

烧结温度对 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷力学性能和微观 结构的影响

Effects of Sintering Temperature on Mechanical
Properties and Microstructure of 20%
 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ Composite Ceramics

王丙军¹, 王晓民^{1,2}, 喇培清²

(1 青海大学 机械工程学院, 西宁 810016; 2 兰州理工大学 省部
共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050)

WANG Bing-jun¹, WANG Xiao-min^{1,2}, LA Pei-qing²

(1 School of Mechanical Engineering, Qinghai University, Xining 810016, China;

2 State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous

Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

摘要: 20% 纳米 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ 粉末加入到高纯亚微米 Al_2O_3 粉中, 采用高压干压成型方法和恒速升温多阶段短保温烧结方法制备出不同烧结温度下的复相陶瓷。研究烧结温度对复相陶瓷力学性能的影响, 通过 XRD、EDS 和 SEM 对复相陶瓷进行元素组成和微观结构分析。结果表明: 烧结温度在很大程度上影响着复相陶瓷的力学性能和微观结构, 常压烧结 1600℃ 保温 8h 时, 相对密度、维氏硬度和断裂韧性达到最大, 分别为 98.6%, 18.54GPa 和 $9.3\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 而基体晶粒尺寸为 1.4~8.1 μm , ZrO_2 相变量为 34.6%。1600℃ 下复相陶瓷具有优质的微观结构, 断裂方式为沿晶-穿晶混合断裂模式。 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ 粉体的加入, 从相变增韧、内晶型颗粒增韧和裂纹偏转等多个方面提高了复相陶瓷的断裂韧性。

关键词: $\text{ZrO}_2(3\text{Y})-\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷; 烧结温度; 微观结构; 力学性能; 内晶型颗粒

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.10.011

中图分类号: TQ174.75

文献标识码: A

文章编号: 1001-4381(2015)10-0066-07

Abstract: 20% nano $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ powders were added to high purity submicron Al_2O_3 powders, then composite ceramics were prepared by high-pressure dry pressing and constant heating, multi-stage, short insulation sintering method at different temperatures. The effect of sintering temperature on mechanical properties of composite ceramics was investigated, the phase composition and microstructure of composite ceramics were analyzed by XRD, EDS and SEM. The results show that the sintering temperature affects the mechanical properties and microstructure of composite ceramics greatly. The relative density, vickers hardness and fracture toughness reach the maximum value, respectively 98.6%, 18.54GPa and $9.3\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ under atmospheric sintering at 1600℃ and insulation 8h. While the grain size of the matrix is about 1.4-8.1 μm and ZrO_2 phase transition is 34.6%. Composite ceramics have excellent microstructure sintered at 1600℃. The fracture mode of the composite ceramics is intergranular-transgranular mixed fracture mode. The fracture toughness of the composite ceramics is improved by phase transition toughening, intragranular particles toughening, crack deflection and other aspects when adding nano-sized $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ powder.

Key words: $\text{ZrO}_2(3\text{Y})-\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramic; sintering temperature; microstructure; mechanical property; intragranular particle

Al_2O_3 陶瓷是先进陶瓷界的典型代表, 但其高脆性、低韧性是其致命的缺点^[1]。近些年来, 关于 Al_2O_3

基复合陶瓷增韧的研究越来越多^[2]。主要是将纳米 ZrO_2 颗粒加入到亚微米或微米级 Al_2O_3 基体中, 通过

烧结形成晶间型或内晶型结构,来提高断裂韧性^[3-6]。由于制备方法不同,导致得到的结果也不相同。如高翔等^[7]常压烧结制备的 ZrO₂/Al₂O₃ 复相陶瓷的晶粒尺寸和断裂韧性分别为 2μm 和 6.87MPa·m^{1/2}。Ma 等^[8]采用真空烧结烧炉在 1550℃ 下烧结的 ZrO₂/Al₂O₃ 复相陶瓷的断裂韧性为 7.9MPa·m^{1/2}。Zheng 等^[9]通过爆炸合成法制备了 Al₂O₃/ZrO₂ 复合共晶陶瓷,并测定了陶瓷的维氏硬度为 17.7GPa、断裂韧性为 10.3MPa·m^{1/2}。

