

碳纳米管添加量对 Ti(C, N)基金属陶瓷组织和力学性能的影响

吕学鹏¹, 郑勇^{1,2}, 吴鹏¹

- (1. 南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 210016;
2. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

摘要: 采用真空烧结工艺制备了 Ti(C, N)基金属陶瓷, 通过 XRD、TEM 和 SEM 等手段研究碳纳米管(CNTs)对金属陶瓷组织和性能的影响。结果表明: 与未加碳纳米管的基体组织相比, 添加 CNTs 的金属陶瓷组织中具有“白芯-灰壳”结构的小颗粒大大增加, 金属陶瓷晶粒逐渐细化且分布均匀; 当 CNTs 添加量(质量分数)为 0.5%时, Ti(C, N)基金属陶瓷的硬度可达 90.9HRA; 金属陶瓷的抗弯强度比未加碳纳米管的试样提高 14.1%, 可达 2 180.7 MPa, 其强化机制主要为细晶强化; 金属陶瓷的断裂韧性比未加碳纳米管的试样提高 18.5%, 可达 14.7 MPa·m^{1/2}, CNTs 对金属陶瓷强韧化机制主要为桥联作用、拔出效应和裂纹偏转作用。

关键词: Ti(C, N)基金属陶瓷; 碳纳米管; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TF124

文献标志码: A

Effect of CNTs addition on microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets

LÜ Xue-peng¹, ZHENG Yong^{1,2}, WU Peng¹

- (1. School of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;
2. State Key Laboratory of Dies and Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Ti(C, N)-based cermets with CNTs addition were produced by vacuum sintering. The effects of carbon nanotubes (CNTs) addition on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets were studied by X-ray diffractometry (XRD), transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscopy (SEM). The results show that, compared with the base microstructure of cermets without CNTs addition, the grains of the cermets with CNTs addition are refined gradually and distributed homogeneously, and the amount of “white core-gray rim” increases. When the CNTs addition (mass fraction) is 0.5%, the hardness of the cermets is up to 90.9HRA, the transverse rupture strength (TRS) of the cermets is 2 180.7 MPa, which is about 14.1% higher than that of the cermets without CNTs addition, and the reinforcement mechanism of the cermets is caused by fine-grain strengthening. The fracture toughness (K_{IC}) of the cermets with 0.5% CNTs addition is 14.7 MPa·m^{1/2}, which is about 18.5% higher than that of the cermets without CNTs addition. The toughening mechanism of the cermets with CNTs addition is caused by crack bridging, pull-out mechanism and crack deflection.

Key words: Ti(C, N)-based cermets; carbon nanotube; microstructure; mechanical property

Ti(C, N)基金属陶瓷是在 TiC 基金属陶瓷基础上 发展起来的^[1], 是介于 WC-Co 基硬质合金和超硬材料

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50674057); 苏州科技发展计划资助项目(SG0836); 材料成形与模具技术国家重点实验室开放课题研究基金资助项目(09-14)

收稿日期: 2009-12-29; **修订日期:** 2010-04-27

通信作者: 郑勇, 教授, 博士; 电话: 13913017769; E-mail: zy_msc@nuaa.edu.cn

之间的一类新型工具材料。由于 Ti(C, N)基金属陶瓷具有较高的硬度、耐磨性、红硬性和优良的化学稳定性,与金属间的摩擦因数极低,韧性和强度良好^[2-3],已在日本等国家得到了成功应用,并且显示了其作为传统的 WC-Co 合金替代材料的巨大潜力^[4],但目前反映出来的问题仍然是强韧性不足,提高其强韧性仍是当前研究的主要方向。

碳纳米管自从 1991 年被日本学者 LIJIMA^[5]报道以来,以其独特的结构、优异的力学和电学性能,以及良好的热稳定性,成为研究的热点。碳纳米管增强聚合物基复合材料^[6]、金属基复合材料^[7-8]和陶瓷基复合材料^[9-10]的研究已经取得显著的效果,现在已有添加镀 Co^[11]、镀 Ni^[12]的碳纳米管增强 Ti(C, N)基金属陶瓷的研究报道。镀 Co、镀 Ni 表面处理工艺比较复杂,时间较长且烧损率较高^[13],而等离子体处理具有处理时间短、无污染、节能、表面官能化、便于工业化生产等优点^[14]。目前已有将等离子体处理碳纳米管用于增强聚合物基复合材料的应用报道^[15],但还没有将等离子体处理碳纳米管用于增强 Ti(C, N)基金属陶瓷的报道。因此,本文作者研究经等离子体处理的碳纳米管对 Ti(C, N)基金属陶瓷组织和性能的影响,并探讨其强韧化机制。

