

# 多孔氧化锆陶瓷光固化工艺及压缩性能研究\*

焦 晨<sup>1</sup>, 沈理达<sup>1</sup>, 顾凯杰<sup>1</sup>, 韩 霄<sup>2</sup>, 田宗军<sup>1</sup>

(1. 南京航空航天大学机电学院, 南京 210016;

2. 北京空间机电研究所, 北京 100094)

**[摘要]** 在传统陶瓷成型工艺中, 制备具有复杂多孔结构的高性能陶瓷样件向来是一大难点, 随着增材制造技术的引入, 对于所成型样件结构的限制大大减少, 但如何利用增材技术实现多孔样件的稳定制备是关键问题。针对光固化陶瓷增材成型这一制备工艺, 进行了成型以及烧结过程工艺参数的研究与优化, 结果表明, 对于面投影式光固化陶瓷成型适用的曝光时间为 5s、成型层厚为 30 $\mu$ m、烧结温度为 1480 $^{\circ}$ C, 利用该参数可成型具有规则多孔单元的氧化锆结构, 其显微硬度及致密度分别为 13.91GPa 以及 95%。利用工业 CT 模型重建, 并与理论模型比对, 发现多孔样件在宏观尺度上均匀; 而利用压缩测试与有限元仿真对照, 静态应力分布、弹性阶段动态压缩结果以及断口微观形貌均表明多孔样件在压缩性能上已达到其理论强度。通过光固化成型高性能多孔氧化锆样件, 可为航空领域中轻量化设计提供新的选择。

**关键词:** 氧化锆; 多孔结构; 增材制造; 过程参数; 性能验证

## Study on Stereolithography of Porous Zirconia Structures

JIAO Chen<sup>1</sup>, SHEN Lida<sup>1</sup>, GU Kaijie<sup>1</sup>, HAN Xiao<sup>2</sup>, TIAN Zongjun<sup>1</sup>

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics,

Nanjing 210016, China;

2. Beijing Institute of Space Mechanics & Electricity, Beijing 100094, China)

**[ABSTRACT]** Fabrication of high performance ceramics with complex structures was the difficulty of traditional ceramic processing methods, with additive technology, the manufacturing restriction greatly reduces. However, how to use additive technology to realize the stable preparation of porous sample is still a key problem. The process of photocuring and sintering was studied and optimized for stereolithography of zirconia. The results show that the optimum parameters include 5s of exposure time, 30 $\mu$ m of layer thickness and 1480 $^{\circ}$ C of sintering temperature for the DLP method. With these parameters, zirconia structure with regular porous units could be prepared, and the microhardness and relative density were 13.91GPa and 95% respectively. The industrial CT model was reconstructed and compared with the theoretical model, indicating the homogeneity at the macroscopic scale; the stress distribution, the compressive curve in elastic stage and the morphology of the cross section corresponded well with the FEM results, indicating the optimal value of compressive properties. High performance porous zirconia samples formed by stereolithography can provide a new choice for lightweight design in aviation field.

**Keywords:** Zirconia; Porous structure; Additive manufacturing; Process parameter; Performance verification

**DOI:**10.16080/j.issn1671-833x.2019.13.075

随着工业技术快速发展, 高性能陶瓷由于能够耐高温及化学腐蚀, 其需求量日益增大, 对陶瓷结构件的性能要求也越来越高。然而传统陶瓷加工工艺具有的局

限性, 尤其是复杂陶瓷制件的成型均借助于复杂模具来实现, 严重地阻碍了高性能陶瓷材料进一步发展及广泛应用<sup>[1-3]</sup>。近年来增材制造技术受到广泛关注<sup>[4-7]</sup>, 在陶瓷成型中引入该技术, 有望突破传统陶瓷加工和生产的瓶颈, 使零件的设计和制作更加自由, 推动陶瓷成型工艺向定制化、高精度、高性能的方向发展, 尤其是航

\* 基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1105400); 国家自然科学基金(U1537105、U1532106); 江苏省产业前瞻与共性关键技术重点研发计划(BE2016010-3)。

