

hBN 含量对 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷性能和微观结构的影响

张昌松, 刘 强, 陈 威

(陕西科技大学 机电工程学院, 西安 710021)

摘 要: 利用纳米级粉体经热压烧结制备了 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷, 研究了 hBN 含量对 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷致密度、力学性能、摩擦学性能、微观结构的影响。用阿基米德排水法、三点弯曲法和维氏压痕法测量材料的致密度、力学性能; 用摩擦磨损试验机测试材料的摩擦学性能; 用 XRD、EDAX 和 SEM、LSCM 分析观察材料的物相组成和微观结构。研究表明, 随着 hBN 含量的增加, 复相陶瓷的密度将会持续下降, 气孔率先是急剧上升, 然后趋于平缓, 力学性能持续下降, 干摩擦条件下复相陶瓷与 GCr15 配副的摩擦学性能呈现先提高后降低的趋势, 当 hBN 含量低于 20wt% 时, 随着 hBN 含量的增加, 摩擦系数和磨损率逐渐减小; 当 hBN 含量大于 20wt% 时, 摩擦系数和磨损率急剧增大; hBN 含量为 20wt% 时, 获得最低的摩擦系数为 0.31。hBN 的引入直接影响 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷的微观组织结构, 进而影响复合陶瓷的力学性能和摩擦学性能。

关 键 词: Si_3N_4 -hBN; 致密度; 力学性能; 微观结构; 摩擦学性能

中图分类号: TQ174 文献标识码: A

Effect of hBN Content on Property and Microstructure of Si_3N_4 -hBN Composite Ceramics

ZHANG Chang-Song, LIU Qiang, CHEN Wei

(College of Mechanical and Electrical Engineering, Shaanxi University of Science & Technology, Xi'an 710021, China)

Abstract: Si_3N_4 -hBN composites were prepared using hot-press method with nano-scaled powder, the influence of hBN content on density, mechanical properties, tribological properties, microstructure of Si_3N_4 -hBN composites were investigated. The density and mechanical properties of composites were measured by Archimedes method, three point bending method and Vickers indentation method. The tribological properties of composites were measured by friction and wear tester. The phase composition and microstructure of composites were analyzed and observed by XRD, EDAX and SEM, LSCM. The results showed that with increase of hBN content the composites' density gradually decreased, the composites' porosity increased at first and then stable gradually, the composites' mechanical performance gradually decreased. The friction tests indicated that the tribological properties of Si_3N_4 -hBN and GCr15, with pair under dry friction, increased at first and then decreased sharply with the increase of hBN content. The friction coefficient and wear coefficient decreased gradually when hBN content was less than 20%, and then increased sharply when the hBN content was more than 20%. The friction coefficient reaches the lowest value of 0.31 when the hBN content

收稿日期: 2016-07-18; 收到修改稿日期: 2016-10-03

基金项目: 国家自然科学基金(51405278); 陕西科技大学引进博士科研启动基金(BJ11-01); 陕西省自然科学基金基础研究计划项目(2015JM5242); 特种材料及制备技术四川省高校重点实验室开放基金(szjj2015-088)
National Natural Science Foundation of China(51405278); Shaanxi University of Science and Technology Scientific Research Foundation to introduce Dr.(BJ11-01); Shaanxi province natural science foundation research project(2015JM5242); Open Research Subject of Key Laboratory of Special Material and Preparation Technology of Institutes in Sichuan Higher Education (szjj2015-088)

作者简介: 张昌松(1976-), 男, 副教授. E-mail: liuqiangdzyx@126.com

was about 20%. The addition of hBN influenced the mechanical and tribological properties of Si_3N_4 -hBN composites through directly influenced its microstructure.

Key words: Si_3N_4 -hBN; density; mechanical properties; microstructure; tribological properties

氮化硅(Si_3N_4)陶瓷以其高强度、高硬度和耐腐蚀等优点,广泛应用于高温、高速和具有较强腐蚀介质的工作环境,但高强度、高硬度等特性导致其脆性大和难以加工的问题,而这又极大地限制了氮化硅陶瓷的应用^[1-7]。近些年来,人们试图通过引入第二相来改善氮化硅陶瓷的综合性能,其中氮化硼^[8-9](BN)就是一种较为常见的第二相。Ye^[10]、Cho^[11]、Wei^[12]、Wang^[13]等都是微米级 Si_3N_4 和 BN 为原料,采用热压烧结工艺制备了 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷,研究了 hBN 含量对复相陶瓷力学性能、可加工性能以及微观组织结构的影响。Zou^[14-15]、Gao^[16]等采用不同工艺合成复合粉体,并分别利用热压烧结、放电等离子烧结工艺制备了纳米复相陶瓷,研究了 hBN 含量、烧结温度对纳米复相陶瓷可加工性能、机械性能的影响。Skopp^[17]、Carrapichano^[18]、陈威^[19]等分别研究了 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷自配副以及纯 Si_3N_4 、不锈钢(ASS)配副时的摩擦学性能。从目前的研究可以看出,对于热压 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷的研究,主要集中在微米级和纳米级 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷,涉及力学性能、可加工性能、摩擦学性能以及微观结构等方面。本工作以纳米级 Si_3N_4 和纳米级 hBN 为原料, Y_2O_3 和 Al_2O_3 为烧结助剂,经热压烧结制备了性能优良的 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷,对 hBN 质量分数分别为 0%、5%、10%、20%、30% 的 Si_3N_4 -hBN 的复相陶瓷的致密度、力学性能、摩擦学性能和微观组织结构进行研究,探讨引入 hBN 对微观组织结构的影响,进而分析其对材料力学性能和摩擦学性能的影响。