1 实验

1.1 试验原料

试验中所用的原料均为外购,其主要特性见表 1。

表 1 原始粉末主要特性

Table 1 Main characteristics of original powders

Powder	w/%				Powder size/ μm
	Combined carbon	Free carbon	N	O	
TiC	19.06	0.50	0.40	0.53	2.70
NanoTiC	-	-	-	<1.0	0.04
TiN	-	-	-	1.10	3.00
NanoTiN	-	-	-	<1.0	0.024
Ni	-	0.25	-	0.15	2.00
Mo	-	0.002 4	0.003	0.075	3.42
WC	6.10	0.040	-	0.042	2.46
Cr ₃ C ₂	13.11	0.36	0.060	0.38	3.20

试验选用的 CNTs 粒径范围为 40~60 nm,长度为 5~15 μm ,比表面积为 40~300 m^2/g 。CNTs 管径小、氧含量大、表面活性高,很容易发生团聚。原始 CNTs

加入金属陶瓷粉末中不易均匀分散,致使金属陶瓷性能有所降低。为了增加碳纳米管与金属陶瓷基体间的界面结合力,需要对碳纳米管实施表面改性处理。将一定量的碳纳米管放入双辉等离子炉中进行等离子体处理,采用表 2 所示的等离子体处理工艺(其中低压气体为氩气)。

表 2 等离子体处理碳纳米管试验工艺

Table 2 Plasma treatment process of CNTs

Working voltage/V	Power/W	Time/min	Pressure/Pa
550	55	40	45-55

1.2 金属陶瓷的制备

按照表 3 所列原料成分进行配料。采用 QM-1SP 行星式球磨机湿式混料,球料质量比为 7:1,球磨机转速为 260 r/min,混料时间为 24 h,然后在加入已超声分散 30 min 后的等离子体处理后的 CNTs,球磨 1 h,之后将料浆在温度为 75 $^{\circ}\text{C}$ 的红外干燥箱中干燥后,在 DY30 台式电动粉末压片机上压制成形,压制压力 300 MPa,保压时间 30 s;最后对压坯进行真空烧结,烧结温度为 1 430 $^{\circ}\text{C}$,保温时间为 60 min。

1.3 力学性能测试和显微组织观察

用 CMT-5105 型电子万能试验机对试样进行三点弯曲实验,测定其抗弯强度,试样尺寸为 5.0 mm \times 6.5 mm \times 32 mm,跨距为 14.5 mm。用洛氏硬度计测量材料的硬度。用压痕法测试材料的断裂韧性,用维氏硬度计测试试样的显微硬度,质量载荷为 30 kg,保压时间为 15 s。断裂韧性的计算公式如下:

$$K_{\text{IC}} = 0.15(H / \sum_{i=1}^4 l_i)^{1/2} \quad (1)$$

式中: l_i 为压痕裂纹长度, mm; H 为试样的维氏硬度(质量载荷为 30 kg)。以上力学性能测试每组试样取 5 个,测试结果取其平均值。

根据国际标准 ISO/BIS4505 用 XJT-300 光学显微镜测定试样的孔隙率。用德国 Bruker 公司的 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪对试样进行 X 射线衍射分析。用 G2200 型透射电镜(TEM)观察等离子体处理前后 CNTs 的形貌。用 FEI 公司的 QUANTA2000 型扫描电镜在背散射电子(BSE)模式下观察试样的显微组织,在二次电子模式下观察试样的断面形貌,并在 SEM 下用 EDAX 公司生产的 GENESIS2000 型能谱仪对试样进行微区成分分析。

表 3 Ti(C, N)基金属陶瓷的成分

Table 3 Compositions of Ti(C, N)-based cermets

Sample No.	w/%											
	TiC	NanoTiC	TiN	NanoTiN	Ni	Co	Mo	WC	Cr ₃ C ₂	C	CNTs	
A	33.25	1.75	10.07	0.53	18.4	4.6	16	13.7	0.6	1.1	0	
B	33.05	1.75	10.07	0.53	18.4	4.6	16	13.7	0.6	1.1	0.2	
C	32.75	1.75	10.07	0.53	18.4	4.6	16	13.7	0.6	1.1	0.5	
D	32.45	1.75	10.07	0.53	18.4	4.6	16	13.7	0.6	1.1	0.8	

