

基于增材制造陶瓷点阵的双相网络互穿复合材料 研究进展与挑战

余飞宇¹, 王文清², 张学勤³, 何汝杰^{1,2}

(1. 北京理工大学(珠海) 海洋科技学域, 珠海 519088; 2. 北京理工大学 先进结构技术研究院, 北京 100081; 3. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024)

摘要: 双相网络互穿复合材料(Interpenetrating phase composites, IPCs)通过陶瓷骨架与聚合物或金属在三维空间的连续贯通, 突破了陶瓷材料固有脆性瓶颈, 为开发下一代抗冲击、耐损伤的先进陶瓷材料开辟了新可能。尤其是陶瓷材料增材制造(Additive manufacturing, AM)技术的发展为 IPCs 的研制提供了创新途径。因此, 本文系统综述了基于 AM 陶瓷点阵结构的 IPCs 研究进展。首先简述了适用于陶瓷材料的常见 AM 技术, 包括光固化、粉末床熔融、材料挤出及黏结剂喷射等, 阐明其各自的技术特点与适用范围。其次, 归纳与分类了以蜂窝、桁架、板晶格和壳结构等为代表的典型陶瓷点阵结构, 并阐述了其在力学性能方面的独特优势。随后, 重点聚焦于聚合物/陶瓷与金属/陶瓷两类关键 IPCs 体系, 深入概述了其核心复合工艺(如熔渗、电沉积等), 并系统分析了陶瓷点阵结构的构型设计、体积分数调控与梯度化设计等关键参数对 IPCs 力学性能的影响规律。最后, 基于当前研究现状, 总结并分析了 IPCs 在复合工艺、多尺度结构优化设计, 以及实现结构功能一体化应用等方面面临的核心挑战与未来潜在发展机遇。

关键词: 陶瓷点阵结构; 双相网络互穿复合材料; 增材制造; 力学性能; 综述

中图分类号: TQ174

文献标志码: A

文章编号:

Additive Manufactured Ceramic Lattice-based Interpenetrating Phase Composites: Progress and Challenges

YU Feiyu¹, WANG Wenqing², ZHANG Xueqin³, HE Rujie^{1,2}

(1. Marine Science and Technology Domain, Beijing Institute of Technology, Zhuhai 519088, China; 2. Institute of Advanced Structure Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Interpenetrating phase composites (IPCs), which achieve a continuous interpenetration of porous ceramic skeletons and polymer or metal phases in 3D space, have opened up a new way to overcome the brittleness of ceramics, and given new possibilities for the development of next-generation impact-resistant and damage-tolerant advanced ceramics. Additive manufacturing (AM) provides support for the controllable preparation of IPCs. Hence, this paper systematically reviews the progress of additive manufactured ceramic lattice-based IPCs. Firstly, AM processes such as vat photopolymerization, powder bed fusion, material extrusion, and binder jetting are introduced, with their respective technical characteristics and scope of application. Next, ceramic lattice structures, such as honeycomb, truss, plate lattice, and shell structures, are discussed as well as their unique advantages in mechanical properties. Then, core composite processes including infiltration and electrodeposition

收稿日期: 2025-10-30; 收到修改稿日期: 2025-12-24; 网上出版日期: xxxx-xx-xx

基金项目: 国家自然科学基金(52572094)

National Natural Science Foundation of China (52572094)

作者简介: 余飞宇(2001-), 男, 硕士研究生. E-mail: 15055452608@163.com

Yu Feiyu (2001-), male, Master candidate. E-mail: 15055452608@163.com

通信作者: 张学勤, 讲师. E-mail: zhangxueqin@tyut.edu.cn

ZHANG Xueqin, lecturer. E-mail: zhangxueqin@tyut.edu.cn

何汝杰, 教授. E-mail: herujie@bit.edu.cn

HE Rujie, professor. E-mail: herujie@bit.edu.cn

of polymer/ceramic and metal/ceramic IPCs for the two key IPCs systems are provided, and the effects of key parameters such as structural configuration, volume fraction, and gradient design on their mechanical properties, are summarized. Finally, based on the current research status, the challenges and opportunities in terms of composite processes, multi-scale structural design, and multifunctional integration, are further analyzed and forecasted.

Key words: ceramic lattice structure; interpenetrating phase composite; additive manufacturing; mechanical property; review

贝壳历经千年冲刷而不碎, 螳螂虾能击穿甲壳类生物外壳而自身不损, 这些自然界中的“结构大师”是如何抵御外力呢? 研究发现其奥秘在于, 这些生物体内存在一种特殊的双相网络互穿结构, 如贝壳中的砖墙结构(图 1(a))^[1]、螳螂虾前螯中的布利甘(Bouligand)结构(图 1(b))^[2]等, 该结构由硬质矿物(硬相)与柔软有机质(软相)在微观尺度上相互贯穿, 从而形成一种具有优异力学性能的 Interpenetrating phase composites, IPCs^[3-4]。受自然界生物结构启发, 若将硬质的多孔陶瓷材料与软质的高分子或金属材料像生物材料一样形成三维连续、相互贯穿的 IPCs, 其中硬质的多孔陶瓷骨架提供强度与刚度, 软质的高分子或金属通过变形耗散能量、缓解应力集中, 将能获得兼具高强度、高韧性、高损伤容限的聚合物/陶瓷或金属/陶瓷 IPCs, 从而为突破传统陶瓷的脆性瓶颈, 开发抗冲击、耐损伤的先进陶瓷材料提供可能。

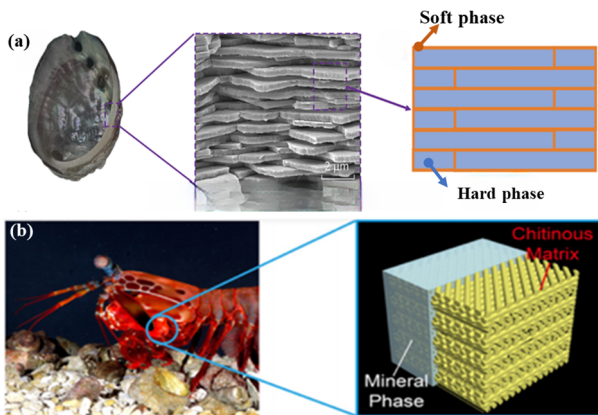


图 1 生物材料中的双相网络互穿结构^[1-2]

Fig. 1 Interpenetrating phase structures in biomaterials^[1-2]

(a) Brick and mortar in shell^[1]; (b) Bouligand structure in mantis shrimp's dactyl club^[2]

在聚合物/陶瓷或金属/陶瓷 IPCs 中, 获得多孔陶瓷骨架是关键环节。然而, 传统制备方法(如冷冻铸造^[5]、牺牲模板^[6]等)得到的多孔陶瓷骨架通常孔隙连通性差, 几何构型不可控, 力学性能难以精确调控, 这制约了聚合物/陶瓷或金属/陶瓷 IPCs 的发展。近年来, AM 技术的出现为构建结构有序且可设计的多孔陶瓷骨架带来了新机遇。利用 AM 可以设计、制备具有明确拓扑关系的陶瓷点阵结构, 其结构孔隙完全连通, 几何构型可精确设计, 为后续填

充复合高分子或金属等软相材料提供了理想载体, 从而推动聚合物/陶瓷或金属/陶瓷 IPCs 受到了越来越多国内外学者的关注。

因此, 本文综述了基于 AM 陶瓷点阵结构的 IPCs 的研究进展。首先简介了陶瓷点阵结构的 AM 技术与力学性能, 然后重点概述了聚合物/陶瓷或金属/陶瓷 IPCs 的复合工艺与力学性能, 最后进一步从工艺、结构设计、结构功能一体化等角度对 IPCs 存在的挑战与机遇进行了展望与分析。本文旨在为 IPCs 相关领域同行提供一定参考, 助力高性能陶瓷复合材料的发展和应用。