近些年来,虽然 ZrO₂ 增韧 Al₂O₃ 复相陶瓷已经成为一个成熟的增韧增强陶瓷体系,但始终没有一种既能取得很好的增韧效果还能简单经济的制备方法。为此,本文提出一种经济可靠的方法来制备复相陶瓷,即高压干压的成型方法(Molding Method of High Pressure and Dry Press)和恒速升温多阶段小保温的烧结方法(Sintering Method of Constant Heating Rate and Multi-stage with Short Holding Time)。本研究采用上述方法,制备出不同烧结温度下的 20% ZrO₂/Al₂O₃ 复相陶瓷,并对不同烧结温度下的复相陶瓷进行微观组织研究和力学性能测试。同时对最佳烧结温度下的试样进行细致的微观结构分析,研究其断裂韧性提高的机理。

1 实验材料与方法

实验所用原料:高纯亚微米 Al₂O₃ 粉,纯度 99.999%,平均粒度 300nm;纳米 3Y-ZrO₂ 粉,纯度 99.9%,粒度范围 20~40nm,两者的质量分数比为 $m(\text{Al}_2\text{O}_3):m(3\text{Y-ZrO}_2)=4:1$ 。

按醇球料比为 0.8:4:1 在 QM-2SP20-CL 行星式球磨机中进行 8h 湿磨混料,磨球采用 Al₂O₃ 磨球。球磨完成后进行烘干处理并过 80 目的筛,进行人工造粒。将准备好的陶瓷粉末装入钢制模具中,用自制成

型机于 450MPa 干压成型为 φ35mm×8mm 的生坯。最后利用快速升温箱式电炉进行恒速升温多阶段小保温的常压烧结,烧结温度分别为 1450,1500,1550,1600℃ 和 1650℃,保温时间为 8h,烧结曲线如图 1 所示。

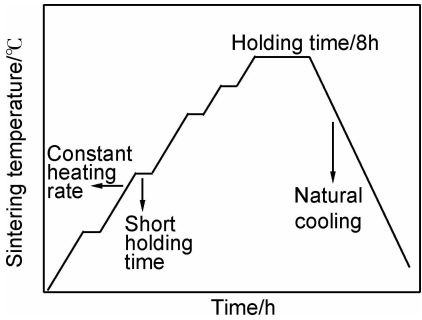


图 1 恒速升温多阶段短保温烧结曲线
Fig. 1 Sintering curve of constant heating rate and multi-stage with short holding time

采用阿基米德法测定样品的相对密度。用 X 射线衍射仪进行物相分析并计算出发生相变的 ZrO₂ 量。用显微维氏硬度计在抛光面上测定复合材料的 Microvickers 硬度,而用 HBRVU-187.5 型布洛维光学维氏硬度计测定材料在 30kg 下的对角线裂纹扩展情况用于计算断裂韧性。用场发射 JSM-6700F 扫描电镜对喷金处理过的抛光面和断口面进行晶粒尺寸计算和形貌分析。用 EDS 对样品中的元素组成进行表征。

2 结果与分析

2.1 烧结温度对 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷力学性能的影响

表 1 为不同烧结温度下制备的 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷的相对密度、晶粒尺寸、显微维氏硬度和断裂韧性情况。

表 1 不同烧结温度下 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷的相对密度、晶粒尺寸、维氏硬度和断裂韧性
Table 1 Relative density, grain size, Vickers hardness and fracture toughness of 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ composite ceramics sintered at different temperatures

Sample	Sintering temperature/℃	Relative density/%	Crystal size/μm	Vickers microhardness/	Fracture toughness/
				GPa	(MPa • m ^{1/2})
AZ1	1450	91.2	0.5-1.8	11.77	3.0
AZ2	1500	94.7	0.4-2.3	14.68	4.8
AZ3	1550	96.9	1.2-7.2	15.75	6.7
AZ4	1600	98.6	1.4-8.1	18.54	9.3
AZ5	1650	97.4	2.3-13.1	17.34	8.5

