

DOI: 10.13957/j.cnki.tcx.2023.06.013

引文格式:

刘润平, 余家豪, 周义, 等. 高度向心织构化 SiAlON 陶瓷的制备和力学性能研究[J]. 陶瓷学报, 2023, 44(6): 1176–1182.
LIU Runping, YU Jiahao, ZHOU Yi, et al. Preparation and mechanical properties of high-level radial textured SiAlON ceramics [J]. Journal of Ceramics, 2023, 44(6): 1176–1182.

高度向心织构化 SiAlON 陶瓷的制备和力学性能研究

刘润平¹, 余家豪¹, 周义¹, 罗嗣春², 郭伟明¹, 林华泰¹

(1. 广东工业大学 机电工程学院, 广东 广州 510006; 2. 萍乡学院 机械电子工程学院, 江西 萍乡 337055)

摘要: 通过在 1750 °C 煅烧环形 SiAlON 陶瓷坯体, 制备了向心织构 SiAlON 陶瓷。研究了 Ni/Co (0 wt.% ~ 2.25 wt.%) 添加剂对织构化 SiAlON 陶瓷的物相组成、织构化程度、显微结构和力学性能的影响。研究表明: 在平行于晶粒定向的截面(径截面 RS)上, 引入 2.25 wt.% Ni/Co 添加剂时 SiAlON 陶瓷定向指数从 0.38 提高到 0.74; 煅烧样品形成了向心织构化的显微形貌特征, 在垂直于晶粒定向方向的截面(弦截面 TS)上晶粒为等轴状形貌, 而在 RS 面上为排列方向一致的棒状晶粒形貌; 织构化 SiAlON 陶瓷的 RS 面硬度均高于 TS 面, 随着黏结相含量增加, 硬度降低; 在 RS 面垂直于晶粒定向的方向, 随着 Ni/Co 添加剂含量从 0 wt.% 增加到 2.25 wt.%, 断裂韧性从 $(6.93 \pm 0.31) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 增加到 $(7.52 \pm 0.28) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

关键词: SiAlON; 添加剂; 织构化; 显微结构; 力学性能

中图分类号: TQ174.75

文献标志码: A

文章编号: 1000-2278(2023)06-1176-07

Preparation and Mechanical Properties of High-level Radial Textured SiAlON Ceramics

LIU Runping¹, YU Jiahao¹, ZHOU Yi¹, LUO Sichun², GUO Weiming¹, LIN Huatai¹

(1. School of Electromechanical Engineering, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, Guangdong, China;
2. School of Mechanical and Electronic Engineering, Jiangxi Pingxiang University, Pingxiang 337055, Jiangxi, China)

Abstract: Radial textured SiAlON ceramics were prepared from sinter-forging ring-shaped SiAlON ceramic green bodies at 1750 °C. The effects of Ni/Co (0–2.25 wt.%) additives on phase composition, texture degree, microstructure and mechanical properties of the textured SiAlON ceramics were studied. On the section parallel to the grain orientation (RS, Radial Section), the orientation factor increased from 0.38 to 0.74 in the SiAlON ceramics due to the introduction of 2.25 wt.% Ni/Co. The radial texture microstructure was formed after sinter-forging. On the section perpendicular to the grain orientation direction (TS, Tangential Section), the grains exhibited equiaxed microstructure, while on the RS plane, the grains with rod-like microstructure are aligned in the same direction. The hardness of RS plane for the textured SiAlON ceramics is higher than that of TS plane, while the hardness decreases with increasing content of additives. The fracture toughness increases from $(6.93 \pm 0.31) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ to $(7.52 \pm 0.28) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ as the Ni/Co additives content increases from 0 to 2.25 wt.% in the direction perpendicular to the grain orientation of the RS plane.

Key words: SiAlON; additives; texture; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2023-06-13。

修订日期: 2023-09-13。

基金项目: 国家自然科学基金(52172066)。

通信联系人: 罗嗣春(1989–), 男, 博士, 讲师;
郭伟明(1982–), 男, 博士, 教授。

Received date: 2023-06-13.

Revised date: 2023-09-13.

Correspondent author: LUO Sichun (1989–), Male, Ph.D., Lecturer;
GUO Weiming (1982–), Male, Ph.D., Professor.

E-mail: zcyxlsc@163.com; wmguo@gdut.edu.cn.