1 实验方法

1.1 材料制备

先将纳米 α -氮化硅(纯度>99.9%, α 相含量>93%, 平均粒径为 40~50 nm, 合肥艾嘉新材料科技有限公司)、纳米 hBN 粉末(纯度>99%, 平均粒径为 60~80 nm, 合肥艾嘉新材料科技有限公司)、微米级 Y_2O_3 (平均粒径为 0.37 μm , 纯度>99%) 和 Al_2O_3 (平均粒径为 1.17 μm , 纯度>99%)粉末原料混合,其中 hBN 质量百分比为 0%、5%、10%、20%、30%。再以无水乙醇球磨介质、 ZrO_2 为磨球,粉体、

介质、磨球三者比例为 1:5:5(质量比),球磨 5 h, 旋转干燥箱干燥 120 min, 过 106 μm 筛得到 Si_3N_4 -hBN 复合粉体。最后,利用热压烧结在 1800 $^\circ\text{C}$ 、压力 30 MPa, N_2 保护下保温保压 30 min 制备了 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷。

1.2 实验过程

利用金刚石切割机和金刚石磨床将材料加工成 3 mm×4 mm×30 mm 和 5 mm×5 mm×14 mm 的标准试样。利用阿基米德排水法测量试样的显气孔率和体积密度,每种试样测量 5 次取平均值。利用 1036PC 型万能材料试验机对 3 mm×4 mm×30 mm 规格的试样进行三点弯曲强度测试,跨距为 20 mm、加载速率为 0.5 mm/min,每种试样测试 5 次取平均值。用金刚石抛光膏对 5 mm×5 mm×14 mm 试样表面进行抛光,达到一定的粗糙度($R_a<0.02 \mu\text{m}$)、平整度以及平行度,再利用压痕法在数显式维氏硬度仪上测试硬度,同时在扫描电镜下观测辐射裂纹的长度,利用相关公式求得材料的断裂韧性值,每种试样取 5 个点求平均值。

在 MMW-1 立式摩擦磨损试验机上进行摩擦磨损试验,采用上销-下盘的配副方式,销为不同 hBN 含量的 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷,经机械加工成 5 mm×5 mm×14 mm 的销试样,并对销的一端倒圆角;盘试样为 $\phi 44 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的轴承钢。摩擦磨损试验参数:载荷 10 N、转速 500r/min、时间 10 min、摩擦半径 16.5 mm,摩擦磨损试验结束后,所有试样在丙酮溶液中超声清洗 10 min,每对试样进行三次摩擦磨损试验,求取平均值,摩擦系数(f)由摩擦磨损试验机直接获得,磨损率(V_m)先由称重法获得磨损量 Δm ,再利用公式(1)^[20]计算得到 V_m (其中 P 为载荷/N, S 为磨程/m, ρ 为试样密度/ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)。

$$V_m = \frac{\Delta m}{PS\rho} \quad (1)$$

采用 D-max2200PC 型 X 射线衍射仪定性分析烧结试样的物相组成。采用扫描电子显微镜(FEI Q45, 美国)对强度测试后的断口、熔融氢氧化钠腐蚀的表面和销盘摩擦表面进行微观形貌观察和 EDAX 能谱分析。用 LEXT OLM4000 型激光扫描共聚焦显微镜对摩擦表面二维轮廓曲线和三维形貌进行测量和观察。

2 结果与讨论

2.1 hBN 含量对复相陶瓷致密度、力学性能的影响

热压烧结 Si₃N₄-hBN 复相陶瓷的致密度、力学性能如表 1 所示, 由表可知, 随着 hBN 含量的增加, 复合材料的密度和相对密度都呈现不断下降的趋势, 气孔率呈现逐渐上升的趋势, 当 hBN 含量为 30wt%时, 密度和相对密度分别从 3.20 g/cm³(SN0)和 97%下降至 2.79 g/cm³和 91.2%(SN30), 气孔率从 0.24%(SN0)上升至 1.08%(SN30)。此外, 随着 hBN 含量的增加, 复合材料的抗弯强度、维氏硬度、断裂韧性都逐渐减小, 从 818 MPa、14.9 GPa、7.36 MPa·m^{1/2}(SN0)下降到 577 MPa、6.62 GPa、5.98 MPa·m^{1/2}(SN30)。

通过上述测试结果可知, 随着 hBN 含量的增加, Si₃N₄-hBN 复相陶瓷的致密度和力学性能都呈逐渐降低的趋势。致密度下降一方面可能是由于 hBN 本身密度较小, 随着 hBN 含量的不断增加, 复合材料密度必然减小; 另一方面, 从图 1 可以看出柱状晶

粒和层片状晶粒呈空间交叠分布。对柱状晶粒进行 EDAX 能谱分析(表 2)得知, 图 1(a)中“1”区域主要含 Si 和 N 元素; EDAX 能谱无法检测出陶瓷中的 B 元素含量, 但根据文献[21]可知, hBN 相对稳定, 液相烧结过程中基本不参与反应, 因此陶瓷中必然存在 B 元素。从图 1(b)Si₃N₄-20wt%hBN 陶瓷表面背散射照片可以看出, B、N 元素原子序数较小, 表现为较暗的像, Si 元素原子序数较大表现为较亮的像, 其中 B 原子序数小于 N 元素的原子序数, 因此 B 元素的像最暗(如图 1(b)中标记处)。结合图 2 中 X 射线衍射分析结果, 主相为 β-Si₃N₄, 次相为 hBN, 可以确定棒状晶粒为 β-Si₃N₄, 细小的片状晶粒为 hBN, 正是由于 hBN 本身薄片状结构和柱状的 β-Si₃N₄相互交叠, 容易产生空隙, 形成了疏松多孔的结构。

