第 49 卷第 9 期
2021 年 9 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 9
September，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

**DOI**：10.14062/j.issn.0454-5648.20210262

综 合 评 述

# 基于增材制造的陶瓷材料点阵结构研究现状与挑战

殷德政[1]，张学勤[2]，张可强[2]，何汝杰[2]

(1. 北京航天长征飞行器研究所，北京 100076；2. 北京理工大学先进结构技术研究院，北京 100081)

**摘 要**：陶瓷材料点阵结构在力学、电磁、声学、热学等领域应用前景广阔。近年来发展起来对增材制造技术为复杂陶瓷材料点阵结构的获得提供了崭新的技术途径。本综述系统介绍对比了陶瓷材料点阵结构的常见增材制造工艺方法，包括立体光刻、数字光处理、双光子光刻、挤出成型、墨水直写、激光选区烧结等。此外，众多研究发现通过设计陶瓷材料点阵功能基元的结构和序构方式可以有效调控陶瓷材料点阵的物理特性，本综述首先归纳了基于力学设计等陶瓷材料点阵结构研究现状，接下来从超常规力学、电磁学、声学、传热、零膨胀、光学等多功能设计角度归纳了新型陶瓷材料点阵结构研究现状。最后，从点阵结构制造缺陷控制、超常力学行为设计、防生化结构设计、智能化结构设计以及结构功能一体化角度，分析了陶瓷材料点阵结构增材制造可能面临的机遇与挑战。

**关键词**：陶瓷材料；点阵结构；增材制造；力学设计；功能设计
**中图分类号**：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)09–1786–24
**网络出版时间**：2021–07–23

## Development on Ceramic Lattice Structures *via* Additive Manufacturing

*YIN Dezheng*[1], *ZHANG Xueqin*[2], *ZHANG Keqiang*[2], *HE Rujie*[2]
(1. Beijing Institute of Long March Vehicle, Beijing 100076, China;
2. Institute of Advanced Structure Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

**Abstract:** Ceramic lattice structures have wide application perspectives in the fields of mechanics, electromagnetism, acoustics, thermology. Some approaches fabricating ceramic lattice structures are developed based on the existing additive manufacturing technologies. The unnatural properties of lattice structures can be tailored by designing the structure and arrangement of the cell among the structure. This review represented the additive manufacturing technologies for ceramic lattice structures. Recent development on mechanic-based and function-based ceramic lattice structures was summarized. Some future aspects and challenges for the additive manufactured ceramic lattice structures were also outlooked. This review could provide a guidance for the development of ceramic lattice structures *via* additive manufacturing.

**Keywords:** ceramic; lattice structures; additive manufacturing; mechanical design; functional design

陶瓷材料具有硬度高、热导率低、理化性质稳定等特点，在航天、航空、兵器、核工业、石化、车辆等国防与工业重大领域得到了广泛应用。随着陶瓷材料在国防与工业重大领域的应用普及，对陶瓷材料的轻量化、强度等力学特性以及电磁学、声学、热学等功能特性都提出了迫切需求。传统块体陶瓷材料已经逐渐难以满足轻量化、力学、功能等特殊要求，陶瓷材料点阵结构的出现为陶瓷材料力学特性设计与多功能特性设计的提供了新的发展方向。广义的陶瓷材料点阵结构是指陶瓷材料的宏观或微观尺度由特异性功能基元以有序、梯度等方式排列形成的三维结构。通过设计陶瓷材料“功能基元”

收稿日期：2021–04–13。　修订日期：2021–05–27。
基金项目：国家自然科学基金(51772028)资助。
第一作者：殷德政(1981—)，男，高级工程师。
通信作者：何汝杰(1985—)，博士，副教授。

**Received date:** 2021–04–13.　**Revised date:** 2021–05–27.
**First author:** YIN Dezheng (1981–), male, Senior Engineer.
**E-mail:** 13810852918@139.com
**Correspondent author:** HE Rujie (1981–), male, Ph.D., Associate Professor.
**E-mail:** herujie@bit.edu.cn

的结构形式和“序构”方式，可以使陶瓷材料点阵结构具有大变形、可控热膨胀、可控热传导等传统陶瓷材料不具备的特性。如对 $Al_2O_3/SiC_w$ 陶瓷材料进行蜂窝结构设计，实现其对整个 X 波段电磁波的有效吸收[1]；对 SiC 陶瓷材料进行支架结构设计，可以筛选频率 1~2 MHz 的声波[2]；对中空纳米 $Al_2O_3$ 桁架陶瓷点阵结构进行设计，可以使其在变形超过 50%后仍然可恢复原状[3]等。

然而，复杂多孔结构的陶瓷材料点阵结构的制备存在较大挑战与困难。传统多孔陶瓷的制备方法主要包括 2 类：1) 规则多孔陶瓷材料制备方法，包括有机泡沫浸渍、凝胶注模型等；2) 随机多孔陶瓷材料制备方法。发泡法、添加造孔剂法、溶胶-凝胶法、冷冻干燥法等[4–5]。然而采用上述方法制得的多孔陶瓷材料都存在一定不足：对于有机泡沫浸渍、凝胶注模等制备规则多孔陶瓷材料的技术途径而言，成型中一般都要用到模板，成型的精度和复杂程度完全依赖于模板的精度和复杂程度，很难制备出形状特别复杂的陶瓷结构；对于发泡法、冷冻干燥法等制备随机多孔陶瓷材料的技术途径而言，多孔陶瓷中的孔隙大小和分布情况完全不可控，且成型缺陷较多。由此可见，上述传统制备方法无法满足复杂异形的陶瓷材料点阵结构的制备要求。

增材制造技术的出现为陶瓷材料点阵结构的制备提供了崭新的技术途径。增材制造技术基于“离散–堆积”原理，由零件的三维模型数据驱动，利用计算机模拟切片技术，采用热源或者粘结剂的方式将材料逐点、逐线或逐面堆积成一定形状的零件和构件[6]，具有成型速度快、构件结构设计自由度大、可成型复杂陶瓷构等件优势。相对于金属、聚合物，陶瓷材料的增材制造技术发展起步较晚，但是也已经积累了很多经验。目前氧化物陶瓷($Al_2O_3$[7–8]、$ZrO_2$[9–11])、非氧化物陶瓷(SiC[12–14]、$Si_3N_4$[15–16])、生物陶瓷[17–19]等的增材制造已被大量报道。增材制造技术高效、低成本、结构设计自由度大等优势与日趋成熟的增材制造工艺为制备结构复杂、宏微观尺度的陶瓷材料点阵结构提供了强有力的技术支持。

本工作综述了基于增材制造的陶瓷材料点阵结构研究现状与挑战。首先介绍了广义的陶瓷材料点阵结构的常见增材制造工艺方法，接下来详细归纳了基于力学设计、功能设计的陶瓷材料点阵结构的研究现状，并从缺陷控制与工艺提升、超常力学行为设计、仿生化结构设计、智能化及结构功能一体化设计等方面分析了陶瓷材料点阵结构可能面临的挑战与机遇。作者期待本综述能为陶瓷材料点阵结构的更广泛应用提供一定思考。

## 1　陶瓷材料点阵结构增材制造方法

增材制造由点到面、化零为整、逐层累积的成型特点使复杂形状陶瓷结构件的制造成为可能[20]。依据成型原理，已有报道的陶瓷材料增材制造技术主要有喷墨打印技术(IJP)、熔化沉积成型技术(FDM/FDC)、立体光刻技术/数字光处理技术(SLA/DLP)、分层实体制造技术(LOM)、激光选区熔化技术/激光选区烧结技术(SLM/SLS)、三维打印成型技术(3DP)、浆料挤出成型(EFF)、墨水直写成型技术(DIW)等[21–23]。这些增材制造技术常与高温烧结、真空裂解、原子层沉积等技术相结合来制备复杂异型的陶瓷材料点阵结构。

### 1.1　陶瓷材料点阵结构的立体光刻增材制造

立体光刻技术(SLA)是将陶瓷粉体与光敏树脂及其他添加剂混合成光敏陶瓷浆料，紫外光在程序控制下逐点扫描浆料引发光敏树脂交联，使得浆料固化成型。浆料固化一层，成型台下降一定高度以补充浆料，新一层浆料在紫外光作用下继续固化。陶瓷浆料逐层固化得到陶瓷生坯，经脱脂和烧结处理后得到陶瓷材料。SLA 具有成型速率快、制品表面质量好、尺寸精度高等优势[24–29]。Chen 等[28,30]、Mitteramskogler 等[31]利用 SLA 制备了如图 1 所示的多种复杂陶瓷材料点阵结构。

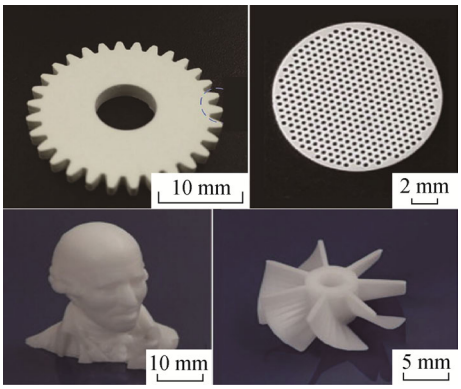



图 1　SLA 制备复杂陶瓷结构[28, 30– 31]

Fig. 1　Complex ceramic structures prepared by SLA[28, 30–31]

### 1.2　陶瓷材料点阵结构的数字光处理增材制造

数字光处理技术(DLP)是在 SLA 基础上发展起来的新型光固化成型技术。DLP 所用光源在成型台的下方，每打印一层(成型单元为面)[32]，成型台上

移一定距离，刮刀将浆料铺平，再次打印，经过层层堆积，最终得到陶瓷生坯，经过脱脂和烧结得到陶瓷材料。相比于 SLA，DLP 具有成型精度更高、速度更快等优势[33–34]。上海硅酸盐研究 Zhang 等[33]、Wei 等[34–35]、Lee 等[36]通过 DLP 技术分别得到了如图 2 所示 $C_f$/SiC 八面体结构、磷酸钙金刚石结构和磷酸钙 Gyroid 结构。

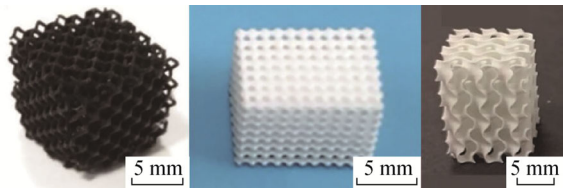



图 2 DLP 制备复杂陶瓷结构[33– 34, 36]

Fig. 2 Complex ceramic structures prepared by DLP[33–34, 36]

### 1.3 陶瓷材料点阵结构的双光子光刻增材制造

双光子光刻技术(TPL)是将激光聚焦在焦点附近极小的位置，得到足够强的激光束。在程序控制下激光焦点在光敏物质内移动，被照射位置的光敏物质变性、固化，因此可以打印任意形状的微纳尺度的三维物体，具有成型精度高等优势。Williams 等[37]、Cumpston 等[38]、Qiu 等[39]、Dong 等[40]分别通过 TPL 制备了如图 3 所示的系列微纳结构。

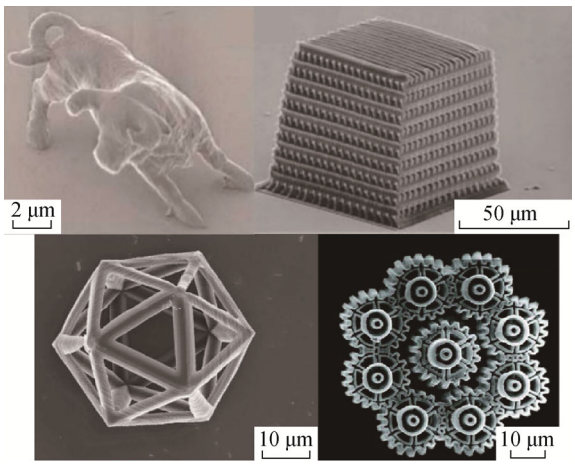



图 3 TPL 制备微观结构[37–40]

Fig. 3 Microstructures prepared by TPL[37–40]

### 1.4 陶瓷材料点阵结构的挤出成型或墨水直写成型增材制造

挤出成型(EFF)或墨水直写成型(DIW)是指在程序控制下，装有陶瓷浆料的喷头按照设定路径移动，将陶瓷浆料或陶瓷墨水挤出。每完成一层的沉积，喷头上移一定高度。浆料或墨水逐层堆积得到陶瓷生坯，生坯经脱脂和烧结处理后得到陶瓷材料。EFF 或 DIW 具有成型速度快、可成型原料广等优点，在制备深色陶瓷制品方面有很大优势，但是制品表面精度差、致密度低[12, 41]。

Wahl 等[42]、Feilden 等[43]和西安交通大学的 Lu[41]利用 EFF 制备的复杂陶瓷制品如图 4 所示。

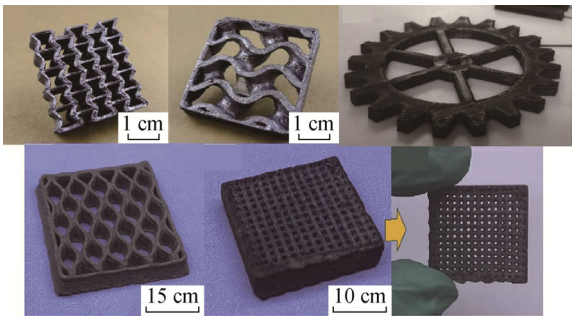



图 4 EFF 制备复杂陶瓷结构[41–43]

Fig. 4 Complex ceramic structures prepared by EFF[41–43]

### 1.5 陶瓷材料点阵结构的选区激光烧结增材制造

选区激光烧结技术(SLS)是将陶瓷粉体和其它低熔点粉体铺在粉床上，在程序控制下激光按照设定路径移动。低熔点粉体在激光作用下熔化并将陶瓷粉体连接。完成一层后，成型台下降一定高度，经过逐层堆积最终得到三维实体。SLS 具有成型速率快、可成型尺寸跨度大等优势，但是制品精度低、表面质量差。Yves-Christian 等[44]、Kruth 等[45]、Liu 等[46]通过 SLS 制备了如图 5 所示的复杂异型陶瓷材料结构。

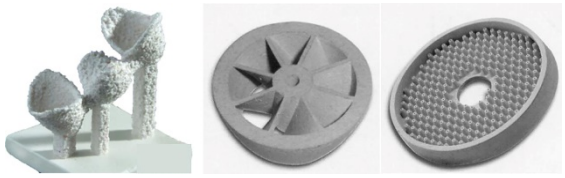


图 5 SLS 制备复杂陶瓷结构[44–46]

Fig. 5 Complex ceramic structures prepared by SLS[44–46]

综上所述，陶瓷点阵增材制造技术差别较大，各有优缺点。图 6 从成型尺度、精度、缺陷尺寸、原料粒径等角度与陶瓷材料点阵结构增材制造技术进行对比。SLA 和 DLP 都是基于紫外光固化光敏树脂的原理制备宏观陶瓷点阵的成型方法。SLA 和 DLP 制备陶瓷样品的成型尺寸、成型精度以及构件内部缺陷的尺寸等比较相似，成型尺寸均为毫米级别，陶瓷制品中的缺陷均为纳米–微米级别。DLP 的成型精度高于 SLA，但都在微米级别。TPL 是制备微纳陶瓷点阵的常用手段之一。TPL 制备的

微纳陶瓷点阵的尺寸为微米级别，成型精度能达到纳米级别，陶瓷点阵中的缺陷尺寸为纳米级别。EFF 与 SLS 制备的陶瓷点阵结构参数相当，成型尺寸均为毫米级别，制备精度微米–毫米级别，缺陷尺寸为微米–毫米级别，且缺陷、界面明显，强度较低。此外，除 TPL 的原料为液态光敏树脂、通过前驱体树脂热解获得陶瓷点阵外，利用 SLA、DLP、EFF、SLS 形成陶瓷点阵时的原料较多，为微米级陶瓷粉。

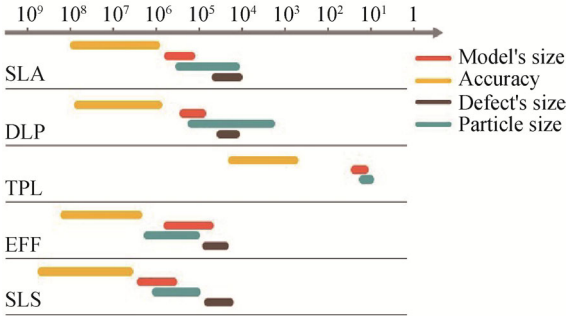



图 6　陶瓷宏微观点阵结构各种增材制造技术对比

Fig. 6　Comparison of various additive manufacturing technologies for ceramic micro and macro lattice

## 2　基于力学设计的陶瓷材料点阵结构

### 2.1　宏观尺度陶瓷材料点阵结构

陶瓷材料点阵结构内部具有大量规则孔隙，通过设计、调整结构，可以实现陶瓷材料点阵结构轻量化、高强度、高吸能等特点的一体化[47–48]，在舰船抗爆、装甲防护、航空航天等领域有广阔的应用前景，正因为此，已有部分学者开展关注宏观尺度陶瓷材料点阵结构的制备工艺与力学特性。