2 结果与讨论

2.1 CNTs 的等离子体处理

图 1 所示为等离子体处理前后 CNTs 的形貌。由图 1(a)可见, 原始 CNTs 分散性差, 缠绕成团, CNTs 的表面被相互覆盖且原始 CNTs 中存在较多的无定形

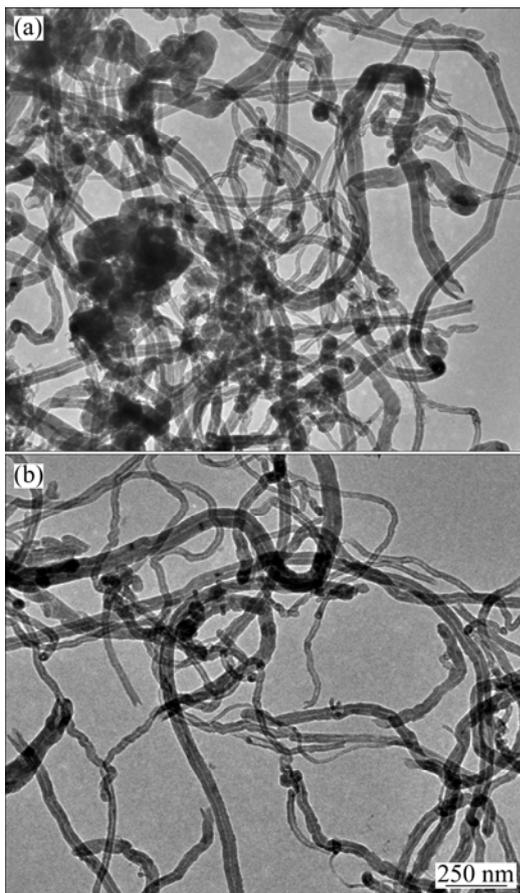


图 1 等离子体处理前后碳纳米管的 TEM 形貌

Fig.1 TEM morphologies of CNTs before and after plasma treatment: (a) Original CNTs; (b) CNTs treated by plasma treatment

炭杂质(图中的黑点)。对比图 1(b)中等离子体处理 CNTs 和图 1(a)中原始 CNTs 可看出, 等离子体处理的 CNTs 缠绕度降低, CNTs 的分散性明显提高, 能够看到单根 CNTs 的存在, CNTs 中的无定形炭杂质也基本被除去。

2.2 CNTs 的添加量对显微组织的影响

不同 CNTs 添加量(质量分数)的 Ti(C,N)基金属陶瓷的显微组织如图 2 所示。从图 2 中可以看出: 不同 CNTs 添加量的试样均具有 Ti(C, N)基金属陶瓷的典型组织, 主要由硬质核心、环形相(Rim 相)和金属粘结相组成。部分硬质相具有“黑芯-灰壳”结构, 也存在少量具有“白芯-灰壳”结构的小颗粒。黑芯主要为烧结过程中未溶的 Ti(C, N), 白芯和灰色的壳层是固溶体(Ti, W, Mo)(C, N)^[16]。灰色壳层有两层, 内环形相紧挨芯部, 其 W、Mo 含量比外环形相高^[17], 呈灰白色, 外环形相颜色相对较深, 环形相的形成遵循溶解-析出机制。添加 CNTs 的金属陶瓷组织与基体组织相比, 具有“黑芯-灰壳”结构的大颗粒的数量明显降低, 具有“白芯-灰壳”结构的小颗粒明显增加, 平均晶粒度降低且晶粒分布均匀。

按照 X 射线衍射分析提供的数据, 计算了不同 CNTs 添加量的金属陶瓷中 Ni 相的点阵常数。表 4 所列为金属陶瓷中 CNTs 添加量与 Ni 相点阵常数的关系。由表 4 可知, Ni 的点阵常数随 CNTs 添加量的增加而减小。这说明了 Ti、W、Mo 等合金元素在 Ni 中的溶解度随 CNTs 添加量的增加而减小。