1 陶瓷点阵结构的增材制造与力学性能

1.1 常见陶瓷增材制造技术

依据 ISO/ASTM 52900, 光固化(Vat photopolymerization, VPP)、粉末床熔融(Powder bed fusion, PBF)、材料挤出(Material extrusion, ME)与黏结剂喷射(Binder jetting, BJ)是当前常见的陶瓷 AM 技术(图 2)。

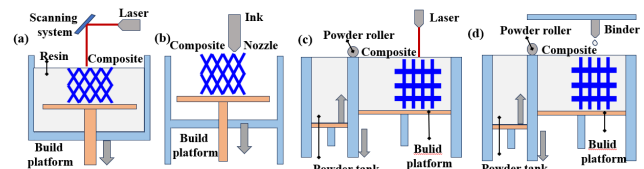


图 2 常见陶瓷 AM 技术

Fig. 2 Commonly used AM technologies for ceramics

(a) VPP; (b) PBF; (c) ME; (d) BJ

1.1.1 光固化(VPP)

VPP 是利用特定光源触发陶瓷浆料中的光敏树脂聚合, 逐层固化形成生坯(图 2(a)); 之后, 生坯经脱脂烧结后得到最终陶瓷材料。当前, VPP 主要包括立体光刻(Stereolithography apparatus, SLA)、数字光处理(Digital light processing, DLP)和双光子光刻(Two-photon polymerization, TPP)等不同工艺。其中, SLA 在微米级精度和复杂结构成形方面表现出色, 且表面质量良好(图 3(a, b))^[7-8]。DLP 通过面曝光实现整层快速固化, 效率高于 SLA, 且样品同样具有良好的表面质量(图 3(c, d))^[9-10]。TPP 的成形精度极

高, 甚至可达几十至几百纳米, 尤其适用于微纳结构陶瓷材料制造(图 3(e))^[11]。

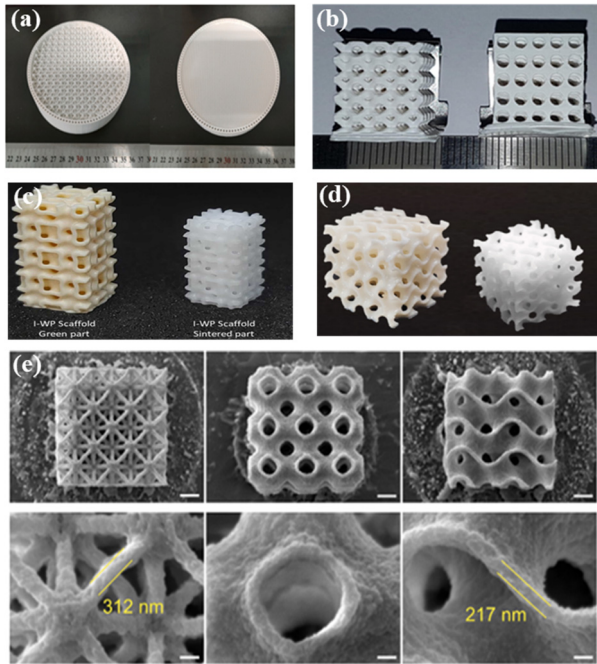


图 3 VPP 制备的陶瓷材料^[7-11]

Fig. 3 Ceramics printed by VPP^[7-11]

(a) Al_2O_3 by SLA^[7]; (b) Hydroxyapatite (HA) by SLA^[8]; (c) Calcium phosphate (CP) by DLP^[9]; (d) Tricalcium phosphate (TCP) by DLP^[10]; (e) SiOC by TPP^[11]

1.1.2 粉末床熔融(PBF)

如图 2(b)所示, PBF 一般通过逐层铺粉和选择性激光扫描直接成形, 可高精度制备复杂结构陶瓷材料(图 4(a))^[12]。然而, 陶瓷材料的高熔点使激光粉末床熔融面临高能量输入和复杂热应力控制的挑战, 易导致材料开裂或材料内部出现较多缺陷。因此, 作为一种改良技术, 选区激光烧结(Selective laser sintering, SLS)则可以通过将陶瓷粉体只加热至固相烧结温度(一般远低于陶瓷材料熔点), 实现陶瓷粉体颗粒的局部融合而非完全熔化, 从而获得陶瓷材料(图 4(b)), 实现了温度梯度的降低和缺陷密度的减少^[13]。

1.1.3 材料挤出(ME)

如图 2(c)所示, ME 通过喷嘴将熔融或半流动的陶瓷浆料连续挤出, 依据预设路径逐层堆积, 室温固化形成陶瓷生坯, 再经脱脂烧结得到最终陶瓷材料。该工艺通常精度有限, 且易出现内部孔隙和层

间结合缺陷, 但在大尺寸、复杂几何结构陶瓷件的快速制备方面具有一定优势(图 4(c, d))^[14-15]。

1.1.4 黏结剂喷射(BJ)

如图 2(d)所示, BJ 通过逐层铺设粉体并喷射黏结剂固化成形, 获得陶瓷生坯, 再经脱脂烧结得到最终陶瓷材料(图 4(e, f))。BJ 工艺无需支撑, 可多喷嘴集成, 效率高且近净成形, 但精度与致密度低、缺陷较多^[16-17]。

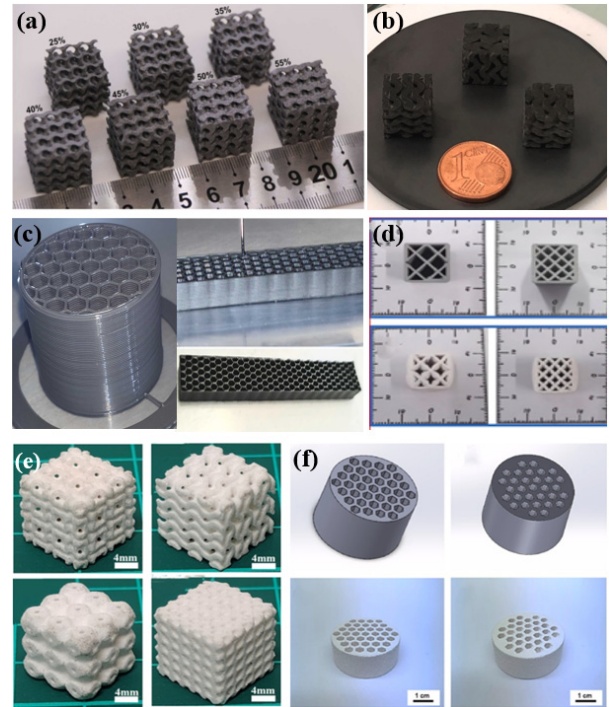


图 4 PBF、ME、BJ 制备的陶瓷材料^[12-17]

Fig. 4 Ceramics printed by PBF, ME and BJ^[12-17]

(a) Si/SiC by PBF^[12]; (b) SiC by SLS^[13]; (c) ZrB_2 by ME^[14]; (d) Al_2O_3 by ME^[15]; (e) Al_2O_3 by BJ^[16]; (f) Al_2O_3 by BJ^[17]

表 1 对比了不同 AM 工艺制备陶瓷材料的优缺点。其中, VPP 层厚一般 10~25 μm , 表面质量优良, 适合复杂结构, 但一般成形效率低。PBF 层厚一般 20~60 μm , 制备的陶瓷材料具有高精度、高致密度, 但易产生开裂或内部缺陷。ME 层厚一般 100~200 μm , 设备成本低, 但精度较差, 且易出现孔隙和层间缺陷。BJ 一般层厚 50~100 μm , 效率高、材料适应性好, 但材料表面质量较差, 缺陷较多。综上可知, 不同的 AM 技术各有优劣, 在陶瓷材料尤其是陶瓷点阵结构制备中需根据结构精度、性能和制造效率等要求综合考虑选择。

表 1 AM 技术总结

Table 1 Summary of AM techniques

AM technique	Layer thickness/ μm	Advantage	Disadvantage	Application
--------------	--------------------------------	-----------	--------------	-------------