Zhao 等采用 DLP 增材制造工艺开展了一系列陶瓷点阵的制备与性能研究[47, 49–54]，包括探究陶瓷点阵中胞元大小与结构力学性能间的相互关联关系[47](如图 7 所示)。对于相对密度在 15%-50%范围内的 Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构而言，当胞元大小相同时，随着相对密度增加，$ZrO_2$ 点阵结构的最大压缩强度以及压缩过程中吸收的能量都增大。Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构的最大压缩强度与相对密度的变化规律整体上符合 Gibson-Ashby 模型。当 $ZrO_2$ 点阵结构体积相同时，结构内含胞元数越少，结构表现出的刚性越强。当 $ZrO_2$ 点阵结构内含 5×5×5 胞元、相对密度 48.57%时，结构表现出压缩强度最大，高达 75.3 MPa，压缩过程中吸收能量也达到 $6.76\times10^5$ J/m$^3$。

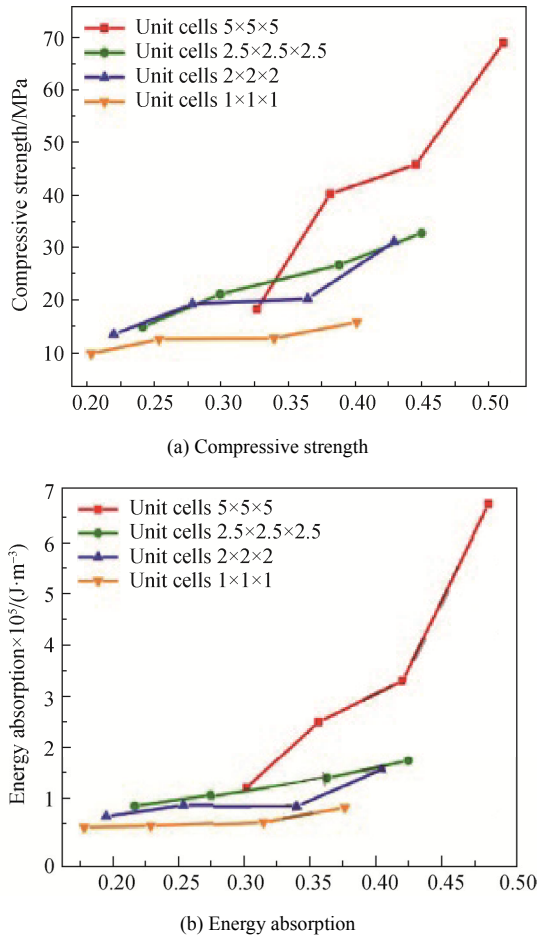
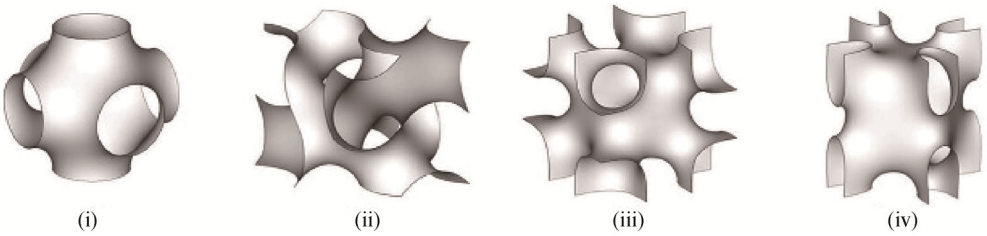



图 7　$ZrO_2$ 陶瓷 Octet 结构的力学性能[47]

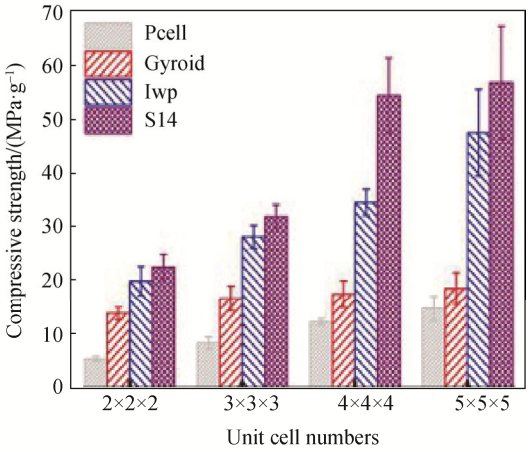
Fig. 7　Mechanical properties of $ZrO_2$ Octet lattice [47]

然而，必须指出的是，增材制造过程是通过逐层离散–堆积成型三维陶瓷材料点阵结构或其生坯，层与层之间不免存在制造缺陷(如气泡、夹杂、孔洞、层间裂纹等)，且后续的烧结及热处理也极易造成材料内部的缺陷与结构的内部缺损，从而难以获得完全致密的陶瓷材料点阵结构。为了减小陶瓷材料点阵结构内部缺陷对结构力学性能的影响，Mei 等[55]通过化学气相沉积在 SLA 增材制造的 $Al_2O_3$ 点阵结构表面制备 SiC 涂层，发现 Diamond、Cubic、Bcc 和 Octet 4 种构型的 $Al_2O_3$ 点阵结构的压缩强度与相对密度关系满足 Gibson-Ashby 模型[56–57]，且随着结构相对密度增加，$Al_2O_3$ 点阵结构的断裂模式从桁架断裂向节点断裂转变。此外，由于致密度提高，表面沉积 SiC 涂层后 $Al_2O_3$/SiC 复合陶瓷材料点阵结构比压缩强度和比刚度分别达到了 39.7 Nm/g 和 1.435 Nm/kg，比单一的 $Al_2O_3$ 陶瓷点阵结构比压缩强度和比刚度分别提高了 4.5~6.4 倍和 2.3~2.7 倍。以上结果说明提高陶瓷点阵的致密度能显著提高其力学性能。

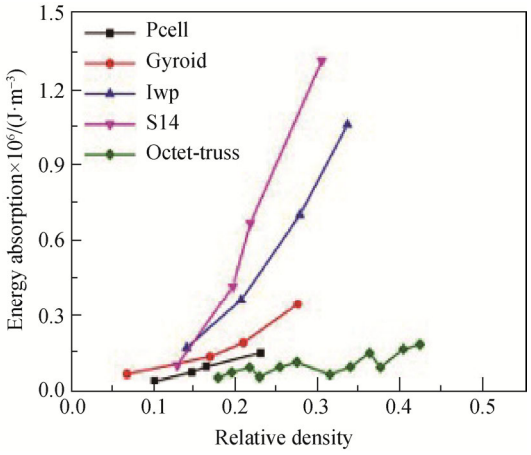
虽然通过化学气相沉积等途径能够弥合陶瓷材料点阵结构中的部分缺陷，从而进一步提高结构力学性能，但是点阵结构内部节点处的相连曲面间存在棱角，极易在压缩过程中于节点处出现应力集中，导致点阵结构失效。其中，最小曲率的三维周期最小表面(TPMS)构型是解决陶瓷材料点阵结构内部应力集中的有效途径之一。Shen 等[54]通过 DLP 增材制造工艺制备了如图 8 所示的 p-cell、gyroid、iwp、s14 等 4 种构型的 $ZrO_2$ 陶瓷 TPMS 点阵结构，详细分析了其压缩性能与能量吸收特性，并与他们前期研究的 Octet 构型 $ZrO_2$ 陶瓷点阵结构进行性能对比。研究发现由于 TPMS 构型点阵结构中的胞元没有尖锐的棱角，能有效缓解压缩过程中的应力集中现象；当结构相对密度相同时，TPMS 构型点阵结构在压缩过程中吸收的能量远大于 Octet 构型点阵结构。




(a) Four different TPMS models: i. p-cell, ii. Gyroid, iii. IWP, iv. s14




(b) Compressive strength




(c) Energy absorption

图 8 TPMS 点阵结构的力学性能[54]

Fig. 8 Mechanical properties of $ZrO_2$ TPMS lattices[54]

事实上，目前已报道的陶瓷材料点阵结构力学性能研究大多集中于 $Al_2O_3$、$ZrO_2$ 陶瓷材料。图 9 对比了当前不同文献报道的不同构型的 $Al_2O_3$、$ZrO_2$ 陶瓷材料点阵结构压缩强度。综合分析已有文献结果可以发现，Cubic 构型的陶瓷材料点阵结构的压缩强度明显大于其它点阵结构，这主要是因为 Cubic 构型陶瓷材料点阵结构中竖直方向的陶瓷桁架受压时没有转动倾向，承重能力更强，从而表现出陶瓷材料自身优秀的抗压强度，这也使得 Cubic 构型陶瓷材料点阵结构的压缩应变较小。其它构型的点阵结构中，胞元的桁架都有一定角度，受压时有转动倾向，微小的位移就会使节点处的陶瓷材料开裂，所以其他构型的陶瓷材料点阵结构的压缩强度都较小。此外，根据变形特性，陶瓷点阵可以分为“拉伸”主导和“弯曲”主导 2 种结构。对于三维构型的陶瓷材料点阵结构而言，当结构内单个节点处桁架数大于等于 12 时，该结构通常呈现“拉伸”主导的变形机制。此情况下单个节点周围的桁架虽然较细，但是数量众多，能有效减轻节点扭转趋势，提高结构整体承载能力，因而呈现出更高的强度[58–59]。其中，Octet 构型是典型的“拉伸”主导结构，因此表现出比较突出的承载能力。TPMS 构型陶瓷材料点阵结构能避免结构内的应力集中，结构整体抗压强度超过其他构型的陶瓷材料点阵结构，其中尤以 S14 陶瓷材料点阵结构的力学性能最优。综上所述，力学性能由强到弱的陶瓷材料点阵结构构型依次为 TPMS 构型＞Cubic 构型＞“拉伸”主导结构＞“弯曲”主导结构。

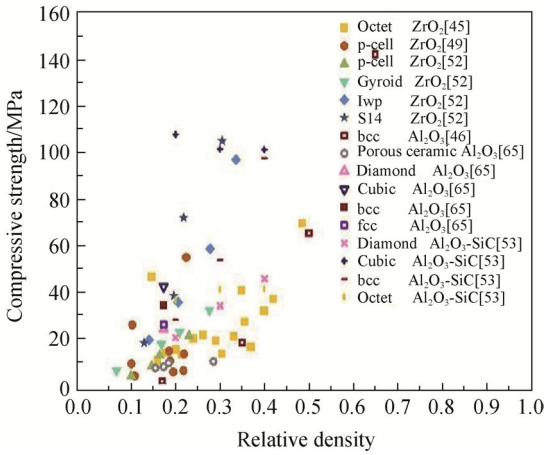



图 9　陶瓷点阵压缩强度–相对密度 Ashby 图

Fig. 9　Compressive strength–relative density Ashby map of ceramic lattices

中空桁架[60−62]和点阵桁架[63−65]是进一步提升陶瓷材料点阵结构轻量化、比强度和比吸能性能的有效途径。有学者系统开展了点阵桁架等不同构型的陶瓷材料点阵结构弯曲性能研究[33–34, 41, 66–67]，分别开展了 Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构、Kelieve 构型 $ZrO_2$ 点阵结构、方形蜂窝构型 $ZrO_2$ 点阵结构、六角蜂窝构型 $ZrO_2$ 点阵结构、以及致密 $ZrO_2$ 材料三点弯曲性能研究(如图 10 所示)，发现弯曲强度由大到小依次为：致密 $ZrO_2$ 材料＞方形蜂窝构型 $ZrO_2$ 点阵结构＞六角蜂窝构型 $ZrO_2$ 点阵结构＞Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构＞Kelieve 构型 $ZrO_2$ 点阵结构。其中，致密 $ZrO_2$ 陶瓷材料内部缺陷很少，弯曲强度超过 300 MPa。蜂窝构型的 $ZrO_2$ 点阵结构的相对密度整体较大、内部节点较少，从而蜂窝构型 $ZrO_2$ 点阵结构弯曲强度大于其他构型 $ZrO_2$ 点阵结构。此外，Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构、Kelieve 构型 $ZrO_2$ 点阵结构分别为“拉伸”、“弯曲”变形主导结构，因此相同相对密度下 Octet 构型 $ZrO_2$ 点阵结构弯曲强度大于 Kelieve 构型 $ZrO_2$ 点阵结构。尽管这些不同构型的点阵结构弯曲强度低于致密材料，但密度更小、比强度更高、比能量吸收更高。

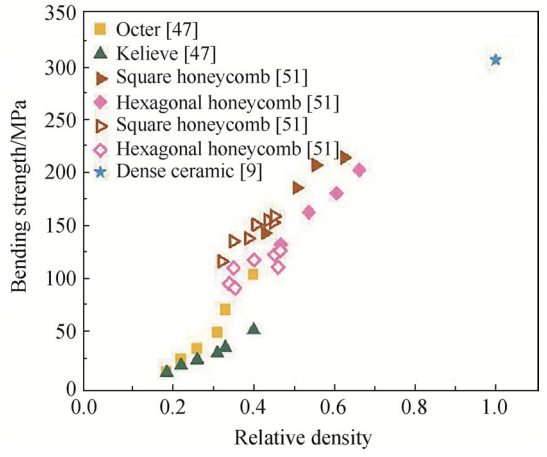



图 10　陶瓷点阵弯曲强度-相对密度 Ashby 图

Fig. 10　Bending strength-relative density Ashby map of ceramic lattices

## 2.2　微纳尺度陶瓷材料点阵结构

由于陶瓷材料本身 Young′S 模量高、脆性大、塑性变形很小，因此宏观尺度的陶瓷材料点阵结构无法像柔性聚合物点阵结构[61]、液态金属点阵结构[68–69]一样表现出压缩塑性及应变可回弹性，承载时一旦过载，陶瓷材料点阵结构将迅速发生灾难性破坏。值得注意的是，微纳尺度的陶瓷材料点阵结构能克服传统陶瓷质脆、无塑性变形的缺点，具有很好的压缩变形和形变恢复性[70]，这对维持陶瓷材料点阵结构完整、避免灾难性破坏有重要意义。

Bauer 等[71]通过 TPL 增材制造和真空裂解工艺制备了四面体构型的微米碳点阵结构，并通过原子层沉积在点阵表面制备了厚度 10 nm 的 $Al_2O_3$ 陶瓷涂层(如图 11 所示)。研究发现，沉积 $Al_2O_3$ 涂层前，桁架长度为 970 nm、密度为 0.35 g/cm$^3$、相对密度 25%的碳点阵结构的压缩强度为 310 MPa。沉积 $Al_2O_3$ 涂层后，C–$Al_2O_3$ 复合点阵结构的压缩强度增加到 450 MPa。特别是，不同结构参数的点阵结构破坏前的压缩应变均超过 5%。此外，Bauer 等[72–73]还通过 TPL 增材制造结合高温裂解制备的微纳米尺度陶瓷材料点阵结构的压缩应变都超过了 3%，远远大于传统陶瓷材料或宏观尺度陶瓷材料点阵结构的压缩应变。

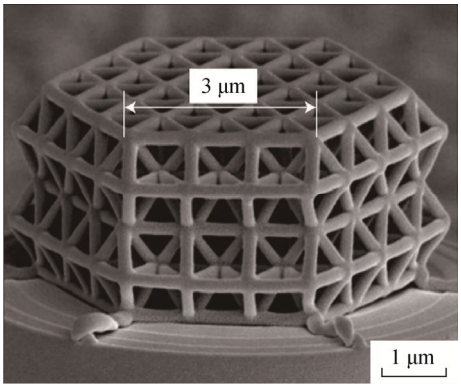
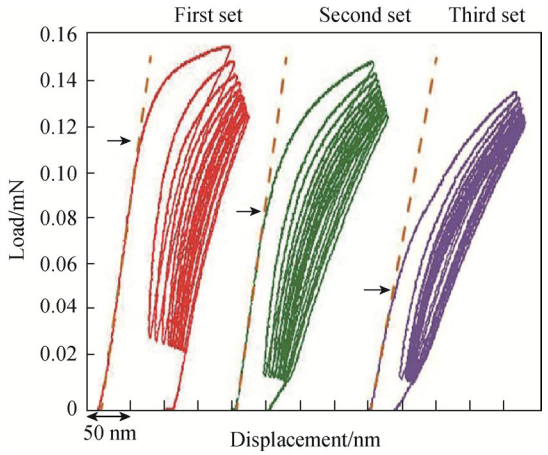



图 11　热解 3D 打印聚合物微晶格产生的碳纳米晶格[71]

Fig. 11　Carbon nanolattices created by Pyrolysis of 3D-printed polymeric microlattices[71]

Bauer 等[72]结合 TPL 增材制造、原子层沉积和聚焦离子束技术制备了如图 12 所示的中空纳米 TiN 陶瓷材料点阵结构。研究发现：单个纳米点阵可承

受超过 3 轮、11 次/轮的循环压缩测试，压缩总位移达 350 nm，压缩应变超过 10%。加载过程中，中空桁架的弯曲和扭转是陶瓷点阵应变的来源，加载过程时的应力导致纳米点阵结构内部产生微裂纹而扭转变形。多次加载使得裂纹扩展，最终导致桁架或节点开裂、点阵结构失效。




(a) Compression load

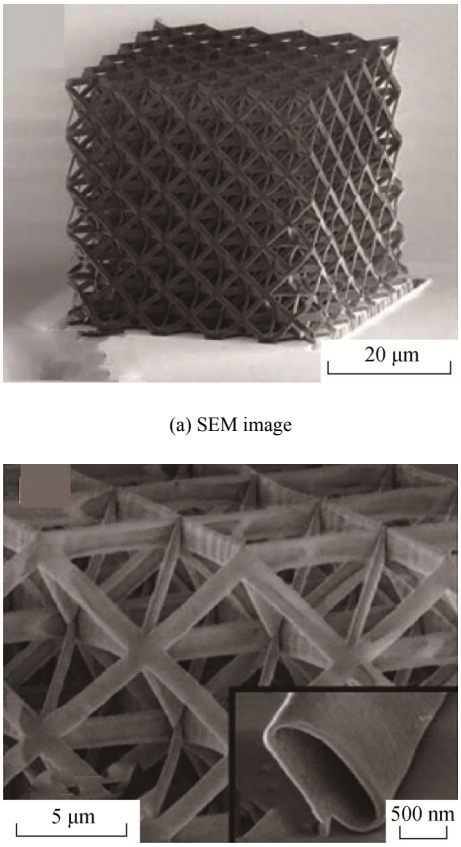
(b) After first set (c) After second set (d) After third set