从图 3 中断口形貌图可以看出, 不含 hBN 的复相陶瓷的断口形貌组织较为致密, 但随着 hBN 含量的增加, 断口形貌愈发呈现出疏松多孔的结构。这可能是由于在烧结过程中, 薄片状 hBN 在一定程度上阻碍了 Si₃N₄ 颗粒的重新排布和熔融液相的流动, 从而限制陶瓷材料的致密化。

表 1 热压烧结 Si₃N₄-hBN 复相陶瓷的致密度和力学性能
Table 1 Physical and mechanical properties of Si₃N₄-hBN composite ceramics by hot-pressed sintering

Number	HBN/ wt%	Density /(g·cm ⁻³)	Relative density /%	Porosity /%	Bending strength /MPa	Vickers hardness /GPa	Fracture toughness /(MPa·m ^{1/2})
SN0	0	3.20	97.0	0.24	818	14.9	7.36
SN5	5	3.12	96.7	0.55	764	13.3	6.67
SN10	10	3.04	96.4	0.80	717	12.4	6.58
SN20	20	2.89	96.0	1.02	695	8.9	6.39
SN30	30	2.79	91.2	1.08	577	6.6	5.98

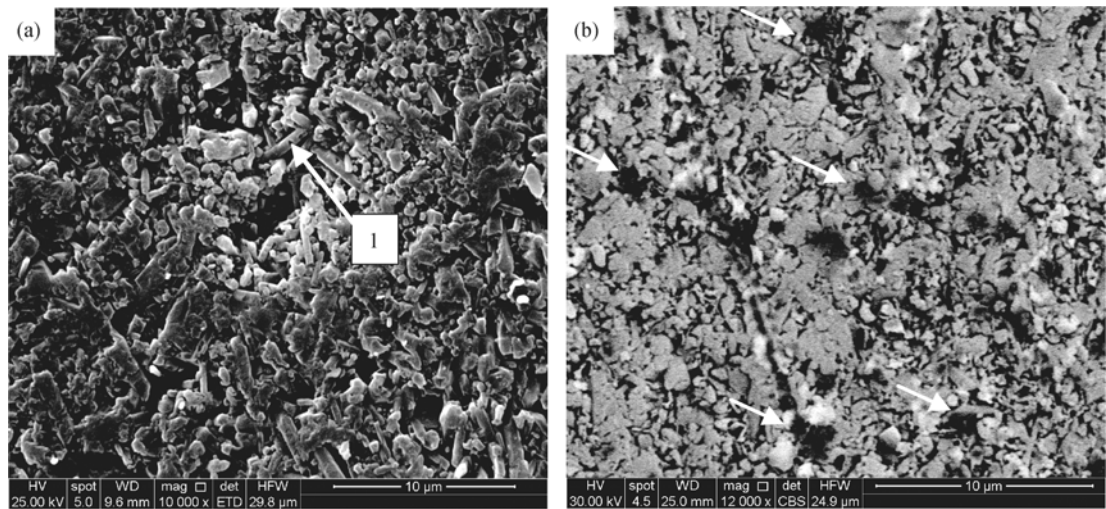


图 1 热压烧结 Si₃N₄-hBN 试样的腐蚀表面 SEM 照片
Fig. 1 Corrosion surface morphologies of hot-pressed Si₃N₄-hBN specimens
(a) Pure Si₃N₄(SE); (b) Si₃N₄-20%hBN(BSE)

表 2 纯 Si₃N₄ 陶瓷微区成分分析(EDAX)
Table 2 Microareas elements of EDAX analysis of pure Si₃N₄ ceramics

Analysis area	Elements /at%				
	Si	N	O	Al	Y
“1” area	39.72	52.91	5.36	1.57	0.42

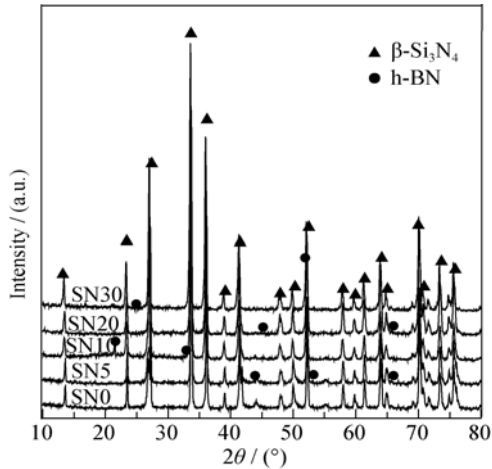


图 2 不同 hBN 含量 Si₃N₄-hBN 陶瓷复合材料的 XRD 分析
Fig. 2 XRD patterns of Si₃N₄-hBN ceramic composites with different hBN contents