VPP	10–25	Extremely high sample quality	Low efficiency	Complex precision parts
PBF	20–60	High sample quality	Prone to defects	High-density parts
ME	100–200	Efficient and low cost	Prone to porosity	Lightweight structural ceramics
BJ	50–100	High efficiency and wide applicability	Poor sample quality	Large size parts

1.1.5 其他增材制造技术

除前述 4 种 AM 技术外, 定向能量沉积 (Directed energy deposition, DED)、材料喷射 (Material jetting, MJ) 与薄材叠层 (Sheet lamination, SL) 等也被报道用于陶瓷材料制备。DED 通过激光熔化同步送粉实现逐层堆积, 但快冷与高热梯度易引起残余应力、变形与开裂, 需通过后处理来改善缺陷。MJ 基于单一或多喷嘴喷墨成形, 具备精度高、效率快的优势, 但受限于陶瓷墨水固含量低, 生坯强度不足。SL 采用片材叠层与连接工艺, 然而陶瓷片材制备困难。相比于前述 4 种 AM 技术, 这 3 种技术仍存在较大不足。

1.2 陶瓷点阵结构的力学性能

常见的陶瓷点阵结构主要包括二维的蜂窝结构和三维的桁架、板晶格及壳结构等。

1.2.1 蜂窝结构

蜂窝结构是一种由多个几何形状(通常是六边形)排列组合而成的结构, 因其形状类似于蜂巢而得名。陶瓷蜂窝结构的力学性能与结构构型和胞元几何参数(体积分数、壁厚、尺寸等)密切相关^[18]。Huang 等^[19]发现, 采用 SLA 制备的蜂窝结构 Si_3N_4 陶瓷的抗压强度达到了 1.1 GPa, 展现出优异的承载能力。Shen 等^[20]研究了壁厚与扭转角对蜂窝结构 Al_2O_3 陶瓷力学行为的影响规律, 发现在相同扭转角下, 蜂窝结构 Al_2O_3 陶瓷的弹性模量和抗压强度随壁厚增加而升高; 而在相同壁厚下, 弹性模量和抗压强度随扭转角增大而下降(图 5)。

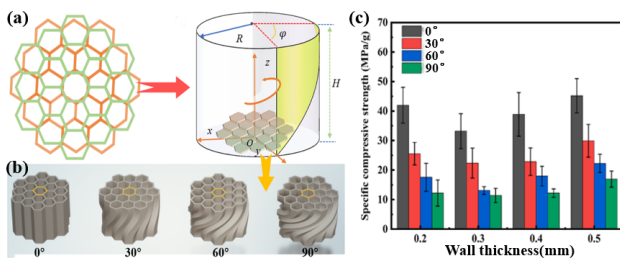


图 5 Al_2O_3 陶瓷蜂窝结构的力学性能^[20]

Fig. 5 Mechanical properties of Al_2O_3 honeycombs^[20]

(a) Section of the honeycomb; (b) Schematic illustration of the twist angle; (c) Effect of torsion angle on specific compressive strength of honeycomb structures with different wall thicknesses

1.2.2 桁架结构

桁架是一种由周期性、对称性支柱单元构成的经典点阵结构, 其力学性能高度依赖于结构构型与胞元几何参数。常见的桁架构型主要包括: (1) 基础立方桁架结构^[21], 如简单立方 (Simple cubic, SC)、体心立方 (Body-centered cubic, BCC) 和面心立方 (Face-centered cubic, FCC) 等, 通过不同方向的支柱连接立方单元节点, 形成稳定的三维承载体系(图 6(a))。 (2) 四面体 (Tetrahedral truss, THT)、六面体 (Hexahedral truss, HHT)、八面体 (Octet truss, OCT)^[22]、十二面体 (Dodecahedral truss, DHT) 桁架结构, 其支柱沿主应力方向排列, 显著提高了材料的刚度和强度(图 6(b))。 (3) 多孔随机桁架结构, 虽然其不具备严格周期性, 但通过可控的随机分布可实现各向同性力学响应。最典型的例子为非周期密铺的 Einstein's monotile, 这是一种二维片状非周期晶格超材料, 通过延伸到三维形成特殊的桁架(图 6(c))^[23]。 (4) 梯度桁架结构, 通过改变特定方向上的胞元尺寸或体积分数, 实现力学性能的空间调控, 满足非均匀载荷需求(图 6(d))^[7]。

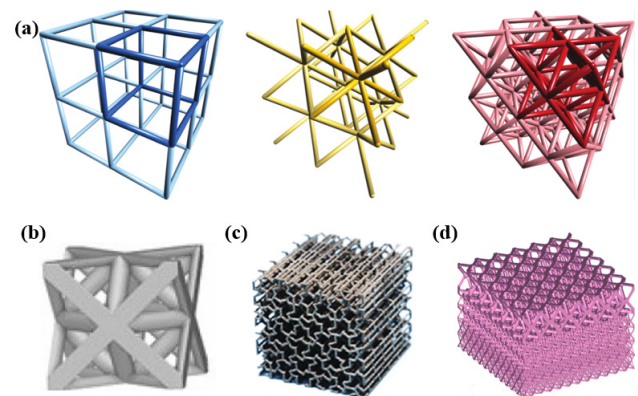


图 6 常见桁架结构^[7, 21–23]

Fig. 6 Common truss structures^[7, 21–23]

(a) SC, BCC, FCC^[21]; (b) OCT^[22]; (c) Porous irregular truss^[23]; (d) Graded truss^[7]

同样, 结构构型和胞元几何参数是决定桁架力

学性能的关键因素。Xu 等^[24]对比多种 3D 打印 SiC 陶瓷桁架结构后发现, 六面体、十二面体及随机桁架结构表现为弯曲主导的变形模式, 而八面体桁架结构呈现拉伸主导的变形模式(图 7(a))。Zhang^[25]通过 DLP 制备不同体积分数与倾斜角的体心立方桁架(图 7(b)), 结果表明, 增大体积分数与倾斜角可显著提升桁架的准静态与动态力学性能。此外, Zeng 等^[26]制备了不同胞元数量与梯度的 Al_2O_3 陶瓷桁架(图 7(c)), 压缩试验表明梯度桁架结构的力学性能优于均匀桁架结构。

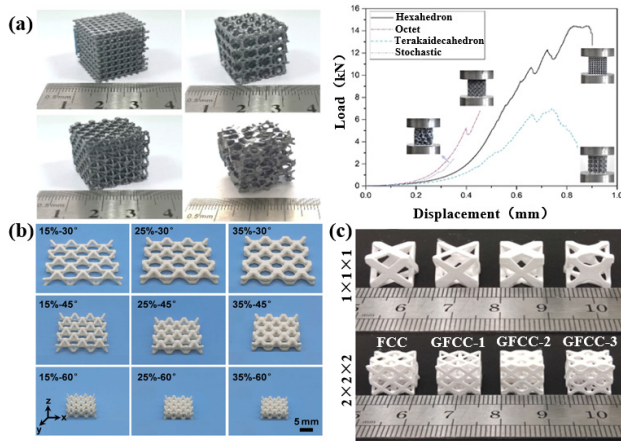


图 7 桁架的结构参数^[24-26]

Fig. 7 Structure parameters of truss^[24-26]

(a) Lattices with different structural configurations and their load-displacement curves^[24]; (b) Lattices with different volume fractions and tilt angles^[25]; (c) Gradient lattices with different number of cells^[26]

1.2.3 板晶格结构

板晶格是一类由薄壁板片在三维空间周期性排列、相互连接而成的点阵结构。与传统点阵结构不同的是, 其基本单元为封闭或带孔的微/纳尺度薄板, 而非细杆, 从而形成了以面承载为主的力学传递机制, 刚性连接显著提升了整体力学性能, 促进载荷均匀分布并抑制局部屈曲。研究表明, 其宏观力学性能可接近多孔材料的理论极限^[27], 被视为轻质高强点阵结构设计的理想拓扑形式。