图 12 单胞的压缩变形[74]

Fig. 12 Deformation of single cell under compressive loading[74]

Meza 等[3]还以同样的方式制备了如图 13 所示的中空微纳 $Al_2O_3$ 陶瓷材料点阵结构。研究发现：当中空 $Al_2O_3$ 桁架的管壁厚度为 10 nm 时，点阵结构的压缩应变能达到 50%。卸载后点阵结构能恢复到初始高度的约 98%，这是因为当桁架壁足够薄时，中空桁架陶瓷呈现出特异的“弹性”特征，“弹性”桁架绕节点旋转以弯曲变形、承载很好传递分散到整个结构，卸载后，“弹性”桁架恢复至原状，从而展现出优异的可变形性能。

研究发现，宏微观尺度陶瓷材料点阵结构的力学性能与其相对密度、点阵构型等密切相关，这对于陶瓷结构轻量化、高吸能等研究意义重大。微纳尺度的陶瓷材料点阵结构具备反常的大变形及形变可恢复性，这些超常的力学行为在宏观陶瓷材料中是不存在的。如何将微纳陶瓷材料点阵结构具备的超常力学行为拓展到宏观尺度的陶瓷材料点阵结构中将会是未来增材制造陶瓷材料点阵结构研究的重点。




(a) SEM image

(b) Zoomed-in section in Fig.14(a)

图 13 $Al_2O_3$ Octet 纳米晶格的 SEM 照片[3]

Fig. 13 SEM image of the $Al_2O_3$ octet-truss nanolattice[3]

## 3 基于多功能设计的陶瓷材料点阵结构

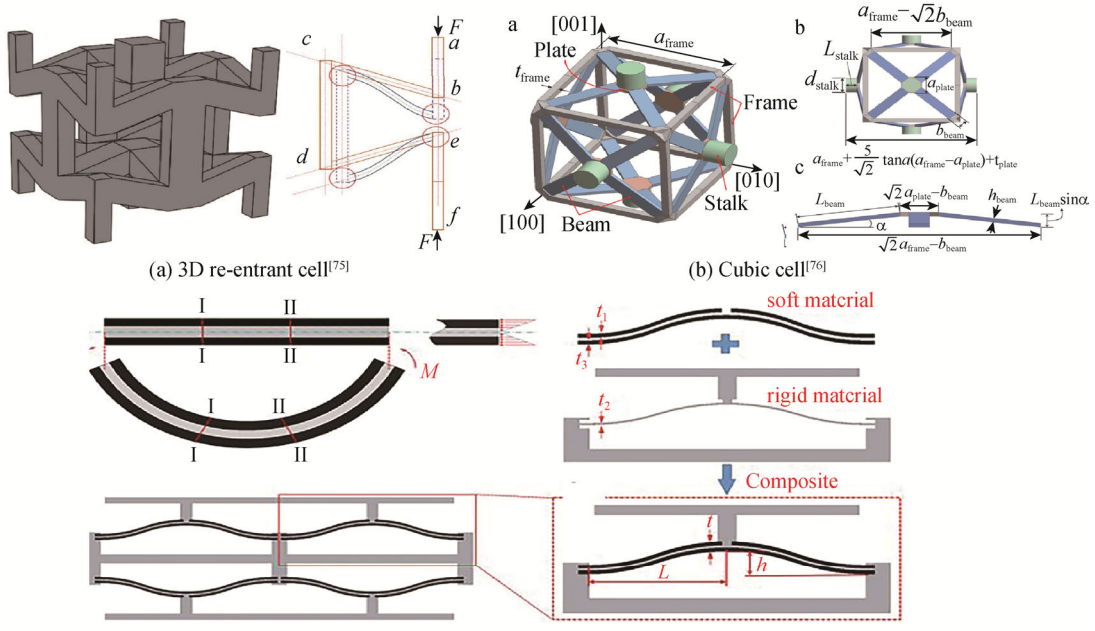
### 3.1 超常规力学设计的陶瓷材料点阵结构

通过对点阵的胞元结构进行设计可以使结构具有负刚度、负 Poisson′s 比等自然界材料不具有的力学特性；改变结构参数可以自由调控点阵的力学性能。

图 14 为典型的负 Poisson's 比[75]、负刚度[76–77]的力学设计原理。以增材制造负 Poisson's 比陶瓷材料点阵结构为例。通常，传统材料大部分为正 Poisson's 比材料，即材料在承受轴向拉/压应力时，为了保持材料整体体积不变，在垂直于力的平面内会表现出收缩/膨胀的特点。通过结构设计，可以使材料具备反常的负 Poisson's 比效应。负 Poisson's 比是指受拉伸时，材料在弹性范围内横向发生膨胀，而受压缩时，材料的横向反而发生收缩。负 Poisson's 比结构在生物医学、组织工程、航空航天等领域有较好的应用前景，可用于开发主动式植入医疗设备、微型动力执行机构等，目前受到了众多

学者的研究与关注[78–79]。研究发现通过力学设计制备的负 Poisson's 比陶瓷材料点阵结构具有很好的抵抗变形的能力[80–81]，尤其是内凹六边形构型[75]、手性结构构型[82]等的陶瓷材料点阵结构呈现典型的负 Poisson's 比特性。

Lantada 等[83]基于力学结构设计、通过改进的光固化增材制造工艺制备了如图 15 所示的陶瓷材料点阵结构。理论上，沿 $z$ 轴压缩时，该陶瓷材料点阵结构在 $x$ 方向和 $y$ 方向的 Poisson′s 比均为–1.7，总体积收缩达到 17%。虽然由于陶瓷材料本征刚度和脆性的影响，压缩过程中结构的变形很小，但是受负 Poisson′s 比点阵结构“拉胀”特性影响，当 $z$ 轴的压缩应变为 1.3%时，结构压缩应力达到 1 900 MPa，表现出优异的抗压缩性能。

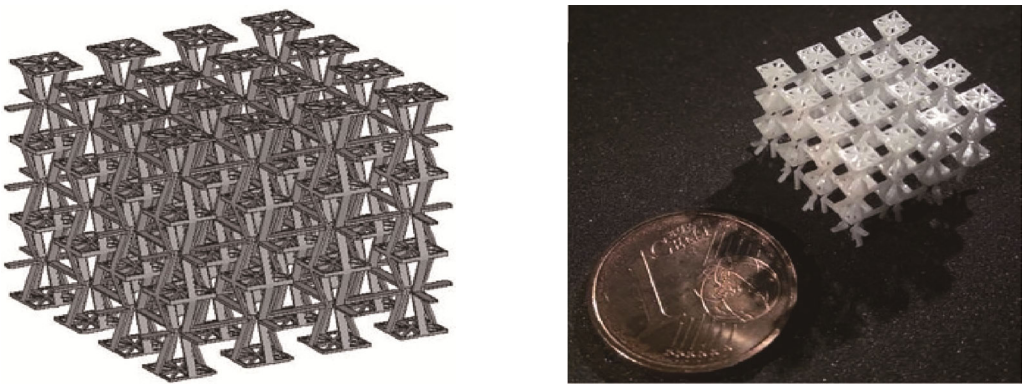



(a) 3D re-entrant cell[75]　　(b) Cubic cell[76]

(c) Composite cell[77]

图 14　非陶瓷负 Poisson′s 比胞元[75–77]

Fig. 14　Schematic diagram of non-ceramics Negative Poisson's ratios unit cells[75–77]



(a) Schematic diagram　　(b) Actual photograph

图 15　$Al_2O_3$ 三维拉胀结构[83]

Fig. 15　$Al_2O_3$ three dimensional auxetic structure[83]

然而遗憾的是，基于力学设计的陶瓷材料点阵结构大多结构复杂，由于陶瓷材料本征脆性明显、加工难度大，传统成型与加工方法无法得到复杂异型的陶瓷材料力学点阵结构。因此陶瓷材料力学点阵结构的发展比金属、聚合物力学点阵结构的发展慢得多，尽管目前已有大量关于金属、聚合物力学点阵的研究，但关于陶瓷点阵的的研究仍然很少。具有复杂异型陶瓷材料与结构成型能力的增材制造技术的出现，为陶瓷材料力学陶瓷点阵的成型提供了崭新技术途径。

### 3.2　电磁学设计的陶瓷材料点阵结构

电磁波是由同相且互相垂直的电场与磁场在空

间中衍生发射的震荡粒子波，是以波动的形式传播的电磁场，被广泛用在通信、雷达、医学成像、电子对抗等领域。电磁波是横波，按频率从低到高可以分为无线电波、微波、红外波、可见光、紫外线、X-射线、γ-射线等。不同材料对电磁波的响应结果不同，响应结果受材料介电常数和磁导率的影响。通过结构设计能得到具有特定介电常数和磁导率的电磁陶瓷点阵，使之具有负介电常数、负磁导率等自然材料不存在的电磁特性，进而自由调控电磁波。陶瓷材料电磁点阵结构在定向辐射高性能天线、电磁隐身、空间通信、探测技术和新型太赫兹波段功能器件等领域的应用研究是国际物理学和电磁学界的研究热点。

3.2.1 陶瓷材料吸波结构 一方面，通信、电子设备的普及使得环境中的电磁辐射大幅增加，对人体健康和设备安全等有很大隐患；另一方面，雷达探测技术的发展给军事装备安全也带来很大威胁。因此急需发展具有吸波能力的陶瓷材料结构来保护环境和装备安全。

Yin 等[84]通过 3D 打印、直接氮化和聚合物浸渍裂解制备了 SiC 纳米线增强的 $Si_3N_4$-SiOC 复合陶瓷材料及其结构。该复合陶瓷材料结构对 8-16 GHz 波段的电磁屏蔽能力接近 35 dB，其中电磁波吸收带来的屏蔽效能能达到 27 dB。这说明增材制造陶瓷材料具有很好的吸波能力。Mei 等[1]通过 SLA 增材制造工艺制备了如图 16 所示的 $Al_2O_3$ 陶瓷电磁蜂窝结构，并在蜂窝结构表面直接化学气相沉积 SiC 晶须($SiC_w$)，得到了 $Al_2O_3/SiC_w$ 复合材料电磁蜂窝结构。$Al_2O_3/SiC_w$ 复合材料与空气阻抗匹配，当入射电磁波传递到蜂窝结构表面时，大部分电磁波被吸收，只有少量电磁波被反射回大气。未被反射的电磁波在进入蜂窝结构内部空腔的过程中介电损耗和能量损失，进入蜂窝结构空腔的电磁波则在多次反射过程中耗散能量，最终未被反射的电磁波被陶瓷点阵完全吸收[85]。当蜂窝结构角度为 30°、厚度为 3.5 mm 时，9.8 GHz 电磁波的反射系数最小(–63.65 dB)，电磁吸收达到 99.999%。此外，该 $Al_2O_3/SiC_w$ 复合材料电磁蜂窝结构的有效吸收带宽为 8.2~12.4 GHz，覆盖了整个 X 波段，呈现出极其优异的电磁波吸收能力。

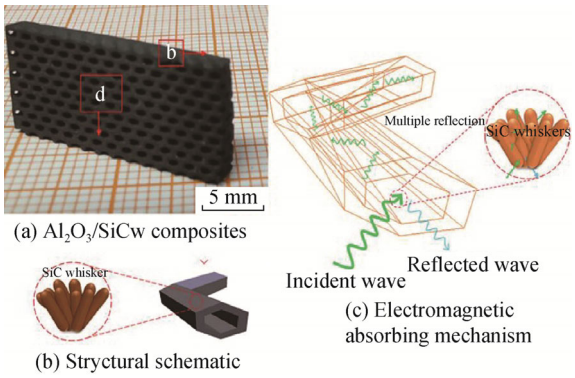



图 16 3D 打印 $Al_2O_3/SiC_w$ 复材的吸波原理[1]

Fig. 16 Electromagnetic absorbing mechanism of 3D printed $Al_2O_3/SiC_w$ composites[1]

3.2.2 陶瓷材料滤波结构

滤波结构是具有频率选择作用的电路或运算处理系统，可以将有用的信号与噪声分离，提高信号的抗干扰性及信噪比；滤波结构也可以滤掉信号中不感兴趣的频率成分，能提高分析精度。滤波结构广泛应用于蜂窝移动通信、电视卫星接收、雷达等系统，是下一代通讯技术、5G 技术领域的关键技术之一。

增材制造的陶瓷材料及其结构在滤波结构等新型微波设备中有很好的应用价值[86]。Liu 等[87]通过 DLP 增材制造技术制备了如图 17 所示的 90%$Al_2O_3$-1–0%$TiO_2$ 一体式陶瓷微波滤波结构，并在结构外部表面涂敷了厚度 10 μm 的铜涂层。该结构的相对介电常数$\varepsilon_r$为 12.4，品质因子 $Q$ 与频率 $f$ 的乘积为 111 000 GHz，频率温度系数为+1.2×$10^{-6}$/℃，8.24~8.37 GHz 带通内的插入损$\tau_f$耗为 1.16~2.52 dB、回波损耗大于 30 dB，完全满足滤波结构设计要求。

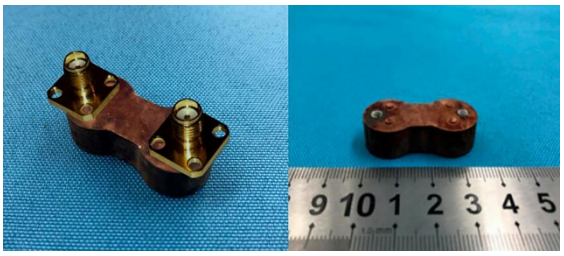



图 17 微波介电过滤器[87]

Fig. 17 Schematic diagram of microwave dielectric ceramic filter[87]

Périgaud 等[88]创新性提出了 Ku 波段频率可调谐振腔的概念。该谐振腔包括共振空腔和增材制造制备的异形陶瓷介电干扰器，通过改变陶瓷介电干扰器的角度，能保持无负载品质因子在 1 500~2 300 范围的同时，频率为 11.5 GHz 左右的电磁波的频率调谐范围为 22.2%。由此设计如图 18 所示的 3 阶 Chebyshev 带通滤波结构能将电磁波的频率由 9.915 GHz 调谐至 12.189 GHz，调谐带宽带宽 516±38 MHz(回波损耗大于 10 dB)；频率为 11 GHz 的电磁波的调谐范围为 20.6%，品质因子估计值介于 140~2 150。该研究中为空间应用的可调谐滤波结构

提供了一定技术借鉴。

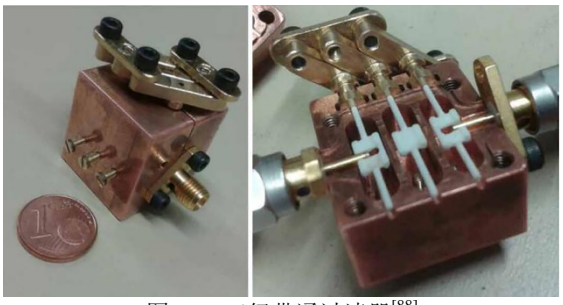


图 18　三级带通过滤器[88]

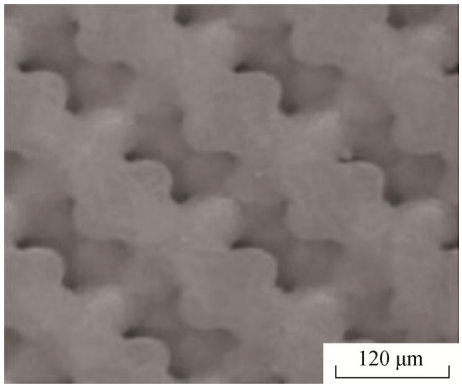
Fig. 18　Third-order bandpass filter[88]

### 3.2.3　陶瓷材料电磁带隙结构

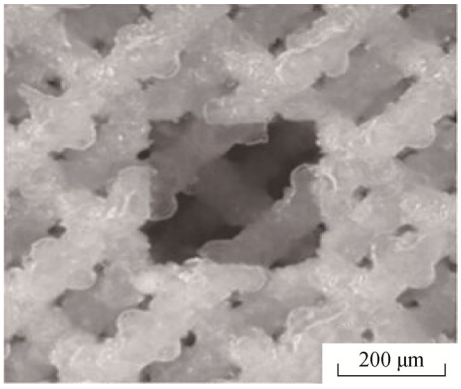
此外，通过改变陶瓷材料电磁点阵结构功能基元的结构参数还可以有效调节结构的电磁参数。适当的结构参数可以打开完全带隙，阻止电磁波在各个方向的传播[89]。作用于光学频率和微波频率的陶瓷材料电磁点阵结构分别为陶瓷材料光子晶体和电陶瓷材料电磁点阵结构磁带隙结构[90]，可用作定向天线，光学滤波器等。通过陶瓷材料电磁点阵结构调控太赫兹波，可以用来探测材料表面的微裂纹和电路中的结构缺陷，还可以分析人体皮肤上的癌细胞和天然食物中的有毒细菌等。