Si₃N₄-hBN 复相陶瓷力学性能的下降,一方面是由于随着 hBN 含量的增加,断口形貌由致密向疏松多孔发展,而这种疏松多孔结构很可能成为裂纹

源,使材料更容易发生断裂。同时,不含 hBN 的样品以光亮的小平面断口为主,孔洞和凹坑相对较少(图 3(a)),而随着 hBN 含量增加,样品断口形貌由平整致密为主向疏松多孔为主转变,其中平整断口形貌是穿晶断裂的典型特征,而由晶粒拔出留下的凹坑则是沿晶断裂的特征,由于穿晶断裂比沿晶断裂需要更多的能量,因此,材料的断裂韧性逐渐减小。另一方面从纯 Si₃N₄ 表面形貌可以看出,存在棒状的晶粒丛生,而 Si₃N₄-20wt%hBN 背散射形貌显示,柱状晶粒明显减少,出现均匀分布的代表低原子序数 B、N 的暗像(图 1)。随着 hBN 含量的增加,β-Si₃N₄ 含量相对减少,棒状 β-Si₃N₄ 之间的自锁性减弱,使得材料的力学性能逐渐变差。

2.2 hBN 含量对复相陶瓷摩擦学性能的影响

图 4 为 SN0-SN30 与 GCr15 配副摩擦面的摩擦系数以及相同试验条件下销-盘摩擦面的磨损率。从图 4(a)可以看出,当 hBN 含量小于 30wt%时,摩擦系数随着 hBN 含量的增加呈现降低的趋势,但当 hBN 含量达到 30wt%时,摩擦系数反而急剧增加。从图 4(b)可以看出,随着 hBN 含量的增加,销磨损率逐渐增加,盘的磨损率逐渐减小,但当 hBN 含量达到 30wt%时,销和盘的磨损率都急剧增加。当 hBN 含量达到 20wt%时, Si₃N₄-20wt%hBN 与 GCr15 配副摩擦面获得较好的摩擦学性能,摩擦系数降至最低,对应的磨损率也较小。

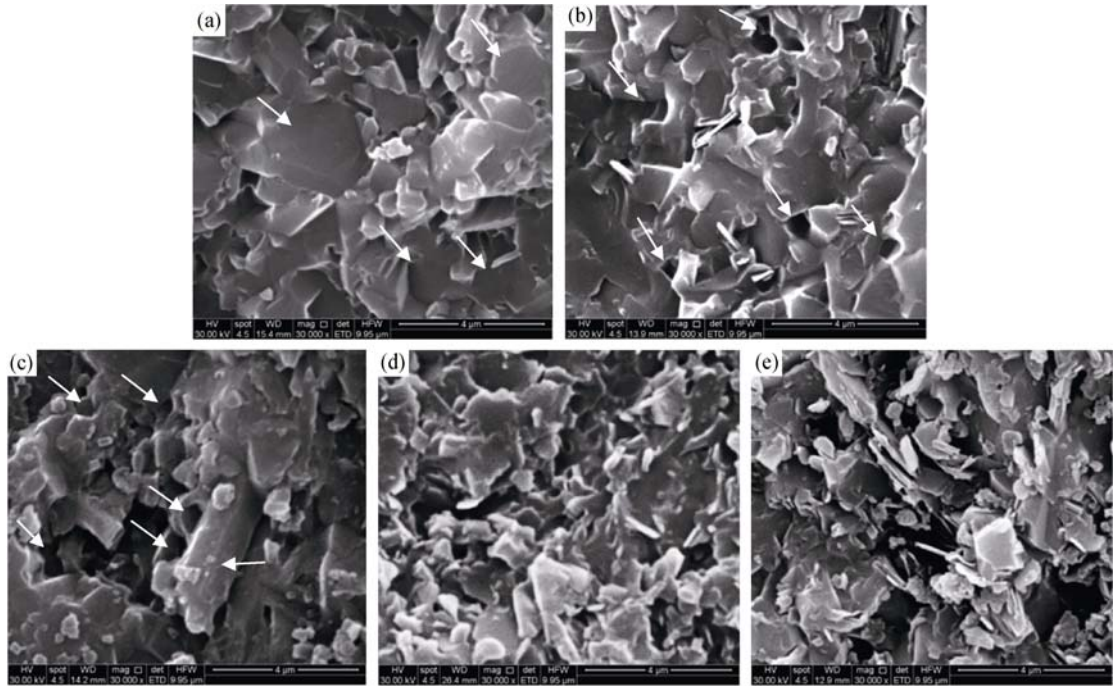


图 3 Si₃N₄-hBN 陶瓷复合材料断口形貌
Fig. 3 Fracture morphologies of Si₃N₄-hBN ceramic composites(SEM)
(a) pure Si₃N₄; (b) Si₃N₄-5wt%hBN; (c) Si₃N₄-10wt%hBN; (d) Si₃N₄-20wt%hBN; (e) Si₃N₄-30wt%hBN