目前, 板晶格点阵结构的力学性能研究主要集中于金属和聚合物材料, 陶瓷板晶格的探索较少。Zhang 等^[28]采用 DLP 制备了三种 ZrO_2 陶瓷板晶格结构, 分别是基础截断八面体(TO)、在承载方向增板的截断八面体(TOH)以及全向增板的截断八面体(TOA)(图 8(a, b))。准静态压缩试验显示, TOH 结构的比强度和比能量吸收最高, TO 结构性能最差。动态冲击试验也表明 TOH 结构表现出卓越的力学性能, 其失效模式和应力分布与准静态结果一致, 证实“定向增板”设计能有效降低应力集中, 实现更高

效的能量耗散。

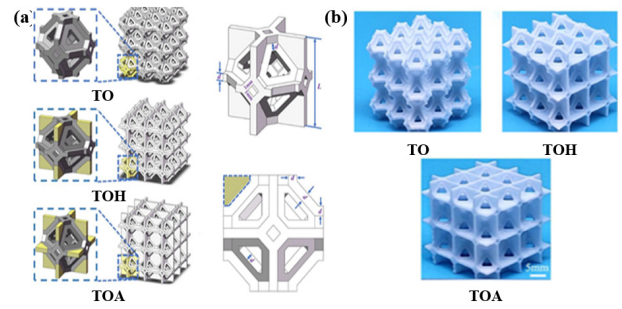


图 8 截断八面体板晶格^[28]

Fig. 8 Truncated octahedral plate lattice^[28]

(a) Schematic diagrams of plate lattice design and unit cell size; (b) Ceramic samples

1.2.4 壳结构

壳结构是一类厚度远小于其面内尺寸的曲面薄壁承重体系。它以中面(上下表面之间的中间曲面)为核心, 通过曲面几何将外荷载主要转化为面内的拉力、压力或剪力, 从而以极少的材料获得高刚度、高强度。壳结构主要分为三周期极小曲面(Triply periodic minimal surface, TPMS)与旋节拓扑结构(Spinodal topological structure, STS)两类。其中, TPMS 是三维空间中沿三个方向周期性排列的平滑曲面, 平均曲率处处为零。它具有优异的比强度、流体渗透性和能量吸收特性, 常用于设计轻质、高强点阵结构, 具体结构构型包括 Gyroid、Primitive、Diamond、IWP、Neovius 等(图 9(a))^[29]。TPMS 结构的力学性能主要受其拓扑构型和体积分数调控。Lu 等^[30]制备了 Gyroid 和 Schwartz P 两种 ZnO 陶瓷 TPMS 结构(图 9(b)), 发现在相同体积分数下, Gyroid 结构的抗压强度最高, 且两种结构的力学性能均随体积分数增加而显著提升。此外, 大量研究发现通过合理设计可优化 TPMS 的力学性能。Vijaya-venkataraman 等^[31]设计了梯度 TPMS 结构, 实现了骨植入物力学性能的定制。Lu 等^[32]构建了 Gyroid 与 Primitive 的混杂构型(图 9(c)), 获得的混杂 TPMS 结构在准静态载荷下的能量吸收能力较单一结构最大提升了 217%。

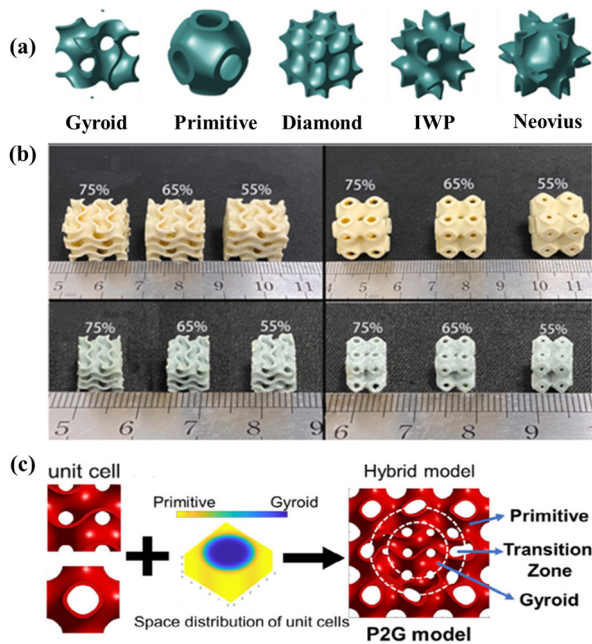


图9 TPMS的结构参数和设计策略^[29-30, 32]

Fig. 9 Structural parameters and design strategies of TPMS^[29-30, 32]

(a) Common configurations of TPMS^[29]; (b) TPMS with different structural configurations and volume fractions^[30]; (c) Design strategies for hybrid TPMS^[32]

STS 结构是受旋节分解现象启发而设计的人工微结构。它在三维空间中形成连续、平滑、相互缠绕的双相界面, 类似 TPMS 结构, 但具有独特的几何各向同性和优异的力学性能。当前, 关于 STS 结构的研究多聚焦于其失效与变形模式。Izard 等^[33]制备的纳米尺度热解碳 STS 结构表现出逐层破坏的渐进式失效模式, 实现了高比强度与能量吸收。Anandan 等^[34]通过 TPP 构建了不同壁厚的 Al_2O_3 陶瓷 STS, 研究发现壁厚 10 nm 时 Al_2O_3 陶瓷 STS 以弹性屈曲为主, 壁厚 40 nm 时则为屈曲与断裂混合的失效模式。

综上可以发现, 蜂窝和桁架结构的支柱排列主导应力传递和失效模式; 板晶格和壳结构也表现出构型依赖性。此外, 增加陶瓷体积分数通常能提升结构强度, 但体积分数过高则易诱发脆性断裂。陶瓷点阵结构的力学性能可通过基本结构构型和胞元几何参数精准调控。

1.2.5 其他结构

除上述 4 种常见点阵结构外, 还有许多其他结构形式。(1)随机多孔结构: 具有各向同性, 但结构不可控且强度通常较低;。(2)混合晶格结构: 融合两种及以上晶格类型设计而成, 如 Brodnik 等^[35]将开尔文与八面体桁架混合, 通过刚度与强度匹配实现了失效行为的有效调控;。(3)仿生结构: 如蛛网

结构在能量吸收与隔振方面表现突出, 声学应用潜力显著; 墨鱼骨结构则凭借多尺度分层设计^[36-37], 实现了高刚度与能量吸收的优异结合。这些结构各具特色, 展现出丰富的力学潜力, 但因篇幅所限, 本文不作展开。

2 基于增材制造陶瓷点阵的聚合物/陶瓷 IPCs

对于基于 AM 陶瓷点阵的 IPCs, 软相材料的选择至关重要。聚合物凭借较高硬度、弹性及远低于陶瓷的熔点, 成为理想的选择。但部分熔融聚合物黏度大、流动性差, 需要采用浸渗-固化、压力辅助浸渗-固化等工艺来实现聚合物在陶瓷点阵骨架内的均匀填充。填充、固化后的聚合物/陶瓷 IPCs, 其力学性能密切依赖于陶瓷点阵骨架的结构构型与胞元几何参数等。

2.1 聚合物复合工艺

浸渗-固化法是将陶瓷点阵骨架浸入聚合物溶液, 经浸渍和固化形成聚合物/陶瓷 IPCs 的工艺^[38-40]。Wang 等^[41]将打印的 CaSiO_3 生物陶瓷点阵骨架在聚多巴胺/聚乳酸(PDA/PLA)聚合物溶液中浸渗 60 min, 再经 40 °C 固化 24 h 后, 成功制备了界面结合紧密的 PDA/PLA/ CaSiO_3 IPCs。