Kirihara 等[91]利用紫外激光光刻增材制造技术制备了如图 19a 所示的金刚石结构 $TiO_2$ 陶瓷材料电磁带隙结构，该结构胞元尺寸为 0.24 mm×0.24 mm ×0.32 mm，$x$、$y$、$z$ 方向胞元数目分别为 20、20、3，通过实验测试和仿真计算均发现 0.26~0.44 THz 波段的电磁波无法从任何方向通过该结构，该波段为完全带隙[92]。

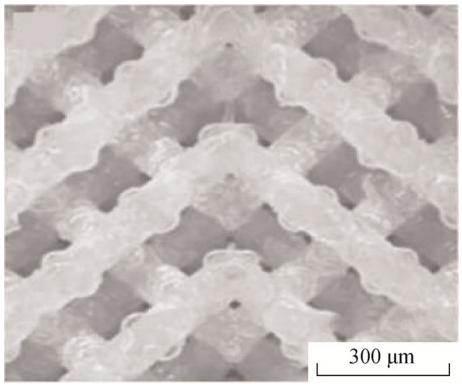
此外，Kirihara 等[93]还采用紫外激光光刻增材制造技术制备了电磁带隙为 0.40~0.47 THz 的金刚石结构 $Al_2O_3$ 陶瓷材料电磁带隙结构，该结构胞元尺寸为 0.381 mm×0.381 mm×0.377 mm，$x$、$y$、$z$ 方向胞元数均为 10、晶格常数为 375 μm。当 $Al_2O_3$ 陶瓷材料电磁带隙结构中存在如图 19b 所示的点缺陷时，电磁带隙中频率为 0.42 THz 和 0.46 THz 的位置处出现了强透射峰，这说明点缺陷的引入使太赫兹波局部化。当向平行于金刚石结构(100)和(111)面的位置引入面缺陷得到图 19c、图 19d 孪晶电磁带隙结构后，电磁带隙中频率为 0.414 THz 和 0.409 THz 的位置处均出现了强透射峰。此外，Kirihara 等向

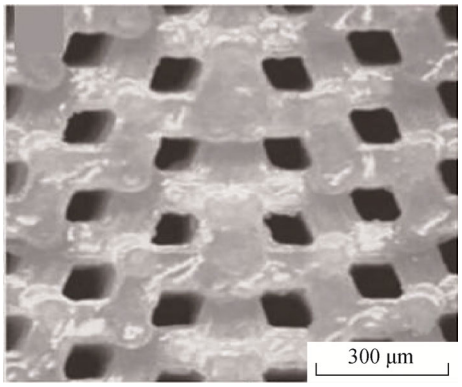



(a) $TiO_2$ photonic crystal[91]




(b) $Al_2O_3$ photonic with a cubic defect[93]




(c) Twinned $Al_2O_3$ photonic crystals[94]

图 19　不同结构的陶瓷光子晶体[91,93,94]

Fig. 19　Ceramic photonic crystals with different structures[91,93,94]

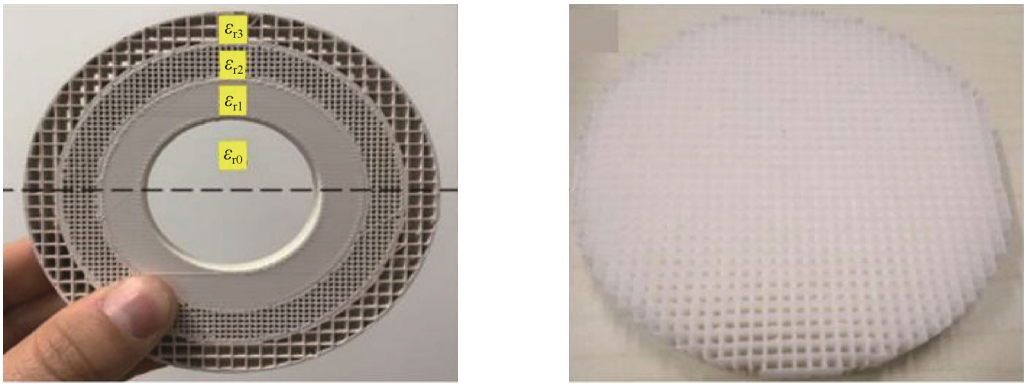
晶格常数为 720 μm、金刚石结构的 $TiO_2$ 陶瓷材料电磁带隙结构中平行于(100)面引入面缺陷后，同样在电磁带隙中频率为 0.37 THz 的位置检测到了强透射峰[94]。这是因为某一频率的入射电磁波在孪晶面处共振、多重反射，电磁波局域化，并穿过电磁带隙结构，带隙中出现了强透射峰。

3.2.4　陶瓷材料微波透镜结构

微波透镜是一种波束形成陶瓷材料电磁点阵结构，它可以将球面或柱面波转换成平面波来获得铅笔束形状，实现高方向性，从而在雷达系统、多波束、毫米波成像等领域具有广泛应用前景。

Fresnel 波带片透镜结构是微波透镜结构的一种。与凸透镜汇聚光速类似，Fresnel 波带片透镜结构可以汇聚微波，提高天线增益。Goulas 等[95]通过熔丝沉积增材制造制备含有 $SrTiO_3$ 的丙烯腈–丁二烯–苯乙烯共聚物基陶瓷-聚合物复合材料，通过调整 $SrTiO_3$ 陶瓷的含量及熔丝沉积工艺参数，可以实现相对介电常数在 3.02±0.03 到 9.64±0.16 的有效调控。将 3D 打印工艺参数调整与结构设计结合，成功得到了如图 20a 所示的相对介电常数梯度变化($\varepsilon_{r0}$=1、$\varepsilon_{r1}$=9.6、$\varepsilon_{r2}$=5.7、$\varepsilon_{r3}$=2.9)的 Fresnel 波带片透镜结构，测试和仿真计算结果都表明 Fresnel 波带片透镜结构提供了 12~18 dBi 的实际增益、源增益提高了 5~11 dB、接收功率增加了 3.2~12.6 倍。

与 Fresnel 波带片透镜结构类似，Luneburg 透镜是一种介电常数从中心到四周梯度变化的被动组件，也是一种微波透镜(如图 20b 所示)。利用梯度介电常数与转换光学，Lou 等[96–97]通过光固化增材制造制备了一种适用于 Ku 波段(12-18 GHz)的 $MgTiO_3$ 陶瓷材料平面透镜结构，Luneburg 透镜与标准增益喇叭天线配合实现了工作频率范围内天线增益 19.1 dBi 和高效平面波束转向。此外，Luneburg 平面透镜还做到了以有限的功率损耗执行被动光束扫描。




(a) Fresnel zone plate lens[95]　(b) Luneburg lens[96]

图 20　3D 打印陶瓷电磁透镜[95–96]

Fig. 20　3D printed ceramic electromagnetic lenses[95–96]

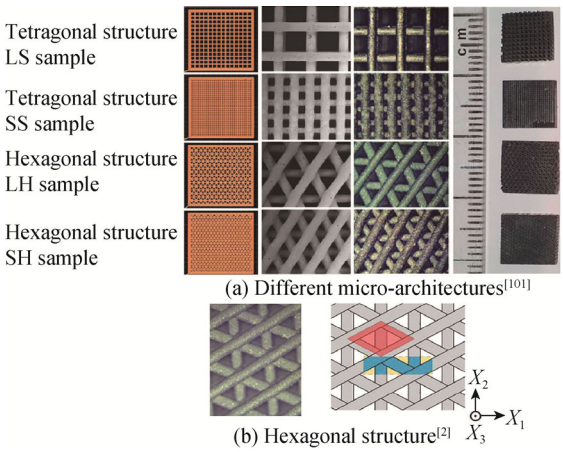
### 3.3　声学设计的陶瓷材料点阵结构

声波是一种机械波，按频率从低到高可分为次声波、可闻声、超声波、特超声波等。声波可以用于医学检查、工业检测、操控细胞和微生物、水下导航、定位、通信等不同领域。不同材料对声波的响应规律不同，响应结果受有效密度和体积模量的影响。不同材料的有效密度和体积模量不尽相同。受声波波长、天然材料声学性质制约，要精准、高效地操纵声波极为困难。陶瓷材料声学点阵结构具有与自然界中的物质迥然不同的物理特性[98–99]。通过结构设计，可以使陶瓷材料声学点阵结构具有负等效质量和负相对密度，由此使得可精准调控声波，使声学隐身、声学禁带、声聚焦等成为可能[100]。

3.3.1　陶瓷材料声学禁带与声波聚焦结构

陶瓷材料声学点阵结构的声学禁带与电磁陶瓷点阵的电磁带隙相似。陶瓷材料声学点阵结构内部的空间结构和布拉格散射导致声波传播有明显的频率依赖性。当陶瓷材料声学点阵结构的结构固定时，部分频率的声波无法穿过该结构内部，出现了声学禁带。具有能量聚焦和声学禁带的声学陶瓷点阵可以认为分离、筛选声波，在通信、无损检测等领域有重要作用。

Kruisová 等[101]通过 EFF 制备了如图 21a 所示 LS、SS、LH、SH 4 种尺寸均为 8.5 mm×8.5 mm×2.8 mm、不同结构构型的 SiC 陶瓷材料声学点阵结构。对这 4 种结构进行测试、记录不同频率的波纵在经过陶瓷点阵前后的振幅变化。测试发现，频率范围在




(a) Different micro-architectures[101]

(b) Hexagonal structure[2]

图 21　不同结构的声学陶瓷点阵[2,101]

Fig. 21　Ceramic acoustic lattice with different structures[2,101]

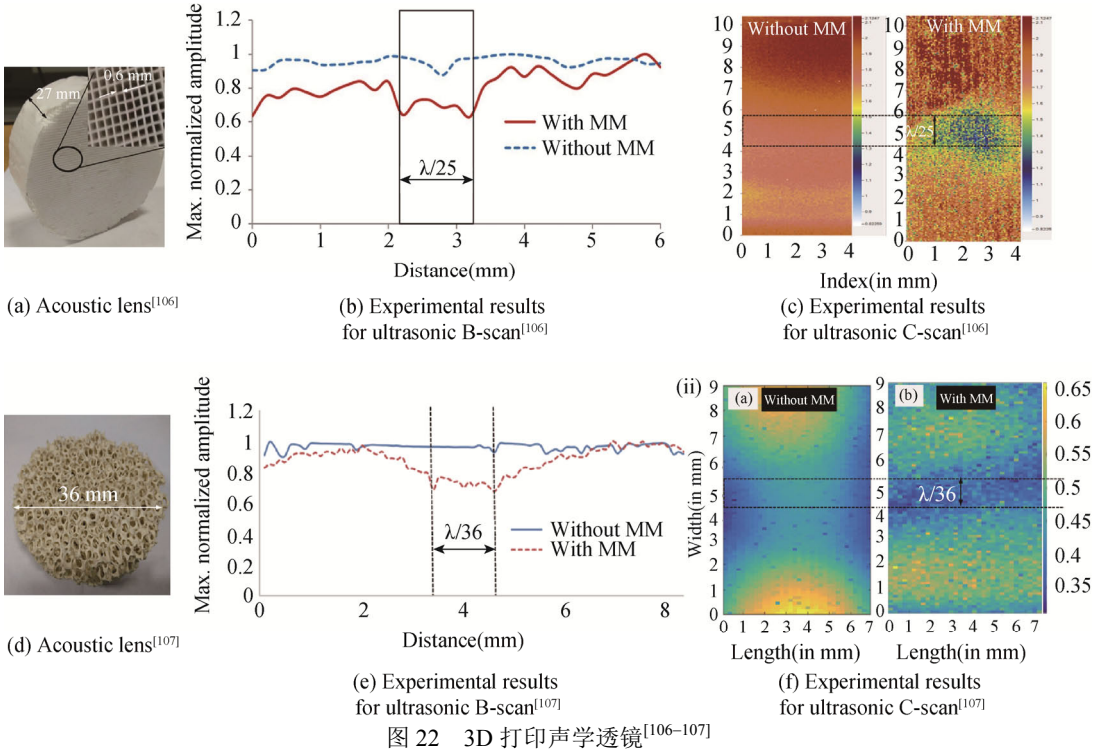
2~12 MHz 的纵波经过 LS 结构后，在 3.5~4.9 MHz 和>11.1 MHz 的频率范围内出现了声学禁带；经过 SS 结构后，在 9.8~10.6 MHz 频率范围内出现了声学禁带。对于 LH 和 SH 结构，分别在 6.3~8.5 MHz 和 6.1~7.8 MHz、>11.0 MHz 的频率范围内出现了声学禁带，所有测试结果与仿真结果一致。以上结果证明声学禁带的频率范围表现出很强的结构依赖性，不同结构对应不同的禁带位置与宽度。此外，声学禁带周围频率的振幅逐渐下降而不是突然下降，是因为实验制备的不是完美的陶瓷材料声学点阵结构，制备过程均存在一定的尺寸偏差，禁带周围部分声波被散射，导致声学禁带边缘模糊。同样，Koller 等[102]也制备出了声学禁带大约在 4 MHz 的 SiC 陶瓷材料声学点阵结构，Kruisová 等[103]利用有限元模型可靠预测了 SiC 陶瓷材料声学点阵结构声学禁带的频率范围。

此外，高度有序周期排列的陶瓷材料声学点阵结构还可以集中声波[104–105]，实现声波的过滤与能量集中。Grabec 等[2]通过 EFF 制备了如图 21b 六方 SiC 陶瓷材料声学点阵结构，该结构相邻两层桁架的夹角为 60°，每 3 层为 1 个周期。由于六方结构面内的所有方向都是等价的，在长波范围内没有观察到能量聚焦现象。当声波波长下降到和桁架的面内间距尺寸相当，基频率在 1~2 MHz 的声波可以通过该结构、表现为声波能量沿着桁架方向汇聚，表明声波的能量集中是由频率和声学超结构的结构参数共同决定。

### 3.3.2　陶瓷材料超声成像结构

不同于 X 射线，超声波是机械波，对人体无害，是重要的医学辅助设备，对于医学检测中的妇科产检、病灶确定等具有重要的临床应用价值。此外，超声波还在工业无损探伤中也有重要应用。当前，如何提高超声成像精度、提高成像清晰度和诊断准准确性，是该领域重点关注的研究方向之一。

Amireddy 等[106]通过 SLS 制备了如图 22a 所示间距为 0.6 mm 的 $Al_2O_3$ 陶瓷材料声学点阵结构，并发射深亚波长声波对金属材料进行超声探伤。根据一维和二维探测结果，当没有声学超构透镜时，接




(a) Acoustic lens[106]

(b) Experimental results for ultrasonic B-scan[106]

(c) Experimental results for ultrasonic C-scan[106]

(d) Acoustic lens[107]

(e) Experimental results for ultrasonic B-scan[107]

(f) Experimental results for ultrasonic C-scan[107]

图 22　3D 打印声学透镜[106–107]

Fig. 22　3D printed ceramic acoustic lenses[106–107]

收到的反射信号有所下降，但是下降区间的边界不明晰，无法根据反射信号的振幅–距离曲线明确缺陷的具体尺寸。有声学超透镜辅助时，Fabry-Perot 共振放大损耗波长，可以清楚地从反射信号的振幅–距离曲线上确定缺陷的尺寸。同样地，有声学超构透镜辅助时，从缺陷的 C-Scan 结果能能非常清楚地看到缺陷轮廓。检测精度能达到工作波长的 1/25。为了进一步提高检测精度，Amireddy 等[107]又通过 SLS 制备了如图 22d 所示的非周期多孔 $Al_2O_3$ 陶瓷材料声学超透镜结构，该结构的超透镜将成像分辨率到工作波长的 1/36，达到到世界范围内的最高分辨率。

### 3.4 传热设计的陶瓷材料点阵结构

当前，能量的高效回收利用受到了越来越多的重视与关注。以工业生产中的废气废水排放为例，废气废水中含有大量的热量，大量余热排放到环境中不仅会破坏当地环境，还会带来极大的热能浪费。因此，工业废热的回收有重要意义。换热器结构在热量回收利用[106]中扮演着至关重要的作用，被广泛用在集中式太阳能发电厂、工业燃烧炉、高温蓄热装置等[109–110]。

陶瓷材料换热器结构耐高温、耐腐蚀，可用于各类极端苛刻环境中。Scheithauer 等[111]通过 DLP 制备了如图 23 所示各种具有复杂几何形状和通道系统的 $Al_2O_3$ 陶瓷材料换热器结构，通过尽可能增加单位体积内换热器的散热面积以提高换热器整体的传热递效率[112–114]。此外，设计换热器结构时除了要增加换热器表面积，也要考虑换热器中流体流动时的压降。Pelanconi 等[115]通过 SLA 制备了如图 24 所示 S、RICS、RDCS 3 种不同胞元结构的 $\varphi$20 mm×500 mm 的 $Al_2O_3$ 陶瓷材料管状换热器结构，希望能通过结构设计最大化换热器的辐射传热效率。测试发现：当环境温度为 973 K 时，流速为 1.8 m/s 的空气流经 RDCS 换热器后的出口温度最高，能达到 957 K。空气流经 S、DICS 结构换热器后的温度分别为 935 K 和 841 K。没有换热器时空气的出口温度为 466 K。由于 RDCS 换热器的胞元外圈大中心小，环境热量能更多地辐射到换热器中心部分，中心密集的胞元桁架被有效加热，所以 RDCS 换热器的的传热效率最好。此外，RDCS 换热器中心的胞元密度最大，空气流经换热器中心时受到的扰动最大导致紊乱度增大。紊流有利于空气与中心桁架的热交换充分进行，换热器截面气体交换效率提高，因此空气流经 RDCS 换热器后的出口温度最高，能达到 957 K。S、RICS 换热器中空气的紊乱程度不够大，空气与换热器桁架的热交换不充分，所以空气的出口温度较低。虽然空气流经 RDCS 结构后的压降最大，但仍在使用允许的范围内。