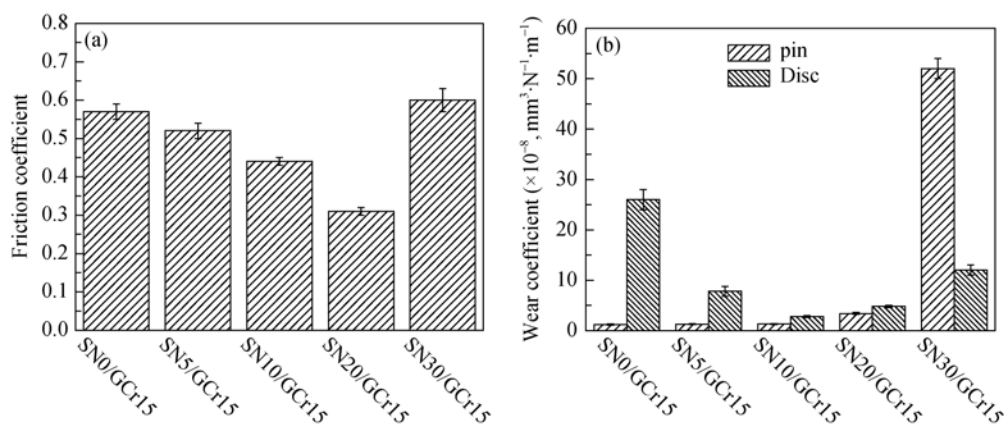


图 4 SN0-SN30 与 GCr15 配副摩擦面的摩擦因数(a)和磨损率(b)变化图

Fig. 4 Change of friction coefficient (a) and wear coefficient (b) of SN0-SN30 and GCr15 with a pair of friction surface

对 SN0/GCr15 配副和摩擦学性能较好的 SN20/GCr15 配副进一步分析, 图 5 为 SN0/GCr15 和 SN20/GCr15 配副摩擦面摩擦系数相对摩擦时间的曲线, 从图中可以看出, SN0/GCr15 配副摩擦面的摩擦系数明显高于 SN20/GCr15 配副摩擦面, 前者的摩擦系数平均值为 0.57, 而后的摩擦系数平均值为 0.31, 这就表明 SN20 复相陶瓷与 GCr15 配副干摩擦时具有较好的摩擦学性能。

图 6 为纯 Si_3N_4 销试样与轴承钢盘试样配副 (SN0/GCr15 摩擦副) 的摩擦表面形貌, 从图中可以看出, 纯 Si_3N_4 销试样的摩擦表面较为光滑平整, 局部有粘着层碎片和颗粒状磨屑残留 (见图 6(a)), 经 EDAX 微区(A 点)成分分析 (图 7(a)) 可知, 其主要成分为 Fe、Cr、Mn、C、Ni、Si 等元素, 由此可以断定陶瓷表面的粘结物为 GCr15 在摩擦过程中脱落产生的; 而轴承钢盘试样的摩擦表面较为粗糙 (如图 8 中盘摩擦表面 3D 形貌所示), 存在大量非连续薄层物质以及周围散布的颗粒状磨屑, 其中非连续薄层表面也较为粗糙。对它们进行 EDAX 微区成分分析

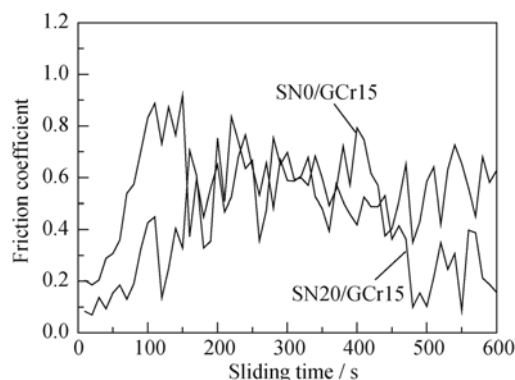
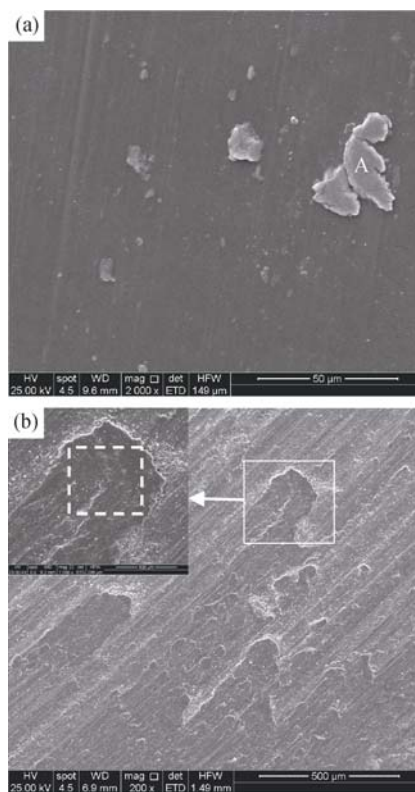


图 5 SN0/GCr15 和 SN20/GCr15 配副摩擦面摩擦系数相对时间的曲线

Fig. 5 Friction coefficient curves of SN0/GCr15 and SN20/GCr15 with time variation

(图 7(b)) 可知, 薄层主要成分也为 Fe、Cr、Mn、C、Ni、Si 等元素, 由此可断定薄层物质由 GCr15 脱落产生。另外, 对摩擦过程中产生的磨屑进行 X 射线衍射分析 (图 7(c)) 可知, 磨屑中主要是 Fe 和 Cr 等元素, 说明磨屑为 GCr15 所产生。

基于以上分析可知, 当纯 Si_3N_4 销试样与 GCr15 盘试样配副时, 高硬度的纯 Si_3N_4 销试样在 GCr15 盘上摩擦首先使盘试样发生塑性变形, 引起 GCr15 表层脱落形成金属磨屑, 发生磨粒磨损; 由于上销下盘的配副方式, 使不断产生的金属磨屑在盘表面

图 6 SN0/GCr15 配副的销(a)和盘(b)试样摩擦表面形貌照片
Fig. 6 Friction surface morphology of the pin (a) and disc (b) specimens of SN0/GCr15 with pair