对上述试样在扫描电镜下进行了能谱分析。表 5 所列为各试样粘结相中主要合金元素含量(质量分数)。由表 5 可知, 金属陶瓷粘结相中 Ti、W 和 Mo 合金元素的含量随 CNTs 添加量的增加而降低, 可见 CNTs 添加量对粘结相中 Ti、W 和 Mo 合金元素的溶解度有较大的影响, 与 X 射线衍射分析的结果吻合。

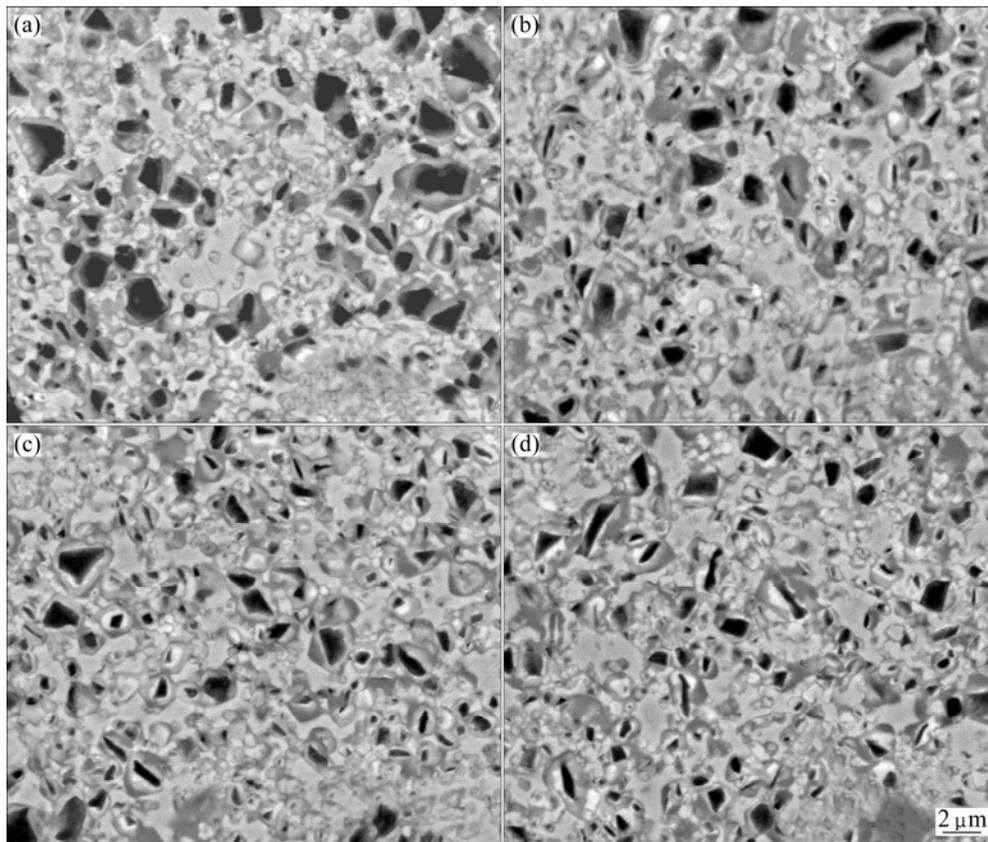


图2 不同CNTs添加量的Ti(C, N)基金属陶瓷的SEM像

Fig.2 SEM images of Ti(C, N)-based cermets with different CNTs additions: (a) No CNTs; (b) 0.2% CNTs; (c) 0.5% CNTs; (d) 0.8% CNTs

表4 CNTs添加量与Ni相点阵常数之间的关系

Table 4 Relationship between CNTs addition and lattice constants of Ni

CNTs addition/%	Lattice constants of Ni/nm
0	0.358 8
0.2	0.358 2
0.5	0.356 9
0.8	0.356 1

表5 CNTs添加量对粘结相中合金元素含量的影响

Table 5 Effects of CNTs addition on contents of alloy elements in bonding phase

CNTs addition/ %	w/%		
	Ti	W	Mo
0	14.06	13.79	12.51
0.2	9.07	9.18	11.05
0.5	7.54	8.55	7.33
0.8	7.06	6.90	7.08