0 引 言

织构化塞隆(SiAlON)陶瓷由于显微结构具有棒状晶粒定向排列特征，性能具有各向异性特征，能够通过工艺设计，实现单一方向性能的大幅提升而引起了广泛的关注^[1-3]。SiAlON 陶瓷根据织构形式的不同，可以分为二维织构和一维织构。其中，二维织构 SiAlON 陶瓷在一个平面上可以观察到随机分布的棒状晶粒。而一维织构 SiAlON 陶瓷在一个平面上可以观察到同向的棒状晶粒。织构化 SiAlON 陶瓷由于晶粒的定向排列，具有明显的各向异性特征。总的来说，在垂直棒状晶粒长轴方向上，具有最高的硬度、抗弯强度、断裂韧性和断裂能；在平行于棒状晶粒长轴方向上，具有最高的弹性模量、蠕变阻力和热导率；而在垂直棒状晶粒长轴的平面上，则具有最优的耐磨性^[4-5]。

目前，实现 SiAlON 陶瓷织构化的方法主要包括：(1) 基于晶种定向制备织构化 SiAlON 陶瓷；(2) 基于高温塑性变形定向制备织构化 SiAlON 陶瓷。SiAlON 陶瓷的烧结过程属于液相烧结，棒状晶粒的形成依赖于烧结过程中溶解—析出机制造成的晶粒的异常长大。因此，引入定向排列的棒状晶种并将其作为模板，可以有效地实现织构化。为了获得具有定向排列晶种的素坯，许多学者研究了多种成型方法，如流延成型^[6]、挤出成型^[7]和强磁场定向成型^[8]等。SiAlON 陶瓷中含有晶界玻璃相，玻璃相在高温下会出现软化。因此，在高温烧结过程中施加烧结压力作用下，陶瓷可以发生塑性变形，导致棒状晶粒的滑移、旋转和重排，从而实现织构化。根据高温下塑性变形的晶粒旋转机理，主要制备方法包括热压烧结^[9]、热锻^[10]和烧结—锻造^[11]等。

近期，一种新型二维向心织构 Si₃N₄ 陶瓷制备方法被报道。其使用放电等离子烧结炉，通过煅烧环形预烧体工艺实现织构化 Si₃N₄ 陶瓷制备，在垂直于棒状晶粒长轴方向和垂直于棒状晶粒短

轴方向强度分别为 ~1264 MPa 和 ~846 MPa，韧性分别为 ~6.96 MPa·m^{1/2} 和 ~4.69 MPa·m^{1/2}，具有明显的各向异性特征^[12]。这种方法形成织构化结构的主要动力来自于棒状 β-S₃N₄ 晶粒在高温挤压作用下的黏性流动。在制备织构化 SiAlON 陶瓷过程中借鉴上述方法，引入低温液相成分，降低棒状晶粒的旋转阻力有望促进织构化结构的形成。金属 Ni/Co 由于熔点低，常被用作低温液相烧结添加剂。在煅烧二维向心织构 SiAlON 陶瓷过程中，引入 Ni/Co 是否能够促进织构化，以及对力学性能的影响目前还没有相关研究。

因此，本文通过煅烧环形 SiAlON 陶瓷坯体，制备向心织构 SiAlON 陶瓷。研究了 Ni/Co (0 wt.%~2.25 wt.%)添加剂对织构化 SiAlON 陶瓷的物相组成、织构化程度、显微结构和力学性能的影响。通过本研究，有望制备出具有显著力学性能各向异性、高度织构化的 SiAlON 陶瓷。

1 实 验

1.1 陶瓷制备

采用商业 Si₃N₄ (~0.2 μm, >95%); Al₂O₃ (~0.3 μm, 99.99%); AlN (3 μm~5 μm, 99.99%); Y₂O₃ (3 μm~6 μm, 99.99%); Ni (2 μm, 99.99%); Co (1 μm, 99.99%)作为原料，配方如表 1 所示。在 SiAlON 陶瓷配方的基础上额外添加 0 wt.%、1.25 wt.%、1.75 wt.%和 2.25 wt.%的 Ni/Co 添加剂，样品编号为 S-0、S-1.25、S-1.75 和 S-2.25，Ni 和 Co 的质量比为 1:1。按表 1 实验配方称取所需粉体置于球磨罐中，使用 Si₃N₄ 球作为研磨介质，无水乙醇作为溶剂，按球料质量比为 3:1 进行球磨混料。球磨浆料使用旋转蒸发仪分离无水乙醇，然后将旋蒸后混合粉体过 100 目筛网，获得混合均匀的粉体。

织构化 SiAlON 陶瓷的烧结制备过程如图 1 所示。首先，将混合均匀的混合粉体置于石墨模具中，采用放电等离子烧结炉进行预烧，预烧温

表 1 原料组成
Tab. 1 Composition of the raw materials

Label	Si ₃ N ₄ /g	Al ₂ O ₃ /g	AlN/g	Y ₂ O ₃ /g	Ni/g	Co/g
S-0	79.491	8.761	7.388	4.360	0	0
S-1.25	79.491	8.761	7.388	4.360	0.625	0.625
S-1.75	79.491	8.761	7.388	4.360	0.875	0.875
S-2.25	79.491	8.761	7.388	4.360	1.125	1.125