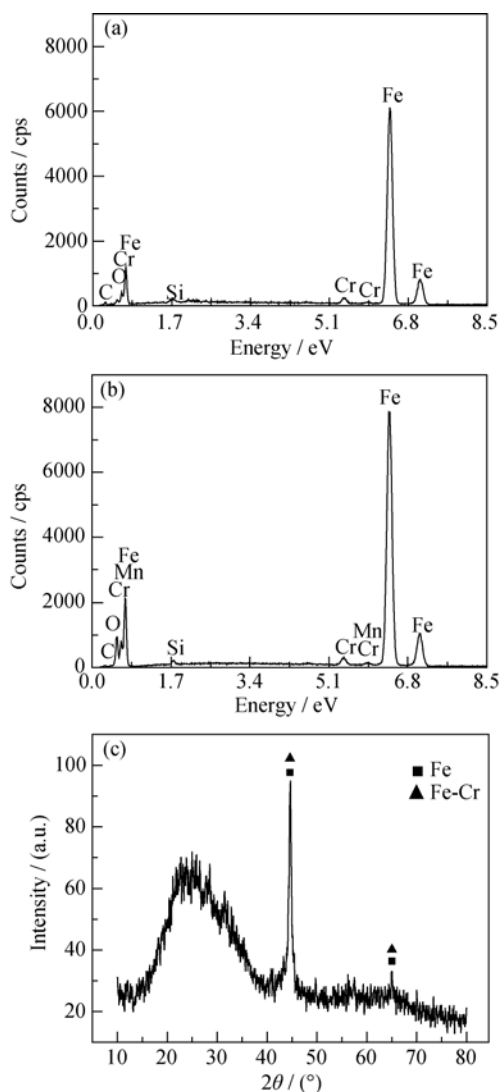


图 7 销(a)和盘(b)摩擦表面 EDAX 成分分析及磨屑(c)分析结果
Fig. 7 EDAX elements of friction surface of pin (a) and disc (b) and XRD analysis of debris (c)

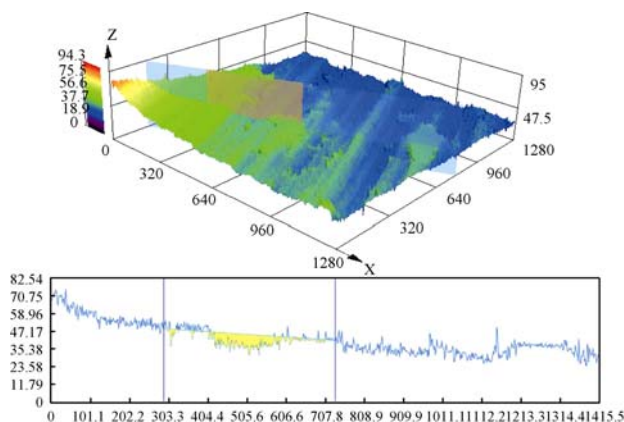


图 8 SN0/GCr15 配副盘摩擦表面 3D 形貌
Fig. 8 3D morphology of friction surface of SN0/GCr15 with pair

散乱堆积, 在销试样摩擦过程中存在很大的挤压力, 一方面使散乱堆积的金属磨屑被碾压在盘试样表面,

形成非连续的金属薄层, 局部发生粘着磨损, 整体发生磨粒磨损; 另一方面由于纯 Si_3N_4 陶瓷本身较为致密, 金属磨屑只会在销试样表面发生粘结, 而这种粘结强度较差, 随时都会发生剥落, 在摩擦过程中, 粘结的磨屑会对盘试样表面产生犁划作用, 剥落的磨屑会掉落在盘试样表面, 形成新的碾压层或覆盖在原有的碾压层表面, 增大了摩擦表面粗糙度, 加重了粘结磨损和磨粒磨损。以上金属磨屑的产生、碾压、粘结以及剥落是一个动态过程, 是一个整体发生磨粒磨损, 局部发生粘着磨损的过程, 是一个磨粒磨损和粘着磨损同时进行的混合磨损机制。

图 9 为 Si_3N_4 -20wt%hBN 销试样与 GCr15 轴承钢盘试样配副(SN20/GCr15 摩擦副)的摩擦表面形貌, 从图中可以看出, Si_3N_4 -20wt%hBN 销试样摩擦表面较为平整光滑, 形成了大面积连续分布的黑色薄层物质, 然而 GCr15 盘试样的摩擦面相对较为粗糙, 在摩擦方向存在较为连续黑色薄层物质, 且薄层表面较为光滑, 从图 10 中盘摩擦表面 3D 形貌和轮廓曲线同样可以看出。对销、盘摩擦表面(虚线框区域)分别进行 EDAX 微区成分分析(图 11(a, b))可知, 销摩擦表面除含 Fe、Si、Cr、C 等元素外, 还有少量 Al、Y、N、O 元素, 而盘摩擦表面同样也含

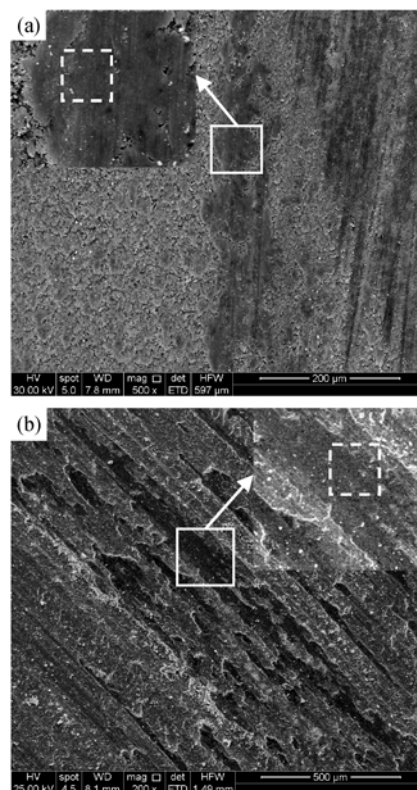


图 9 SN20/GCr15 配副的销(a)和盘(b)试样摩擦表面形貌
Fig. 9 Friction surface morphology of the pin (a) and disk (b) specimens of SN20/GCr15 with pair

