烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷微观组织结构和性能的影响

doi:10.3969/j.issn.1674-7100.2023.03.006

李银芝[1] 刘 钢[2]
陈信锗[2] 苏振华[2]
颜练武[1] 彭英彪[1]

1. 湖南工业大学
先进包装材料研发技术国家地方联合工程研究中心
湖南 株洲 412007
2. 株洲欧科亿精密数控刀具股份有限公司
湖南 株洲 412007

摘 要：通过氮气氛烧结制备了 Ti(C, N)-WC-TaC-NbC-Co-Ni 金属陶瓷，研究了烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷芯部和表面的微观组织结构及性能的影响。结果表明：Ti(C, N) 基金属陶瓷表面在渗氮的作用下会形成富无环黑芯和黏结相层；随着烧结温度的升高，样品的平衡氮分解压力增大，渗氮作用减弱，表层富无环黑芯和黏结相层变薄；而随着保温时间的延长，表层富无环黑芯和黏结相层逐渐变厚，次表层缺黑芯越来越明显。随着烧结温度升高和保温时间延长，溶解再析出过程加剧，芯部 Ti(C, N) 黑芯体积分数减少，环相变厚且无环黑芯数量减少，硬质相晶粒尺寸增加。随着烧结温度的升高，合金硬度、钴磁和矫顽磁力逐渐减小，断裂韧性先增加后减小；随着保温时间的延长，硬度和断裂韧性均有先下降后升高的趋势，而钴磁和矫顽磁力逐渐增大。在 1500 ℃保温 40 min 烧结的样品综合性能最好，维氏硬度达到 1544 HV30，断裂韧性为 9.0 MPa·m$^{1/2}$，钴磁和矫顽磁力分别为 4.74 和 9.42 kA/m。

关键词：Ti(C, N) 基金属陶瓷；烧结温度；保温时间；微观组织结构
中图分类号：TG148 **文献标志码**：A
文章编号：1674-7100(2023)03-0037-09
引文格式：李银芝，刘 钢，陈信锗，等 . 烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷微观组织结构和性能的影响 [J]. 包装学报，2023，15(3)：37-45.

1 研究背景

与传统的 WC-Co 硬质合金相比， Ti(C, N) 基金属陶瓷具有更高的高温硬度和耐磨性，以及优良的化学稳定性 [1-2]，是一种较理想的切削刀具材料 [2]，在汽车和航天航空领域零部件加工中得到了广泛应用。尽管 Ti(C, N) 基金属陶瓷的研究和应用已取得了很大的进展，但由于硬质相与黏结相的润湿性差 [3]，制备高强高韧 Ti(C, N) 基金属陶瓷仍存在一定的困难。如何提高 Ti(C, N) 基金属陶瓷的韧性一直是当前研究的主要方向。众所周知，Ti(C, N) 基金属陶瓷材料具有典型的芯－环结构 [4]，芯－环结构是影响 Ti(C, N) 基金属陶瓷性能的一个关键因素 [5-6]。与芯相相比，环相与黏结相的润湿性更好，同时环相能有效抑制

收稿日期：2023-01-24
基金项目：湖南省教育厅科学研究基金资助项目（21B0542）；湖南省自然科学基金资助项目（2020JJ6069，2022JJ50086）
作者简介：李银芝（1998-），女，湖南郴州人，湖南工业大学硕士生，主要研究方向为硬质合金材料，E-mail：2625184998@qq.com
通信作者：颜练武（1975-），男，湖南岳阳人，湖南工业大学高级工程师，博士，硕士生导师，主要从事原材料制备和硬质合金开发，E-mail：3269962528@qq.com

芯相的溶解再析出，从而显著提高陶瓷的综合性能[7]。因此，如何精确控制芯－环相的组织结构一直是 Ti(C, N) 基金属陶瓷的研究热点[8-9]。目前有较多的研究是通过改变化学成分[10]、原料粉末[11]和烧结工艺[12-13]，对芯－环结构进行调控来改善金属陶瓷的韧性和横向断裂强度。研究表明，在高温烧结过程中，Ti(C, N) 极易发生分解，进而影响芯－环结构，易导致金属陶瓷表面形成梯度微观组织结构。

截止目前，研究烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷芯－环结构，尤其是对表面梯度层组织结构和性能影响的文献不多。本文通过氮气氛烧结制备了 Ti(C, N)-WC-TaC-NbC-Co-Ni 金属陶瓷，系统研究烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷材料芯部和表面梯度层微观组织结构和性能的影响。

2 实验

2.1 实验材料与仪器设备

1）原材料

主要原材料及相关参数如表 1 所示。

表 1 原料粉末的相关参数

Table 1 Parameters of raw powders

原料	化学式	纯度 /%	FSSS 粒度 /μm	来 源
碳氮化钛	$Ti(C_{0.5}N_{0.5})$	≥ 99.5	1.9	株洲红日新材料科技有限公司
钴粉	Co	≥ 99.5	0.8	格林美股份有限公司
镍粉	Ni	≥ 99.5	1.0	格林美股份有限公司
碳化钨	WC	≥ 99.5	2.0	株洲红日新材料科技有限公司
碳化铌	NbC	≥ 99.5	2.0	株洲红日新材料科技有限公司
碳化钽	TaC	≥ 99.5	1.0	株洲红日新材料科技有限公司

