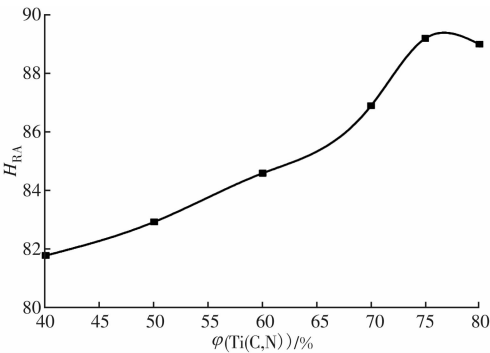


图 7 硬度与硬质相含量的关系

硬度^[1,15]。但是,当硬质相体积分数增加至 80%时金属陶瓷的致密度有所降低,因此硬度降低。

图 8 显示了金属陶瓷的抗弯强度随着硬质相含量的变化规律,可以看出:当硬质相体积分数为 40%时,抗弯强度为 1 037 MPa;当硬质相体积分数增加至 75%时,抗弯强度达到最大值 1 291 MPa。抗弯强度是金属陶瓷力学性能的综合表现,与金属陶瓷的硬度、韧性有关。随着硬质相含量的提高,一方面金属陶瓷的硬度逐渐增加,另一方面具有良好韧性的金属粘结相的含量减少,金属陶瓷的韧性将不可避免地降低。此外,金属陶瓷的致密度对抗弯强度也具有较大影响——致密度越低,金属陶瓷中的孔隙就越多。在弯曲条件下,孔隙不仅降低了金

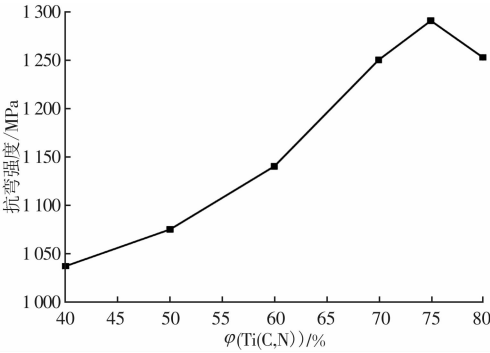
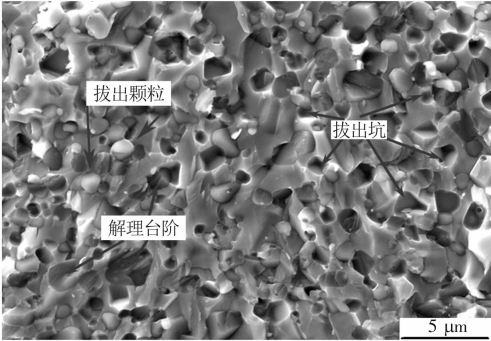


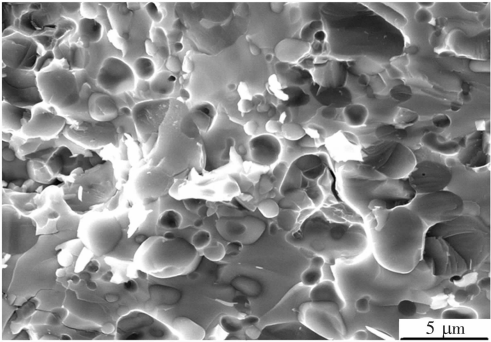
图 8 抗弯强度与硬质相含量的关系

属陶瓷的实际受力面积,而且易导致应力集中,因此裂纹易萌生,金属陶瓷的抗弯强度降低。

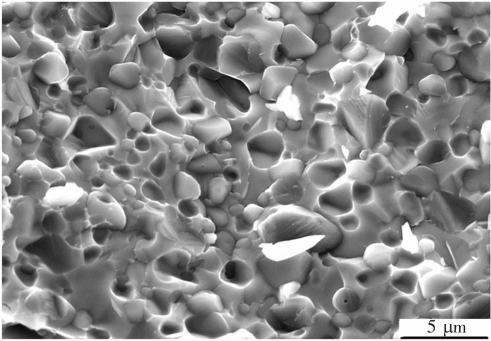
为了进一步分析硬质相含量对 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷力学性能的影响规律,对不同硬质相含量的金属陶瓷断口进行了分析,结果如图 9 所示,可以看出:断口中存在硬质相;硬质相发生了穿晶断裂和沿晶断裂两种模式,且以沿晶断裂为主;硬质相发生穿晶断裂后形成河流状花纹,发生沿晶断裂后形成拔出颗粒和凹坑;金属粘结相发生撕裂后形成撕裂棱。通过观察发现,较大颗粒的硬质相容易发生穿晶断裂,而较小颗粒的硬质相倾向于从粘结相中拔出,形成沿晶断裂。这是因为大颗粒的硬质相在生长过程中更容易形成内部缺陷,在裂纹尖端应力场