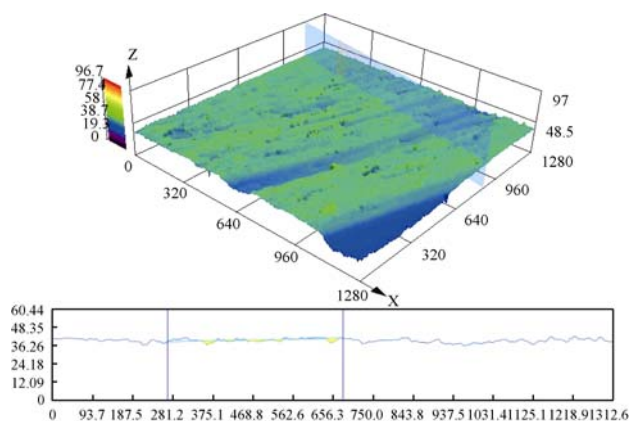


图 10 SN20/GCr15 配副盘摩擦表面 3D 形貌

Fig. 10 3D morphology of friction surface of SN20/GCr15 with pair

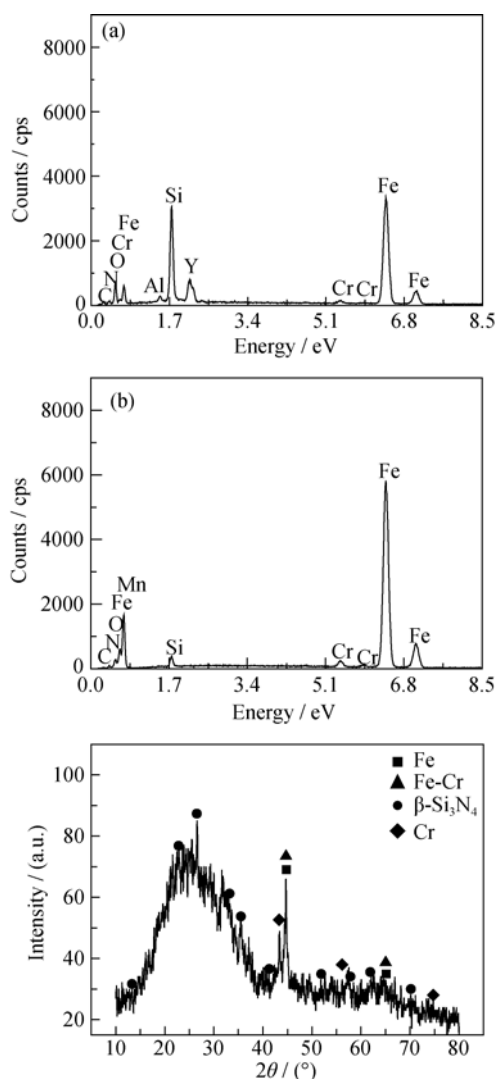


图 11 销(a)和盘(b)摩擦表面 EDAX 成分分析及磨屑(c)XRD 分析结果

Fig. 11 EDAX elements of friction surface of (a) pin, (b) disc, and XRD pattern of debris (c)

Fe、Cr、Si、Mn、和 C、N 等元素。结合磨屑 XRD 分析(图 11(c))结果可知, 磨屑主要由 Fe、Cr 元素和

β - Si_3N_4 组成, 由此可知, 摩擦表面黑色薄层物质为 Si_3N_4 和 GCr15 轴承钢的混合。

基于以上分析可知, Si_3N_4 -20wt%hBN 销试样与 GCr15 配副时, 摩擦开始之初销盘都会产生细小的磨屑, 发生磨粒磨损, 随着摩擦的进行, 在挤压力作用下混合磨屑被均匀地涂抹在摩擦表面上, 由于 Si_3N_4 -20wt%hBN 陶瓷表面不够致密, 存在许多凹坑和孔洞, 而磨屑被压入其中, 彼此之间形成一定的结合力使磨屑不易脱落, 既掩盖了陶瓷表面本身粗糙多孔的缺陷, 又防止粘结的磨屑脱落破坏盘试样表面形成磨屑薄层, 此时被磨屑薄层覆盖的销盘摩擦表面近乎于磨屑薄层之间的摩擦, 只有部分裸露的摩擦面依然发生着 SN20 与 GCr15 的摩擦, 产生的磨屑逐渐减少, 摩擦系数逐渐降低并趋于稳定。

综合以上可知, 随着 hBN 含量的增加, 配副摩擦面的摩擦系数先降低后升高, SN20/GCr15 配副摩擦系数最小; 销的磨损率逐渐增大, 盘的磨损率先减小后增大, 由此说明将 hBN 引入 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷中可以起到一定润滑减磨的作用, 且当 hBN 含量处于 20wt%左右时, Si_3N_4 基复相陶瓷与 GCr15 轴承钢配副摩擦时, 可以获得较好的摩擦学性能。