浸渗-固化法依赖无压状态下熔融聚合物的毛细作用, 其渗透效率受聚合物黏度与陶瓷点阵骨架孔隙率的共同影响。例如, Sun 等^[42]在无压条件下将环氧树脂渗入 3D 打印的 ZrO_2 点阵骨架, 于室温固化 24 h 实现复合。压力辅助浸渗-固化法是在外部压力(如真空负压或机械正压)作用下, 将熔融聚合物注入陶瓷点阵骨架内部, 随后固化形成聚合物/陶瓷 IPCs 的复合工艺。压力辅助浸渗-固化法克服了聚合物熔体黏度高、骨架孔隙曲折等因素导致的浸润难题, 实现了更均匀、致密的复合效果。Singh 等^[43]在环氧树脂浸渗 Al_2O_3 点阵骨架过程中进行 3 次抽真空循环, 有效减少了 IPCs 中残留的气泡。

尽管这些工艺能稳定制备界面结合良好的聚合物/陶瓷 IPCs, 但仍存在工艺周期长、能耗较高等问题。未来仍需开发更高效、节能的新型复合路线。

2.2 聚合物/陶瓷 IPCs 的力学性能

聚合物/陶瓷 IPCs 通过连续且相互贯穿的软硬两相的协同增强, 显著提升了整体力学性能。Wu 等^[44]将环氧树脂渗入 Al_2O_3 陶瓷点阵骨架后(图 10(a)), 环氧树脂/ Al_2O_3 陶瓷 IPC 的抗弯强度和断裂韧性比

单纯陶瓷骨架提升了 293.52% 和 109.36%。Zhang 等^[45]借鉴骨小梁结构, 利用 DLP 制备了 Al_2O_3 点阵骨架, 并通过浸渍聚脲获得了聚脲/ Al_2O_3 陶瓷 IPC, 其比承载能力和比能量吸收分别为单纯陶瓷骨架的 2.22 和 50.34 倍(图 10(b))。Li 等^[46]基于 Al_2O_3 陶瓷 TPMS 结构骨架浸渍复合环氧树脂, 获得的 IPC 的抗压强度和能量吸收能力达到单纯陶瓷骨架的 7.9 和 80.2 倍(图 10(c, d))。大量研究表明, 聚合物/陶瓷 IPCs 的力学性能不仅取决于组成材料本身, 还受到点阵结构构型、体积分数、梯度设计等参数的影响。因此, 系统研究这些参数对聚合物/陶瓷 IPCs 力学性能的影响规律, 是实现性能可控制备的重要方向。

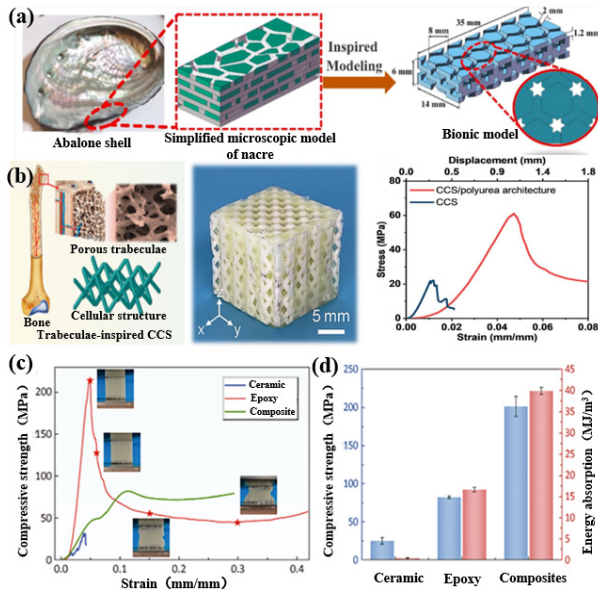


图 10 聚合物/陶瓷 IPCs 的力学性能^[44-46]

Fig. 10 Mechanical properties of polymer/ceramic IPCs^[44-46]
(a) Nacre-inspired ceramic scaffold^[44]; (b) IPC inspired by trabecular bone and its mechanical properties^[45]; (c) Stress-strain curves of single-phase components and IPC^[46]; (d) Comparison of compressive strength and energy absorption of single-phase compositions and IPC^[46]

2.2.1 结构构型

聚合物/陶瓷 IPCs 的力学性能主要由陶瓷点阵骨架的几何构型决定。不同结构构型点阵骨架的承载机制各有特点, 而不同结构构型骨架的影响会映射到聚合物/陶瓷 IPCs 中。

多项研究验证了陶瓷点阵的结构构型对其力学行为的主导作用。Zhao 等^[47]制备了 SC、开尔文晶格(Kelvin cell, KC)与 OCT 三种 Al_2O_3 点阵结构, 并在环氧树脂渗透后获得环氧树脂/ Al_2O_3 IPCs(图 11(a))。研究发现在相同陶瓷体积分数下, IPCs 的抗压强度与能量吸收能力呈现 $\text{SC} > \text{KC} > \text{OCT}$ 的规律, 其中基于 SC 的 IPC 的抗压强度可达到 220 MPa, 环氧树脂的约束使破坏过程从脆性断裂转变为渐进式

失效。Singh 等^[43]还对比了 TPMS 与 STS 两种陶瓷点阵结构在聚合物复合前后的性能(图 11(b))。发现在低体积分数下, TPMS 骨架性能优于 STS 结构。Li 等^[48]通过对比 Al_2O_3 陶瓷 BCC、SC 及其变体点阵结构填充环氧树脂后的力学性能(图 11(c, d)), 发现基于 SC 构型的 IPC 在比强度与比能量吸收方面表现最佳。总之, 陶瓷点阵结构的构型是调控聚合物/陶瓷 IPCs 力学性能的核心。

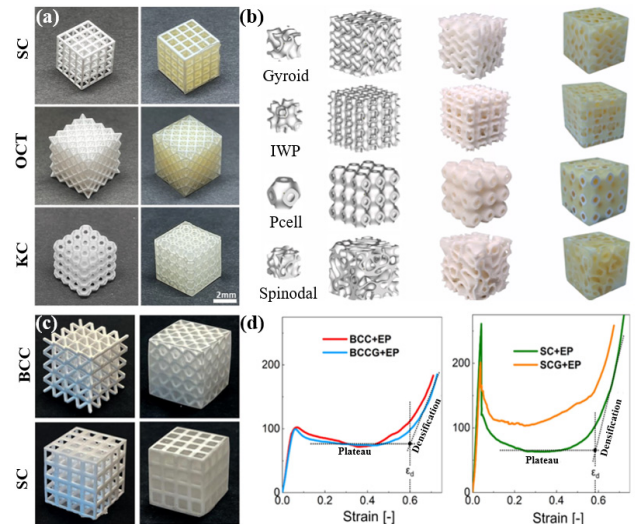


图 11 聚合物/陶瓷 IPCs 的结构构型及其力学性能

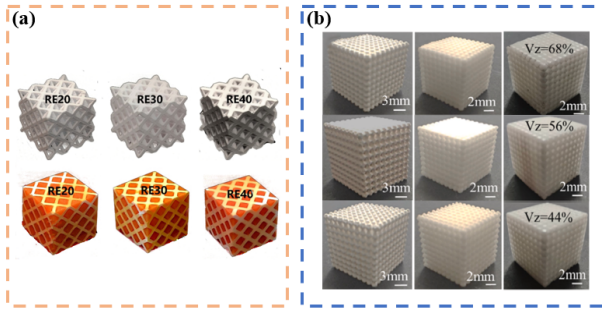
Fig. 11 Structural configuration and mechanical properties of polymer/ceramic IPCs

(a) Trusses and IPCs with different spatial configurations^[47]; (b) IPCs of periodic/random shell structures^[43]; (c) IPCs of the same truss type^[48]; (d) Stress-strain curves of IPCs of the same truss type^[48]

2.2.2 体积分数

此外, 陶瓷相的体积分数也是调控聚合物/陶瓷 IPCs 力学性能的关键参数。适度提高陶瓷体积分数可提升聚合物/陶瓷 IPCs 的力学性能, 但一旦超过临界值, 聚合物/陶瓷 IPCs 在压缩载荷下易脆性断裂, 反而削弱了力学性能。寻求陶瓷与聚合物的最佳配比, 是实现力学性能协同提升的关键。