2）仪器设备

滚筒球磨机，QMJ-4，长沙天创粉末技术有限公司；高温真空碳化 / 氮化炉，25kW-1800，株洲华锐粉末冶金设备制造有限公司；场发射扫描电子显微镜，Tescan Mira4，北京亚科晨辉科技有限公司；维氏硬度计，HVS-30Z，上海联尔实验设备有限公司；钴磁测量仪，ACoMT，长沙贤友电子科技开发有限公司；矫顽磁力计，YSK-V，长沙贤友电子科技开发有限公司。

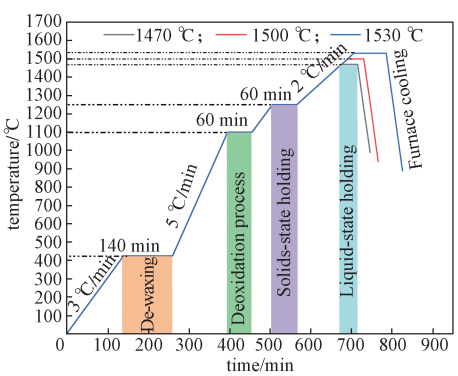
2.2 试样制备

将原料粉末 $Ti(C_{0.5}N_{0.5})$、TaC、WC、NbC、Co、Ni 按照表 2 进行配料，并加入质量分数 2% 的石蜡作成型剂。球磨介质选用无水乙醇，磨球选用硬质合金球。以 10 : 1 的球料比和一定的装填系数放入球磨罐中，在滚筒球磨机内以 30 r/min 的转速湿磨 72 h。将球磨后的料浆在 80 ℃下烘干 3 h，并通过 40 目筛网过筛制粒。将制好的混合料在 200 MPa 压力下模压成形，压坯尺寸为 25 mm × 8 mm × 6.5 mm。最后，将压坯放入高温真空碳化 / 氮化炉中，分别在 1470 ℃和 1500 ℃下烧结 40 min，在 1530 ℃下分别烧结 40, 60, 80 min，烧结氮分压为 500 Pa，制备出了 5 种 Ti(C, N) 基金属陶瓷材料样品，分别记为 A、B、C、D、E。具体烧结工艺如图 1 所示。

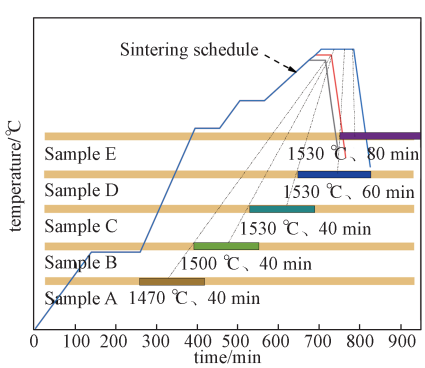
表 2 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的原料配比

Table 2 Raw material ratio of Ti(C, N)-based cermet samples

原料	$Ti(C_{0.5}N_{0.5})$	WC	TaC	NbC	Co	Ni
质量分数 /%	55	15	10	5	10	5



a）烧结升温保温制度



b）每种样品的最终烧结温度和保温时间

图 1 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品烧结工艺

Fig. 1 The sintering process of Ti(C, N)-based cermet samples

彩图

2.3 试样结构表征及性能测试

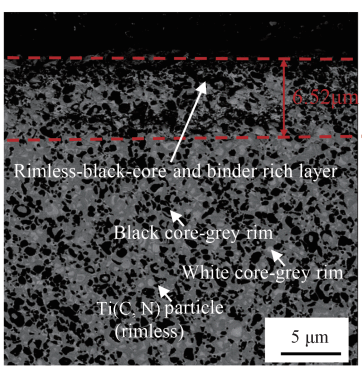
采用扫描电子显微镜（scanning electron microscope，SEM），对所制备的 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的表面梯度和芯部组织结构进行表征。采用 Image J 图像处理软件，对陶瓷的芯环相粒径和体积分数进

行统计分析。采用维氏硬度计测定样品的维氏硬度（HV30），并使用 D. K. Shetty 等 [14] 推导出的表达式计算断裂韧度（K_{IC}）。采用钴磁测量仪和矫顽磁力计测量样品的钴磁（*Com*）和矫顽磁力（*Hc*）。本文中的所有数据均为 5 个测试结果的平均值。

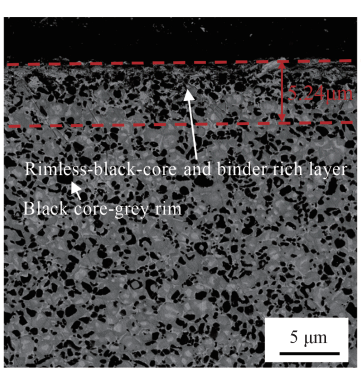
3 结果与讨论

3.1 烧结温度和保温时间对表面梯度层微观组织结构的影响

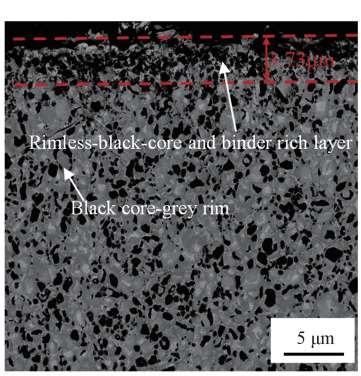
图 2 为不同烧结温度和保温时间下制备的 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的表面微观组织结构 SEM 图。