航空航天<sup>[8]</sup>、医疗<sup>[9]</sup>等对定制化需求较大的领域。

目前主要的陶瓷增材制造工艺包括：陶瓷选区激光烧结/熔化<sup>[3]</sup> (Selective Laser Sintering/Melting, SLS/SLM)、陶瓷熔融沉积<sup>[10-11]</sup> (Fused Deposition of Ceramics, FDC)、陶瓷光固化成型<sup>[12-20]</sup> (Stereolithography, SL)以及陶瓷粘合喷射(3DP),这些方法的基本原理是“离散-堆积”,用陶瓷粉末、陶瓷浆料等原材料制备复杂陶瓷结构。在这些工艺中,陶瓷光固化成型由于内应力小、孔隙率低、零件表面光洁度好、成型速度快的优点,逐渐成为最主要的陶瓷增材制造工艺<sup>[21]</sup>,该工艺的主要步骤包括浆料制备、光固化成型、脱脂及烧结4个步骤。Griffith等<sup>[15]</sup>最早采用SL方法制造陶瓷零件,采用Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>陶瓷材料进行了试验,配制了固相含量为40%~55%的陶瓷-光敏树脂浆料,利用光固化的方式成型了陶瓷形坯;He等<sup>[16]</sup>基于面曝光光固化成型技术,经过两步脱脂与烧结工艺,成功制备了复杂形状氧化锆陶瓷刀具,最终陶瓷刀具的致密度为97.14%、硬度为13.0597GPa;Zhou等<sup>[17]</sup>使用高纯Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为原料,以聚乙烯吡咯烷酮为分散剂配制了固体含量为30%的陶瓷浆料,采用两步除胶法,以及1650℃保温1h的烧结工艺,制备高致密Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>陶瓷;Lian等<sup>[18]</sup>提出了一种控氧面曝光成型技术,作为对于光固化工艺的改进,该方法提高了成型的效率以及最终陶瓷样件的质量。除了光固化工艺,对于陶瓷坯体后处理的研究也尤为重要,目前较为常见的工艺包括真空脱脂<sup>[22]</sup>与常压烧结<sup>[23-24]</sup>。用于光固化成型的浆料中,固体含量为40%~60%,在脱脂与烧结过程中大量有机物质被脱除,产生约20%~30%的线性收缩,如果成型的结构致密,则极易产生裂纹等缺陷,而通过对整个光固化工艺的优化,可做到多孔样件的稳定成型,在航空航天轻量化设计中获得应用。

本文拟采用DLP面曝光技术制备具有规则结构的多孔氧化锆样件,针对低固含量的陶瓷浆料,通过优化

光固化工艺及坯体后处理工艺减少最终样件中的裂纹等缺陷,获得具备较高强度的样件,以致密度、显微硬度、弯曲强度等表征最终样件的质量,通过工业CT检测样件内部缺陷,同时通过对比压缩试验与有限元计算结果验证结构的均匀性与可靠性。

## 1 试验方法与材料

### 1.1 陶瓷浆料制备

陶瓷光固化的工艺流程如图1所示,本文的主要步骤包括树脂-陶瓷粉末浆料的配制、面曝光光固化、真空-空气混合脱脂以及常压烧结。

试验的主要材料包括陶瓷粉末、光敏树脂、添加剂等成分。陶瓷粉末为氧化钇稳定氧化锆粉末,其主要参数如表1所示,粉末中位粒径 $d_{50}=310\text{nm}$ ,微观形貌如图2所示。光敏树脂主要成分为丙烯酸树脂,在405nm波长的光照下,由液体反应成为固体。其他材料包括分散剂,其主要化学成分为聚丙烯酸钠,可使得陶瓷颗粒在液体材料中有更好的分布,从而降低浆料黏度、提高稳定性。

在本试验中,向光敏树脂中依次添加陶瓷粉末及分散剂,陶瓷粉末在浆料中含量为40% (质量分数为77.8%),添加的分散剂质量为陶瓷粉末的2%。将手动预搅拌的陶瓷浆料置于真空搅拌机内,搅拌约30min,

表1 陶瓷粉末性能参数

Table 1 Parameters of the ceramic powder

参数	数值
烧失量 /%	0.30
氧化钇质量分数 /%	5.35
氧化铝质量分数 /%	0.24
中位粒径 $d_{50}/\mu\text{m}$	0.31
粉末比表面积 $(\text{m}^2 \cdot \text{g}^{-1})$	6.68

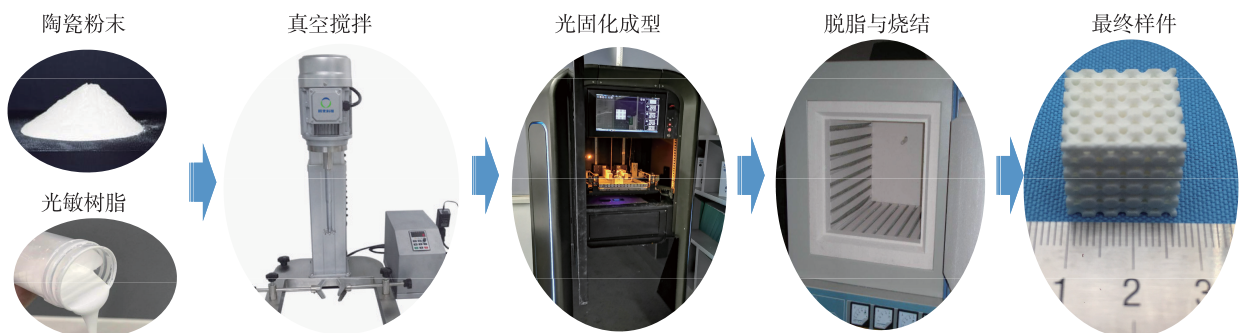


图1 陶瓷光固化技术路线

Fig.1 Technological steps of ceramic stereolithography

搅拌叶轮转速为 800r/min。随后将陶瓷浆料倒入球磨罐中,加入 5mm 直径的氧化锆磨球,锆球总质量约为浆料质量的 50%,球磨机公转转速为 200r/min,搅拌时长为 6h。