从表 1 可以看出,随着烧结温度的增加,在 1450~1650℃ 范围内复相陶瓷的相对密度而先增加后下降,

与 1600℃ 时达到最大值 98.6%。随着温度的上升和时间的延长,颗粒之间互相紧密黏结并键联,晶粒逐渐

长大,孔隙和晶界渐趋减少,相对密度逐渐提高。在这个过程中,不同温度对微观结构的影响明显不同。超过 1600℃后,致密度下降可能是由于温度升高,晶粒异常长大,导致气孔难以排出,从而降低密度。在图 2 可以明显看到,晶粒尺寸随着烧结温度的增加而增大,1650℃时由于温度对晶粒生长的敏感性较大,导致晶粒异常长大,晶粒尺寸为 2.3~13.1μm,晶粒形状也从最初的球形逐渐变成不规则的多面形,以保证陶瓷

坯体高的致密化程度^[10]。从表 1 还可以看出,复相陶瓷的显微维氏硬度和断裂韧性随着烧结温度的增加而逐渐增大,在 1600℃ 达到最大值 18.54GPa 和 9.3MPa·m^{1/2}。从表 1 可以看出,烧结温度对维氏硬度和断裂韧性的影响类似于烧结温度对相对密度的影响。烧结温度升高,陶瓷材料的致密度增加,力学性能也逐渐增大。这是由于材料的维氏硬度和断裂韧性与相对密度有关^[11,12]。

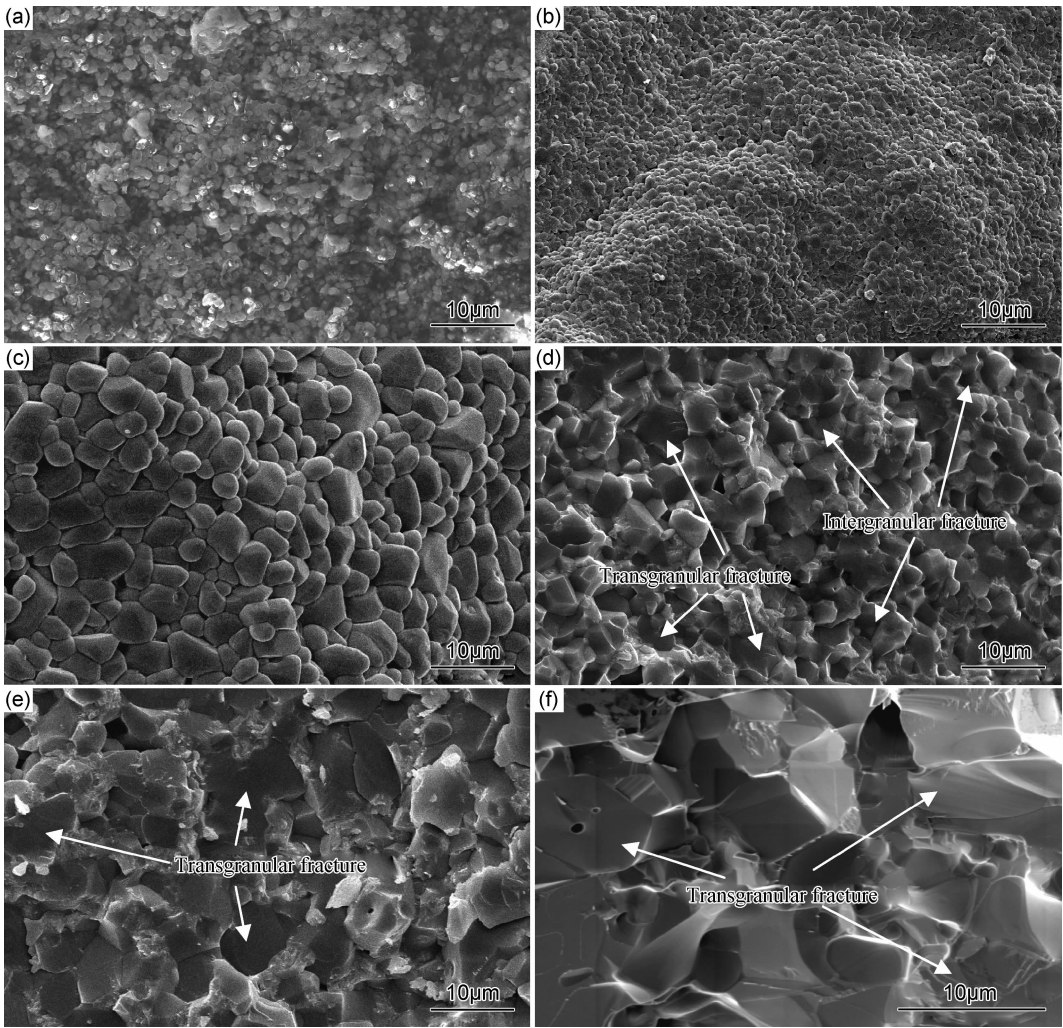


图 2 不同烧结温度下 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷的断口 SEM 照片
(a)1450℃;(b)1500℃;(c)1550℃;(d)1600℃;(e)1650℃;(f)1650℃下纯 Al₂O₃ 陶瓷