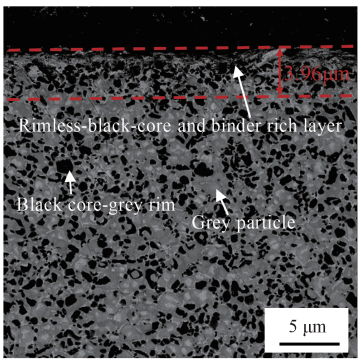
a）样品 A



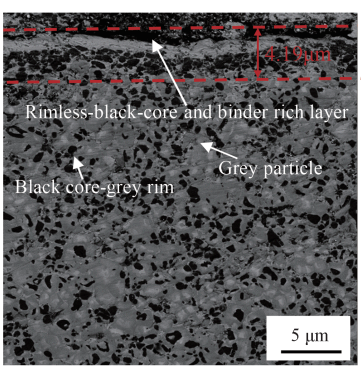
b）样品 B



c）样品 C



d）样品 D



e）样品 E

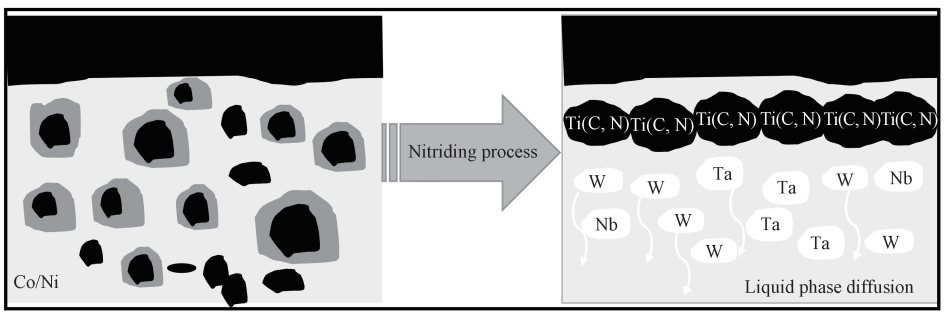
图 2 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的表面微观组织结构 SEM 图

Fig. 2 SEM images of surface microstructure of Ti(C, N)-based cermet samples

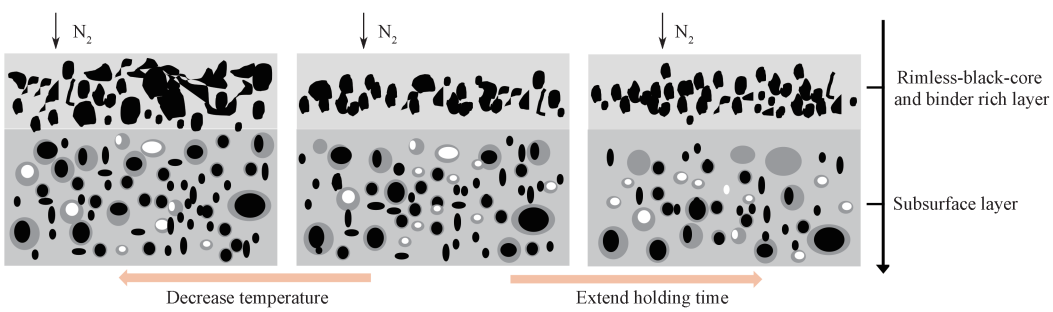
彩图

由图 2 可知，样品表面形成了富无环黑芯和黏结相层的梯度结构，并且样品还存在黑芯－灰环、白芯－灰环和灰颗粒的组织结构。在 1470, 1500, 1530 ℃保温 40 min 烧结的样品（图 2a~c），表面的富无环黑芯和黏结相层厚度分别为 6.52, 5.24, 3.73 μm。当烧结温度为 1530 ℃时延长保温时间，样品（图 2c~e）富无环黑芯和黏结相层逐渐变厚，由 3.73 μm 增加到 4.19 μm，且邻近的次表层缺黑芯越来越明显。

图 3 为样品表面渗氮过程和微观组织结构演变示意图。图 3a 表明，样品表面的平衡氮分压小于烧结气氛中的氮分压，陶瓷表层发生渗氮反应，导致环相分解，环相中的厌氮元素如 W、Ta、Nb 等通过液相向内扩散，因而形成了黑芯无环聚集；与此同时，在扩散对流的作用下，液相反向扩散至表层，形成黏结相聚集，最终样品表面形成富无环黑芯和黏结相层。此外，W、Ta、Nb 等环相形成元素向内迁移，加速了次表层环相或灰颗粒的长大，形成了少黑芯、多



a）表面渗氮过程



b）微观组织结构演变

图 3　Ti(C, N) 基金属陶瓷样品表面渗氮过程和微观组织结构演变示意图

Fig. 3　Schematic diagram of surface nitriding process and microstructure evolution of Ti(C, N)-based cermet samples