### 1.2 陶瓷光固化成型工艺参数

本试验中用于光固化成型的装置为自研 DLP 设备,其结构原理如图 3 所示,主要结构包括下置式的面投影光源、底部含有高透膜的浆料槽、多孔成型平台与刚性刮刀等运动部件。在成型过程中,投影光源接收计算机传送的切片信息并将图形进行曝光,如果曝光参数不合适,会造成坯体收缩变形等缺陷。

适用于光固化成型的经典理论依据为 Beer-Lambert 定理,其表述了光线在介质中传播的吸收衰减特征,其表达式如下:

$$C_p = D_p \ln \left( \frac{E_i}{E_c} \right) = D_p \ln E_i - D_p \ln E_c \quad (1)$$

式中,  $C_p$  表示光固化成型的单层厚度;  $D_p$  为入射光穿透深度,具体定义为曝光强度降低为入射强度  $1/e$  的深度;  $E_c$  为陶瓷浆料的临界曝光能量,当输入能量小于临界曝光光强时浆料无法固化,  $D_p$  与  $E_c$  均由陶瓷浆料自身的性质决定;  $E_i$  为输入到浆料表面的能量,由 DLP 光源的曝光参数决定,数值等于曝光光强  $W_i$  (单位为  $mW/cm^2$ ) 与曝光时长  $t$  (单位为 s) 的乘积,即:

$$E_i = W_i \times t \quad (2)$$

本文所采用的 DLP 光源光强可调节范围为 2~

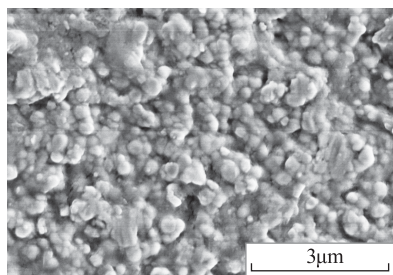


图2 氧化锆陶瓷粉末微观形貌

Fig.2 Micromorphology of the ceramic particles

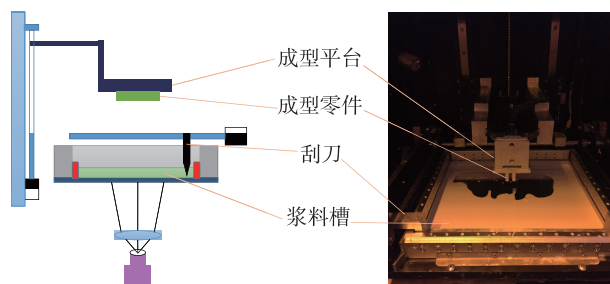


图3 陶瓷光固化设备结构

Fig.3 Structure of ceramic photocuring equipment

25mW/cm<sup>2</sup>,可调光强范围较小,且在实际成型中,过高的光强会引起严重的散射,导致较大的成型尺寸误差,但如果选择过低的光强,则可能无法达到固化临界值,在本试验中选择 10mW/cm<sup>2</sup> 作为合适的曝光光强。因此,本试验中主要研究的参数为曝光时长,探究参数变化对于单层厚度固化厚度  $C_p$  的影响,使得如图 4 所示的多孔样件能够完整地成型,该结构设计尺寸为 16mm × 16mm × 12mm,其中多孔单元(菱形十二面体)尺寸为 4mm × 4mm × 4mm。

### 1.3 陶瓷坯体烧结升温曲线

经过脱脂的陶瓷素坯在烧结过程前,包含大量气孔,并且颗粒间处于点接触,在高温下,颗粒间接触面积逐渐扩大、颗粒中心距减小、颗粒聚集,伴随着微观气孔的减小与排除以及宏观尺度上的收缩,这是烧结的主要物理过程。在烧结过程中,颗粒的表面能逐渐转变成晶界能,试验所使用的纳米氧化锆粉末,其表面能与晶界能差值较大,在高温下易于完成烧结过程。