Fig. 2 SEM photographs of fracture surfaces of 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ composite ceramics sintered at different temperatures
(a)1450℃;(b)1500℃;(c)1550℃;(d)1600℃;(e)1650℃;(f)pure Al₂O₃ ceramic sintered at 1650℃

2.2 烧结温度对 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷微观结构的影响

图 2(a)~(e)为不同烧结温度下,20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷断口的扫描电镜图像。由图 2 可知晶粒尺寸随着烧结温度的增加而逐渐增大,当增加到 1650℃时,个别晶粒异常长大,而无 ZrO₂ 添加的 Al₂O₃ 陶瓷,大部分晶粒尺寸均较大(图 2(f))。在

1450℃时,坯体致密化程度不高,晶粒呈球形相互之间处在一种较松散的状态且间隙率较大。随着烧结温度的增大,晶粒逐渐发育变形并且长大,引起孔隙移动,晶界扫过的地方的孔隙逐渐消失,烧结体发生收缩,从而密度和强度都得到提高^[10,13]。当温度升高到 1600℃,晶粒发育最好,第二相与主晶相之间几乎完全紧密地黏结在一起,结合力最牢固,陶瓷坯体致密化程

度达到最大。另外,在图 2 中可以清晰地看到,随着烧结温度逐渐增大,断裂方式由完全的沿晶断裂逐渐变成混合断裂,穿晶断裂以 1650℃ 时最为明显和剧烈。这是因为在低于烧成温度下,颗粒之间的黏结仅靠范德华力来维持,原子没有发生明显的位移,导致在外力作用晶粒之间的结合力远低于扩展裂纹的驱动力,裂纹沿着晶界迅速扩展,发生沿晶断裂。而达到烧成温度后,物质之间发生流动并且原子发生明显的扩散形成固溶体,这样使两相之间的黏结更为牢固。在图 2(d)和图 2(e)中较大晶粒发生穿晶断裂,这说明烧结温度达到 1600℃ 时,晶粒发育完全,较小晶粒之间的黏结已经变得非常牢固以至于外力作用下裂纹的扩展受到限制,只能向较大颗粒扩展,从而发生穿晶断裂^[14]。当烧结温度在 1650℃ 时发现,由于 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ 颗粒增韧效果的存在,导致有 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ 的复合陶瓷的断口明显比无 $\text{ZrO}_2(3\text{Y})$ 的纯 Al_2O_3 陶瓷的断口要粗糙,发生穿晶断裂的晶粒并伴有严重的撕裂棱,如图 2(e)~(f)。然而 1650℃ 时,由于烧结温度过高使部分晶粒长大速率快于致密化速率,在陶瓷内部存在缺陷,最终导致相对密度低于 1600℃ 时的最佳相对密度,进而影响复相陶瓷的其他力学性能。