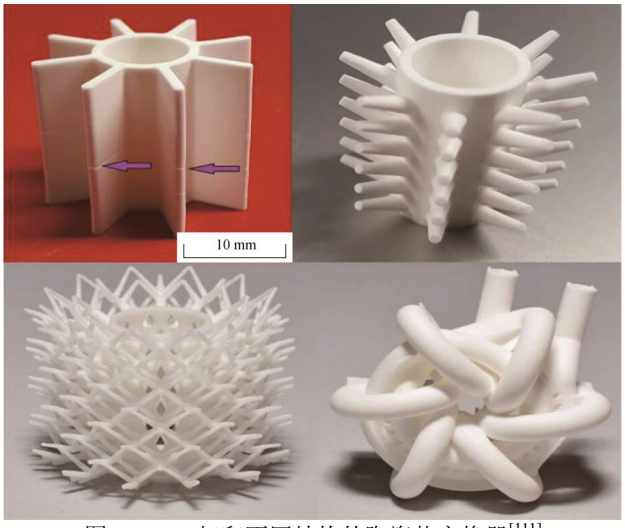



图 23 3D 打印不同结构的陶瓷热交换器[111]

Fig. 23 3D printed ceramic heat exchangers with different structures[111]

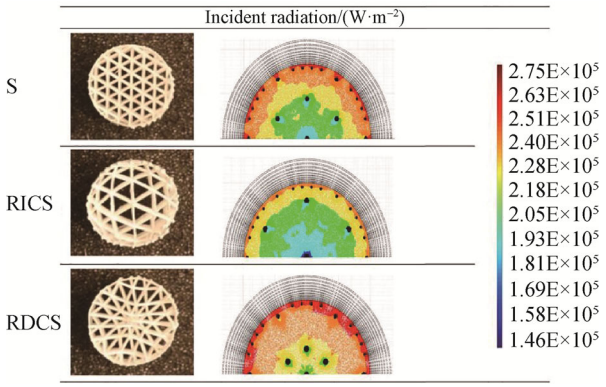



图 24 基于 CFD 模拟计算的辐射热流强度图[115]

Fig. 24 Plots of the computed radiative heat flux intensity based on the CFD simulations[115]

此外，传热设计的陶瓷材料点阵结构还在高超声速飞行器热防护领域具有重要的应用前景[116]。高马赫数飞行的高超声速飞行器在再入等过程中，剧烈的气动加热导致超高声速飞行器表面温度超过 1 000 ℃，因此，具有基于陶瓷材料点阵结构的主动冷却热防护系统成为阻止热量向飞行器内扩散的有效途径[117]。Ferrari 等[118]通过间接 3D 打印制备了图 25 所示 SiC 陶瓷材料热学点阵结构，并将其与 $SiC_f/SiC_m$ 蒙皮、$C_f/C–SiC_m$ 侧板组装形成主动热防护系统。当冷却气体流经结构内部时会与陶瓷材料热学点阵结构进行热交换，带走大量的热量，以此阻止热量向设备内部传递。事实上，

Ortona 等前期也已经证明：向结构的中空通道中插入多孔陶瓷后，热防护系统的热交换效率可以有效提高 4 倍[119–120]。

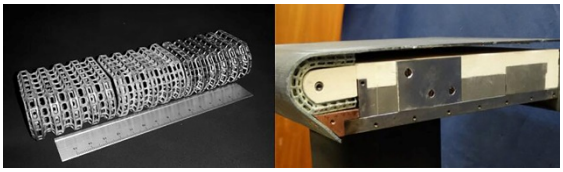


图 25　主动热防护系统[118]

Fig. 25　Active thermal protection system[118]

### 3.5　零膨胀设计的陶瓷材料点阵结构

零膨胀设计的陶瓷材料点阵结构对航空航天、高温精密设备等具有重要意义。利用材料间热膨胀系数差异引起的高温下变形量的不同，通过结构设计，实现材料间的协同变形，可以实现陶瓷材料点阵结构热膨胀系数的精准调控。目前已有大量零膨胀的聚合物材料、金属材料点阵结构设计。然而，无论是聚合物材料点阵结构，还是金属材料点阵结构，均不能满足在高温下的使用要求。陶瓷材料熔点高、高温力学性能优异，是发展高温热膨胀系数可调陶瓷点阵的不二之选。

Zhang 等[121]利用 $Al_2O_3$、$ZrO_2$ 陶瓷材料热膨胀系数的差异，设计了具有正、零、负热膨胀的 $Al_2O_3$–$ZrO_2$ 双陶瓷材料点阵结构(如图 26a 所示)，并采用 DLP 成功制备了具有不同热膨胀的 $Al_2O_3$–$ZrO_2$ 双陶瓷材料点阵结构(如图 26b 所示)。通过调整三角形斜边与底边的夹角，在结构高度方向上实现了 $-15.8\times10^{-6}$、$0.7\times10^{-6}$ /℃和 $16.2\times10^{-6}$ /℃的负膨胀(NTE)、零膨胀(ZTE)、正膨胀性能(PTE) (如图 26c 所示)。由于 $Al_2O_3$($8.20\times10^{-6}$/℃)和 $ZrO_2$($12.78\times10^{-6}$/℃)的热膨胀系数差别很大，烧结过程中 $Al_2O_3$–$ZrO_2$ 夹角很容易因热应力过大开裂，他们在 $Al_2O_3$、$ZrO_2$ 材料界面处进行了连续梯度设计，有效缓解了界面热失配(如图 26b 所示)。

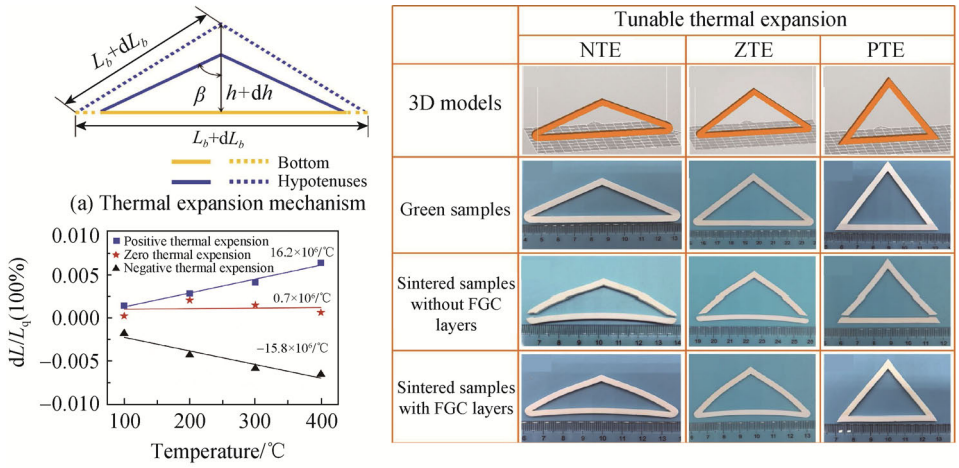



图 26　DLP 制备热膨胀系数可调三角形[121]

Fig. 26　DLP-manufactured multi-ceramic triangle structures with tunable thermal expansion[121]

### 3.6　光学设计的陶瓷材料点阵结构

此外，光学设计的陶瓷材料点阵结构近年来也收到了较大关注。Gao 等[122]使用钛酸锶钡陶瓷材料与 PDMS 聚合物复合材料，采用墨水直写工艺的 3D 打印技术设计、制备了可调的柔性太赫兹光子晶体超材料(如图 27 所示)。实验表明这些 3D 打印的太赫兹光子晶体超材料的光子隙可以覆盖 0.2 至 0.3 THz，以及随着方向变化出现光子间隙 7.5%精细可调磁场。增材制造技术为包括太赫兹光子晶体超材料在内的新型光学设计结构的实现提供了可能性与可行性。

## 4　机遇与挑战

综上所述，通过设计陶瓷材料点阵结构的功能基元结构与序构方式，可以自由调控超点阵的物理特性，使其具有自然界材料不存在的特性如负 Poisson′s 比、负介电常数等。传统制造手段已难以实现复杂异型的陶瓷材料点阵结构成型制备，增材制造技术的发展使结构复杂的宏微观陶瓷点阵的制备成为可能。尤其是，近年来基于力学、电磁学、声学、热学等设计的陶瓷材料点阵结构得到了大量关注与研究，在通信、医学检测、无损探伤等方面具有广阔应用前景。但是，陶瓷材料点阵结构的发

展仍面临着较多挑战。

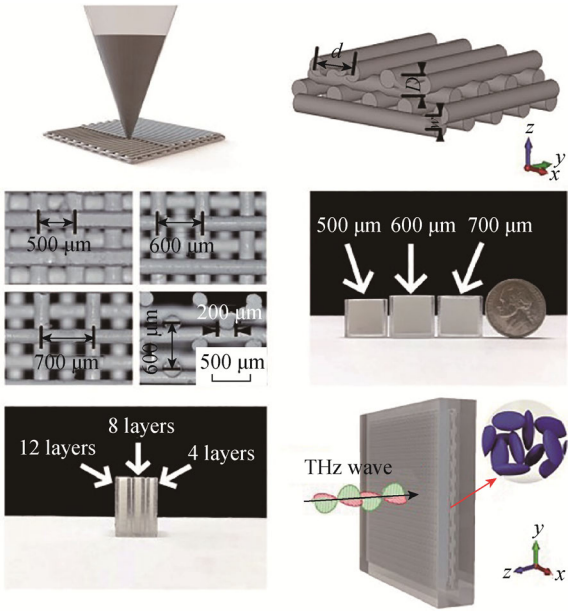


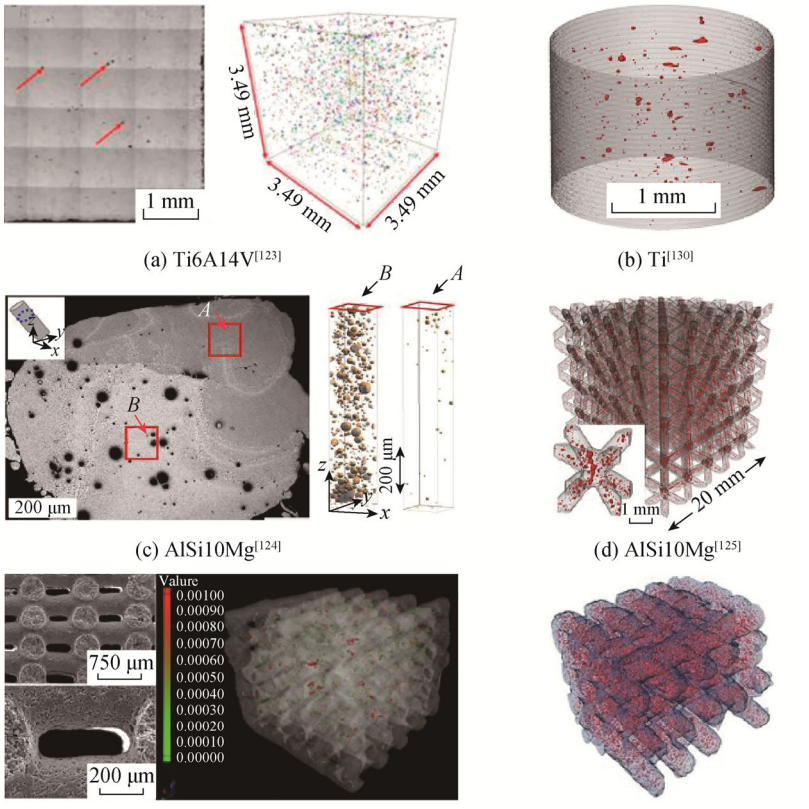

图 27 3D 打印太赫兹声子晶体超材料[122]

Fig. 27 3D printing of terahertz photonic crystals[122]

### 4.1 点阵结构制造缺陷控制

受增材制造技术“逐层堆积”的影响，陶瓷材料点阵结构中不可避免地存在较多缺陷，如光固化增材制造过程中光固化不完全带来的界面开裂、陶瓷浆料中粉体分散不均匀导致的陶瓷制品质量分布不均匀等；SLS 制备样品时气体逸出导致的孔洞、热应力引起的裂纹；EFF 界面缺陷大、陶瓷制品致密度低等。这些缺陷极大地影响陶瓷点阵的力学性能。

目前，已有关于增材制造金属材料及其点阵结构的缺陷表征的较多研究(见图 28a~图 28d)。Liu 等[123]等通过 X 射线计算机断层扫描技术确定了选区激光熔融(selective laser melting，SLM)制备的 Ti6Al4V 合金中缺陷的位置(如图 28a 所示)并进一步探讨了缺陷形成机理。研究发现：激光体能量密度过低导致粉体熔融不充分以及体能量密度过高导致的锁眼模式都是导致 SLM 制备 Ti6Al4V 合金中孔缺陷的形重要原因。Delroisse 等[124]通过 X 射线计算机断层扫描技术确定了 SLM 制备的 AlSi10Mg 金属材料点阵结构中桁架内部缺陷数量与桁架位置的关系(见图 28c)。研究证明激光熔融过程中，倾斜桁架在经历的高温阶段的时长比垂直桁架经历的高温时间更长。受固溶和时效作用影响，倾斜桁架内部缺陷的数目远高于垂直桁架。Amani 等[125]利用选区电子束熔融技术(selective electron beam melted additive




(a) Ti6A14V[123] (b) Ti[130]

(c) AlSi10Mg[124] (d) AlSi10Mg[125]

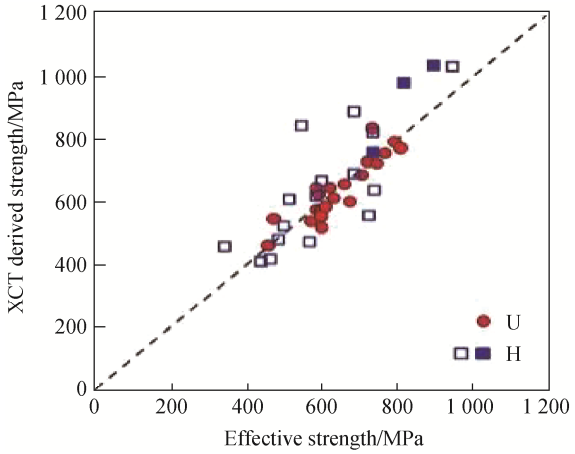
(e) Calcium phosphate[126] (f) Calcium bioactive glass[127]

图 28 不同增材制造材料的 XCT 无损检测[123–127,130]

Fig. 28 X-ray tomography images of different additive manufactured materials[123–127,130]

manufacturing，SEBM)制备了图 28d 所示 bcc 结构的 AlSi10Mg 金属材料点阵结构，通过 X 射线计算机断层扫描技术进一步确定了整体点阵中的缺陷分布。将缺陷引入有限元模型中对点阵结构的失效模式进行更精确的分析。

尽管目前已有上述增材制造金属材料及其点阵结构内部缺陷定量化表征与控制的研究，但关于增材制造陶瓷材料点阵结构内部缺陷的相关研究较少[131]。Marques 等[126]和 Nommeots-Nomm 等[126]利用 X 射线断层扫描确定了 robocasting 制备的双向磷酸钙和生物玻璃点阵骨架中缺陷的位置(如图 28e、图 28f 所示)。Saâdaoui 等[128]和 Liu 等[129]都利用 X 射线断层扫描技术建立并预测了光固化 $Y_2O_3$ 增韧 $ZrO_2$ 陶瓷的缺陷与弯曲强度的关系(如图 29 所示)。




(a) XCT derived strength[128]

(b) Weibull probability[129]

图 29　DLP 制备 3Y-TZP 陶瓷材料 XCT 无损检测强度与有效强度关系和强度预测[128–129]

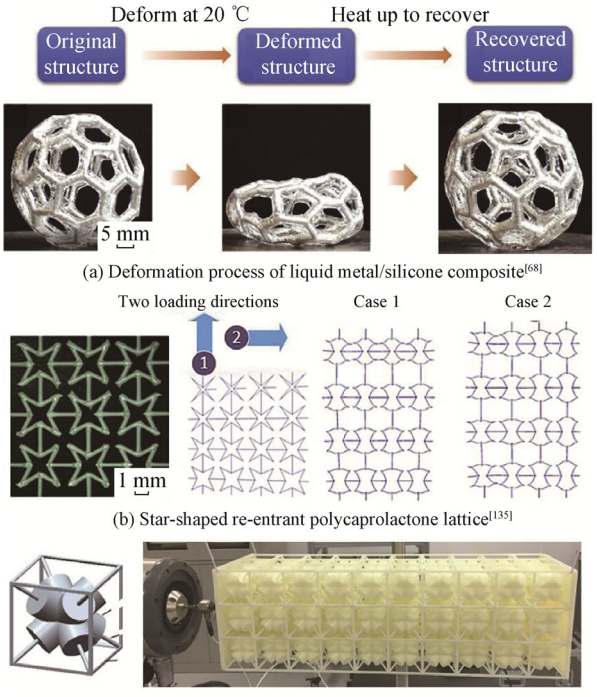
Fig. 29　Correlation between the effective and the XCT derived strengths and the prediction of bending strength of 3Y-TZP[128–129]

然而，目前增材制造陶瓷内部缺陷的研究还只停留在规则陶瓷制品内部缺陷表征方面。关于增材制造陶瓷材料点阵结构的内部缺陷与性能、制备工艺间的联系还没有系统研究。如何控制增材制造陶瓷材料点阵结构中的缺陷，建立工艺–缺陷–力学性能间的联系，并通过反馈机制优化工艺、提升力学性能将会是增材制造陶瓷材料点阵结构的重点研究方向。