为了探究烧结温度、保温时间等烧结参数对最终制件的影响,对脱脂后的素坯用图 5 所示曲线进行常压

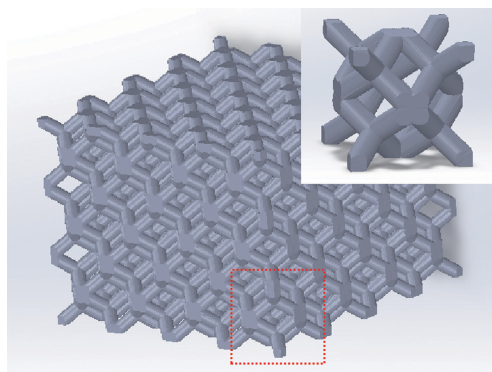


图4 待成型氧化锆多孔模型

Fig.4 Porous zirconia structures to be formed

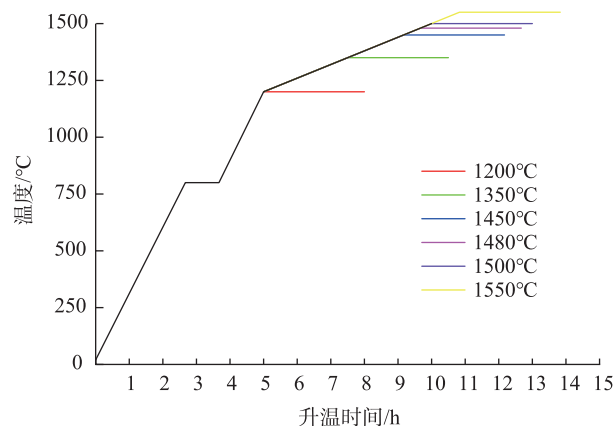


图5 陶瓷坯体烧结升温曲线

Fig.5 Sintering curve of ceramic green body

烧结,在 800℃保持 1h 以充分去除脱脂后依旧残余的有机物;控制烧结炉的升温速率,在 1200℃之前,采用 5℃/min 的升温速率,1200℃之后,采用 1℃/min 的速率;将 6 组坯体分别在最高温度 1350℃、1400℃、1450℃、1480℃、1500℃、1550℃下进行烧结,保温时间为 3h。

## 2 结果与讨论

### 2.1 光固化成型参数的确定

将不同曝光时长下成型的浆料层在酒精清洗后,利用螺旋测微仪测定样件的厚度,结果如图 6(a)所示,可以发现,曝光层厚随着时间的增长而增加,并且该趋势随着时间的增长而放缓(表现为斜率的减小)。当曝光时间过长时,即使能够达到更大的成型层厚,但对应的时间成倍增加,造成成型效率极大的降低,因此本试验中最大曝光时长为 50s。根据 Beer-Lambert 定律,取曝光时长和曝光光强乘积的自然对数为横坐标,取成型厚度为纵坐标,使用 Origin 软件对数据进行直线拟合,拟合结果如图 6(b)所示。对应式(1)的截距  $-D_p \ln E_c = -40.73$ ,斜率  $D_p = 20.26$ ,可得到本试验材料的固化规律公式:

$$C_p = 20.26(\ln E_t - \ln 7.46) \quad (3)$$

由式(3)可知,公式(1)中临界穿透深度  $D_p = 20.26\mu\text{m}$ 。根据公式(3)所拟合的参数初步推断出固化层厚的数值,可用于成型厚度的预测。通过试验发现,当曝光时长大于 5s 时,成型层厚随曝光时长的增速减缓,而以该参数作为曝光时长时,对应的穿透深度  $D_p = 38.54\mu\text{m}$ ,在实际成型过程中,考虑到层与层之间的充分搭接,成型层厚须小于该值。同时考虑到成型设备高度方向的传动精度,取  $d = 30\mu\text{m}$  作为本试验的成型层