2.3 CNTs的添加量对力学性能的影响

不同CNTs添加量的Ti(C, N)基金属陶瓷的硬度如图3所示。从图3中可以看出：金属陶瓷的硬度随CNTs添加量的增加先增高后降低；当CNTs添加量为0.5%时，Ti(C, N)基金属陶瓷的硬度达到最大值(91.9HRA)；当CNTs添加量为0.8%时，金属陶瓷的硬度有所降低。这种现象与试样的孔隙率及碳纳米管的性能有关。表6所列为根据国际标准ISO/BIS4505测得的试样的孔隙率。由表6可知，随着高含氧量的碳纳米管的加入，试样的孔隙率增大。这是由于烧结试样中含氧量提高，使润湿性变差造成的。金属陶瓷的孔隙率增大导致材料的硬度降低，同时碳纳米管又具有与金刚石相当的极高硬度^[18]，会弥补由于孔隙率增大而导致的硬度的降低。在碳纳米管添加量低于0.5%时，由于试样孔隙率增加较小，所以材料的硬度还是有所升高；当添加量为0.8%时，由于烧结时无法将试样中的氧脱除干净，孔隙率增大的幅度变大，同时碳纳米管自身会出现一定程度的团聚，这样碳纳米管加入引起的硬度升高就不足以弥补硬度的下降，因此材料的硬度会有所降低。

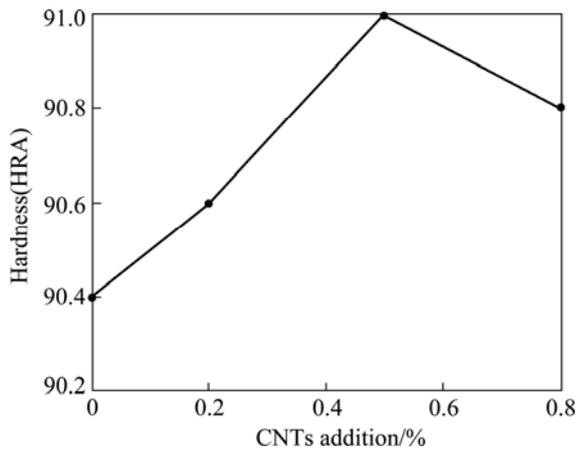


图 3 CNTs 添加量对金属陶瓷的硬度的影响

Fig.3 Effect of CNTs addition on hardness of cermets

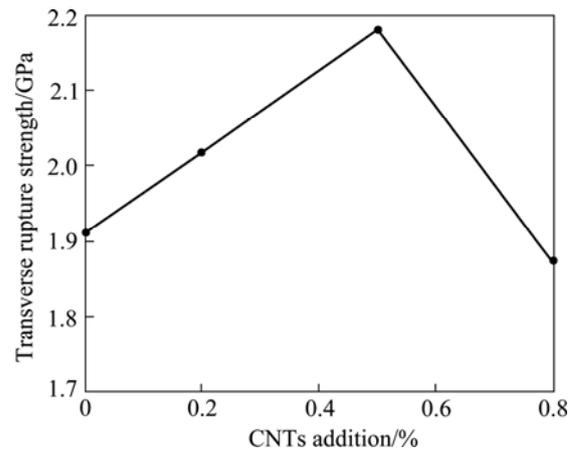


图 4 CNTs 添加量对金属陶瓷的抗弯强度的影响

Fig.4 Effect of CNTs addition on transverse rupture strength of cermets

表 6 金属陶瓷的孔隙率

Table 6 Porosity of cermets

CNTs addition/%	Porosity
0	A04B04C00
0.2	A06B04C00
0.5	A06B06C00
0.8	A08B08C00

CNTs 添加量对 Ti(C, N)基金属陶瓷的抗弯强度的影响如图 4 所示。由图 4 可见, 当 CNTs 添加量为 0.5%时, Ti(C, N)基金属陶瓷的抗弯强度达到最大值 (2 180.7 MPa), 比未加 CNTs 试样的抗弯强度提高了 14.1%; 当 CNTs 添加量为 0.8%时, 金属陶瓷的抗弯强度明显降低。添加一定量的 CNTs 可使金属陶瓷抗弯强度升高, 其原因主要与显微组织和孔隙率的变化有关。由前面的分析可知, CNTs 的加入可有效细化金属陶瓷的晶粒。根据 Hall-Petch 关系式可知, 添加 CNTs 的金属陶瓷的平均晶粒度减小, 从而起到细晶强化作用, 使抗弯强度提高。但当 CNTs 添加量达到 0.8%时, 抗弯强度却明显降低, 这是由试样的孔隙率明显增大造成的。