度为 1550 °C, 将混合粉体预烧成具有一定强度的 SiAlON 陶瓷坯体; 然后, 将预烧圆柱形坯体切割成环状样品, 再将环状预烧体置于石墨模具中进行放电等离子烧结(煅烧), 烧结温度为 1750 °C; 最后, 将煅烧后的织构化 SiAlON 陶瓷样品切割成扇形样品进行径截面(RS, Radial Section)和弦截面(TS, Tangential Section)性能表征。上述预烧和煅烧过程中, 1200 °C 之前的升温速率为 150 °C·min⁻¹, 然后以 100 °C·min⁻¹ 的升温速率升高到 1550 °C/1750 °C, 保温 10 min, 保温结束之后的 800 °C 之前的降温速率为 100 °C·min⁻¹, 800 °C 之后随炉冷却, 烧结气氛为 N₂, 烧结压力为 30 MPa。

1.2 性能表征

采用多晶 X 射线衍射仪(Bruker D8 Advance)在煅烧后 SiAlON 陶瓷的 RS 面和 TS 面进行测试, 获得 XRD 图谱, 通过 XRD 图谱进行物相分析和计算棒状晶粒在 RS 面的二维定向指数, 用来评价织构化程度。二维定向指数 $f(hk0)$ 按式(1)、(2)、(3)计算^[13]:

$$f(hk0) = (P - P_0) / (1 - P_0) \quad (1)$$

$$P_0 = \Sigma I_0(hk0) / \Sigma I_0(hkl) \quad (2)$$

$$P = \Sigma I(hk0) / \Sigma I(hkl) \quad (3)$$

式中: $I_0(hk0)$ 和 $I_0(hkl)$ 分别为 β -SiAlON 粉末的标准 XRD 图谱中的 $(hk0)$ 和任意晶面的峰强; $I(hk0)$ 和 $I(hkl)$ 分别为 SiAlON 陶瓷样品测得的 XRD 图谱中的 $(hk0)$ 和任意晶面的峰强。先对煅烧后 SiAlON 陶瓷 RS 面和 TS 面进行镜面抛光处理; 然后, 通过等离子刻蚀机(深圳市金徕技术有限公司 JL-VM05)刻蚀抛光面, 刻蚀功率为 300 W、刻蚀时间为 40 s; 最后, 将样品进行场发射扫描电子显微镜(Hitachi SU8220)观察显微结构。采用维氏硬度计测量煅烧 SiAlON 陶瓷的硬度, 测试

载荷为 1 kg, 保荷 10 s, 每个测试面测试 5 个点取平均值。采用维氏压痕法测量断裂韧性^[14], 测试载荷为 10 kg, 保荷 10 s, 每个测试面测试 5 个点取平均值。

2 结果与讨论

2.1 物相组成和织构化程度

煅烧后样品 S-0、S-1.25、S-1.75 和 S-2.25 的 XRD 图谱如图 2 所示。四个样品的 XRD 均出现向心织构化的 XRD 特征: 在 RS 面上, β -SiAlON 相 $(hk0)$ 晶面的衍射峰的强度强于其他晶面衍射峰; 在 TS 面上, (101) 和 (002) 晶面的衍射峰强度强于其他晶面。此外, 在烧结后的样品中均检测到了少量的 α -SiAlON 相, 说明按照表 1 的原料配方, 没有全部固溶形成 β -SiAlON 相, 存在少量的 α -SiAlON 相。在加入 Ni/Co 黏结相的样品中检测到了 Ni/Co 的衍射峰, 说明在烧结过程中, Ni/Co 没有全部挥发, 其产生的液相在促进样品流动性上发挥了一定的作用。

基于 XRD 图谱结果和 β -SiAlON 相标准卡片衍射峰强度计算四个样品 RS 面的晶粒二维定向指数。样品 S-0、S-1.25、S-1.75 和 S-2.25 的晶粒二维定向指数分别为 0.38、0.54、0.59 和 0.74。从计算结果上来看, 加入 Ni/Co 黏结相的三个样品比没有加入黏结相的样品 S-0 的晶粒定向指数在 RS 面上有大幅度的提高, 且随着黏结相含量增加晶粒定向指数增加。这表明黏结相的加入促使样品能够获得更强的织构化程度, 更高的织构化程度来自于黏结相在烧结过程中产生的液相使得样品向心流动的阻力变小, 流动速度加快, 棒状晶粒定向排列的速度也更快。