Zhong 等^[49]通过改变 Al_2O_3 骨架的结构构型与体积分数发现, 随着陶瓷含量的增加, 聚合物/ Al_2O_3 陶瓷 IPCs 的抗压强度和弹性模量上升, 但能量吸收性能先增后降, 说明聚合物含量过低会削弱其增韧和耗能作用, IPCs 的性能优化需兼顾结构构型与两相体积分数配比(图 12(a))。Wang 等^[50]在聚合物/ ZrO_2 陶瓷 IPCs 中也观察到类似规律, 发现陶瓷体积分数对强度与模量的同步增强效应(图 12(b))。值得注意的是, 针对不同的陶瓷点阵结构构型, 增强效应的具体表现和临界阈值存在显著差异, 结构构型与体积分数共同决定了聚合物/陶瓷 IPCs 的力学响应和最终失效行为。

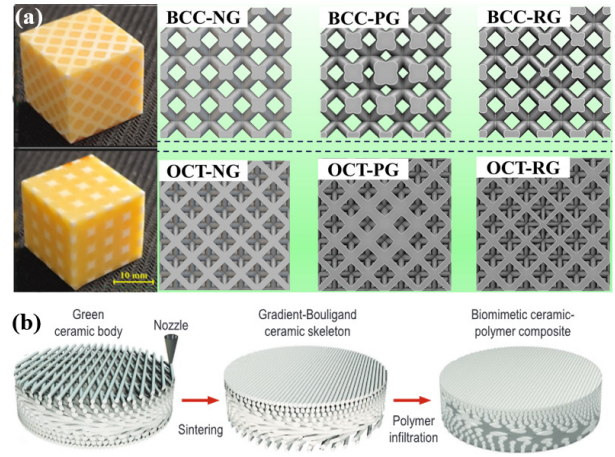
图 12 不同体积分数的聚合物/陶瓷 IPCs^[49-50]Fig. 12 Polymer/ceramic IPCs with different volume fractions^[49-50]

(a) 20%–40% (in volume) phenol-formaldehyde (PF)/Al₂O₃ IPCs^[49]; (b) 44%–68% (in volume) epoxy resin/ZrO₂ IPCs^[50]

2.2.3 梯度设计

生物材料普遍展现出成分与几何结构的梯度特征, 例如挪威云杉年轮的梯度孔隙率^[51], 在保障水分输运的同时维持了力学稳定; 竹茎中纤维素与木质素含量沿生长轴方向递变^[52], 同步提升了轴向强度与韧性。这些生物材料中的梯度结构为设计聚合物/陶瓷 IPCs 提供了启发, 即引入梯度变化可有效调控应力传播路径、延缓破坏过程, 并实现聚合物/陶瓷 IPCs 性能的定向优化。

Su 等^[53]通过 3D 打印在 Z、XY 及 XYZ 方向上构建孔隙率梯度的陶瓷点阵骨架, 实现了聚合物/陶瓷 IPCs 各方向的韧性提升。Zhong 等^[54]制备的仿生梯度陶瓷点阵骨架, 其抗压强度与能量吸收能力是均匀结构的三倍以上; 聚合物浸渗后(图 13(a)), 软硬相协同作用进一步抑制了陶瓷的脆性断裂。Wen 等^[55]将梯度设计与 Bouligand 螺旋结构耦合(图 13(b)), 使陶瓷体积分数沿厚度方向连续变化。因此, IPCs 呈现出致密的陶瓷上层以直接抵抗冲击力, 和坚韧的聚合物基层以最大限度地吸收残余冲击能量。这些研究表明, 梯度设计通过改变结构的空间分布和相成分占比, 避免了应力集中导致的早期失效, 突破了传统均匀陶瓷点阵的力学性能局限。目前, 梯度构型已成为实现聚合物/陶瓷 IPCs 强韧化与功能化的关键设计途径。

图 13 梯度设计的聚合物/陶瓷 IPCs^[54-55]Fig. 13 Gradient designed polymer/ceramic IPCs^[54-55]

(a) Macro-morphologies of IPCs and cross section of gradient structure^[54]; (b) IPCs of biomimetic gradient Bouligand structures^[55]

3 基于增材制造陶瓷点阵的金属/陶瓷 IPCs

受限于聚合物的耐受温度, 聚合物/陶瓷 IPCs 难以在高温环境下使用, 因此基于 AM 陶瓷点阵的金属/陶瓷 IPCs 受到了越来越多的关注。采用无压/加压渗透、电沉积等工艺将金属软相引入多孔陶瓷点阵骨架中, 形成稳固的金属-陶瓷界面, 可以有效传递载荷, 实现协同增强。同样, 国内外学者系统探究了陶瓷点阵结构构型、体积分数等关键参数对金属/陶瓷 IPCs 力学行为的调控规律。

3.1 金属复合工艺

无压渗透工艺利用重力使熔融金属自发填充陶瓷点阵骨架^[56-57], 流程简单且成本较低(图 14(a, b))。但是金属熔体黏度高、易产生气泡, 无压渗透易残留未填充孔隙等缺陷。结合辅助手段, 如超声振荡、压力辅助渗透等(图 14(c))^[58], 可加速熔融金属渗透并有效排出气体, 强化金属流动性并促进界面结合, 获得高致密度的金属/陶瓷 IPCs(图 14(d))^[59-60]。此外, 放电等离子烧结(SPS)等技术^[61]也可缩短液-固反应时间, 促进 IPCs 致密化。

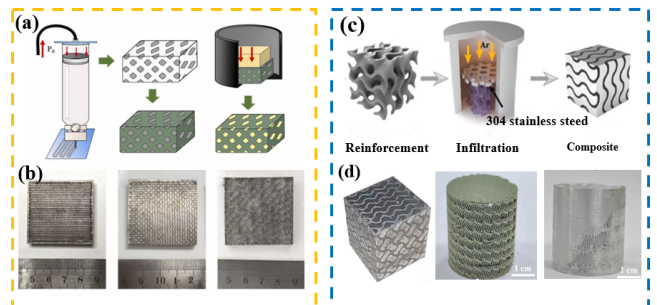


图 14 无压/压力辅助渗透^[56, 58-60]Fig. 14 Pressureless/pressure assisted infiltration^[56, 58-60]

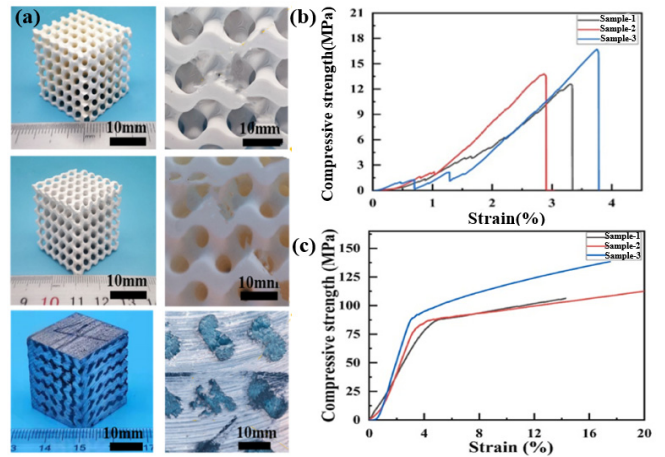
(a) Pressureless infiltration^[56]; (b) Metal/ceramic IPCs by pressureless infiltration^[56]; (c) Pressure assisted infiltration^[58]; (d) Metal/ceramic IPCs by pressure assisted infiltration^[59-60]