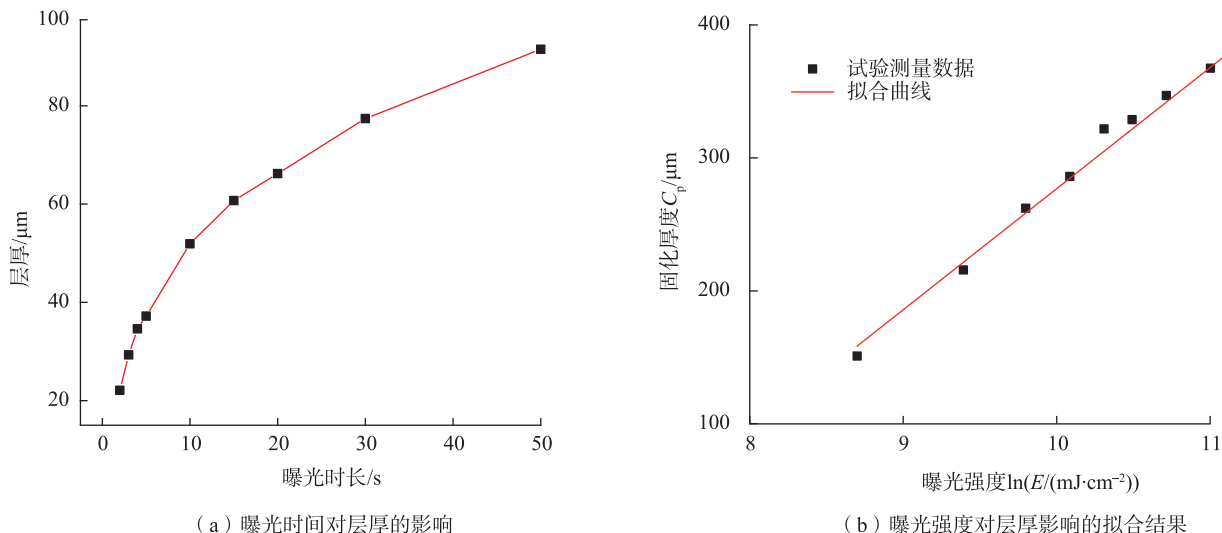
厚,以 5s 作为本试验的曝光时间。

### 2.2 坯体烧结参数的确定

利用扫描电镜观察了各温度下烧结陶瓷零件和不同温度烧结样品的形貌,结果如图 7 所示。图 7(a)为 1200℃烧结的样件,其微观形貌与粉末相似,可以简单地理解为粉末之间简单的堆积,仅靠颗粒间的残留的有机物及颗粒间自身的结合力保持坯体的形状;图 7(b)~(f)的烧结温度分别为 1350℃、1450℃、1480℃、1500℃、1550℃。随着温度的升高,颗粒间逐渐形成烧结颈,坯体内气孔逐渐减少,这意味着烧结过程逐渐完全,多颗颗粒逐渐合并,最终形成更大、更致密的颗粒,宏观上的尺寸收缩也越发明显。

将每组制件进行抛磨,随后进行微观硬度的测量,结果如图 8 所示。烧结温度从 1200℃起,陶瓷坯体具备一定的强度,但是在 1200℃时坯体依旧松散,当烧结温度继续升高,随着烧结颈的形成,分离颗粒所需要的机械力也逐渐增大,烧结颈形成越完全,零件的硬度等性能也越好。从图 7 可以发现,保温温度为 1350℃的零件的烧结颈较为明显,当保温温度在 1400℃之上时,烧结颈开始消失,颗粒间逐渐形成晶界,最终多颗小颗粒最终形成更大的颗粒,硬度数值也处于最高的水平,当保温温度为 1480℃时,维氏硬度达到 13.91GPa。但随着温度进一步升高,颗粒尺寸过分增长,硬度值也随之下降,1550℃烧结的样件硬度值下降到 12.33GPa。

样件致密度随温度变化趋势与硬度曲线相近,如图 8 所示,但峰值对应的烧结温度为 1500℃,这是因为颗粒的团聚与长大可进一步排出孔隙,提高致密度,6 组样件的最高致密度为 95%。随着温度进一步升高,晶界形成速度过快,气孔被封闭而无法排出,造成致密度的下降。



(a) 曝光时间对层厚的影响

(b) 曝光强度对层厚影响的拟合结果

图6 螺旋测微仪测定的样件厚度

Fig.6 Spiral micrometer gauge to determine the thickness of the sample

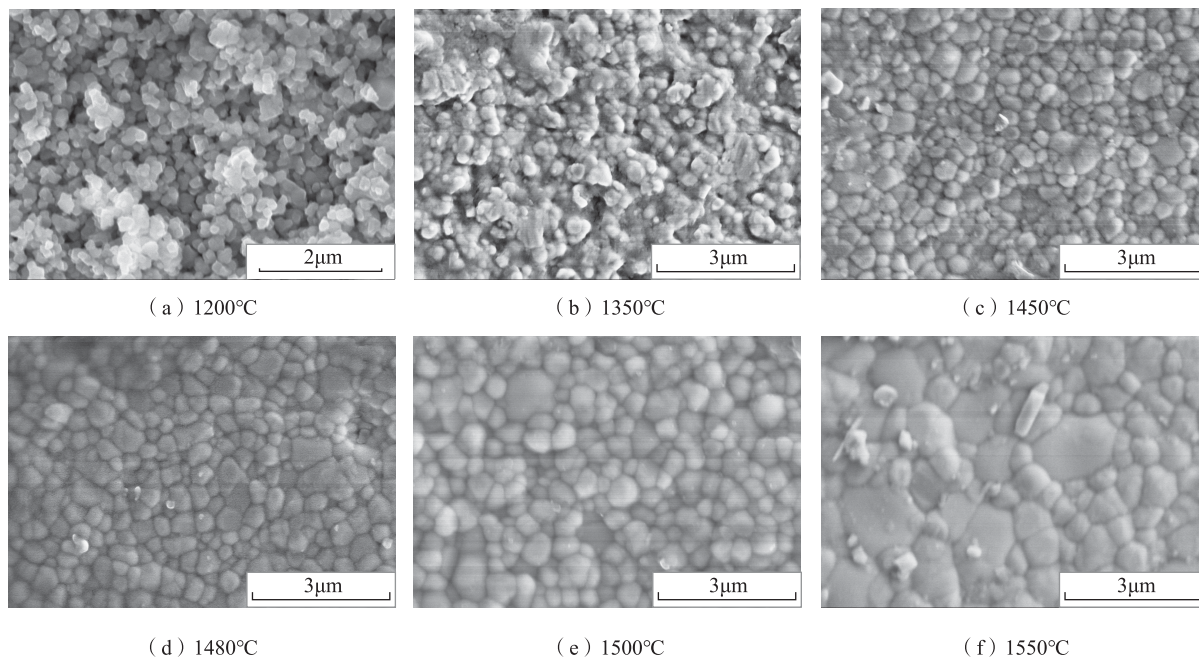


图7 各烧结温度下样件的微观形貌

Fig.7 Morphology of samples sintered at different temperatures

根据硬度致密度曲线,多孔氧化锆样件最优烧结温度为 1480°C,该温度下样件的性能均接近最大值,以最优工艺最终成型与烧结的样件如图 9 所示。

### 2.3 多孔样件的性能验证

利用工业 CT 获得成型的多孔样件的数据模型,所获得的模型为 STL 格式,一种通用的 3D 打印文件格式。图 10 (a)为 CT 模型的俯视图,利用工业 CT 不仅能够获得多孔结构的外部结构,对于内部的细微孔隙也能够进行探测,从而获得准确的模型。将原始数据模型按照样件的平均收缩率进行修正,在 Magics 软件中将修正后的模型与 CT 模型进行重叠,如图 10 (b) 所示(红色