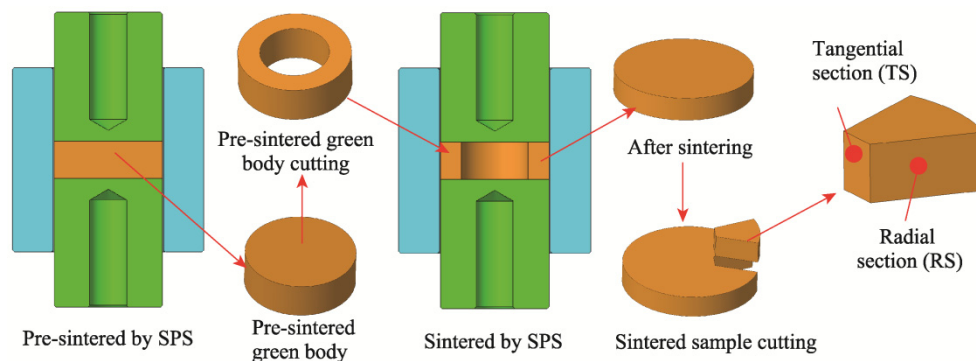


图 1 向心织构 SiAlON 陶瓷制备过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the preparation progress for the radial textured SiAlON ceramics

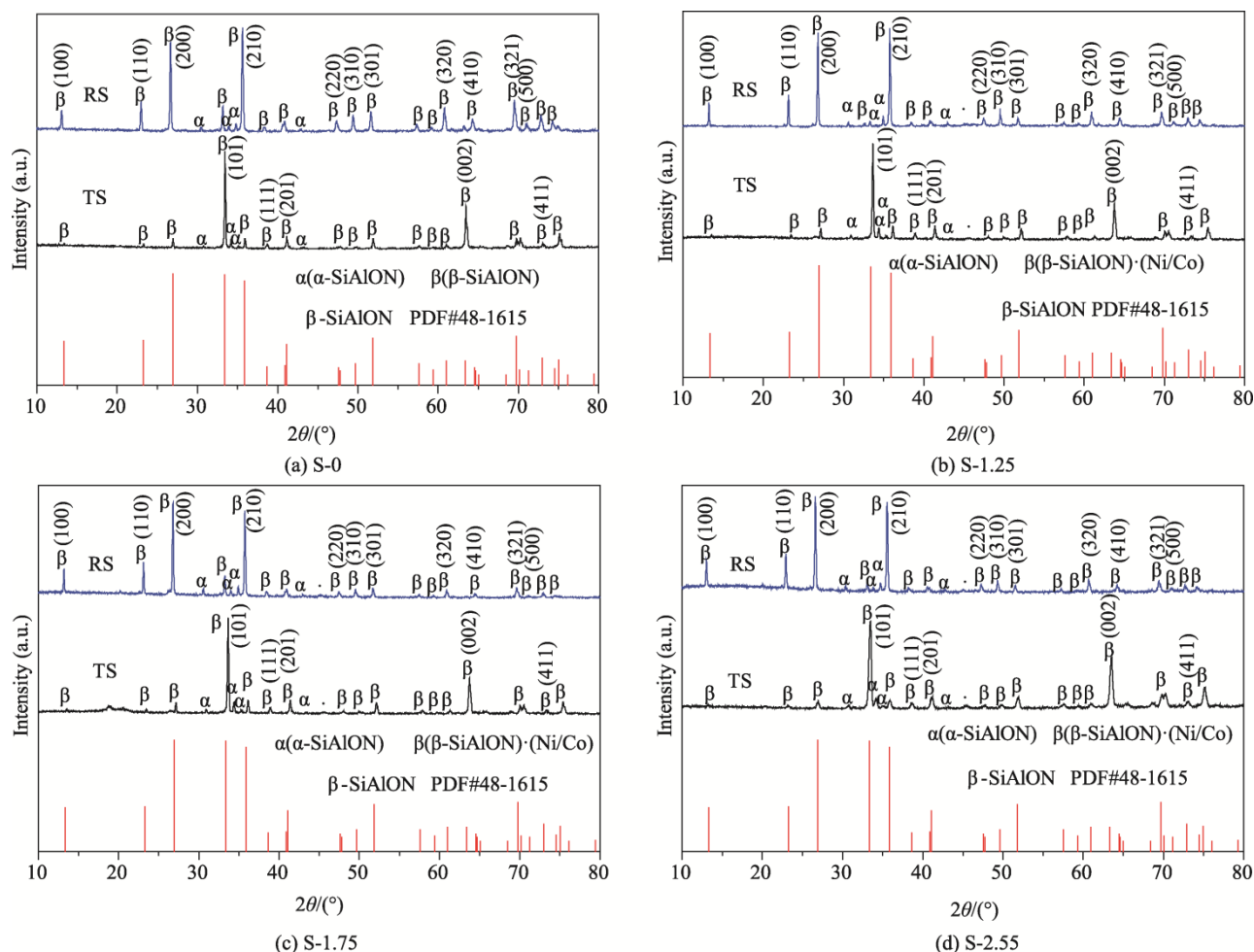


图 2 煅烧后 SiAlON 陶瓷样品的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of the SiAlON ceramic samples after sinter-forging