### 4.2　超常力学行为设计

结构设计自由度大是增材制造技术的最大优势之一。通过结构设计可使增材制造的材料或结构具备超常的力学行为，如负 Poisson′s 比、负刚度、大变形等[132]，这对提高增材制造材料或结构的强度、能量吸收能力、隔振能力，延长使用寿命、避免灾难性破坏具有重要意义。

目前，增材制造的聚合物材料点阵结构、金属材料点阵结构的超常力学为已被广泛研究[69, 75, 132–134]。Deng 等[68]结合 DLP、真空铸造、涂层等方式制备了如图 30a 所示液态金属/硅橡胶核壳点阵结构。该核壳点阵在 20 ℃发生大变形仍能保持结构完整性。加热被压缩的核壳点阵到 93 ℃后该点阵完全恢复原状，表现出超常的形变可恢复特性与能量吸收。Jin 等[135]通过 EFF 制备了如图 30b 所示具有负 Poisson′s 比特性的内凹星形聚已酸内酯二维结构。拉伸过程中，内凹星形二维结构内部各元素间协调变形，在垂直于拉伸方向的平面发生膨胀。通过调




(a) Deformation process of liquid metal/silicone composite[68]

(b) Star-shaped re-entrant polycaprolactone lattice[135]

(c) Vibration isolation lattice[136]

图 30　晶格结构的超常力学行为[68,135–136]

Fig. 30　Lattice structures with abnormal mechanic properties [68,135–136]

整结构参数如内凹星形的角度、桁架粗细等能调整垂直拉伸方向面内的膨胀程度，使得该聚合物结构具备 Poisson′s 比可调的超常力学特性。An 等[136]则通过 SLS 制备了如图 31c 所示结构，将局域共振结构与“拉伸”变形主导的 bcc 结构结合获得了一种新型声学点阵结构。该结构不仅有较好的承重能力，还能吸收外部低频振动产生的能量，具有良好的隔振能力，阻止外部设备在运行过程中产生有害的振动和空气噪声传递。

虽然目前已经有较多学者开展了增材制造材料或结构的超常力学行为研究，然而，目前仍然较少见到增材制造陶瓷材料或结构的超常力学行为研究。脆性大、变形小是制约增材制造陶瓷材料发展的最关键因素。前文 3.1、3.2 节总结了增材制造陶瓷材料点阵结构的力学性能。研究证明微纳尺度的陶瓷材料点阵结构的压缩应变高达 50%时仍能保持结构完整，卸载后陶瓷材料点阵结构仍能恢复原状，尤其是可以承受多次应变超过 8%的压缩测试。但是宏观尺度的陶瓷材料点阵结构的拉伸、压缩变形却相当小，宏观尺度陶瓷材料点阵结构受拉或受压后无法通过变形进行应力再分配，使得宏观尺度陶瓷材料点阵结构常因缺陷处的应力集中发生灾难性破坏。此外，尽管可以通过结构设计使得陶瓷材料呈现一定程度的超常力学行为，但是受陶瓷材料本征脆性大等特点的限制，具有超常力学行为的陶瓷材料点阵结构的仍然有待发展。如何将实现增材制造陶瓷材料点阵结构的超常力学行为，是本领域需要重点关注的关键问题。

### 4.3 仿生化结构设计

自然界生物中存在很多特殊的结构使该生物材料同时具备高强高韧的特点。如图 31 所示，鲍鱼壳中硬质的霰石和软质的生物材料形成“砖-水泥”结构；海螺壳中霰石和生物蛋白形成三层交叉层状结构；骨密质中羟基磷灰石和胶原蛋白形成同心结构；螳螂虾前螯羟基磷灰石矿化几丁质纤维螺旋结构。在这些生物材料中，硬质的霰石、羟基磷灰石等能为生物材料提供强度，软质的生物蛋白能在生物材料受到冲击后迅速分散应力，避免局部应力集中。此外，硬质与软质材料间存在大量紧密结合的界面。外力作用下产生的裂纹扩散时沿界面多次偏转、界面开裂也会消耗大量的能量。在以上原因的综合作用下，生物材料也具有很好的韧性。可以说，生物材料中“砖–水泥”、层状交叉等独特的结构使得生物材料在保持高强度的同时具备有很好的韧性。

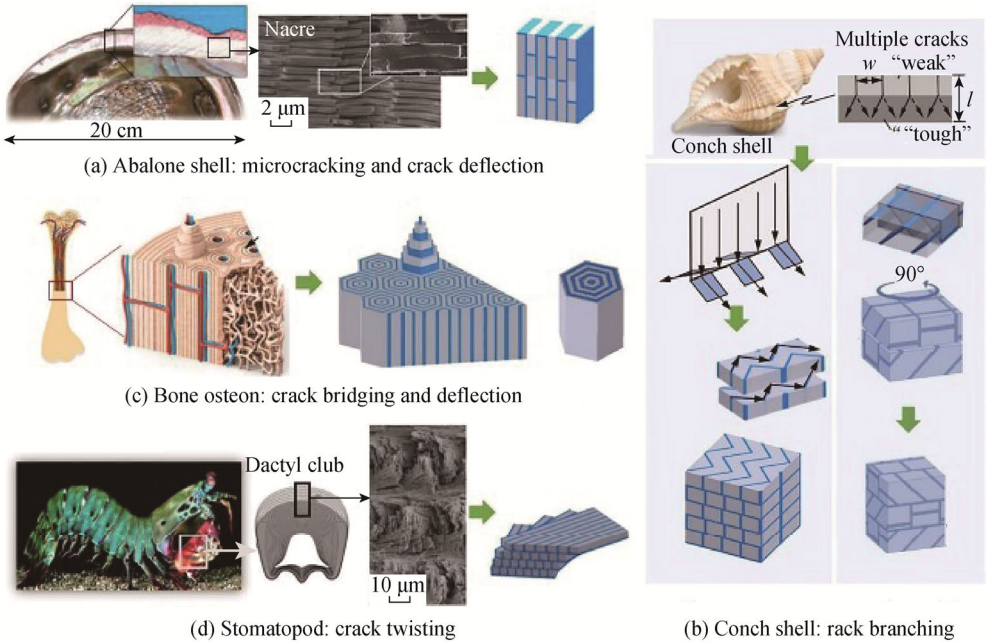



图 31 不同仿生结构[137–141]

Fig. 31 The design of the biomimetic microstructure[137–141]

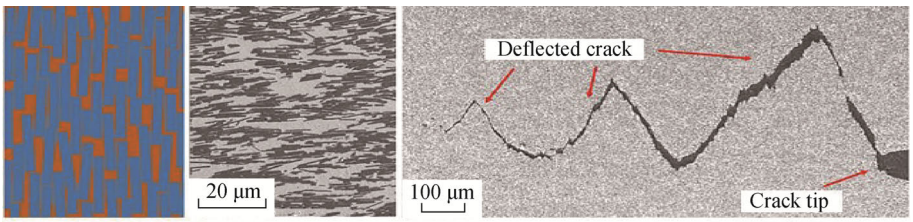
然而，现有的材料中没有一种材料可以同时具备高强和高韧的特点。陶瓷材料是自然界中强度最高的材料，但是韧性很差，这极大地限制了陶瓷材料的应用。研究人员从自然界中生物材料的结构中受到启发，通过仿制生物材料的结构探索陶瓷增韧途径。Huang 等[142]结合冷冻铸造、高温烧结和电镀制备了如图 32a 所示 $Al_2O_3$+Cu 仿贝壳层状结构。Studart[143]和 Munch 等[144]也制备了如图 32b、图 32c

所示 $Al_2O_3/CaCO_3$+$SiO_2$ 和 $Al_2O_3$+聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)仿贝壳层状结构。以上仿生复合材料的韧性相比单相陶瓷有非常大的提升。其中，$Al_2O_3/CaCO_3$+$SiO_2$ 仿生复合材料的弯曲强度和断裂韧性分别能达到 400 MPa 和 20 $MPa^{1/2}$，同时具备非常好的强度和韧性。研究表明：仿生复合材料中硬质材料间 Cu、$SiO_2$、PMMA 等的作用类似于贝壳结构中的软质生物材料，既能使应力均匀分布，也能通过界面偏转裂纹，在裂纹扩展时进一步吸收能量，增强结构的韧性。

虽然通过结构设计可以使增材制造的陶瓷材料点阵结构具备特殊的力学特性与功能特性，但是陶瓷材料自身韧性极大地限制了其应用前景。生物材料的微观结构为陶瓷材料的增韧提供了思考和借鉴，如何将仿生结构应用到增材制造的陶瓷材料点阵结构中，将会是增材制造陶瓷点阵结构的重要研究方向。

### 4.4　智能化设计

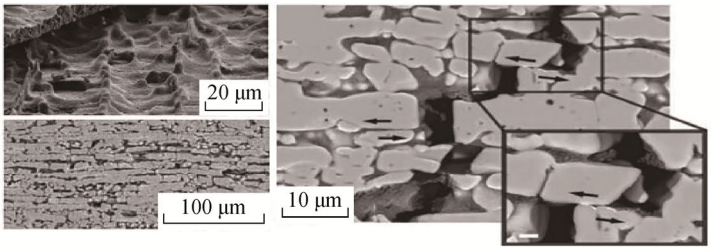
目前增材制造技术的关注重点在结构的功能设计。通常是设计具有某种电磁学、声学功能的结构，再通过增材制造技术制备出该结构，增材制造完成后结构和功能就此固定。因此，增材制造技术制备的是静态结构。4D 打印技术(4-dimensional printing)能制备出动态结构，即智能化结构，该结构能在温度、光、pH 等外界刺激下产生变形[145]。4D 打印制造的智能化结构包括 2 种形式[146]：一种是该结构由可分离的“三维像素”组成，“三维像素”可自动组装成部件，Ge 等[147]制备出了典型的“三维像素”4D 打印构件(如图 33a 所示)，该研究制备出了具有形状记忆效应的玻璃聚合物纤维增强弹性体复合材料，该复合材料具备弯曲、卷曲、折叠等特性，并将该复合材料用作连接硬塑料板的铰链，当温度降温到 15℃时“三维像素”结构自动折叠成方形盒子形状，当温度升高到 60°时方盒自动展开恢复原貌；4D 打印的另一种形式是打印构件整体可自我变换成另一种形态或性能，Ge 等[148]通过 4D 打印制备出了可整体变形的结构并合成了玻璃转变温度在–50~180 ℃、失效应变达约 300%的甲基丙烯酸酯共聚物网络。通过高分辨的投影微光刻技术将该材料制备成如图 33b、图 33c 所示具有形状记忆效应的的埃菲尔塔和心血管支架模型。加热后，弯曲的 the Eiffel Tower 模型和被压缩的心血管支架模型能恢复原貌。此外，Zhang 等[149]还制备出了具有抓取物品、自修复特性的智能结构(如图 33d、图 33e 所示)。




(a) $Al_2O_3$/Cu composite[142]



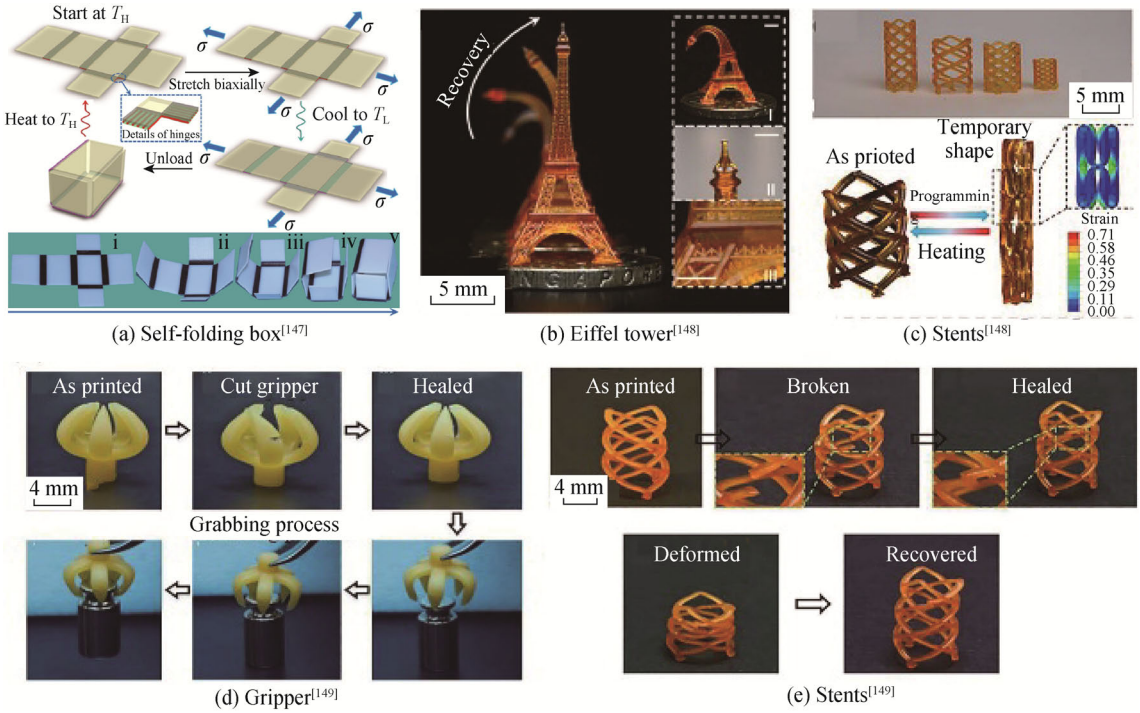

(b) $Al_2O_3/CaCO_3$+$SiO_2$ composite[143]




(c) $Al_2O_3$/PMMA composite[144]

图 32　仿生复合材料[142–144]

Fig. 32　Biomimetic composite materials[142–144]




(a) Self-folding box[147] (b) Eiffel tower[148] (c) Stents[148]

(d) Gripper[149] (e) Stents[149]

图 33 4D 打印智能结构[147–149]

Fig. 33 4D printed smart structures [147–149]

目前，智能化的 4D 打印的材料主要是形状记忆聚合物或形状记忆合金材料。形状记忆聚合物中不同成分对外界刺激的响应程度不同使得聚合物中的分子链运动，通过结构设计与打印，最终能得到具备抓取、自修复等特性的智能构件。但是陶瓷材料几乎不可变形，目前几乎没有对陶瓷材料智能 4D 打印的研究。Liu 等[150]对 3D 打印陶瓷的可变形前驱体做了一些研究，开发出了可变形、可打印的纳米 $ZrO_2$ 增强弹性聚二甲基硅氧烷复合材料。该材料可以被拉伸到原先长度的 3 倍以上，热解后可转变成碳化硅基陶瓷。在预先拉伸的弹性聚二甲基硅氧烷表面(图 34 中的蓝色衬底)打印不同排布方式的弹性聚二甲基硅氧烷条(图 34 中的黄色条纹)。去掉拉伸力后，收缩的衬底在表面条状弹性聚二甲基硅氧烷的作用下变形。不同的排布方式会使衬底变成不同的形状，热解后能得到图 34d 所示特殊形状的陶瓷。由于弹性体具有多种形状变形能力，这项关于折纸和 4D 打印技术的工作可能在自主变形结构、航空航天推进组件等方面有应用前景。但是该研究并不是严格意义上的 4D 打印智能制造，得到的陶瓷结构仍不具备变形能力。因此，智能化陶瓷增材制造的研究几乎是一篇空白。

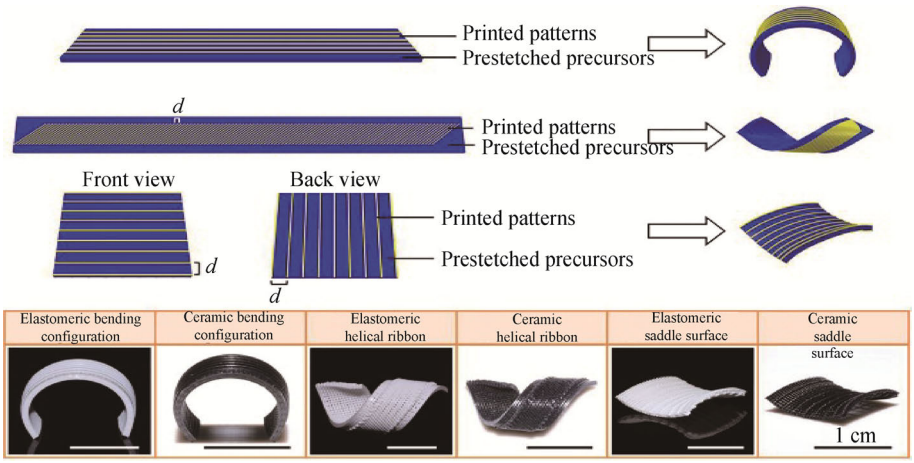



图 34 4D 打印层状弹性体前驱体陶瓷[150]

Fig. 34 4D printing of hierarchical elastomer-derived ceramics[150]

陶瓷材料及其结构 4D 打印的发展必将拓宽陶瓷材料的智能化设计前景与应用可能，这也将是未来陶瓷材料及其结构增材制造领域的十分重要的研究方向之一。

### 4.5 结构功能一体化

增材制造最大的优势是能制备出传统加工方式无法制备的复杂结构，实现材料的结构化设计，从而高效实现材料与结构的一体化、结构与功能的一体化。图 35 所示为 DLP 和 EFF 制备的复杂陶瓷结构。陶瓷材料的结构化设计已经引起了研究人员的关注，本工作介绍了增材制造陶瓷点阵材料的结构参数如胞元构型、尺寸、相对密度等对陶瓷结构的压缩强度、弯曲强度等力学性能的影响规律。然而，目前增材制造陶瓷点阵的研究仍然局限在“结构制备到力学测试”的单向研究中，并没有系统地建立陶瓷点阵的结构设计与力学性能间的映射关系。




图 35　增材制造复杂陶瓷结构[12, 151]

Fig. 35　Complex ceramic structures prepared by additive manufacturing[12, 151]

功能化是增材制造陶瓷点阵研究的又一重点。本文第四章介绍了增材制造陶瓷点阵在力学、电磁学、声学、热学等领域的应用。研究表明：增材制造陶瓷点阵具备的零膨胀、电磁带隙、声学禁带、可控热传导等特点使得陶瓷点阵在探测技术、通信、热防护等领域有很大的发展潜力。然而，目前增材制造功能化陶瓷点阵的研究同样局限在“点阵制备到性能测试”的单向研究中，没有系统地建立陶瓷点阵的结构设计与功能特性间的映射关系。

事实上，目前增材制造陶瓷点阵的相关研究一定程度割裂了陶瓷点阵结构、功能间的关系：或是简单研究结构参数对陶瓷点阵力学特性的影响，或是简单制备出某种结构来测试该结构的电磁特性、声学特性等。目前的研究没有系统地建立起结构–力学与功能间的反馈机制。因此，利用增材制造技术实现陶瓷点阵的设计与制造一体化、结构与功能一体化将会是未来陶瓷点阵增材制造领域的重要发展方向。

## 5　总结

首先对比了当前陶瓷材料点阵结构的常见增材制造工艺方法，包括立体光刻、数字光处理、双光子光刻、挤出成型、墨水直写、激光选区烧结等。简要归纳了基于力学设计等陶瓷材料点阵结构研究现状，并进一步从超常规力学、电磁学、声学、传热、零膨胀、光学等多功能设计角度归纳了新型陶瓷材料点阵结构研究现状。最后，从点阵结构制造缺陷控制、超常力学行为设计、仿生结构设计、智能化结构设计以及结构功能一体化角度，分析了陶瓷材料点阵结构增材制造可能面临的机遇与挑战。期待本研究为增材制造的陶瓷材料点阵结构的发展提供一定的思考与借鉴。

**参考文献**:

[1] MEI H, ZHAO X, ZHOU S, et al. 3D–printed oblique honeycomb $Al_2O_3$/SiCw structure forelectromagnetic wave absorption[J]. Chem Eng J (Lausanne, Switzerland : 1996), 2019, 372: 940–945.