部分代表 CT 模型,而灰色部分代表修正模型),可以发现两个模型有着较高的重合度,因此可认为经过烧结收缩的最终样件在宏观尺寸与结构上是均匀的。

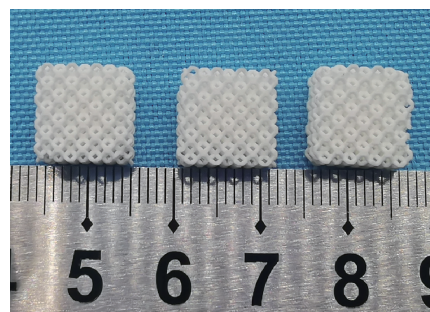


图9 烧结后的多孔氧化锆样件

Fig.9 Porous zirconia samples after sintering

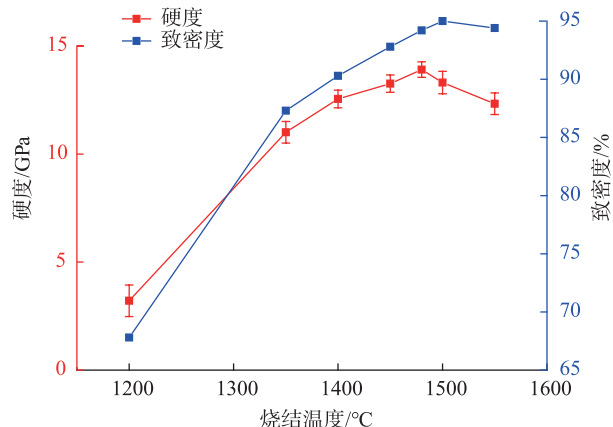
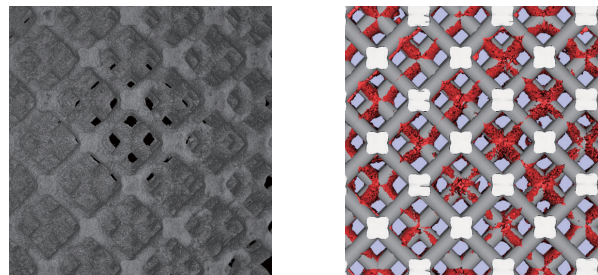


图8 各烧结温度下样件的硬度与致密度

Fig.8 Hardness and relative density of samples sintered at different temperatures