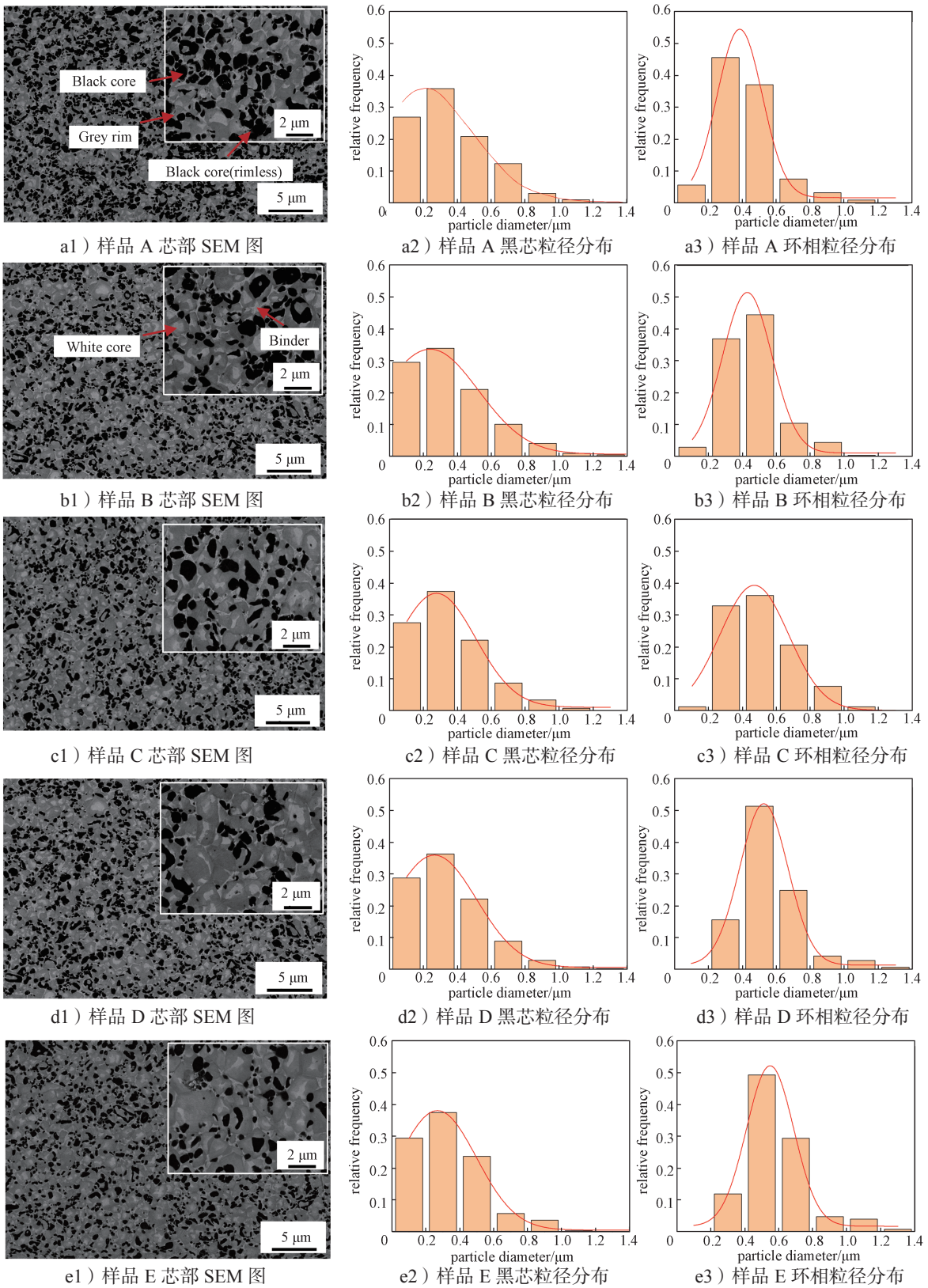
灰颗粒且厚环相的组织结构。随着烧结温度的升高，样品的平衡氮分解压力增大，渗氮作用减弱，表层富无环黑芯和黏结相层变薄；当烧结温度为 1530 ℃时，随着保温时间的延长，渗氮过程更加充分，富无环黑芯和黏结相层变厚。图 3b 的样品表面微观组织结构演变示意图，更好地说明了烧结温度和保温时间对表层黑芯组织的影响。

3.2　烧结温度和保温时间对芯部微观组织结构的影响

图 4 为不同烧结温度和保温时间下制备 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品芯部的 SEM 图、黑芯粒径分布和环相粒径分布图。由图 4a1~e1 可以看出，所有样品都具有黑芯－灰环和白芯－灰环结构。结合图 4a2~e2 和 4a3~e3 可以看出，在不同烧结温度和保温时间下制备的样品，黑芯粒径分布差异较小，而环相粒径差异较大。这可能是因为在液相烧结温度 1470~1530 ℃之间，Ti(C, N) 颗粒由于形成环相而被隔开，之后芯与环相主要以界面扩散反应为主，烧结温度和保温时间的改变主要影响黑芯的体积分数，对 Ti(C, N) 黑芯粒径分布影响不大。

由图 4a1 可以看出，当烧结温度为 1470 ℃且保温时间为 40 min 时，样品内部的黑芯存在少量团聚现象，具有无环的特征，且存在部分黑芯颗粒比较粗大且环相厚薄不均匀和不完整现象。这是因为液相烧结过程中环相的生成控制机制为扩散控制 [15]。在较低的烧结温度下，一方面 W、Ta、Nb 重金属元素在液相中扩散速率小，使得环相形成不是很完整；另一方面重金属元素在黏结相中的溶解度不高，抑制了重金属元素的溶解－析出过程，也较难形成完整的环相。当升高烧结温度至 1500 ℃时，黑芯团聚现象消失，大部分黑芯周围存在比较完整的环相，如图 4b1 所示。随着烧结温度继续升高至 1530 ℃时，环相完整且厚度增加，如图 4c1 所示。这主要是因为烧结温度的升高促进了各元素的溶解再析出过程。而当烧结温度为 1530 ℃，分别延长保温时间至 60 min 和 80 min 时，可以观察到 Ti(C, N) 黑芯不断溶解，环相厚度不断增大，如图 4d1 和 4e1 所示。