CNTs 添加量对 Ti(C,N)基金属陶瓷的断裂韧性的影响如图 5 所示。由图 5 可见, 金属陶瓷的断裂韧性随 CNTs 添加量的增加先增高后降低。当 CNTs 添加量为 0.5%时, Ti(C, N)基金属陶瓷的断裂韧性达到最大值(14.7 MPa·m^{1/2}), 比未加 CNTs 试样的断裂韧性提高了 18.5%; 当 CNTs 添加量为 0.8%时, 金属陶瓷的断裂韧性急剧下降。图 6 所示为金属陶瓷裂纹扩展路径。由图 6(a)可见, 未加 CNTs 试样的裂纹扩展路径

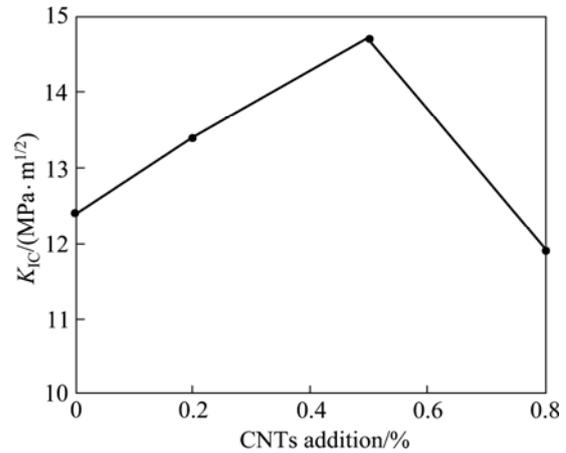


图 5 CNTs 添加量对金属陶瓷的断裂韧性的影响

Fig.5 Effect of CNTs addition on fracture toughness of cermets

比较平直。由图 6(b)可见, 在添加 0.5%CNTs 的试样中, 由于 CNTs 自身弹性模量极高, 基体中的裂纹一般难以穿过 CNTs, 按原来的扩展方向继续扩展, 裂纹会绕过 CNTs 而扩展, 即裂纹发生偏转(如 II 处), 产生类似于位错被钉扎的效果, 从而提高材料的韧性。由图 6(b)还可见, 在金属陶瓷中 CNTs(如 I 处)具有明显的桥联作用, 在裂纹的表面加上闭合应力, 阻止裂纹扩展, 起到了增韧作用。图 7 所示为 CNTs 添加量为 0.5%的试样的 SEM 像。由图 7 可见, 金属陶瓷组织中存在 CNTs 的拔出尖端。因此, 金属陶瓷中还存在 CNTs 拔出效应, 这种效应会使裂纹尖端的应力松弛,从而减缓了裂纹的扩展, 起到了增韧作用。综上所述, CNTs 的桥联作用、拔出效应和裂纹偏转作用是金属陶瓷强韧化的主要原因。