2.3 1600℃ 时复相陶瓷的微观研究和断裂分析

图 3 为 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷在

1600℃ 时的热刻蚀面的二次电子像、BSE 图像。从图 3 中可以清晰地看到晶粒发育长大均匀,白色 ZrO_2 相均匀地分散在灰色 Al_2O_3 基体上。将二次电子图与背散射电子图进行比较后发现,氧化锆晶粒的存在方式有三种:简单晶界处、三叉晶界处和内晶型。为了进一步证明,三种存在方式一定存在,对背散射图进行能谱分析。通过分析图 4 可以证实上述三种存在方式。由于烧结过程本身也是一种扩散过程,而这种扩散也是两种扩散,即空位的扩散和原子的扩散。扩散机理认为,高温下空位由烧结颈表面向邻近的球面发生体扩散,同时原子则沿着相反的途径向颈扩散^[10]。因此,从图 4(a-2)和 4(b-2)可以发现, Al_2O_3 晶粒和 ZrO_2 晶粒上都存在 Zr 原子和 Al 原子。这种扩散形成的固溶体界面使 Al_2O_3 和 ZrO_2 晶粒更加强烈的黏结在一起并提高了复合材料的致密度^[8]。图 4(c-1)中十字所指的晶粒为“内晶型” ZrO_2 晶粒,它是极细的 ZrO_2 颗粒被周围正在发生晶界迁移的 Al_2O_3 晶粒包覆并“吞没”所形成的^[15]。另外,我们对内晶型和三叉晶界处的 ZrO_2 晶粒的能谱进行分析并发现,如表 2 所示,Al 原子在内晶型 ZrO_2 晶粒中的扩散程度大于三叉晶界处的扩散程度,这使得内晶型的 ZrO_2 晶粒与 Al_2O_3 晶粒之间的固溶界面更加牢固,从而发生沿晶断裂时需要更多的断裂能。

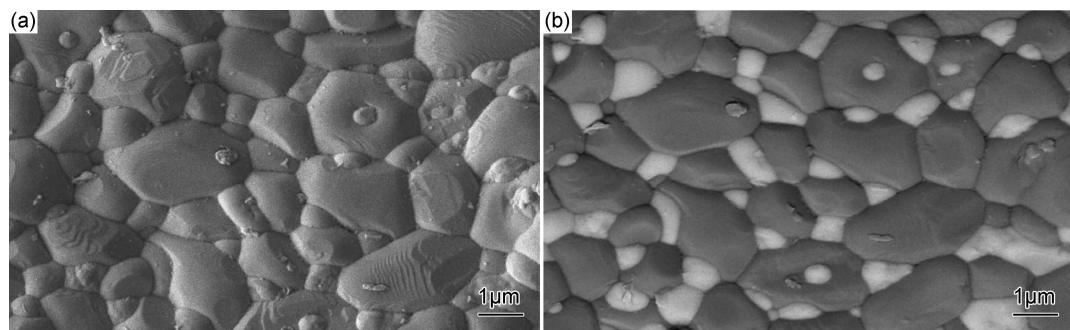


图 3 1600℃ 烧结的 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷的热刻蚀面的 SEM 照片(a)和 BSE 照片(b)

Fig. 3 SEM image(a), BSE image(b) of thermal etching surface of 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramics sintered at 1600℃

三种不同方式存在的 ZrO_2 晶粒对材料的作用也是不同的:(1) 简单晶界处的 ZrO_2 晶粒弥散地钉扎在基体晶界上抑制了基体晶粒的长大,还将左右的基体晶粒牢牢的黏结在一起;(2) 三叉晶界处的 ZrO_2 晶粒不仅抑制基体晶粒长大、与周围晶粒黏结在一起而且填充了三叉晶界处的空隙,提高致密度;(3) 内晶型 ZrO_2 晶粒与其他方式存在的 ZrO_2 晶粒相比,它们之间的结合力更强,但同时由于两相之间的弹性和热膨胀失配不仅导致其周围区域产生位错还可能有很大的内应力,甚至会出现微裂纹。烧结温度在 1600℃

时,20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷的力学性能达到最佳,尤其是断裂韧性达到 $9.3\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,这在常压烧结中也是很理想的,其主要原因是因为:(1) 相变增韧:当陶瓷受到外力时,四方相氧化锆发生相变,吸收断裂能,提高断裂韧性。图 5(a)和图 5(b)为 1600℃ 时,20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷在断裂前后的单斜相 ZrO_2 含量的 XRD 图,经计算大约有 34.6% 的相变量,这极大地提高了复合材料的断裂韧性。另外,在图 2(d)和 2(e)中发生穿晶断裂的晶粒周围伴有许多撕裂棱,这说明基体晶粒与第二相颗粒之间的黏结非