图 5 为不同烧结温度和保温时间下制备的样品芯环相的平均粒径和体积分数。由图可以看出，随着烧结温度的升高和保温时间的延长，样品的黑芯平均粒径缓慢减小且体积分数下降，分别从 0.365 μm 和 29.51% 降低为 0.336 μm 和 19.56%；样品的环相不断变厚且体积分数增大，分别从 0.41 μm 和 53.6% 增加为 0.59 μm 和 73.09%。



a1）样品 A 芯部 SEM 图　a2）样品 A 黑芯粒径分布　a3）样品 A 环相粒径分布

b1）样品 B 芯部 SEM 图　b2）样品 B 黑芯粒径分布　b3）样品 B 环相粒径分布

c1）样品 C 芯部 SEM 图　c2）样品 C 黑芯粒径分布　c3）样品 C 环相粒径分布

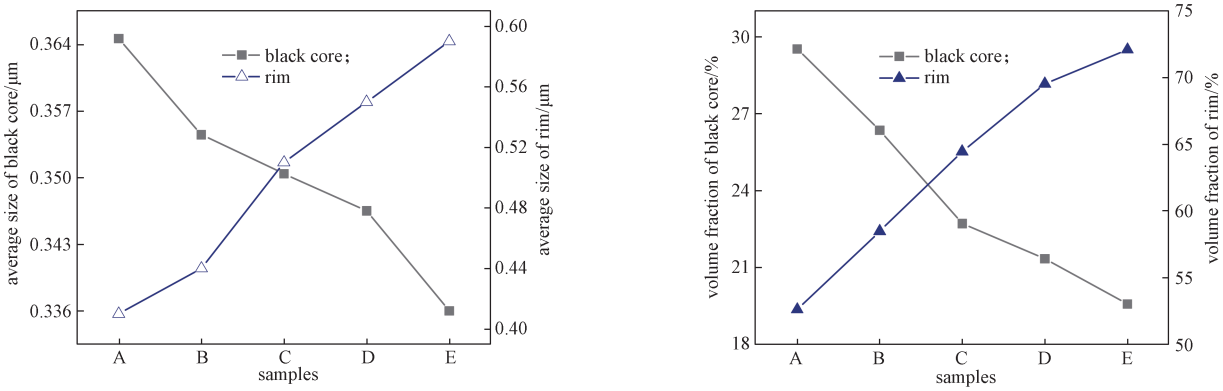
d1）样品 D 芯部 SEM 图　d2）样品 D 黑芯粒径分布　d3）样品 D 环相粒径分布

e1）样品 E 芯部 SEM 图　e2）样品 E 黑芯粒径分布　e3）样品 E 环相粒径分布

图 4　Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的芯部 SEM 图以及对应的黑芯－灰环相粒径分布图

Fig. 4　The backscattered electron image of the core of Ti(C, N)-based cermet samples and the corresponding black core-grey rim phase particle size distribution diagram

彩图



a）黑芯－灰环相的平均粒径　　b）黑芯－灰环相的体积分数

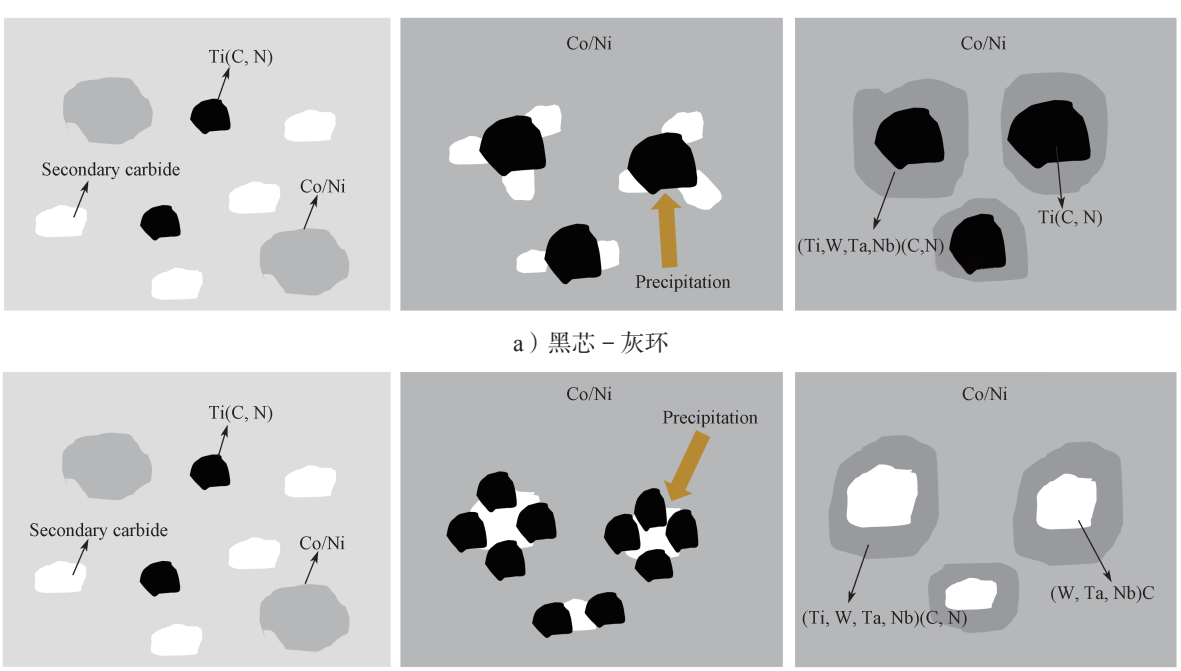
图 5　Ti(C, N) 基金属陶瓷样品黑芯－灰环相的平均粒径和体积分数

Fig. 5　Average particle size and volume fraction of core/rim phase of Ti(C, N)-based cermet samples