2.2 显微结构

煅烧后四个 SiAlON 陶瓷样品 RS 和 TS 面经过等离子刻蚀后的高倍 SEM 图如图 3 所示。从图中可以观察到,所有样品表面均没有明显的气孔,说明煅烧后具有较高的致密度。煅烧后样品的 TS 面的晶粒显微形貌为等轴状,而 RS 面晶粒形貌主要是长棒状,且棒状晶粒排列方向一致,这说明所有样品均形成了向心织构化的显微形貌特征。S-0、S-1.25、S-1.75、S-2.25 在 TS 面的等轴状晶粒平均晶粒尺寸分别为 $(0.28 \pm 0.07) \mu\text{m}$ 、 $(0.30 \pm 0.11) \mu\text{m}$ 、 $(0.29 \pm 0.09) \mu\text{m}$ 和 $(0.28 \pm 0.09) \mu\text{m}$,如表 2 所示,说明 Ni/Co 添加剂对晶粒尺寸的影响不大。S-0、S-1.25、S-1.75、S-2.25 在 RS 面长棒状晶粒的长径比分别为 (3.88 ± 1.27) 、 (5.61 ± 1.36) 、 (5.86 ± 1.57) 和 (6.84 ± 1.36) ,如表 2 所示。随着 Ni/Co 添加剂含量增加,棒状晶粒长径比增加。对比图 3(a)、(c)、(e) 和 (g) 可知,随着引入 Ni/Co 黏结相含量的增加,样品 RS 面的织构化显微形貌特征变得越来越明显,晶粒定向指向的程度越来越高,

说明了 Ni/Co 黏结相的加入有助于样品形成织构化的显微形貌,增加塞隆陶瓷织构化的程度,SEM 显微形貌结果与样品的 XRD 表征的结果一致。从 SEM 结果可知煅烧 SiAlON 陶瓷样品的长棒状晶粒分布如图 4 所示。环形 SiAlON 坯体在 1750°C 液相烧结过程中,长棒状晶粒在煅烧压力作用下产生了滑移、旋转和重排,形成了二维向心织构,在 TS 面主要是等轴状形貌,而 RS 面主要是平行长棒状形貌。

2.3 力学性能

煅烧后 SiAlON 陶瓷样品在不同面上(RS 面和 TS 面)硬度的测量结果如表 3 所示。S-0、S-1.25、S-1.75、S-2.25 的维氏硬度分别为 $(17.71 \pm 0.34) \text{ GPa}$ 、 $(17.52 \pm 0.29) \text{ GPa}$ 、 $(16.99 \pm 0.36) \text{ GPa}$ 、 $(16.78 \pm 0.21) \text{ GPa}$ (RS 面); $(16.63 \pm 0.13) \text{ GPa}$ 、 $(16.57 \pm 0.36) \text{ GPa}$ 、 $(16.50 \pm 0.31) \text{ GPa}$ 、 $(16.11 \pm 0.17) \text{ GPa}$ (TS 面)。当黏结相含量相同时,所有样品在 RS 面上的硬度值均高于在 TS 面上的硬度值。从图 3 可知,样品在 RS 面上的晶粒形貌多为棒状,而在 TS 面上的