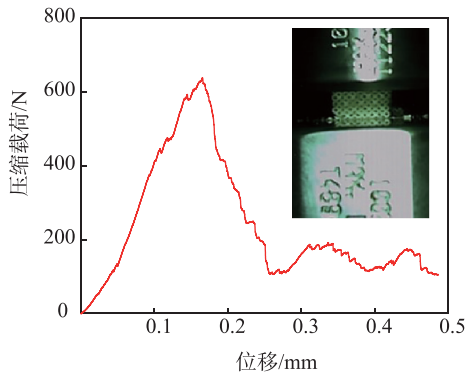


(a) 烧结样件工业CT检测

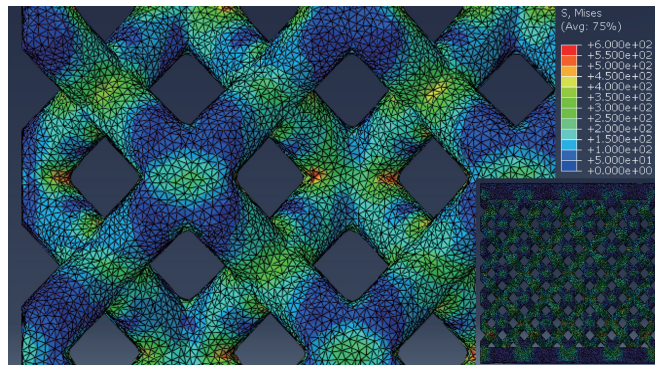
(b) CT模型与修正模型的重叠

图10 数据模型

Fig.10 Data model



(a) 多孔样品压缩曲线



(b) 多孔样品极限载荷下的应力分布

图11 压缩试验  
Fig.11 Compression test

除了宏观尺寸的匹配,还需对样件的力学性能进行验证,为此对额外成型的长条样品进行三点弯曲强度测试,用于试验的几个样件的宽度与高度平均值分别为 2.422mm 以及 1.423mm,而有效弯曲长度为 16.1 mm,平均的折弯载荷为 90N,因此计算出弯曲强度为 442MPa。除了弯曲试验,对于烧结后的多孔样品也进行了压缩试验,结果如图 11 (a)所示,在压缩的初始阶段,加载力与位移近似为线性关系,可认为此时样品处于弹性变形阶段,而当加载力达到 650N 时,样品出现明显的破坏,此时检测到的加载力急剧下降。为了验证该压缩曲线,利用有限元方法对模型进行分析计算,在多孔结构上下端面添加刚性平台,进行弹性阶段的静态力仿真。用三角网格划分模型,网格的精度为 0.1mm;根据 650N 的极限压缩力计算模型的等效面载荷;材料的基本参数包括密度、弹性模量以及泊松比,数值分别是 6.05g/cm<sup>3</sup>、210GPa、0.3,仿真的结果如图 11 (b)所示,细柱连接处平均应力值约为 400MPa,在部分尖角处应力可达到 600MPa。若以弯曲强度作为样品压缩的极限强度,对实际压缩过程极限载荷进行有限元分析,获得的应力分布能与极限强度有较好的匹配性。

以恒定速度对多孔样品进行动态压缩仿真,得到理论压缩载荷-位移曲线,由于在压溃过程中的不确定性,仅针对弹性阶段进行了仿真,结果如图 12 所示。由于网格的划分,在有限元仿真时,压缩曲线出现了波动,但总体上与实际压缩曲线吻合,说明经过烧结的多孔陶瓷样品具备较为理想的力学性能。

利用扫描电镜观测被破坏的截面,如图 13 所示,可以发现裂纹产生位置与静态应力分布能够对应,即裂纹产生在细柱交接节点处的水平面,并且可以发现,该裂纹平面在边缘位置最为粗糙,而中心部分有一个平整的小平面,这表明在节点的边缘位置最早产生裂纹而被破坏,随后裂纹不断向内扩散,这也与应力分布吻合,进一

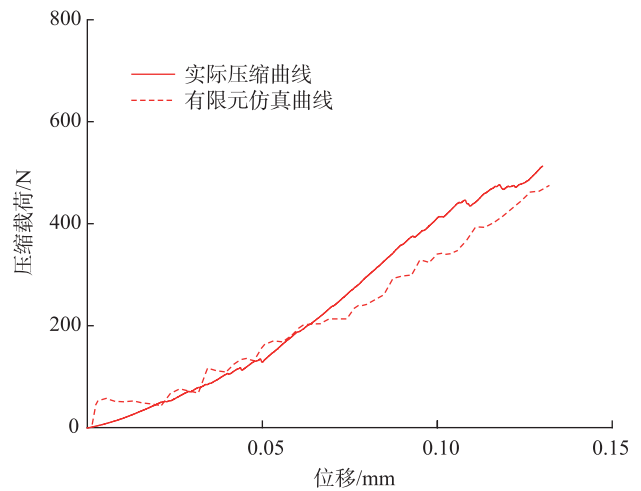


图12 多孔样品弹性阶段压缩曲线与仿真结果  
Fig.12 Compressive curve and FEM results of porous structures in elastic stage



图13 断面微观形貌  
Fig.13 Morphology of cross section

步表明了多孔结构的性能达到其理论值。

### 3 结论

(1) 针对试验所使用的 40% 的氧化锆浆料,在自研的 DLP 面投影光固化设备上,以 30 $\mu$ m 作为层厚,5s 作为

曝光时间,可成型具有规则多孔结构的氧化锆坯体;

(2) 针对所成型的多孔坯体,优选的烧结温度为 1480℃,此时经过烧结的样件致密度与硬度为 95% 和 13.91GPa,同时样件具有 442MPa 的弯曲强度;

(3) 烧结样件的工业 CT 模型与理论模型在宏观尺度上有良好的匹配;多孔样件的静态应力分布、动态压缩曲线以及断口形貌等均能够与有限元结果对应,表明样件性能接近理论值。

### 参考文献

[1] 宁会峰, 阎相忠, 朱悦, 等. 水基光固化陶瓷浆料的粘度与分散性研究[J]. 硅酸盐通报, 2017, 36(11): 3944-3949.

NING Huifeng, YAN Xiangzhong, ZHU Yue, et al. Research on viscosity and dispersity of aqueous ceramic suspension for stereolithography[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2017, 36(11): 3944-3949.

[2] 周伟召, 李涤尘, 周鑫南, 等. 基于光固化的直接陶瓷成形工艺[J]. 塑性工程学报, 2009, 16(3): 198-201.

ZHOU Weizhao, LI Dicheng, ZHOU Xinnan, et al. Direct fabrication process of ceramics based on stereolithography[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2009, 16(3): 198-201.

[3] FERRAGE L, BERTRAND G, LENORMAND P, et al. A review of the additive manufacturing (3DP) of bioceramics: alumina, zirconia (PSZ) and hydroxyapatite[J]. Journal of the Australian Ceramic Society, 2017, 53(1): 11-20.