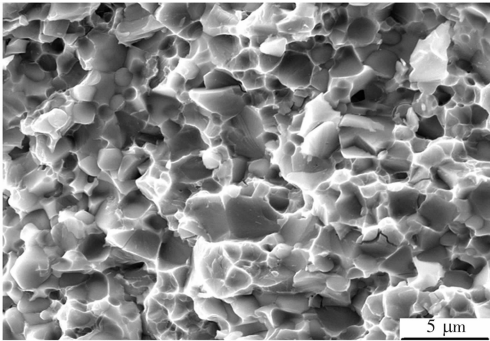
(a)40%



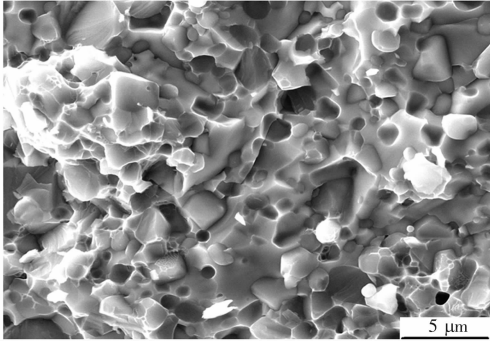
(b)50%



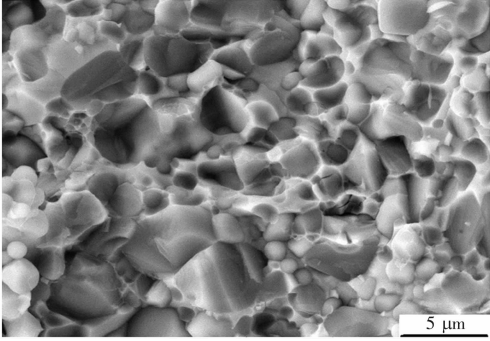
(c)60%



(d)70%



(e)75%



(f)80%

图 9 不同硬质相含量金属陶瓷的断口 SEM 图

的作用下容易从缺陷处发生裂纹扩展,而小颗粒硬质相在裂纹尖端应力场的作用下容易发生转动,使与裂纹尖端接触的晶面得到调整,从而裂纹更易发生偏转形成沿晶断裂。裂纹的偏转将增加裂纹在金属陶瓷中的传播路径,增加裂纹传播过程中消耗的能量,提高材料抗弯强度。因此,对硬质相体积分数为 75% 的金属陶瓷的裂纹传播进行了观察,结果如图 10 所示,可以看出:断裂模式以沿晶断裂为主,穿晶断裂为辅;在硬质相和粘结相中均发现了裂纹分支,有利于增加裂纹数量,提高材料力学的性能;裂纹附近的硬质相/硬质相界面在裂纹应力场的作用下萌生了裂纹源,这与文献[2]的研究结果——硬质相/硬质相界面是弱界面——相一致。该金属陶瓷

中硬质相邻接度的增加使得硬质相/硬质相弱界面的数量增加,不利于材料的力学性能。

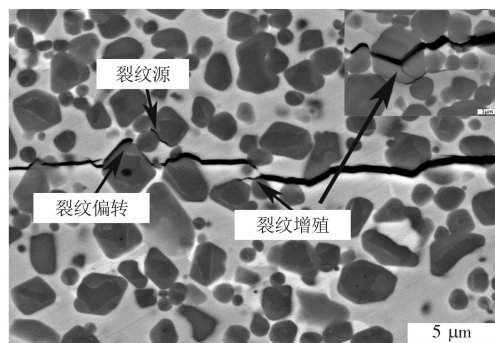


图 10 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的裂纹传播规律

使用 TEM 对该金属陶瓷进行观察,结果见图 11,可以发现,规则大颗粒的尖角处由于应力集中,容易形成微裂纹。微裂纹的存在会极大地降低金属陶瓷的抗弯强度,对材料的力学性能具有较大影响。结合图 2 分析可知,小颗粒硬质相倾向于形成球形颗粒,有利于避免微裂纹的产生。因此,金属陶瓷硬质相颗粒直径的降低有利于提高其力学性能。