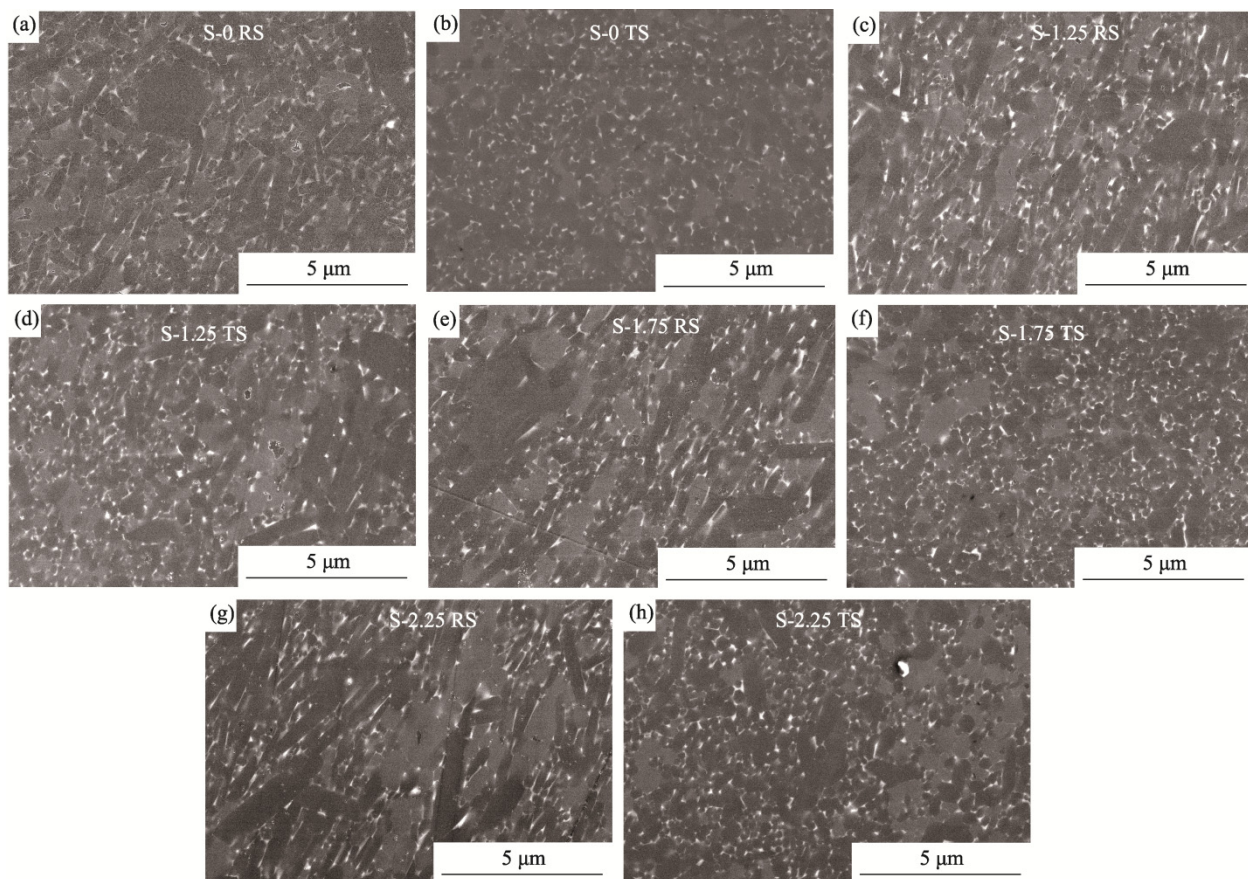


图 3 SiAlON 陶瓷样品的显微结构 SEM 图

Fig. 3 SEM images of the SiAlON ceramics

表 2 RS 面棒状晶粒长径比和 TS 面等轴状晶粒平均晶粒尺寸

Tab. 2 Aspect ratio of elongated grains in the RS plane and average grain size of equiaxed grain in the TS plane

Label	Aspect ratio of elongated grains in the RS plane	Average grain size of equiaxed grain in the TS plane/ μm
S-0	3.88 ± 1.27	0.28 ± 0.07
S-1.25	5.61 ± 1.36	0.30 ± 0.11
S-1.75	5.86 ± 1.57	0.29 ± 0.09
S-2.25	6.84 ± 1.36	0.28 ± 0.09

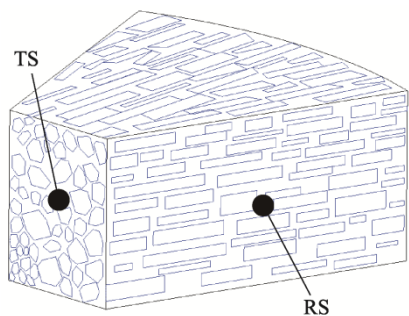


图 4 煅烧 SiAlON 陶瓷长棒状晶粒分布示意图

Fig. 4 Schematic diagram of the rod-like grains distribution in the sinter-forged SiAlON ceramics

晶粒形貌多为等轴状, β -SiAlON 陶瓷的棒状晶粒的($hk0$)晶面主要分布在 RS 面上, 而棒状晶粒的($00l$)面主要分布在 TS 面。 β -SiAlON 棒状晶粒($hk0$)晶面上的理论硬度高于($00l$)晶面上的硬度值^[15]。因此, 样品在 RS 面上的硬度值高于 TS 面上的硬度值。随着加入 Ni/Co 黏结相含量的提高, 样品 RS 面和 TS 面上的硬度均下降, 这是低硬度 Ni/Co 金属相的含量增加导致的结果。