[4] DECKERS J, VLEUGELS J, KRUTH J. Additive manufacturing of ceramics: a review[J]. Journal of Ceramic Science and Technology, 2014, 5(4): 245-260.

[5] ZOCCA A, COLOMBO P, GOMES C, et al. Additive manufacturing of ceramics: issues, potentialities and opportunities[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2015, 98(7): 1983-2001.

[6] 李克航. 采用光固化成型技术制备氧化铝陶瓷的研究[D]. 天津: 天津大学, 2017.

LI Kehang. Research the light curing technology preparation of alumina ceramic[D]. Tianjin: Tianjin University, 2107.

[7] 黄淼俊, 伍海东, 黄容基, 等. 陶瓷增材制造(3D打印)技术研究进展[J]. 现代技术陶瓷, 2017(4): 20-38.

HUANG Miaojun, WU Haidong, HUANG Rongji, et al. A Review on ceramic additive manufacturing (3D Printing) [J]. Advanced Ceramics, 2017(4): 20-38.

[8] ROEDEL S, SOUZA JÚLIO C M, SILVA F S, et al. Optimized route for the production of zirconia structures with controlled surface porosity for biomedical applications[J]. Ceramics International, 2018, 44: 12496-12503.

[9] MONACO C, PRETE F, LEONELLI C, et al. Microstructural study of microwave sintered zirconia for dental applications[J]. Ceramics International, 2015, 41(1): 1255-1261.

[10] SHAO H, ZHAO D, LIN T, et al. 3D gel-printing of zirconia ceramic parts[J]. Ceramics International, 2017, 43(16): 13939-13942.

[11] GHAZANFARI A, LI W, LEU M C, et al. Additive manufacturing and mechanical characterization of high density fully

stabilized zirconia[J]. Ceramics International, 2017, 43(8): 6082-6088.

[12] 赵旭, 龚俊, 宁会峰, 等. 树脂基三维立体光刻陶瓷浆料性能研究[J]. 陶瓷学报, 2018(1): 77-81.

ZHAO Xu, GONG Jun, NING Huifeng, et al. Properties of ceramic suspensions for lithography[J]. Journal of Ceramics, 2018(1): 77-81.

[13] OSMAN R B, VEEN A J V D, HUIBERTS D, et al. 3D-printing zirconia implants; a dream or a reality? An in-vitro study evaluating the dimensional accuracy, surface topography and mechanical properties of printed zirconia implant and discs[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2017, 75: 521-528.

[14] LI K, ZHAO Z. The effect of the surfactants on the formulation of UV-curable SLA alumina suspension[J]. Ceramics International, 2017, 43(8): 4761-4767.

[15] GRIFFITH M L, HALLORAN J W. Freeform fabrication of ceramics via stereolithography[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1996, 79(10): 2601-2608.

[16] HE R, LIU W, WU Z, et al. Fabrication of complex-shaped zirconia ceramic parts via a DLP stereolithography-based 3D printing method[J]. Ceramics International, 2018, 44: 3412-3416.

[17] ZHOU M, LIU W, WU H, et al. Preparation of a defect-free alumina cutting tool via additive manufacturing based on stereolithography-optimization of the drying and debinding processes[J]. Ceramics International, 2016, 42: 11598-11602.

[18] LIAN Q, YANG F, XIN H, et al. Oxygen-controlled bottom-up mask-projection stereolithography for ceramic 3D printing[J]. Science Direct, 2017-12-01, <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.08.014>.

[19] MITTERAMSKOGLER A G, GMEINER A R, FELZMANN R. Light curing strategies for lithography-based additive manufacturing of customized ceramics[J]. Science Direct, 2014-10-01, <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.003>.

[20] XING H, ZOU B, LI S, et al. Study on surface quality, precision and mechanical properties of 3D printed ZrO<sub>2</sub> ceramic components by laser scanning stereolithography[J]. Ceramics International, 2017, 43: 16340-16347.

[21] 周伟召, 李涤尘, 陈张伟, 等. 陶瓷浆料光固化快速成形特性研究及其工程应用[J]. 航空制造技术, 2010, 53(8): 36-42.

ZHOU Weizhao, LI Dicheng, CHEN Zhangwei, et al. Curing behaviors of ceramic suspension in stereolithography and its engineering applications[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 53(8): 36-42.

[22] WU H, CHENG Y, LIU W, et al. Effect of the particle size and the debinding process on the density of alumina ceramics fabricated by 3D printing based on stereolithography[J]. Ceramics International, 2016, 42: 17290-17294.

[23] MAURYA R, GUPTA A, OMAR S, et al. Effect of sintering on mechanical properties of ceria reinforced yttria stabilized zirconia[J]. Ceramics International, 2016, 42(9): 11393-11403.

[24] WANG C J, HUANG C Y, WU Y C. Two-step sintering of fine alumina-zirconia ceramics[J]. Ceramics International, 2009, 35(4): 1467-1472.

通讯作者: 田宗军, 博士、教授, 研究方向为特种加工技术、激光快速制造技术和机电一体化应用技术, E-mail: tianzj@nuaa.edu.cn。

(责编 大漠)