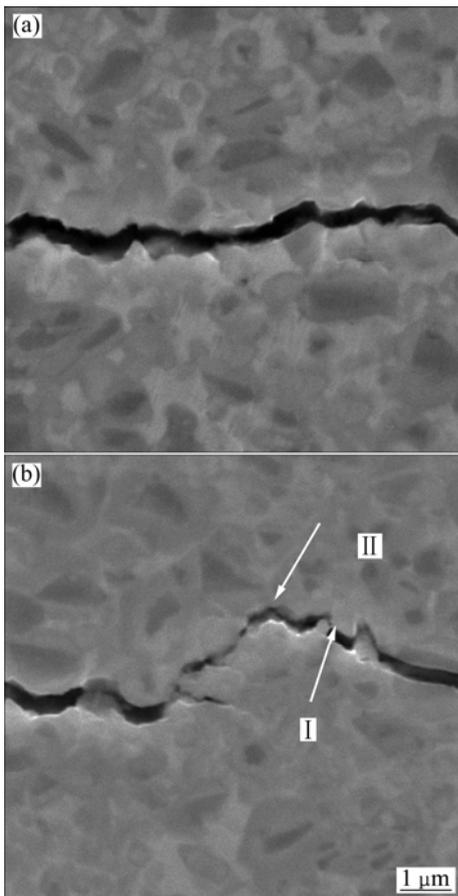


图6 金属陶瓷裂纹扩展路径

Fig.6 Crack propagation path of cermets: (a) No CNTs; (b) 0.5% CNTs

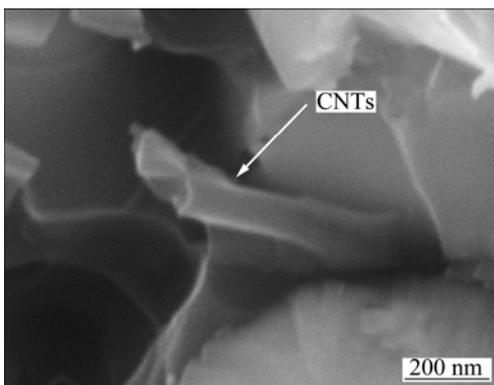


图7 添加0.5%CNTs的金属陶瓷的SEM像

Fig.7 SEM image of cermets with 0.5% CNTs addition

2.4 Ti(C, N)基金属陶瓷的断口形貌

未加CNTs和添加0.5%CNTs金属陶瓷的断口形貌如图8所示。从图8可见,这两个试样的断口形貌主要为:硬质相颗粒+撕裂棱+撕裂棱上的韧窝。当裂纹扩展到硬质相和粘结相界面时,裂纹尖端处的应

力很大,使得粘结相一侧发生屈服并产生塑性变形,在应力的作用下,裂纹尖端发生钝化和变锐,使粘结相损伤、界面结合变弱,硬质相从粘结相中脱节,造成断口形貌中出现大量韧窝^[19];撕裂棱是粘结相被撕裂而产生的。对比未加CNTs和添加0.5%CNTs试样的断口形貌,可看出添加0.5%CNTs试样的断口有较发达的撕裂棱,韧窝也相对较多且断口形貌整体层次感较强,这也证明了添加0.5%CNTs试样的力学性能较好。

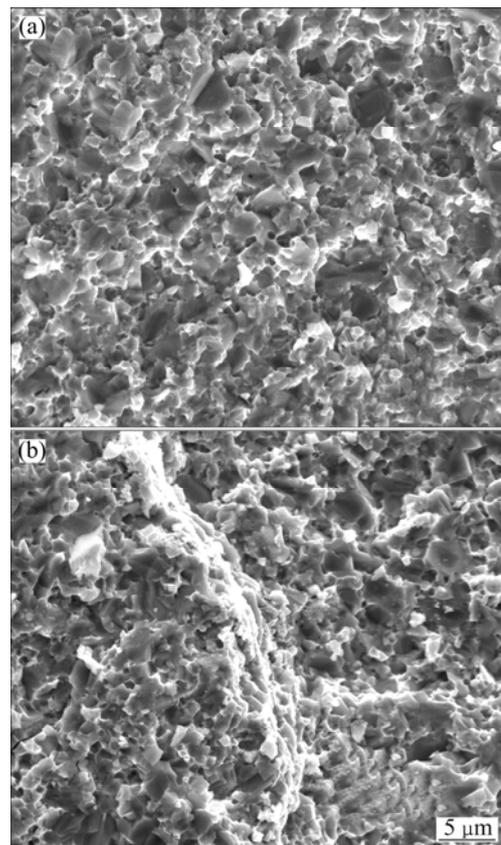


图8 金属陶瓷的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of cermets: (a) No CNTs; (b) 0.5% CNTs

3 结论

1)与未加碳纳米管的基体组织相比,添加CNTs的金属陶瓷组织中金属陶瓷晶粒逐渐细化,且分布均匀,具有“白芯-灰壳”结构的小颗粒大大增加。

2)当CNTs添加量为0.5%时,Ti(C,N)基金属陶瓷的硬度可达90.9HRA;金属陶瓷的抗弯强度相比与未加碳纳米管的试样提高了14.1%,可达2180.7MPa,其强化机制主要为细晶强化;金属陶瓷的断裂韧性相

比与未加碳纳米管的试样分别提高了 18.5%, 可达 $14.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, CNTs 对金属陶瓷强化机制主要为桥联作用、拔出效应和裂纹偏转作用。