此外, 电沉积作为一种新兴的复合技术, 可在常温常压下实现金属相的均匀渗透^[62], 显著降低能耗。Khakzad 等^[63]通过电沉积在 Al_2O_3 点阵骨架内成功填充铜, 能耗较传统高温压力辅助渗透降低约 47 倍, 且界面结合致密。然而, 该技术目前存在一定局限, 例如该工艺仅适用于铜、镍、银等金属; 沉积速率较慢; 基体表面必须绝对清洁, 任何污染都会导致镀层结合力差或产生缺陷; 电解液中含有各种添加剂, 需要对其进行额外处理。

总之, 现有金属/陶瓷复合方式各有优劣: 无压/加压渗透工艺成熟、操作简便, 但对材料润湿性要求高, 且高温加压过程能耗较大; 电沉积在节能与界面结合方面表现优越, 但沉积效率低且工艺参数不完善。未来研究需结合材料特性与应用场景, 合理选择并持续优化金属复合路径。

3.2 金属/陶瓷 IPCs 的力学性能

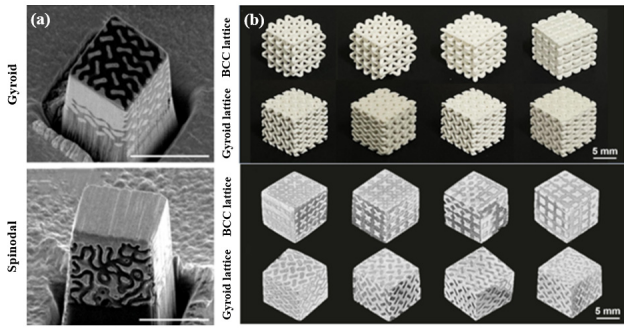
金属/陶瓷 IPCs 通过三维空间中金属、陶瓷两相的连续贯通, 保留了陶瓷的高刚度和金属的高塑性, 实现了强度、韧性及能量吸收性能的协同提升。Lu 等^[64]采用 DLP 制备了 Al_2O_3 点阵骨架并浸渗金属铝, 制备了 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs(图 15(a)), 其抗压强度与破坏应变均显著提高, 能量吸收能力达到原始陶瓷点阵骨架的 15 倍(图 15(b、c))。Wang 等^[65]也证实, 金属/陶瓷 IPCs 的强度与模量均优于单相材料, 展现出“1+1>2”的增强效果。以上研究表明, 金属/陶瓷 IPCs 在发挥陶瓷刚度优势的同时, 有效引入了金属的塑性变形能力, 是实现材料强-韧-吸能一体化的有效路径。与聚合物/陶瓷 IPCs 同样, 金属/陶瓷 IPCs 的力学性能不仅取决于两相材料的选择, 也受到结构构型、体积分数、梯度设计等影响。

图 15 金属/陶瓷 IPCs 的力学性能^[64]Fig. 15 Mechanical properties of metal/ceramic IPCs^[64]

(a) Macroscopic morphology of ceramic lattices and metal/ceramic IPCs; (b) Stress-strain curves of ceramic lattices; (c) Stress-strain curves of metal/ceramic IPCs

3.2.1 结构构型

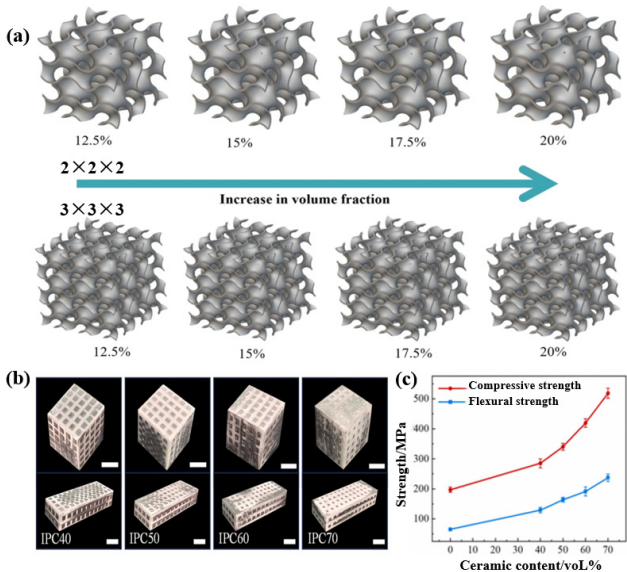
在金属/陶瓷 IPCs 中, 陶瓷点阵骨架的结构构型是决定其力学响应与失效机制的关键。Bauer 等^[66]利用 TPP 制备了纳米尺度的镍/热解碳 IPCs(图 16(a)), 对比了纳米旋节拓扑与纳米 Gyroid 两种构型的力学行为。实验发现, 两者在金属与陶瓷体积比接近 1 : 1 时均表现出最优的综合性能。Chen 等^[67]针对 BCC 与 Gyroid 两种 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 开展了准静态压缩实验(图 16(b))。结果显示, 基于 BCC 骨架的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 在达到峰值应力后发生脆性断裂, 而基于 Gyroid 骨架的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 在破坏前出现明显的应力波动, 提升了应变容限。在宏观变形方面, 基于 BCC 骨架的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 呈现块状压缩与屈服后渐进强化, 而基于 Gyroid 骨架的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 则表现为以剪切为主导的失效模式, 裂纹沿高曲率路径扩展, 导致应力快速下降。此外, Santos 等^[68]还比较了基于 Gyroid、Diamond 与 Primitive 三种陶瓷 TPMS 点阵结构的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs, 力学测试表明基于 Gyroid 与 Diamond 的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 在抗压强度与能量吸收方面性能相当, 而基于 Primitive 的 $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ IPCs 表现则显著逊色。这些研究共同表明, 在金属/陶瓷 IPCs 的设计中, 陶瓷点阵骨架的结构构型是调控力学性能与失效模式的关键因素, 合理选择与优化结构构型可实现性能的定向提升。

图 16 不同结构构型的金属/陶瓷 IPCs^[66-67]Fig. 16 Metal/ceramic IPCs with different structural configurations^[66-67]

(a) Metal/ceramic IPCs with Gyroid and Spinodal structures^[66]; (b) Metal/ceramic IPCs with BCC and Gyroid structures^[67]

3.2.2 体积分数

在金属/陶瓷 IPCs 中, 陶瓷相的体积分数同样是调控其宏观力学性能的关键参数之一。Cheng 等^[69]制备了不同陶瓷体积分数的 Al/ZTA(氧化锆增韧氧化铝)IPCs, 系统研究了其在冲击载荷下的动态响应。研究结果显示, 当陶瓷体积分数为 50%时, 金属相和陶瓷相之间的协同作用最为显著, 不仅能够有效抑制裂纹扩展, 还可以大幅延长复合材料的疲劳寿命, 铝合金/ZTA-Al₂O₃ IPCs 展现出最佳的动态防护性能。Santos 等^[68]制备了具有不同陶瓷体积分数的 Al/Al₂O₃ IPCs(图 17(a)), 结果显示增加陶瓷体积分数导致抗压强度线性增加。Sun 等^[70]通过 DLP 制备了 Al/Al₂O₃ IPCs, 发现随着陶瓷含量的增加, 抗压强度和抗弯强度都得到了显著提高(图 17(b, c))。随着 Al₂O₃ 体积分数从 40%增加到 70%, Al/Al₂O₃ IPCs 的抗弯强度从 128.77 MPa 增加到 237.18 MPa, 增幅达 81.8 %。这些研究表明, 通过调控陶瓷相的体积分数, 可以实现金属/陶瓷 IPCs 在强度、韧性和抗疲劳性能之间的最佳平衡。