[2] GRABEC T, KOLLER M, SEDLÁK P, et al. Frequency-dependent acoustic energy focusing in hexagonal ceramic micro–scaffolds[J]. Wave Motion, 2020, 92: 102417.

[3] MEZA L R, DAS S, GREER J R. Strong, lightweight, and recoverable three-dimensional ceramic nanolattices[J]. Science, 2014, 345(6202): 1322–1326.

[4] 鞠银燕, 宋士华, 陈晓峰. 多孔陶瓷的制备、应用及其研究进展[J]. 硅酸盐通报, 2007(5): 969–974.
JV Yinyan, SONG Sshihua, CHEN Xiaofeng. B Chin Ceram Soc (in Chinese), 2007, (5): 969–974.

[5] 钱军民, 催凯, 艾好, 等. 多孔陶瓷制备技术研究进展[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(5): 60–64.
QIAN Junming, CUI Kai, AI Hao, et al. Ordnance Mater Sci Eng (in Chinese), 2005, 28(5): 60–64.

[6] 梁栋, 何汝杰, 方岱宁. 陶瓷材料与结构增材制造技术研究现状[J]. 现代技术陶瓷, 2017, 38(4): 231–247.
LIANG Dong, HE Rujie, FANG Daining. Adv Ceram (in Chinese), 2017, 38(4): 231–247.

[7] ZHANG K, HE R, DING G, et al. Effects of fine grains and sintering additives on stereolithography additive manufactured $Al_2O_3$ ceramic[J]. Ceram Int, 2021, 47(2): 2303–2310.

[8] ZHANG K, XIE C, WANG G, et al. High solid loading, low viscosity photosensitive $Al_2O_3$ slurry for stereolithography based Additive manufacturing[J]. Ceram Int, 2019, 45(1): 203–208.

[9] ZHANG K, HE R, DING G, et al. Digital light processing of 3Y-TZP strengthened $ZrO_2$ ceramics[J]. Mat Sci Eng A–Struct, 2019, 774: 138768.

[10] ZHANG K, HE R, XIE C, et al. Photosensitive $ZrO_2$ suspensions for stereolithography[J]. Ceram Int, 2019, 45(9): 12189–12195.

[11] WEI K, HE R, CHENG X, et al. Fabrication and mechanical properties of lightweight $ZrO_2$ ceramic corrugated core sandwich panels[J]. Mater Design, 2014, 64: 91–95.

[12] CAI K, ROMÁN–MANSO B, SMAY J E, et al. Geometrically complex silicon carbide structures fabricated by robocasting[J]. J Am Ceram Soc, 2012, 95(8): 2660–2666.

[13] HE R, DING G, ZHANG K, et al. Fabrication of SiC ceramic architectures using stereolithography combined with precursor infiltration and pyrolysis[J]. Ceram Int, 2019, 45(11): 14006–14014.
[14] GDAB C, RHA B, KZB C, et al. Stereolithography 3D printing of SiC ceramic with potential for lightweight optical mirror[J]. Ceram Int,. 2020, 46(11): 18785–18790.
[15] WU X, XU C, ZHANG Z. Preparation and optimization of $Si_3N_4$ ceramic slurry for low-cost LCD mask stereolithography[J]. Ceram Int, 2020.
[16] WEI Z, CHENG L, MA Y, et al. Direct fabrication mechanism of pre–sintered $Si_3N_4$ ceramic with ultra-high porosity by laser Additive manufacturing[J]. Scripta Mater, 2019, 173: 91–95.
[17] FENG C, ZHANG K, HE R, et al. Additive manufacturing of hydroxyapatite bioceramic scaffolds: Dispersion, digital light processing, sintering, mechanical properties, and biocompatibility[J]. Adv Ceram, 2020, 9(3): 360–373.
[18] ESSLINGER S, GADOW R. Additive manufacturing of bioceramic scaffolds by combination of FDM and slip casting[J]. J Eur Ceram Soc, 2020, 40(11): 3707–3713.
[19] VLASEA M, PILLIAR R, TOYSERKANI E. Control of structural and mechanical properties in bioceramic bone substitutes via Additive manufacturing layer stacking orientation[J]. Addit Manuf, 2015, 6: 30–38.
[20] CHUA C K, LEONG K F. 3D Printing and Additive manufacturing: Principles and Applications: Fourth Edition of Rapid Prototyping[M]. Sci World J, 2014.
[21] SOLÍS PINARGOTE N W, SMIRNOV A, PERETYAGIN N, et al. Direct ink writing technology (3D printing) of graphene-based ceramic nanocomposites: A review[J]. Nanomaterials–Basel, 2020, 10(7): 1300.
[22] 纪宏超, 张雪静, 裴未迟, 等. 陶瓷 3D 打印技术及材料研究进展[J]. 材料工程, 2018, 46(7): 19–28.
JI Hongchao, ZHANG Xuejing, PEI Weichi, et al. J Mater Eng (in Chinese), 2018, 46(7): 19–28.
[23] 李亚运, 司云晖, 熊信柏, 等. 陶瓷 3D 打印技术的研究与进展[J]. 硅酸盐学报, 2017, 45(6): 793–805.
LI Yayun, SI Yunhui, XIONG Xinbai, et al. J Chin Ceram Soc, 2017, 45(6): 793–805.
[24] YANG W, AN J, CHUA C K, et al. Acoustic absorptions of multifunctional polymeric cellular structures based on triply periodic minimal surfaces fabricated by stereolithography[J]. Virtual Phys Prototy, 2020, 15(2): 242–249.
[25] LIU K, ZHANG K, BOURELL D L, et al. Gelcasting of zirconia-based all-ceramic teeth combined with stereolithography[J]. Ceram Int, 2018, 44(17): 21556–21563.
[26] AZARMI F, AMIRI A. Microstructural evolution during fabrication of alumina *via* laser stereolithography technique[J]. Ceram Int, 2019, 45(1): 271–278.
[27] de HAZAN Y, PENNER D. SiC and SiOC ceramic articles produced by stereolithography of acrylate modified polycarbosilane systems[J]. Eur Ceram Soc, 2017, 37(16): 5205–5212.
[28] CHEN Q, ZOU B, LAI Q, et al. A study on biosafety of HAP ceramic prepared by SLA–3D printing technology directly[J]. J Mech Behav Biomed, 2019, 98: 327–335.
[29] LIU X, ZOU B, XING H, et al. The preparation of $ZrO_2$–$Al_2O_3$ composite ceramic by SLA–3D printing and sintering processing[J]. Ceram Int, 2020, 46(1): 937–944.
[30] XING H, ZOU B, LAI Q, et al. Preparation and characterization of UV curable $Al_2O_3$ suspensions applying for stereolithography 3D printing ceramic microcomponent[J]. Powder Technol, 2018, 338: 153–161.
[31] MITTERAMSKOGLER G, GMEINER R, FELZMANN R, et al. Light curing strategies for lithography-based Additive manufacturing of customized ceramics[J]. Addit Manuf, 2014, 1–4: 110–118.
[32] OSCAR, SANTOLIQUIDO, PAOLO, et al. Additive manufacturing of ceramic components by Digital Light Processing: A comparison between the "bottom–up" and the "top–down" approaches[J]. J Eur Ceram Soc, 2019.
[33] ZHANG H, YANG Y, HU K, et al. Stereolithography-ased Additive manufacturing of lightweight and high-strength $C_f$/SiC ceramics[J]. Addit Manuf, 2020, 34: 101199.
[34] WEI Y, ZHAO D, CAO Q, et al. Stereolithography-based Additive manufacturing of high-performance osteoinductive calcium phosphate ceramics by a digital light-processing system[J]. Acs Biomater Sci Eng, 2020, 6(3): 1787–1797.
[35] DOYLE W M. Aluminum alloys: Structure and properties[J]. Metal Science, 1976, 35(11): 408.
[36] LEE Y, LEE J, YANG S, et al. Dual–scale porous biphasic calcium phosphate gyroid scaffolds using ceramic suspensions containing polymer microsphere porogen for digital light processing[J]. Ceram Int, 2021, 47(8): 11285–11293.
[37] WILLIAMS G, HUNT M, BOEHM B, et al. Two-photon lithography for 3D magnetic nanostructure fabrication[J]. Nano Res, 2018, 11(2): 845–854.
[38] CUMPSTON B H, ANANTHAVEL S P, BARLOW S, et al. Two-photon polymerization initiators for three-dimensional optical data storage and microfabrication[J]. Nature, 1999, 31(6722): 52.
[39] QIU W, HU P, ZHU J, et al. Cleavable unimolecular photoinitiators based on oxime-ester chemistry for two-photon three-dimensional printing[J]. Chem Photo Chem, 2019, 3(11): 1090–1094.
[40] DONG X, ZHAO Z, DUAN X. Micronanofabrication of assembled three-dimensional microstructures by designable multiple beams multiphoton processing[J]. Appl Phys Lett, 2007, 91(12): 124103.
[41] LU Z, XIA Y, MIAO K, et al. Microstructure control of highly oriented short carbon fibres in SiC matrix composites fabricated by direct ink writing[J]. Ceram Int, 2019, 45(14): 17262–17267.
[42] WAHL L, LORENZ M, BIGGEMANN J, et al. Robocasting of reaction bonded silicon carbide structures[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(15): 4520–4526.
[43] FEILDEN E, GLYMOND D, SAIZ E, et al. High temperature strength of an ultra high temperature ceramic produced by Additive manufacturing[J]. Ceram Int, 2019, 45(15): 18210–18214.
[44] YVES–CHRISTIAN H, JAN W, WILHELM M, et al. Net shaped high performance oxide ceramic parts by selective laser melting[J]. Phys Procedia, 2010, 5: 587–594.
[45] KRUTH J P, MERCELIS P, Van VAERENBERGH J, et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting[J]. Rapid Prototyping J, 2005, 11(1): 26–36.
[46] LIU K, SUN H, TAN Y, et al. Additive manufacturing of traditional ceramic powder via selective laser sintering with cold isostatic pressing[J]. Int J Adv Manuf Tech, 2017, 90(1–4): 945–952.
[47] ZHAO W, WANG C, XING B, et al. Mechanical properties of zirconia octet truss structures fabricated by DLP 3D printing[J]. Mater Res Express, 2020, 7(8): 85201.
[48] SHUAI X, ZENG Y, LI P, et al. Fabrication of fine and complex lattice structure $Al_2O_3$ ceramic by digital light processing 3D printing technology[J]. J Mater Sci. 2020, 55(16): 6771–6782.
[49] ZHAO W, WANG C, ZHAO Z. Bending strength of 3D–printed zirconia ceramic cellular structures[J]. IOP Conf Ser: Mater Sci Eng. 2017, 678(1): 12019.
[50] GAO S, WANG C, XING B, et al. Experimental investigation on bending behaviour of $ZrO_2$ honeycomb sandwich structures prepared by DLP stereolithography[J]. Thin Wall Struct, 2020, 157.
[51] SHEN M, WANG C, ZHAO Z. Mechanical properties of $ZrO_2$ TPMS structures prepared by DLP 3D printing[J]. IOP Conf Ser: Mater Sci