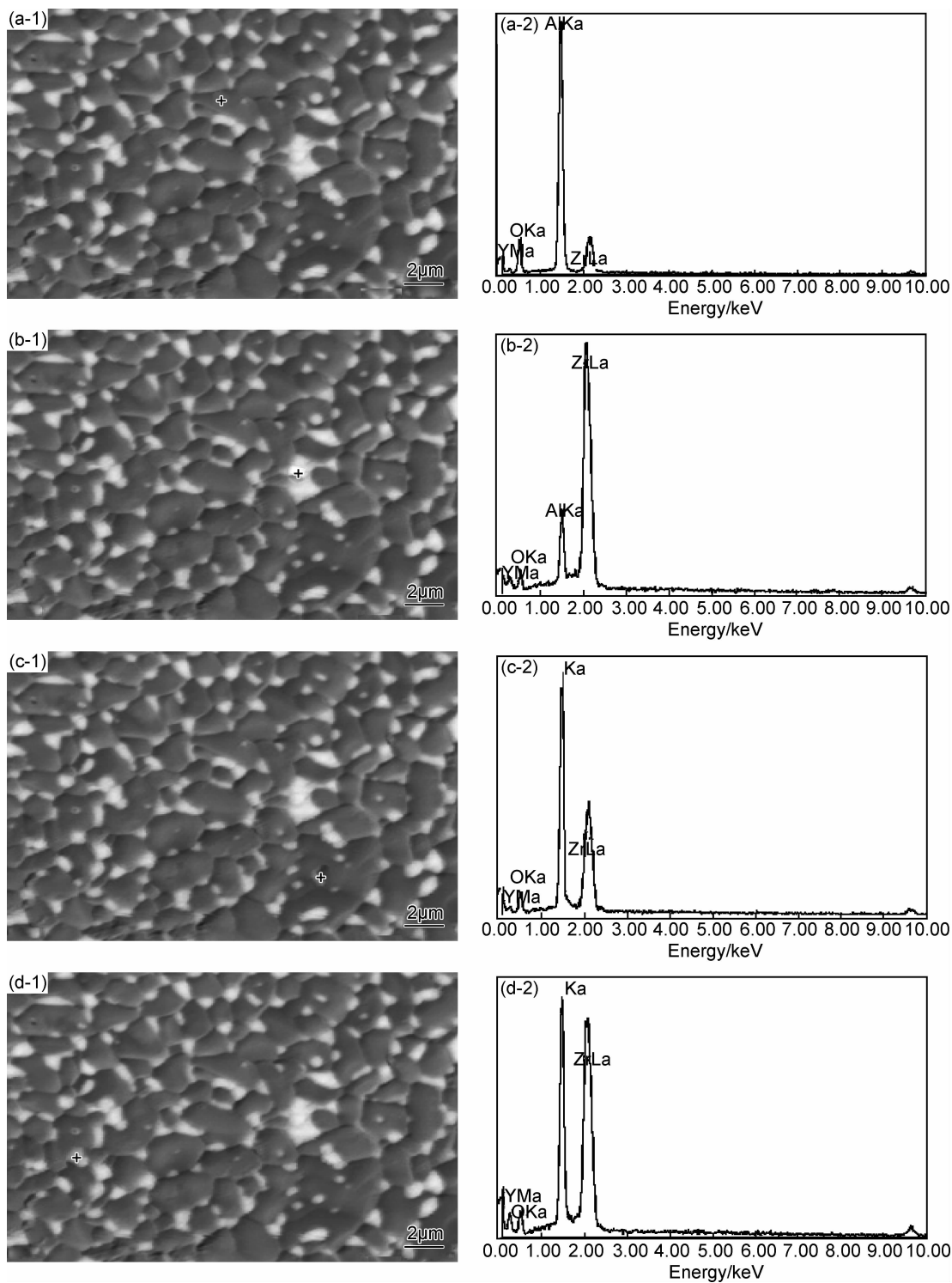


图 4 1600℃ 烧结的 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复相陶瓷的热蚀蚀面上四个区域的 SEM 照片(a-1);(b-1);(c-1);(d-1)及其能谱(a-2);(b-2);(c-2);(d-2)

Fig. 4 SEM images (a-1);(b-1);(c-1);(d-1) and EDS (a-2);(b-2);(c-2);(d-2) of the four areas of thermal etching surface of 20% $\text{ZrO}_2(3\text{Y})/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramics sintered at 1600℃

常牢固;(2)内晶型结构增韧^[4,5,16]:由于晶界上两相之间的黏结非常牢固,致使主裂纹沿晶扩展时受到很大的阻力,此时它就会向晶粒内部继续扩展。但由于内晶型结构使晶粒内部的结合力远大于晶界部分的结合力,使裂纹在晶粒内扩展阻力增大,要使继续传播必须