织构化 SiAlON 陶瓷断裂韧性具有各向异性, 即在与晶粒定向方向成不同角度的方向上的断裂韧性不同。由于样品在 RS 面长棒状晶粒呈定向排列, 使用压痕法测量韧性时, 在垂直于晶粒定向方向(RS-V)和平行于晶粒定向方向(RS-P)诱发的裂纹长度不同, 导致断裂韧性存在各向异性。通常, 越趋于垂直晶粒定向方向的断裂韧性的值越高^[16-18]。为了评估不同方向的断裂韧性, 分别测量了样品 RS 面上垂直于(RS-V)和平行于(RS-P)晶粒定向方向的断裂韧性来分析各向异性特征。断裂韧性测量的面和方向如图 5 所示。

表 3 SiAlON 陶瓷的维氏硬度和不同面上的断裂韧性
Tab. 3 Vickers hardness and fracture toughness on different planes for the SiAlON ceramics

Label	Vickers hardness/GPa		Fracture toughness/(MPa·m ^{1/2})		
	RS plane	TS plane	RS-V	RS-P	TS
S-0	17.71±0.34	16.63±0.13	6.93±0.31	5.50±0.33	4.00±0.18
S-1.25	17.52±0.29	16.57±0.36	7.43±0.89	5.45±0.39	4.83±0.19
S-1.75	16.99±0.36	16.50±0.31	7.51±0.19	4.24±0.31	4.43±0.27
S-2.25	16.78±0.21	16.11±0.17	7.52±0.28	4.03±0.32	4.25±0.12

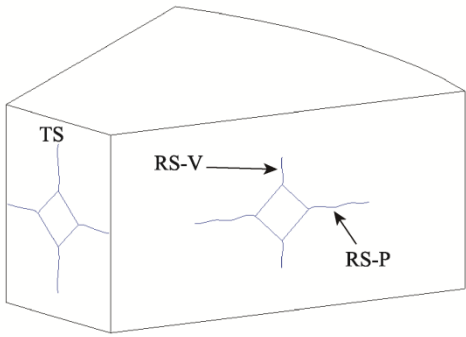


图 5 不同方向断裂韧性示意图
Fig. 5 Schematic diagram of the fracture toughness in different directions

断裂韧性测试结果如表 3 所示。随着黏结相含量从 0 wt.% 增加到 2.25 wt.%, 在 RS-V 方向断裂韧性从 (6.39±0.31) MPa·m^{1/2} 增加到了 (7.52±0.28) MPa·m^{1/2}, 在 RS-P 方向断裂韧性从 (5.50±0.33) MPa·m^{1/2} 降低到了 (4.03±0.32) MPa·m^{1/2}。根据棒状晶粒的增韧机制(拔出、裂纹偏转等), 长棒状晶粒的长径比越高, 断裂韧性越高^[19]。在 RS 面上, 由于随着金属黏结剂含量增加, 长棒状晶粒的长径比从 3.88±1.27 增加到 6.84±1.36 (如表 2 所示), 导致在 RS-V 方向韧性增加。在金属黏结剂含量相同时, RS 面上垂直于晶粒定向方向(RS-V)的断裂韧性均高于平行于晶粒定向方向(RS-P)的断裂韧性。样品 S-0、S-1.25、S-1.75 和 S-2.25 在 RS-V 方向的断裂韧性比 RS-P 方向的断裂韧性分别增加了 26%、36%、77% 和 87%, 说明随着黏结相含量增加, RS-V 方向和 RS-P 方向的韧性差别越明显。由上可知, 随着 Ni/Co 黏结相含量的增加, 样品 RS 面上的晶粒定向指数有大幅度的提升, 即晶粒定向排列越明显, 因此在垂直于棒状晶粒方向(RS-V)和平行于棒状晶粒方向(RS-P)的韧性差别越大。样品 S-0、S-1.25、S-1.75 和 S-2.25 的 TS 面的断裂韧性分别为 (4.00±0.18) MPa·m^{1/2}、(4.83±0.19) MPa·m^{1/2}、(4.43±0.27) MPa·m^{1/2} 和 (4.25±0.12) MPa·m^{1/2}。

3 结 论

(1) 随着 Ni/Co 黏结相含量增加, SiAlON 陶瓷的织构化程度显著增加, 在径截面(RS)面的长棒状 β-SiAlON 晶粒 c 轴定向指数从 0.38 增加到了 0.74。煅烧后的 SiAlON 陶瓷在 RS 面的显微结构为长棒状晶粒定向排列形貌, 在弦截面(TS)面的晶粒形貌为等轴状。