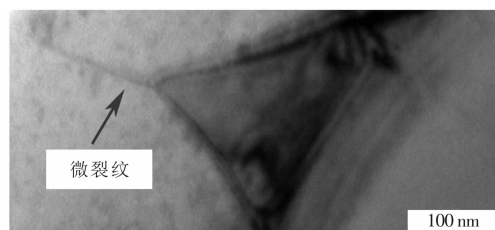


图 11 Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的大颗粒尖角处微裂纹

3 结 论

(1)随着硬质相含量的提高,Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷中的 Ti(C,N)硬质相逐渐形成了环-核心结构,通常该结构的存在可以提高陶瓷硬质相和金属粘结相的润湿性,提高材料强度;

(2)随着硬质相含量的提高,Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的硬质相平均颗粒直径先减小后增加,硬质相邻接度逐渐增大,粘结相平均自由程逐渐减小;

(3)随着硬质相含量的提高,Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的致密度、硬度和抗弯强度均先提高而后略降低,在硬质相体积分数为 75%时,达到最高的致密度(98.4%)、硬度(HRA 89.2)和抗弯强度(1 291 MPa);

(4)Ti(C,N)-304ss 金属陶瓷的断裂模式以沿晶断裂为主,穿晶断裂为辅,大颗粒容易发生穿晶断裂,且大颗粒由于存在尖角,容易导致应力集中形成

微裂纹,不利于金属陶瓷力学性能的提高。

参考文献:

- [1] ONUOHA C C, JIN C, FARHAT Z N, et al. The effects of TiC grain size and steel binder content on the reciprocating wear behaviour of TiC-316L stainless steel cermets [J]. *Wear*, 2016, 350: 116-129.
- [2] HE L, GAO Y, LI Y, et al. Effect of milling time on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-304 stainless steel cermet [J]. *Materials Research Express*, 2018, 5(2): 1-10.
- [3] 望军, 刘颖, 叶金文, 等. Ti(C,N)基金属陶瓷抗弯强度的研究 [J]. *硬质合金*, 2008, 25(3): 140-142.
WANG Jun, LIU Ying, YE Jinwen, et al. Investigate the transverse rupture strength of Ti(C,N) based cermets [J]. *Cemented Carbide*, 2008, 25(3): 140-142.
- [4] 康新婷, 刘素英, 蒋纪麟. Ti(C,N)基金属陶瓷的制备与应用 [J]. *硬质合金*, 1999, 16(1): 51-55.
KANG Xinting, LIU Suying, JIANG Jilin. The fabricate and application of Ti(C,N) based cermets [J]. *Cemented Carbide*, 1999, 16(1): 51-55.
- [5] 熊继, 张亚昆, 沈保罗, 等. 超细 TiCN 金属陶瓷的制备及性能 [J]. *粉末冶金技术*, 2003, 21(2): 92-95.
XIONG Ji, ZHANG Yakun, SHEN Baoluo, et. al. Fabricate and mechanical properties of super-fine Ti (C,N) based cermets [J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2003, 21(2): 92-95.
- [6] CHEN M, ZHUANG Q, LIN N, et al. Improvement in microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-Fe cermets with the carbon additions [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 701: 408-415.
- [7] GORDO E, GÓMEZ B, RUIZ-NAVAS E M, et al. Influence of milling parameters on the manufacturing of Fe-TiCN composite powders [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 162(10): 59-64.
- [8] JIN C, PLUCKNETT K P. Microstructure instability in TiC-316L stainless steel cermets [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, 58: 74-83.
- [9] JIN C, ONUOHA C C, FARHAT Z N, et al. Reciprocating wear behaviour of TiC-stainless steel cermets [J]. *Tribology International*, 2017, 105: 250-263.
- [10] SHEN Y, HUANG Z, ZHANG L. Effect of milling time on the microstructure and mechanical properties of Mo₂FeB₂ based cermets [J]. *Materials Research Express*, 2017, 4(10): 106518.
- [11] ONUOHA C C, KIPOUROS G J, FARHAT Z N, et al. The reciprocating wear behaviour of TiC-304L