Eng, 2017, 678(1): 12017.
[52] BALABANOV S V, MAKOGON A I, SYCHOV M M, et al. Mechanical properties of 3D printed cellular structures with topology of triply periodic minimal surfaces[J]. Mater Today: Proc, 2020, 30: 439–442.
[53] GAO S, WANG C, ZHAO Z. Mechanical properties of $ZrO_2$ honeycomb sandwich structures by 3D printing[J]. IOP Conf Ser: Mater Sci Eng, 2017, 678(1): 12018.
[54] SHEN M, QIN W, XING B, et al. Mechanical properties of 3D printed ceramic cellular materials with triply periodic minimal surface architectures[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(2): 1481–1489.
[55] MEI H, ZHAO R, XIA Y, et al. Ultrahigh strength printed ceramic lattices[J]. J Alloy Compd, 2019, 797: 786–796.
[56] Cellular Solids: Structure and Properties[Z]. New York: American Society of Mechanical Engineers, 2000: 122, 88.
[57] ASHBY M F, EVANS A, FLECK N A, et al. Metal foams: a design guide[J]. Appl Mech Rev, 2012, 23(6): 119.
[58] DESHPANDE V S, ASHBY M F, FLECK N A. Foam topology: bending versus stretching dominated architectures[J]. Acta Mater, 2001, 49(6): 1035–1040.
[59] CALLADINE C R. Buckminster Fuller\"s "Tensegrity" structures and Clerk Maxwell\"s rules for the construction of stiff frames[J]. Int J Solids Struct, 1978, 14(2): 161–172.
[60] XU Y, ZHANG D, HU S, et al. Mechanical properties tailoring of topology optimized and selective laser melting fabricated Ti6Al4V lattice structure[J]. J Mech Behav Biomed, 2019, 99: 225–239.
[61] JIANG H, ZHANG Z, CHEN Y. 3D printed tubular lattice metamaterials with engineered mechanical performance[J]. Appl Phys Lett, 2020, 117(1): 11906.
[62] TANCOGNE–DEJEAN T, MOHR D. Elastically-isotropic elementary cubic lattices composed of tailored hollow beams[J]. Extreme Mech Lett, 2018, 22.
[63] MEZA L R, ZELHOFER A J, CLARKE N, et al. Resilient 3D hierarchical architected metamaterials[J]. Proc Natl Acad Sci, 2015, 112(37): 11502–11507.
[64] YIN S, CHEN H, LI J, et al. Effects of architecture level on mechanical properties of hierarchical lattice materials[J]. Int J Mech Sci, 2019, 157–158: 282–292.
[65] KIM K, HEO H, JU J. A mechanism-based architected material: A hierarchical approach to design Poisson's ratio and stiffness[J]. Mech Mater, 2018, 125: 14–25.
[66] MINASYAN T, LIU L, HOLOVENKO Y, et al. Additively manufactured mesostructured $MoSi_2$–$Si_3N_4$ ceramic lattice[J]. Ceram Int, 2019, 45(8): 9926–9933.
[67] MEI H, TAN Y, HUANG W, et al. Structure design influencing the mechanical performance of 3D printing porous ceramics[J]. Ceram Int, 2021, 47(6): 8389–8397.
[68] DENG F, NGUYEN Q, ZHANG P. Multifunctional liquid metal lattice materials through hybrid design and manufacturing[J]. Addit Manuf, 2020, 33: 101117.
[69] ZHANG W, CHEN J, LI X, et al. Liquid metal–polymer microlattice metamaterials with high fracture toughness and damage recoverability[J]. Small, 2020, 16(46).
[70] MEZA L R, GREER J R. Mechanical characterization of hollow ceramic nanolattices[J]. J Mater Sci, 2014, 49(6): 2496–2508.
[71] BAUER J, SCHROER A, SCHWAIGER R, et al. Approaching theoretical strength in glassy carbon nanolattices[J]. Nat Mater, 2016.
[72] BAUER J, HENGSBACH S, TESARI I, et al. High–strength cellular ceramic composites with 3D microarchitecture[J]. Proc Natl Acad Sci, 111(7): 2453–2458.
[73] BAUER J, CROOK C, GUELL IZARD A, et al. Additive manufacturing of ductile, ultrastrong polymer-derived nanoceramics[J]. Matter, 2019, 1(6): 1547–1556.
[74] JANG D, MEZA L R, GREER F, et al. Fabrication and deformation of three-dimensional hollow ceramic nanostructures[J]. Nat Mater, 2013, 12(10): 893–898.
[75] CHEN J, CHEN W, HAO H, et al. Mechanical behaviors of 3D re-entrant honeycomb polyamide structure under compression[J]. Mater Today Commun, 2020, 24: 101062.
[76] HA C S, LAKES R S, PLESHA M E. Cubic negative stiffness lattice structure for energy absorption: Numerical and experimental studies[J]. Int J Solids Struct, 2019, 178–179: 127–135.
[77] CHEN S, WANG B, ZHU S, et al. A novel composite negative stiffness structure for recoverable trapping energy[J]. Compos Part A–Appl S, 2020, 129: 105697.
[78] XUE Y, GAO P, ZHOU L, et al. An enhanced three-dimensional auxetic lattice structure with improved property[J]. Materials, 2020, 13(4): 1008.
[79] GENG L, WU W, SUN L, et al. Damage characterizations and simulation of selective laser melting fabricated 3D re-entrant lattices based on *in-situ* CT testing and geometric reconstruction[J]. Int J Mech Sci, 2019, 157–158: 231–242.
[80] MADKE R R, CHOWDHURY R. Anti-impact behavior of auxetic sandwich structure with braided face sheets and 3D re-entrant cores[J]. Compos Struct, 2020, 236: 111838.
[81] ALOMARAH A, RUAN D, MASOOD S, et al. Compressive properties of a novel additively manufactured 3D auxetic structure[J]. Smart Mater Struct, 2019, 28(8): 85019.
[82] KELKAR P U, KIM H S, CHO K H, et al. Cellular auxetic structures for mechanical metamaterials: A review[J]. Sensors (Basel), 2020, 20(11).
[83] LANTADA A D, de BLAS ROMERO A, SCHWENTENWEIN M, et al. Lithography-based ceramic manufacture (LCM) of auxetic structures: present capabilities and challenges[J]. Smart Mater Struct, 2016, 25(5): 54015.
[84] DUAN W, FAN Z, WANG H, et al. Electromagnetic interference shielding and mechanical properties of $Si_3N_4$–SiOC composites fabricated by 3D-printing combined with polymer infiltration and pyrolysis[J]. J Mater Res, 2017, 32(17): 3394–3401.
[85] WANG T, LU X, WANG A. A review: 3D printing of microwave absorption ceramics[J]. Int J Appl Ceram Tec, 2020, 17(6): 2477–2491.
[86] OH Y, BHARAMBE V, MUMMAREDDY B, et al. Microwave dielectric properties of zirconia fabricated using NanoParticle Jetting[J]. Addit Manuf, 2019, 27: 586–594.
[87] LIU, QIU, SHEN, et al. Additive manufacturing of monolithic microwave dielectric ceramic filters *via* digital light processing[J]. Electronics (Basel), 2019, 8(10): 1067.
[88] PERIGAUD A, TANTOT O, DELHOTE N, et al. Continuously Tuned Ku-band cavity filter based on dielectric perturbers made by ceramic Additive manufacturing for space applications[J]. P Ieee, 2017, 105(4): 677–687.
[89] JOANNOPOULOS J D, VILLENEUVE P R, FAN S. Photonic crystals: Putting a new twist on light[J]. Nature, 1997, 386(6621): 143–149.
[90] HU Y, LI D, DAI W, et al. Fabrication of three-dimensional electromagnetic band-gap structure with alumina based on stereolithography and gelcasting[J]. J Manuf Syst, 2012, 31(1): 22–25.
[91] KIRIHARA S, NONAKA K, KISANUKI S, et al. Ultraviolet laser lithography of titania photonic crystals for terahertz-wave modulation[J]. Materials, 2018, 11(5): 835.
[92] HO K M, CHAN C T, SOUKOULIS A. Existence of a photonic gap in periodic dielectric structures[J]. Phys Rev Lett, 1990, 65(25): 3152–3155.
[93] KIRIHARA S. Stereolithography of ceramic components: fabrication of photonic crystals with diamond structures for terahertz wave

modulation[J]. J Ceram Soc Jpn, 2015, 123(1441): 816–822.

[94] KIRIHARA S. Additive manufacturing of ceramic components using laser scanning stereolithography[J]. Weld World, 2016, 60(4): 697–702.

[95] GOULAS A, ZHANG S, MCGHEE J R, et al. Fused filament fabrication of functionally graded polymer composites with variable relative permittivity for microwave devices[J]. Mater Design, 2020, 193: 108871.

[96] LOU Y, WANG F, LI Z, et al. Fabrication of high–performance $MgTiO_3$–$CaTiO_3$ microwave ceramics through a stereolithography-based 3D printing[J]. Ceram Int, 2020, 46(10): 16979–16986.

[97] LOU Y H, ZHU Y X, FAN G F, et al. Design of Ku-band flat luneburg lens using ceramic 3-D printing[J]. Ieee Antenn Wirel Pr, 2020, PP(99): 1.

[98] DUAN C, CUI G, XU X, et al. Sound absorption characteristics of a high-temperature sintering porous ceramic material[J]. Appl Acoust, 2012, 73(9): 865-871

[99] 肖学楷. 蜂窝型薄膜声学超材料的隔声特性研究[D]. 华南理工大学, 2020.
XIAO X. A research on sound insulation characteristics of honeycomb membrane–type acoustic metamaterials (in Chinese, dissertation) Guangzhou: South China University of Technology, 2020.

[100] CRASTER R V, GUENNEAU S. Acoustic metamaterials: Negative refraction, imaging, lensing and cloaking[J]. Springer Ser Mater Sci, 2013.

[101] KRUISOVÁ A, ŠEVČÍK M, SEINER H, et al. Ultrasonic bandgaps in 3D-printed periodic ceramic microlattices[J]. Ultrasonics, 2018, 82: 91–100.

[102] KOLLER M, KRUISOVA A, SEINER H, et al. Ceramic phononic crystals with MHz-range frequency band gaps[C]// Icu Honolulu: Sixth International Congress on Ultrasonics, 2017.

[103] KRUISOVÁ A, SEINER H, SEDLÁK P, et al. Finite elements modeling of mechanical and acoustic properties of a ceramic metamaterial assembled by robocasting[J]. Appl Mech Mater, 2016, 821: 364–371.

[104] YANG S, PAGE J H, LIU Z, et al. Focusing of sound in a 3D phononic crystal[J]. Phys Rev Lett, 2004, 93(2): 24301.

[105] CELLI P, GONELLA S. Laser-enabled experimental wavefield reconstruction in two-dimensional phononic crystals[J]. J Sound Vib, 2014, 333(1): 114–123.

[106] AMIREDDY K K, BALASUBRAMANIAM K, RAJAGOPAL P. Deep subwavelength ultrasonic imaging using optimized holey structured metamaterials[J]. Sci Rep–Uk, 2017, 7(1).

[107] AMIREDDY K K, BALASUBRAMANIAM K, RAJAGOPAL P. Porous metamaterials for deep sub-wavelength ultrasonic imaging[J]. Appl Phys Lett, 2018, 113(12): 124102.

[108] BANERJEE A, BALA CHANDRAN R, DAVIDSON J H. Experimental investigation of a reticulated porous alumina heat exchanger for high temperature gas heat recovery[J]. Appl Therm Eng, 2015, 75: 889–895.

[109] STRUMPF H J, STILLWAGON T L, KOTCHICK D M, et al. Advanced industrial ceramic heat pipe recuperators[J]. Heat Rec Sys Chp, 1988, 8(3): 235–246.

[110] Ceramics and ceramic matrix composites for heat exchaners in advanced thermal systems—A review[J]. Appl Therm Eng, 2010, 30(11–12): 1277–1291.

[111] SCHEITHAUER U, SCHWARZER E, MORITZ T, et al. Additive manufacturing of ceramic heat exchanger: Opportunities and limits of the lithography-based ceramic manufacturing (LCM)[J]. J Mater Eng Perform, 2018, 27(1): 14–20.

[112] DIXIT T, NITHIARASU P, KUMAR S. Numerical evaluation of additively manufactured lattice architectures for heat sink applications[J]. Int J Therm Sci, 2021, 159: 106607.

[113] EKADE P, KRISHNAN S. Fluid flow and heat transfer characteristics of octet truss lattice geometry[J]. Int J Therm Sci, 2019, 137: 253–261.

[114] KAUR I, SINGH P. Flow and thermal transport through unit cell topologies of cubic and octahedron families[J]. Int J Heat Mass Tran, 2020, 158: 119784.

[115] PELANCONI M, BARBATO M, ZAVATTONI S, et al. Thermal design, optimization and Additive manufacturing of ceramic regular structures to maximize the radiative heat transfer[J]. Mater Design, 2019, 163: 107539.

[116] LI Y, ZHANG L, HE R, et al. Integrated thermal protection system based on C/SiC composite corrugated core sandwich plane structure[J]. Aerosp Sci Technol, 2019, 91: 607–616.

[117] XIE G, WANG C, JI T, et al. Investigation on thermal and thermomechanical performances of actively cooled corrugated sandwich structures[J]. Appl Therm Eng, 2016, 103: 660–669.

[118] FERRARI L, BARBATO M, ESSER B, et al. Sandwich structured ceramic matrix composites with periodic cellular ceramic cores: an active cooled thermal protection for space vehicles[J]. Compos Struct, 2016, 154(oct.): 61–68.

[119] ORTONA A, YOON D H, FEND T, et al. Tubular Si-infiltrated $SiC_f$/SiC composites for solar receiver application–Part 2: Thermal performance analysis and prediction[J]. Sol Energ Mat Sol C, 2015.

[120] ORTONA A, TRIMIS D, UHLIG V, et al. SiSiC heat exchangers for recuperative gas burners with highly structured surface elements[J]. Int J Appl Ceram Tec, 2014, 11(5).

[121] ZHANG K, WEI K, CHEN J, et al. Stereolithography Additive manufacturing of multi-ceramic triangle structures with tunable thermal expansion[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(4): 2796–2806.

[122] GAO J, WANG R, ZHAO Q, et al. A modularized and switchable component for flexible passive device: terahertz photonic crystals with fine-tuning[J].Adv Opt Mater, 2018, 6: 1800384.

[123] LIU W, CHEN C, SHUAI S, et al. Study of pore defect and mechanical properties in selective laser melted Ti6Al4V alloy based on X-ray computed tomography[J]. Mat Sci Eng A–Struct, 2020, 797: 139981.

[124] DELROISSE P, JACQUES P J, MAIRE E, et al. Effect of strut orientation on the microstructure heterogeneities in AlSi10Mg lattices processed by selective laser melting[J]. Scripta Mater, 2017, 141: 32–35.

[125] AMANI Y, DANCETTE S, DELROISSE P, et al. Compression behavior of lattice structures produced by selective laser melting: X-ray tomography based experimental and finite element approaches[J]. Acta Mater, 2018, 159: 395–407.

[126] MARQUES C F, OLHERO S M, TORRES P M C, et al. Novel sintering-free scaffolds obtained by Additive manufacturing for concurrent bone regeneration and drug delivery: Proof of concept[J]. Mat Sci Eng C–Mater, 2019, 94: 426–436.

[127] NOMMEOTS–NOMM A, LEE P D, JONES J R. Direct ink writing of highly bioactive glasses[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(3): 837–844.

[128] SAÂDAOUI M, KHALDOUN F, ADRIEN J, et al. X-ray tomography of additive-manufactured zirconia: Processing defects-strength relations[J]. J Eur Ceram Soc, 2020, 40(8): 3200–3207.

[129] LU Y, MEI Z, ZHANG J, et al. Flexural strength and Weibull analysis of Y-TZP fabricated by stereolithographic Additive manufacturing and subtractive manufacturing[J]. J Eur Ceram Soc, 2020, 40(3): 826–834.

[130] TAMMAS–WILLIAMS S, WITHERS P J, TODD I, et al. Porosity regrowth during heat treatment of hot isostatically pressed additively manufactured titanium components[J]. Scripta Mater, 2016, 122: 72–76.

[131] CHUGUNOV S, ADAMS N A, AKHATOV I. Evolution of

SLA-based $Al_2O_3$ microstructure during additive manufacturing process[J]. Materials, 2020, 13(18): 3928.
[132] CHEN D, ZHENG X. Multi-material Additive manufacturing of metamaterials with giant, tailorable negative Poisson's ratios[J]. Sci Rep–Uk, 2018, 8(1).
[133] 于相龙, 周济. 力学超材料的构筑及其超常新功能[J]. 中国材料进展, 2019, 38(1): 14–21.
YU Xianglong, ZHOU Ji. Mater China (in Chinese), 2019, 38(1): 14–21.
[134] TAN X, CHEN S, WANG B, et al. Real-time tunable negative stiffness mechanical metamaterial[J]. Extreme Mech Lett, 2020, 41: 100990.
[135] JIN Y, XIE C, GAO Q, et al. Fabrication of multi-scale and tunable auxetic scaffolds for tissue engineering[J]. Mater Design, 2021, 197: 109277.
[136] AN X, LAI C, HE W, et al. Three-dimensional meta-truss lattice composite structures with vibration isolation performance[J]. Extreme Mech Lett, 2019, 33: 100577.
[137] JIA Z, WANG L. 3D printing of biomimetic composites with improved fracture toughness[J]. Acta Mater, 2019, 173: 61–73.
[138] BARTHELAT F, TANG H, ZAVATTIERI P, et al. On the mechanics of mother-of-pearl: A key feature in the material hierarchical structure[J]. J Mech Phys Solids, 2007, 55(2): 306–337.
[139] GU G X, TAKAFFOLI M, BUEHLER M J. Hierarchically enhanced impact resistance of bioinspired composites[J]. Adv Mater, 2017, 29(28): 1700060.
[140] AL KETAN O, PELANCONI M, ORTONA A, et al. Additive manufacturing of architected catalytic ceramic substrates based on triply periodic minimal surfaces[J]. J Am Ceram Soc, 2019, 102(10): 6176–6193.
[141] GRUNENFELDER L K, SUKSANGPANYA N, SALINAS C, et al. Bio-inspired impact-resistant composites[J]. Acta Biomater, 2014, 10(9): 3997–4008.
[142] HUANG J, DARYADEL S, MINARY–JOLANDAN M. Low-cost manufacturing of metal-ceramic composites through electrodeposition of metal into ceramic scaffold[J]. Acs Appl Mater Inter, 2019, 11(4): 4364–4372.
[143] STUDART A R. Turning brittleness into toughness[J]. Nat Mater, 2014, 13(5): 433–435.
[144] MUNCH E, LAUNEY M E, ALSEM D H, et al. Tough, bio-inspired hybrid materials[J]. Science (American Association for the Advancement of Science), 2008, 322(5907): 1516–1520.
[145] GUO J, ZHANG R, ZHANG L, et al. 4D printing of robust hydrogels consisted of agarose nanofibers and polyacrylamide[J]. Acs Macro Lett, 2018, 7(4): 442–446.
[146] 邓甲昊, 王萱. 4D 打印: 一项左右未来世界产业发展的革命性技术突破[J]. 科技导报, 2013(31): 11.
DENG Jiahao, WANG Xuan. Sci Technol Rev (in Chinese), 2013, 31: 11.
[147] GE Q, QI H J, DUNN M L. Active materials by four–dimension printing[J]. Appl Phys Lett, 2013, 103(13): 131901.
[148] GE Q, SAKHAEI A H, LEE H, et al. Multimaterial 4D Printing with Tailorable Shape Memory Polymers[J]. Sci Rep–Uk, 2016, 6(1).
[149] ZHANG B, ZHANG W, ZHANG Z, et al. Self-healing four-dimensional printing with an ultraviolet curable double-network shape memory polymer system[J]. Acs Appl Mater Inter, 2019, 11(10): 10328–10336.
[150] LIU G, ZHAO Y, WU G, et al. Origami and 4D printing of elastomer–derived ceramic structures[J]. Sci Adv, 2018, 4(8): t641.
[151] XU T T, CHENG S, JIN L Z, et al. High-temperature flexural strength of SiC ceramics prepared by Additive manufacturing[J]. Int J Appl Ceram Tec, 2019, 17(2): 438–448.

※　※　※　※　※　※　※　※　※　※　※



殷德政，男，1981 年出生，北京航天长征飞行器研究所高级工程师。主要从事轻量化多功能材料与结构设计、飞行器变构型结构与机构设计研究。



何汝杰，男，1985 年出生，工学博士，北京理工大学先进结构技术研究院副教授、博士生导师。主要的研究兴趣为结构功能一体化陶瓷材料，具体涉及高性能陶瓷材料与陶瓷基复合材料，增材制造技术以及装备研发，结构功能一体化陶瓷材料设计与实现等。

近年来，第一/通信作者发表 SCI 论文 80 余篇，申请/授权国家发明专利 10 余项。主持国家自然科学基金青年基金、面上项目，北京市自然科学基金面上项目及各类科研项目 10 余项。担任英文 SCI 期刊《International Journal of Applied Ceramic Technology》Associate Editor、《Journal of Advanced Ceramics》Editorial Committee、《Rare Metals》Editorial Committee；中文期刊《材料工程》、《航空材料学报》、《稀有金属》青年编委等。2015 年获中国科协首批“青年人才托举工程”，2020 年获中国硅酸盐学会特种陶瓷优秀青年奖。