需要更大的扩展驱动力才能使裂纹前行,从而提高断裂韧性,具体能提高多少取决于内晶型结构的数量。(3) 裂纹偏转^[17]:当裂纹在陶瓷内扩展并遇到 ZrO_2 晶粒时,裂纹会发生偏转(如图 5(c)中的箭头所指),增加了裂纹扩展路径;同时也有可能出现裂纹的分支,

表 2 1600℃ 烧结的 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷的
热刻蚀面上不同区域的化学成分

Table 2 Chemical composition of different areas in thermal
etching surface of 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ composite
ceramics sintered at 1600℃

Element	O(K)	Al(K)	Zr(L)
Area 1	39.08	57.18	3.74
Area 2	37.40	18.08	44.52
Area 3	31.10	52.21	16.69
Area 4	30.46	41.46	28.09

使扩展阻力增加,提高陶瓷的断裂韧性。由于多种增韧机理的存在,导致 1600℃ 时,陶瓷的断裂方式变成沿晶-穿晶混合断裂方式,这样极大地提高了复相陶瓷的断裂韧性。

3 结论

(1)采用高压干压的成型方法和恒速升温多阶段短保温的烧结方法可以制备出很好的复相陶瓷,且简单经济。

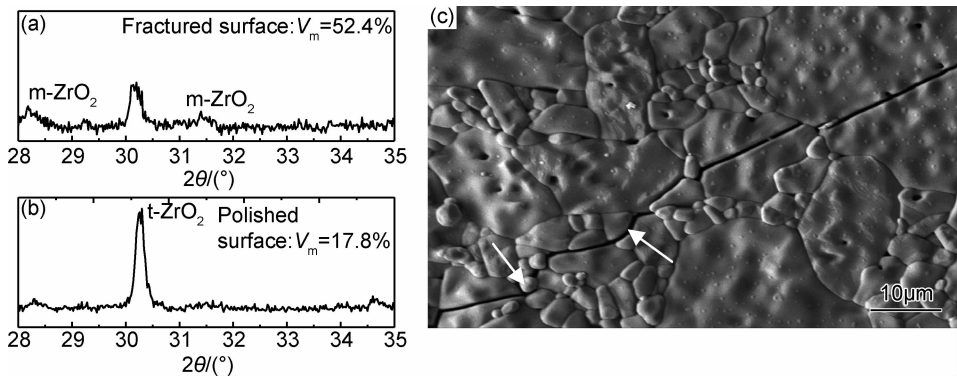


图 5 1600℃ 烧结的 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷抛光面(a)和断裂面(b)的 XRD 图和裂纹扩展 SEM 照片(c)

Fig. 5 The XRD patterns of polished (a) and fractured surfaces (b) of 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ composite ceramics sintered at 1600℃ and SEM image (c) of crack extension

(2)相对密度、晶粒尺寸、维氏硬度和断裂韧性随着烧结温度的升高而增大,断裂方式由单一的沿晶断裂转变为沿晶-穿晶混合断裂。在 1600℃ 时相对密度、维氏硬度和断裂韧性达到最大,分别为 98.6%, 18.54GPa 和 9.3MPa·m^{1/2},晶粒尺寸为 1.4~8.1μm。

(3)在 1600℃ 时,纳米 ZrO₂(3Y)颗粒以简单晶界处、三叉晶界处和内晶型结构三种方式存在,使得复相陶瓷具有最优的微观结构。同时,大约有 34.6% 的 ZrO₂ 相变量。

(4)相变增韧、内晶型颗粒增韧和裂纹偏转等增韧机制综合作用使 20% ZrO₂(3Y)/Al₂O₃ 复相陶瓷具有很高的断裂韧性。

参考文献

[1] RAO P G, IWASA M, KONDOH I. Properties of low-temperature-sintered high purity α-alumina ceramics[J]. Journal of Materials Science Letters, 2000,19(7):543-545.

[2] 陈维平, 韩孟岩, 杨少锋. Al₂O₃ 陶瓷复合材料的研究进展[J]. 材料工程, 2011,(3):91-96.

CHEN W P, HAN M Y, YANG S F. Research progress of Al₂O₃ ceramic composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2011,(3):91-96.