3) 添加 0.5% CNTs 试样断口有较发达的撕裂棱, 韧窝也相对较多, 断口形貌整体层次感较强。

REFERENCES

- [1] CLARK E B, ROEBUCK B. Extending the application areas for titanium carbonitride cermets[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1992, 11(1): 23–33.
- [2] MOSKOWITZ D, TERNER L L, HUMENIK J. Some physical and metal-cutting properties of titanium carbonitride base materials[J]. *Science of Hard Materials*, 1986, 5(75): 605–617.
- [3] ETTMAYER P, KOLASKA H, LENGAUER W, DREYER K. Ti(C, N) cermets-metallurgy and properties[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1995, 13(6): 343–351.
- [4] HIDEAKI M, FUJITA Y. Applications of rigid and super-hard materials[J]. *Bulletin of the Japan Institute of Metals*, 1990, 29(12): 1008–1018. (in Japanese)
- [5] LIJIMA S. Helical microtubules of graphitic carbon[J]. *Nature*, 1991, 354(6348): 56–58.
- [6] XIE Xiao-lin, MAI Yiu-wing, ZHOU Xing-ping. Dispersion and alignment of carbon nanotubes in polymer matrix[J]. *Materials Science and Engineering R*, 2005, 49(4): 89–112.
- [7] FENG Yi, YUAN Hai-long, ZHANG Min. Fabrication and properties of silver-matrix composites reinforced by carbon nanotubes [J]. *Materials Characterization*, 2005, 55(3): 211–218.
- [8] AN J W, LIM D S. Tribological properties of hot-pressed alumina-CNT composites[J]. *Wear*, 2003, 255(1): 677–681.
- [9] BALAZSI C, KONYA Z, WEBER F, BIRO L P, ARATO P. Preparation and characterization of carbon nanotube reinforced silicon nitride composites[J]. *Materials Science and Engineering C*, 2003, 23(6): 1133–1137.
- [10] KATSUDA Y, GERSTEL P, NARAYANAN J, BILL J, ALDINGER F. Reinforcement of precursor-derived Si-C-N ceramics with carbon nanotubes[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2006, 26(15): 3399–3405.
- [11] 李燕, 刘宁. CNTs-Ti(C,N)-WC-Co 金属陶瓷材料的制备与力学性能[J]. *材料热处理学报*, 2009, 30(4): 25–28.
- LI Yan, LIU Ning. Preparation and mechanical properties of CNTs-Ti(C, N)-WC-Co cermets[J]. *Transactions of Materials and Heattreatment*, 2009, 30(4): 25–28.
- [12] 李勇. 添加碳纳米管对 Ti(C,N)基金属陶瓷显微组织和力学性能的影响[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2007: 15–17.
- LI Yong. Effect of carbon nanotubes on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2007: 15–17.
- [13] 王健雄. 碳纳米管的制备、纯化及其复合镀层研究[D]. 湖南: 湖南大学, 2002: 24–30.
- WANG Jian-xiong. Preparation, purification and research on the composite coating of carbon nanotubes[D]. Hunan: Hunan University, 2002: 24–30.
- [14] XU Tao, YANG Jing-hui, LIU Ji-wei, FU Qiang. Surface modification of multi-walled carbon nanotubes by O₂ plasma[J]. *Applied Surface Science*, 2007, 253(22): 8945–8951.
- [15] 李霞. MWNTs/PBO 复合纤维的合成及 PBO 聚合机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006: 62–70.
- LI Xia. Synthesis of MWNTs/PBO fibers and investigation of PBO polymerization mechanism[D]. Harbin: Harbin University of Technology, 2006: 62–70.
- [16] ZHENG Yong, LIU Wen-jun, WANG Sheng-xiang, XIONG Wei-hao. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets[J]. *Ceramics International*, 2004, 30(8): 2111–2115.
- [17] ZACKRISSON J, ANDREN H O. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of (Ti, W, Ta, Mo)(C, N)(Co, Ni) cermets[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1999, 17(4): 265–273.
- [18] TREACY M M J, EBBESEN T W, GIBSON J M. Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes[J]. *Nature*, 1996, 381(6584): 678–680.
- [19] 刘文俊, 郑勇, 熊惟皓. Ti(C, N)金属陶瓷中纳米粉含量对组织和性能的影响[J]. *粉末冶金技术*, 2005, 23(5): 334–338.
- LIU Wen-jun, ZHENG Yong, XIONG Wei-hao. Effects of addition of nano-structured powders on microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2005, 23(5): 334–338.

(编辑 何学锋)