大量研究[7, 16]表明，Ti(C, N) 基金属陶瓷典型的芯－环结构是通过 Ostwald 溶解－析出机制所形成。在液相烧结过程中，二次碳化物和 Ti(C, N) 会在黏结相中部分溶解，形成过饱和固溶体 (Ti, *M*)(C, N)（*M*=W、Ta、Nb 等），并在未溶解的 Ti(C, N) 黑芯和 (W, Ta, Nb)C 白芯颗粒表面析出，形成黑芯－灰环结构和白芯－灰环结构。不同类型芯－环结构形成过程示意图如图 6 所示，不同烧结温度和保温时间下 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的微观组织结构变化规律如图 7 所示。

3.3　烧结温度和保温时间对 Ti(C, N) 基金属陶瓷性能的影响

不同烧结温度和保温时间下制备的 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的力学性能如图 8 所示。由图 8a 可知，样品的硬度随着烧结温度的降低而增加。在 1470 ℃烧结且保温 40 min 时，材料的维氏硬度达到 1586 HV30。在 1500 ℃烧结且保温 40 min 时，材料的维氏硬度达到 1544 HV30。这是因为金属陶瓷的硬度与硬质相颗粒尺寸、硬质相的体积分数成正比[17]。硬质相晶粒越小，晶界越多，硬度越高，且 Ti(C, N) 硬

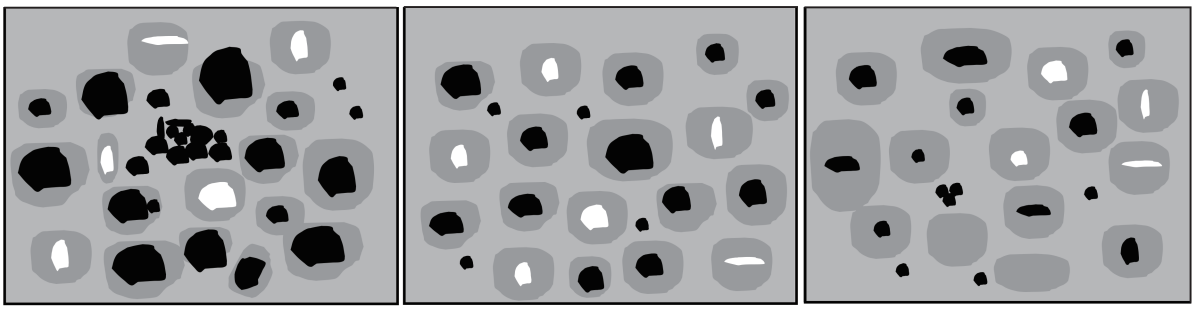


a）黑芯－灰环

b）白芯－灰环

图 6　不同类型芯－环结构形成过程示意图

Fig. 6　Diagram of the formation process of different types of core-rim structure



a）1470 ℃、40 min　　b）1530 ℃、40 min　　c）1530 ℃、80 min

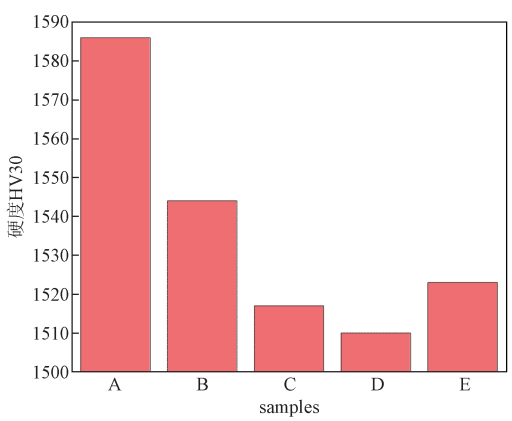
图 7　不同烧结温度和保温时间下样品的组织结构演变示意图

Fig. 7　Schematic diagram of the microstructure evolution of samples at different sintering temperatures and holding times

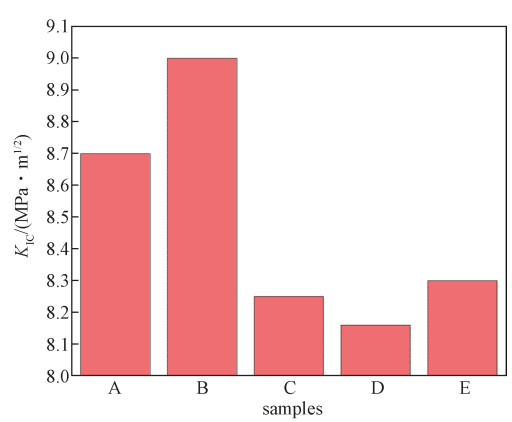
度高于环相，Ti(C, N) 数量越多，硬度越高。随着烧结温度升高，硬质相所占比例减小，同时硬质相颗粒平均尺寸逐渐减小（见图 5a）。因此，烧结温度升高，样品硬度下降。而当烧结温度为 1530 ℃时，随着保温时间的延长，硬度呈先下降后上升的趋势，这是因为延长保温时间，晶粒越粗，黑芯越少，硬度下降；但继续延长保温时间，在高温下炉内碳气氛的渗碳作用降低了环相的不饱和度，导致环相的硬度增加。