- stainless steel composites prepared by melt infiltration [J]. *Wear*, 2013, 303(1/2): 321-333.
- [12] HE L, GAO Y, LI Y, et al. Effect of milling time on powder's structure evolution of Ti(C,N)-304 stainless steel cermet [J]. *Materials Research Express*, 2018, 5(3): 1-11.
- [13] 王凯旋, 曾卫东, 邵一涛, 等. 基于体视学原理的钛合金显微组织定量分析 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(3): 398-403.
- WANG Kaixuan, ZENG Weidong, SHAO Yitao, et al. Quantification of microstructural features in titanium alloys based on stereology [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(3): 398-403.
- [14] 全国工业陶瓷标准化技术委员会. 精细陶瓷弯曲强度试验方法: GB/T 6569—2006 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2009: 9.
- [15] MAKHELE-LEKALA L, LUYCKX S, NABARRO F R N. Semi-empirical relationship between the hardness, grain size and mean free path of WC-Co [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2001, 19(4): 245-249.

(编辑 陶晴)

(上接第 152 页)

- [19] ULYANOV D, VEDALDI A, LEMPITSKY V, et al. Instance normalization: the missing ingredient for fast stylization [EB/OL]. (2016-07-27) [2018-03-10]. <https://arxiv.org/abs/1607.08022>.
- [20] ARJOVSKY M, CHINTALA S, BOTTOU L. Wasserstein generative adversarial networks [C]//Proceedings of the International Conference on Machine Learning. New York, USA: ACM, 2017: 214-223.
- [21] KINGMA D P, BA J. Adam: a method for stochastic optimization [EB/OL]. (2014-12-22) [2018-02-20]. <https://arxiv.org/abs/1412.6980>.

(编辑 武红江)

(上接第 158 页)

- [17] 倪振华. 振动力学 [M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1989: 96-97.
- [18] 何青, 杜永祚, 陈彭. 具有横向裂纹的转子振动特性的研究 [J]. *华北电力学院学报*, 1988(4): 11-21.
- HE Qing, DU Yongzuo, CHEN Peng. Research on vibration behaviour of rotor with a transverse crack [J]. *Journal of North China Institute of Electric Power*, 1988(4): 11-21.
- [19] 陈淑珍, 杨涛. 零相移滤波器的改进及实现方法 [J]. *武汉大学学报(理学版)*, 2001, 47(3): 373-376.
- CHEN Shuzhen, YANG Tao. Improvement & realization of the zero-phase filter [J]. *Journal of Wuhan University (Nat Sci Ed)*, 2001, 47(3): 373-376.
- [20] JIANG Z. Partial-dechirping-based real-time acceleration correction algorithm for multi-frequency radar [J]. *Signal Processing*, 2006, 22(5): 663-667.
- [本刊相关文献链接]
- 邓飞跃, 强亚文, 杨绍普, 等. 一种自适应频率窗经验小波变换的滚动轴承故障诊断方法. 2018, 52(8): 22-29. [doi: 10.7652/xjtuxb201808004]
- 张西宁, 向宙, 唐春华. 一种深度卷积自编码网络及其在滚动轴承故障诊断中的应用. 2018, 52(7): 1-8. [doi: 10.7652/xjtuxb201807001]
- 陈保家, 汪新波, 严文超, 等. 采用品质因子优化和子带重构的共振稀疏分解滚动轴承故障诊断方法. 2018, 52(4): 70-76. [doi: 10.7652/xjtuxb201804010]
- 朱叶叶, 汲胜昌, 张凡, 等. 电力变压器振动产生机理及影响因素研究. 2015, 49(6): 115-125. [doi: 10.7652/xjtuxb201506019]
- 张西宁, 郭金良, 吴吉利. 分数阶域滤波在启停车过程转频振动分量提取中的应用. 2013, 47(11): 92-96. [doi: 10.7652/xjtuxb201311017]

(编辑 杜秀杰)