(2) 随着 Ni/Co 黏结相含量从 0 增加到 2.25 wt.%, RS 面的硬度从 (17.71±0.34) GPa 减小到 (16.78±0.21) GPa; TS 面的硬度从 (16.63±0.13) GPa 减小到 (16.11±0.17) GPa。随着黏结相含量增加, 织构化 SiAlON 陶瓷的硬度下降, 且黏结相含量相同时, 煅烧后的织构化 SiAlON 陶瓷在 RS 面的硬度总是高于 TS 面。

(3) 在 RS 面的断裂韧性呈现明显的各向异性特征, 在垂直于棒状晶粒方向(RS-V)的断裂韧性显著高于平行于棒状晶粒方向(RS-P)的断裂韧性; 随着 Ni/Co 黏结相含量从 0 增加到 2.25 wt.%, RS-V 方向断裂韧性从 (6.93±0.31) MPa·m^{1/2} 增加到 (7.52±0.28) MPa·m^{1/2}。

参考文献:

- [1] ZHU X W, SUZUKI T S, UCHIKOSHI T, et al. Texturing Ca-α-SiAlON via strong magnetic field alignment [J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 2007, 115(1347): 701–705.
- [2] WANG H, CHENG Y B, MUDDLE B C, et al. Preferred orientation in hot-pressed Ca α-SiAlON ceramics [J]. Journal of Materials Science Letters, 1996, 15: 1447–1449.
- [3] CARMAN A, PERELOMA E, CHENG Y B. Reversible α'↔β' transformation in preferentially oriented sialon ceramics [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2006, 26(8): 1337–1349.
- [4] KONDO N, SUZUKI Y, OHJI T. Superplastic sinter-forging of silicon nitride with anisotropic microstructure formation [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(4): 1067–1069.

- [5] ZHANG Z, DUAN X M, ZHOU Y, et al. Preparation and anisotropic properties of textured structural ceramics: A review [J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2019, 8(3): 289–332.
- [6] ZHU X W, SAKKA Y, KIKKAWA T S, et al. The *c*-axis texturing of seeded Si_3N_4 with $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ whiskers by slip casting in a rotating magnetic field [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(1): 146–161.
- [7] NAKAMURA M, HIRAO K, YAMAUCHI Y, et al. Tribological properties of unidirectionally aligned silicon nitride [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, 84(11): 2579–2584.
- [8] ZHU X W, SUZUKI T S, UCHIKOSHI T, et al. Texture development in Si_3N_4 ceramics by magnetic field alignment during slip casting [J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2006, 114(1335): 979–987.
- [9] SANTOS C, STRECKER K, BALDACIM S A, et al. Influence of additive content on the anisotropy in hot-pressed Si_3N_4 ceramics using grain orientation measurements [J]. *Ceramics International*, 2004, 30(5): 653–659.
- [10] ZHAN G D, MITOMO M, XIE R J. The deformation mechanisms of superplastic flow in fine-grained beta-silicon nitride ceramics [J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(9): 2373–2382.
- [11] KONDO N, SUZUKI Y, MIYAJIMA T, et al. High-temperature mechanical properties of sinter-forged silicon nitride with ytterbia additive [J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2003, 23(5): 809–815.
- [12] TAN D W, LAO Z Y, GUO W M, et al. Fabrication and modelling of Si_3N_4 ceramics with radial grain alignment generated through centripetal sinter-forging [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 126: 1–14.
- [13] LOTGERING F K. Topotactical reactions with ferrimagnetic oxides having hexagonal crystal structures—I [J]. *Journal of Inorganic and Nuclear Chemistry*, 1959, 9(2): 113–123.
- [14] EVANS A G, CHARLES E A. Fracture toughness determinations by indentation [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1976, 59(7/8): 371–372.
- [15] TAN D W, GUO W M, LIN H T, et al. A novel strategy for *c*-axis textured silicon nitride ceramics by hot extrusion [J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2021, 41(12): 6059–6063.
- [16] ZHU X W, SAKKA Y, KIKKAWA S, et al. The *c*-axis texturing of seeded Si_3N_4 with $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ whiskers by slip casting in a rotating magnetic field [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(1): 146–161.
- [17] KUSHAN S R, TAMSU N, MANDAL H, et al. Textured $\alpha\text{-SiAlON}$ ceramics via templated grain growth [J]. *Materials Science Forum*, 2007, 554: 79–84.
- [18] XIE R J, MITOMO M, KIM Y W, et al. Texture development in silicon nitride-silicon oxynitride in situ composites via superplastic deformation [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(12): 3147–3152.
- [19] TANG S J, GUO W M, SUN S K, et al. Design strategy of phase and microstructure of Si_3N_4 ceramics with simultaneously high hardness and toughness [J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2023, 12(1): 122–131.

(编辑 梁华银)