由图 8b 可知，材料的断裂韧度随着烧结温度的升高先增大后减小。在 1500 ℃烧结且保温 40 min 时，材料的断裂韧度最好，达到 9.0 MPa·$m^{1/2}$。这是因为随着温度的升高，促进了固溶反应和溶解－析出过程的充分进行，有利于环相的形成，增强了硬质相与黏结相 [5] 之间的润湿性，从而提高了材料的 K_{IC}。而当环相厚度超过一定临界值时，由于环相的脆性，材料的 K_{IC} 显著降低。而当烧结温度 1530 ℃时，进一步延长保温时间，部分芯环相消失，组织趋于平衡形态，因而断裂韧度有先下降后上升的趋势。

图 9 为不同烧结温度和保温时间制备的 Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的磁性能分析结果。由图 9 可知，随着烧结温度的升高，金属陶瓷样品的钴磁和矫顽磁力下降，钴磁从 4.80 降低为 4.29，矫顽磁力从 10.13 kA/m 降低为 7.79 kA/m。当烧结温度为 1530 ℃时，随着保温时间的延长，金属陶瓷样品的钴磁和矫顽磁力上升，分别从 4.29, 7.79 kA/m 上升为 5.22, 10.38 kA/m。样品 C 的钴磁和矫顽磁力最低，样品 E 的钴磁和矫顽磁力最高。有研究 [18] 表明，金属陶瓷的磁性能受黏结相 Ni/Co 晶格参数的影响很大，该参数取决于溶解的 W、Ta、Nb、Ti 原子的含量。金属溶解越少，钴磁和矫顽磁力的数值越大。所以随着温度升高，黏结相中各元素的固溶度增加，钴磁下降，硬质相晶粒尺寸增加，矫顽磁力降低；而延长保温时间，高温渗碳导致黏结相中金属元素脱溶析出，黏结相的磁性能变好。



a）维氏硬度 HV30



b）断裂韧度 K_{IC}

图 8　Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的力学性能

Fig. 8　Mechanical properties of Ti(C, N)-based cermet samples

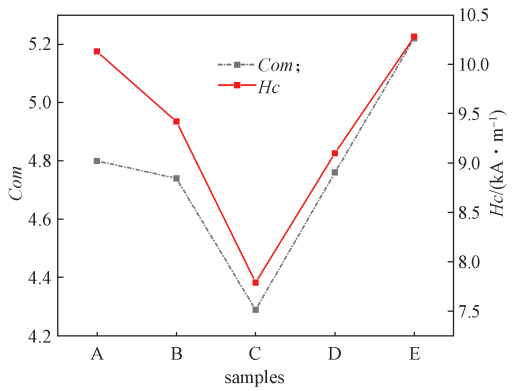


图 9　Ti(C, N) 基金属陶瓷样品的磁性能分析结果

Fig. 9　Magnetic property analysis of Ti(C, N)-based cermet samples

4　结论

综上所述，可得如下结论：

1）Ti(C, N) 基金属陶瓷在氮气分压下烧结时会发生渗氮作用，样品表面形成富无环黑芯和黏结相层的梯度结构。随着烧结温度的升高，合金平衡氮分压增加，渗氮作用越小，表层富无环黑芯和黏结相层越薄。而随着保温时间的延长，表层富无环黑芯和黏结相层逐渐变厚，次表层缺黑芯越来越明显。

2）随着烧结温度的升高和保温时间的延长，溶解再析出过程加剧，芯部 Ti(C, N) 黑芯体积分数减小，环相变厚且无环黑芯数量减少，硬质相晶粒的尺寸增大。

3）随着烧结温度的升高，合金硬度、钴磁和矫顽磁力逐渐减小，断裂韧度先增加后减小；随着保温时间的延长，硬度和断裂韧度均有先下降后上升的趋势，而钴磁和矫顽磁力逐渐升高。在 1500 ℃保温 40 min 烧结的样品 B 综合性能最好，维氏硬度达到 1544 HV30，断裂韧度为 9.0 MPa·$m^{1/2}$，钴磁和矫顽磁力分别为 4.74, 9.42 kA/m。

参考文献：

[1] IPARRAGUIRRE I，RODRIGUEZ N，IBARRETA F，et al. Effect of the Cr Content on the Sintering Behaviour of TiCN-WC-Ni-Cr_3C_2 Powder Mixtures[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials，2014，43：125−131.

[2] CHICARDI E，TORRES Y，CÓRDOBA J M，et al. Effect of Tantalum Content on the Microstructure and Mechanical Behavior of Cermets Based on (Ti_xTa_{1-x})($C_{0.5}N_{0.5}$) Solid Solutions[J]. Materials & Design，2014，53：435−444.

[3] 丰　平，熊惟皓，余立新 . Ti(C, N) 基金属陶瓷烧结过程的冶金基础及其显微组织特征Ⅱ：芯－环结构的形成机理及烧结过程中的脱气演化 [J]. 材料导报，2004，18(3)：6−8，37.
FENG Ping，XIONG Weihao，YU Lixin. Metallurgical Reaction Foundation and Microstructural Characterization of Ti(C, N)-Based Cermets PartⅡ: Mechanism of Formation of Core-Rim Structure and Gas Evolution During Sintering[J]. Materials Review，2004，18(3)：6−8，37.

[4] 肖水清，伍尚华 . Ti(C, N) 基金属陶瓷材料显微结构与性能研究进展 [J]. 硬质合金，2014，31(2)：112−119.
XIAO Shuiqing，WU Shanghua. Research Progress on Microstructure and Properties of Ti(C, N)-Based Cermets[J]. Cemented Carbide，2014，31(2)：112−119.

[5] PARK S，KANG S. Toughened Ultra-Fine (Ti, W)(CN)-Ni Cermets[J]. Scripta Materialia，2005，52(2)：129−133.