3 结论

通过对 Si_3N_4 -hBN 复相陶瓷致密度、力学性能、摩擦学性能进行测试以及微观形貌观察, 经过对比分析, 可以得到如下结论:

1) 随着 hBN 含量的增加, 复合材料的密度将会持续下降, 气孔率先是急剧上升后又趋于平缓, 当 hBN 含量为 30wt%时, 密度下降至 2.79 g/cm^3 , 气孔率上升至 1.08%。这主要是由于 hBN 本身薄片状结构以及其与柱状 β - Si_3N_4 相互交叠形成的微观上的疏松结构, 阻碍了 Si_3N_4 颗粒的重新排列和熔融液相的流动, 进而限制材料致密化。

2) 随着 hBN 含量的增加, 复合材料的力学性能持续下降, 当 hBN 含量为 30wt%时, 弯曲强度、断裂韧性和维氏硬度下降至 577 MPa 、 $5.98 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 6.6 GPa 。这一方面是由于随着 hBN 含量的增加, 复相陶瓷断口形貌由平整致密向粗糙多孔多坑转变, 既增加了裂纹源, 又将断裂模式由穿晶断裂变为沿晶断裂, 从而降低力学性能; 另一方面软质点相(hBN)的引入量逐渐增加, 相变得到的硬质点相(β - Si_3N_4)量相对减少, 减弱了柱状晶之间相互交织的自锁强化作用。

3) 当 hBN 含量处于 0~20wt% 时, 随着 hBN 含量的增加, 复合材料的摩擦系数逐渐减小, 最小达到 0.31, 销磨损率逐渐增大, 盘磨损率逐渐减小, 但当 hBN 含量超过 20wt% 时, 摩擦系数和磨损率反而呈现增加的趋势。

参考文献:

- [1] RILEY F L. Silicon nitride and related materials. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, **83**(2): 245–265.
- [2] ZIEGLER A, IDROBO J C, CINIBYLYK M K, *et al.* Interface structure and atomic bonding characteristics in silicon nitride ceramics. *Science*, 2004, **306**(3): 1768–1770.
- [3] ZHU C J, JIANG J, GAO L, *et al.* The fabrication and progress of silicon nitride ceramics. *Jiangsu Ceramics*, 2001, **34**(3): 10–12.
- [4] ZHANG W R. Current status and progress of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}_p$ multi-phase ceramic. *Hebei Ceramic*, 1995, **23**(03): 21–24.
- [5] PETZOW G, HERRMANN M. Silicon Nitride Ceramics: Structure & Bonding. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2002, **102**: 47–167.
- [6] 周玉. 陶瓷材料学. 北京: 科学出版社, 2004.
- [7] 李世普. 特种陶瓷工艺学. 武汉: 武汉理工大学, 2008.
- [8] ZHANG G J, ZOU J, NI D W, *et al.* Boride ceramics: densification, microstructure tailoring and properties improvement. *Journal of Inorganic Materials*, 2012, **27**(3): 225–233.
- [9] DUAN X M, YANG Z, CHEN L, *et al.* Review on the properties of hexagonal boron nitride matrix composite ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, **36**(15): 3725–3737.
- [10] SUN Y, MENG Q C, JIA D C, *et al.* Effect of hexagonal BN on the microstructure and mechanical properties of Si_3N_4 ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **182**(1): 134–138.
- [11] CHO M W, KIM D W, CHO W S. Analysis of micromachining characteristics of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-hBN}$ composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, **27**(2): 1259–1265.
- [12] WEI D Q, MENG Q C, JIA D C. Microstructure of hot pressed hBN- Si_3N_4 ceramic composites with $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ sintering additive. *Ceramics International*, 2007, **33**(2): 221–226.
- [13] WANG R G, PAN W, JIANG M N, *et al.* Investigation of the physical and mechanical properties of hot-pressed machinable $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-hBN}$ composites and FGM. *Materials Science and Engineering: B*, 2002, **90**(3): 261–268.
- [14] ZOU J, ZHANG G J, SHEN Z J, *et al.* Ultra-low temperature reactive spark plasma sintering of $\text{ZrB}_2\text{-hBN}$ ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, **36**(15): 3637–3645.
- [15] ZOU J, LIU J, ZHANG G J, *et al.* Hexagonal BN-encapsulated ZrB_2 particle by nitride boronizing. *Acta Materialia*, 2014, **72**(15): 167–177.
- [16] GAO L, JIN X, LI J, *et al.* BN/ Si_3N_4 nanocomposite with high strength and good machinability. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, **415**(1): 145–148.
- [17] SKOPP A, WOYDT M. Ceramic and ceramic composite materials with improved friction and wear properties. *Tribology transactions*, 1995, **38**(2): 233–242.
- [18] CARRAPICHANO J M, GOMES J R, SILVA R F. Tribological behaviour of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-BN}$ ceramic materials for dry sliding applications. *Wear*, 2002, **253**(9): 1070–1076.
- [19] CHEN W, GAO Y M, CHEN C. Tribological behavior of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-hBN}$ ceramic materials against stainless steel under dry friction condition. *Tribology*, 2010, **30**(3): 243.
- [20] LIZUKA T, KITA H, HIRAI T, *et al.* Tribological behavior of W_2C nano-particle reinforced Si_3N_4 matrix composite. *Wear*, 2004, **257**(9): 953–961.
- [21] YUAN L J, YAN D S, MAO Z Q. Mechanism and kinetics of sintering of hot-pressed silicon nitride at lower temperatures. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 1989, **17**(6): 530–536.