[3] WANG J, STEVENS R. Review zirconia-toughened alumina

(ZTA) ceramics[J]. Journal of Materials Science, 1989, 24(10): 3421-3440.

[4] NIIHARA K J. New design concept of structural ceramics: ceramic nano-composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1992,75(9):2363-2372.

[5] 王昕, 孙康宁, 尹衍升, 等. 纳米复合陶瓷材料研究进展[J]. 复合材料学报, 1999,16(1):105-110.

WANG X, SUN K N, YIN Y S, et al. Progress of study on ceramic-matrix nano composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999,16(1):105-110.

[6] LIU G W, XIE Z P, WU Y. Effectively inhibiting abnormal grain growth of alumina in ZTA with low-content fine-sized ZrO₂ inclusions introduced by infiltration and in situ precipitation[J]. Journal American Ceramic Society, 2010,93(12):4001-4004.

[7] 高翔, 丘泰, 焦宝祥, 等. 纳米 ZrO₂ 对 Al₂O₃ 陶瓷性能的影响[J]. 硅酸盐通报, 2005,(1):12-16.

GAO X, QIU T, JIAO B X, et al. Effect of nano-ZrO₂ on the properties of Al₂O₃ ceramics[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2005,(1):12-16.

[8] MA W M, WEN L, GUAN R G, et al. Sintering densification, microstructure and transformation behavior of Al₂O₃/ZrO₂ (Y₂O₃) composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008,477:100-106.

[9] ZHENG Y T, LI H B, ZHOU T, et al. Microstructure and mechanical properties of Al₂O₃/ZrO₂ eutectic ceramic composites

- prepared by explosion synthesis[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013,55:475—480.
- [10] 果世驹. 粉末烧结理论[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1985.
GUO S J. Powder Sintering Theory[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1985.
- [11] 喇培清, 刘雪梅, 卢学峰, 等. 工艺参数对 $\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料力学性能的影响研究[J]. 粉末冶金技术, 2011,29(1):21—26.
LA P Q, LIU X M, LU X F, et al. Study on effects of processing parameters on mechanical properties of $\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite materials[J]. Powder Metallurgy Technology, 2011, 29(1):21—26.
- [12] LI S F, IZUI H, OKANO M, et al. Microstructure and mechanical properties of $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)\text{-Al}_2\text{O}_3$ nanocomposites prepared by spark plasma sintering[J]. Particuology, 2012,10(3):345—351.
- [13] 陈振华, 陈鼎. 现代粉末冶金原理[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012.
CHEN Z H, CHEN D. Modern Metallurgy Principle[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2012.
- [14] 王昕, 于薛刚, 单妍, 等. 内晶结构复相陶瓷的裂纹扩展行为[J]. 材料热处理学报, 2008,29(4):52—59.
WANG X, YU X G, SHAN Y, et al. Crack extension behavior of intragranular ceramic composites[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008,29(4):52—59.
- [15] 王昕, 单妍, 于薛刚, 等. 纳米 ZrO_2 /微米 Al_2O_3 复合陶瓷中“内晶型”结构的形成与机理[J]. 硅酸盐学报, 2003,31(12):1145—1149.
WANG X, SHAN Y, YU X G, et al. Formation and mechanism of intragranular structure in nano- ZrO_2 /micro- Al_2O_3 composite[J]. Journal of the Chinese Ceramics Society, 2003,31(12):1145—1149.
- [16] WANG X, SHAN Y, GONG H Y, et al. Formation mechanism of intragranular structure in nano-composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2004,14(2):265—269.
- [17] 林广涌, 吴柏源, 雷廷权, 等. 晶须增韧陶瓷基复合材料强韧化机制的评述[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 1997,24(7):34—39.
LIN G Y, WU B Y, LEI T Q, et al. Review on toughening mechanism of whisker reinforcing ceramic matrix composites[J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science), 1997,24(7):34—39.

基金项目:青海省自然科学基金项目(2014-ZJ-781)

收稿日期:2014-12-12;修订日期:2015-06-10

通讯作者:王晓民(1975—),男,副教授,硕士研究生导师,博士后在站,现从事先进结构陶瓷、有色金属冶金和金属腐蚀与防护的研究,联系地址:青海省西宁市城北区宁大路 251 号青海大学机械工程学院(810016),E-mail: ty.com.cn@126.com