[6] JUNG J，KANG S. Effect of Nano-Size Powders on the Microstructure of Ti(C, N)-*x*WC-Ni Cermets[J]. Journal of the American Ceramic Society，2007，90(7)：2178−2183.

[7] AHN S Y，KANG S H. Formation of Core/Rim Structures in Ti(C, N)-WC-Ni Cermets via a Dissolution and Precipitation Process[J]. Journal of the American Ceramic Society，2000，83(6)：1489−1494.

[8] LENGAUER W，SCAGNETTO F. Ti(C, N)-Based Cermets: Critical Review of Achievements and Recent Developments[J]. Solid State Phenomena，2018，274：53−100.

[9] XU X Y，ZHENG Y，KE Z，et al. Graded Ti(C, N)-Based Cermets Fabricated by Mechanical Activation and in Situ Carbothermal Reduction: Investigation of Nitrogen Sintering Pressure on Microstructure and Mechanical Performance[J]. Ceramics International，2022，48(1)：913−919.

[10] AHN S，KANG S. Effect of Various Carbides on the Dissolution Behavior of Ti($C_{0.7}N_{0.3}$) in a Ti($C_{0.7}N_{0.3}$)-30Ni System[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials，2001，19(4/5/6)：539−545.

[11] ZHANG X B，LIU N，RONG C L. Microstructure and Fracture Toughness of TiC-ZrC-WC-Mo-Ni Cermets[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials，2008，26(4)：346−356.

[12] ZHOU H J，HUANG C Z，ZOU B，et al. Effects of Sintering Processes on the Mechanical Properties and

Microstructure of Ti(C, N)-Based Cermet Cutting Tool Materials[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials，2014，47：71−79.

[13] XU Q Z，AI X，ZHAO J，et al. Effect of Heating Rate on the Mechanical Properties and Microstructure of Ti(C, N)-Based Cermets[J]. Materials Science and Engineering: A，2015，628：281−287.

[14] SHETTY D K，WRIGHT I G，MINCER P N，et al. Indentation Fracture of WC-Co Cermets[J]. Journal of Materials Science，1985，20(5)：1873−1882.

[15] 李平平，叶金文，刘　颖，等. 低压烧结温度对 Ti(C, N) 基金属陶瓷显微结构和力学性能的影响 [J]. 功能材料，2010，41(10)：1724−1726，1730.
LI Pingping，YE Jinwen，LIU Ying，et al. The Influence of Low Pressure Sintering Temperature on Microstructure and Properties of Ti(C, N)-Based Cermets[J]. Journal of Functional Materials，2010，41(10)：1724−1726，1730.

[16] ANDRÉN H O. Microstructure Development During Sintering and Heat-Treatment of Cemented Carbides and Cermets[J]. Materials Chemistry and Physics，2001，67(1/2/3)：209−213.

[17] ZHENG Y，WANG S X，YOU M，et al. Fabrication of Nanocomposite Ti(C, N)-Based Cermet by Spark Plasma Sintering[J]. Materials Chemistry and Physics，2005，92(1)：64−70.

[18] GAN X P，XIE D，YANG Q M，et al. Ti(C, N)-Based Cermets by Vacuum Sintering Using Commercial Composite Powders: Morphology Evolution, Composition and Related Properties[J]. Vacuum，2019，170：108983.

（责任编辑：邓光辉）

Effects of Sintering Temperature and Holding Time on the Microstructure and Properties of Ti(C, N)-Based Cermets

LI Yinzhi[1]，LIU Gang[2]，CHEN Xinzhe[2]，SU Zhenhua[2]，YAN Lianwu[1]，PENG Yingbiao[1]

（1. National & Local Joint Engineering Research Center for Advanced Packaging Material and Technology，Hunan University of Technology，Zhuzhou Hunan 412007，China；2. OKE Precision Cutting Tools Co., Ltd.，Zhuzhou Hunan 412007，China）

Abstract：Ti(C, N)-WC-TaC-NbC-Co-Ni cermets were prepared by sintering in nitrogen atmosphere. The effects of sintering temperature and holding time on the microstructure and properties of the core and surface of Ti(C, N)-based cermets were studied. The results show that rimless-black-core and binder rich layer would be formed in Ti(C, N)-based cermets through a nitriding process. With the increase in sintering temperature, the equilibrium nitrogen decomposition pressure of the sample increased, the driving force of the nitriding process was weakened, and rimless-black-core and binder rich layer became thinner. With the extension of holding time, the rimless-black-core and binder rich layer on the surface became thicker, and the lack of black core on the subsurface layer became more and more obvious. With the increase of sintering temperature and the extension of holding time, the dissolution and re-precipitation were intensified, the volume fraction of Ti(C, N) black core decreased, the number of rim phase transformation and rimless black core decreased, and the grain size of hard phase increased. With the increase in sintering temperature, the hardness, cobalt magnetism and coercive magnetism of the alloy decreased gradually, while the fracture toughness increased first and then decreased. With the extension of holding time, the hardness and fracture toughness decreased first and then increased, while the cobalt magnetism and coercive magnetism increased gradually. The results show that the samples sintered at 1500 ℃ for 40 min had the best comprehensive properties, Vickers hardness reached 1544 HV30, fracture toughness was 9.0 MPa·$m^{1/2}$, cobalt magnetic and coercive magnetic forces were 4.74 and 9.42 kA/m, respectively.

Keywords：Ti(C, N)-based cermet；sintering temperature；holding time；microstructure