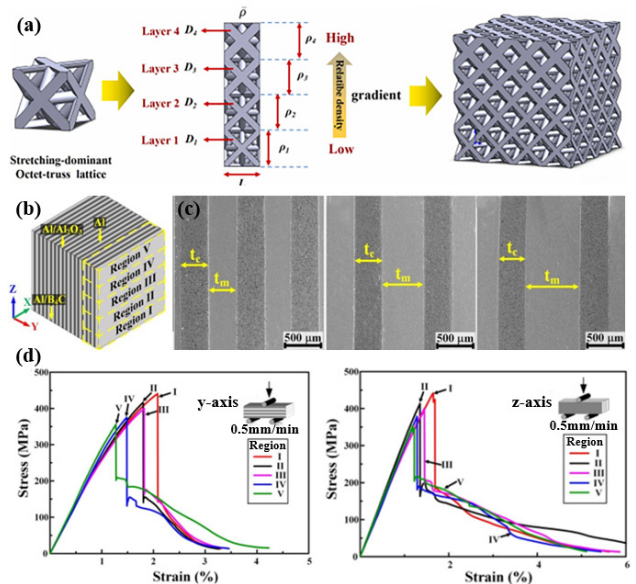
图 17 不同体积分数的金属/陶瓷 IPCs^[68, 70]Fig. 17 Metal/ceramic IPCs with different volume fractions^[68, 70]

(a) Design of Gyroid scaffold with different volume fractions^[68]; (b) Macroscopic morphology of Al/Al₂O₃ IPCs^[70]; (c) Compressive strength and flexural strength of Al/Al₂O₃ IPCs under different volume fractions^[70]

3.2.3 梯度设计

梯度设计同样对金属/陶瓷 IPCs 力学性能影响显著。Li 等^[71]设计制备了具有连续梯度体积分数的 Al/Al₂O₃ IPCs(图 18(a))。研究发现, 当梯度变化率为 30%时, Al/Al₂O₃ IPCs 的抗压强度、杨氏模量与能量吸收能力分别达到 176.1 MPa、4.56 GPa、4.638 MJ/m³, 远超过均匀结构的 IPCs。这主要归因于合理的梯度设计优化了金属/陶瓷 IPCs 的应力分布并延缓失效过程。Hu 等^[72]设计制备了具有成分梯度的 Al/Al₂O₃-B₄C IPCs(图 18(b, c))。当成分从富含 B₄C 的区域变化到富含 Al₂O₃ 的区域时, Al/Al₂O₃-B₄C IPCs 出现了从 134 GPa 弹性模量与 440 MPa 弯曲强度的高强度区到 2.1 kJ/m² 高韧性区的连续转变。同时, 层状结构的各向异性以及 y、z 轴上力学性能的显著差异也会导致 IPCs 对载荷的敏感性(图 18(d))。梯度结构创造了复杂微观结构和非均匀力学性能场, 由于局部力学性能与组成成分的变化, 裂纹倾向于转向更易扩展的路径, 从而增加扩展表面积, 提升能量吸收的能力。

表 2 对比了两类 IPCs 的力学性能。聚合物/陶瓷 IPCs 的强度相对较低, 但其比能量吸收性能优于金属/陶瓷 IPCs。这一差异直接影响了两类材料在应用方面的选择, 该特点将在第 4 章节进行描述。

图 18 梯度设计的金属/陶瓷 IPCs^[71-72]Fig. 18 Gradient designed metal/ceramic IPCs^[71-72]

(a) Gradient volume fraction^[71]; (b) Schematic image of Al/Al₂O₃-B₄C green bodies with compositional gradients^[72]; (c) Gradient pitch ceramic scaffold^[72]; (d) Three-point bending stress-strain curves along the y and z axis directions respectively^[72]

表 2 聚合物/陶瓷和金属/陶瓷 IPCs 的力学性能对比

Table 2 Comparison of mechanical properties of of polymer/ceramic and metal/ceramic IPCs

Type	Composition	Compressive strength/MPa	Specific energy absorption/(J·g ⁻¹)	Ref.
Polymer/ceramic IPCs	Polyurea/Al ₂ O ₃	14.79	2.97	[39]
	Epoxy resin/Al ₂ O ₃	135.00	18.00	[43]
	Polyurea/Al ₂ O ₃	61.03	6.85	[45]
	Resin/Al ₂ O ₃	40.01	17.30	[46]
	Epoxy resin/Al ₂ O ₃	453.30	12.00	[47]
	Phenolic/Al ₂ O ₃	101.09	2.70	[49]
	Phenolic/Al ₂ O ₃	114.86	2.73	[54]
Metal/ceramic IPCs	Al/ZTA	517.40	13.00	[56]
	Al-Si/ZrO ₂	343.00	1.66	[59]
	Al/Al ₂ O ₃	89.01	0.96	[64]
	Al/Al ₂ O ₃	240.00	0.71	[67]
	Al/Al ₂ O ₃	176.1	1.61	[71]

4 发展挑战

基于 AM 陶瓷点阵的 IPCs 在多个重大领域展现了应用潜力。例如, 在航空航天领域, 金属/陶瓷 IPCs 凭借其高强度与优异阻尼特性, 满足轻量化、耐高温和高可靠性的严苛需求; 金属与超高温陶瓷在热防护系统中可通过原位反应形成氧化物保护层, 实现主-被动协同冷却^[73]。在生物医学领域, 可降解金属/羟基磷灰石 IPCs 能够兼顾生物相容性与力学支撑, 适用于植入修复; 环氧树脂/ZrO₂ IPCs 的模量与牙体组织相近, 适用于口腔修复等。此外, 基于 AM 陶瓷点阵的 IPCs 在交通运输、能源化工、军事装备等领域同样具有广阔的应用前景。

当前, 基于陶瓷点阵 IPCs 的研究已进入从“结构仿生”迈向“性能定制”的关键阶段。尽管 AM 技术为 IPCs 的实现提供了前所未有的自由度, 但其进一步发展仍面临较多挑战。

4.1 工艺挑战

工艺层面, AM 陶瓷材料内部的缺陷难以避免或消除, 这严重制约了陶瓷点阵结构及其 IPCs 的力学性能。例如, VPP 技术受制于光固化过程中的固化收缩, 易引发开裂与翘曲; PBF 技术则因陶瓷对热输入的敏感性, 极易产生微裂纹和残余应力, 削弱材料强韧性; ME 与 BJ 技术同样面临类似的精度与完整性问题。这些缺陷不仅直接影响陶瓷点阵结构的几何精度, 更会成为应力集中源, 从而显著降低陶瓷

点阵结构及其 IPCs 的力学性能与可靠性。现阶段, 研究者已提出了多种优化策略。Jin 等^[74]通过数字模型切片数据的优化设计, 提升了打印性能与表面质量; Sridhar 等^[75]结合机器学习(ML)筛选材料 AM 工艺参数, 保证打印质量; Li 等^[76]则提出一种人工智能(Artificial intelligence, AI)驱动的拓扑优化方法, 能够协同调控材料的微观性质与点阵结构的宏观特征。这些方法在一定程度上缓解 AM 缺陷对陶瓷点阵结构及其 IPCs 力学性能的影响。

为实现高性能 IPCs 的可控制备, 未来需建立“工艺-缺陷-性能”的定量映射关系, 这要求深入揭示工艺参数对缺陷的影响机制及其对最终性能的传导路径。同时, 应发展融合多物理场仿真、在线监测与反馈控制的智能工艺系统: 通过仿真预测缺陷并优化参数, 借助在线监测实时捕捉成形状态, 利用反馈实现工艺动态调整。由此, 制造范式得以从“经验式纠错”转向“精密可控”, 从而在提升效率、降低成本的同时, 保障产品性能与质量, 为高性能 IPCs 的广泛应用奠定基础。

4.2 结构设计挑战

结构设计层面, IPCs 虽已具备多种成熟点阵形式, 但其设计进程仍然受到传统“试错-验证”模式的限制。这种模式不仅耗时耗力, 而且难以高效地满足高性能定制化设计的需求。当前, AI 的发展有望突破这一瓶颈。特别是在逆向设计和多尺度拓扑优化方面, AI 展现出了显著优势。如 Challapalli 等^[77]提出一种设计框架, 该框架自动识别并预测最优晶

胞构型。通过这种方法获得的点阵结构的抗压强度较传统的八面体桁架提升了 40%~120%(图 19)。这一成果显著提高了材料的力学性能, 且为复合材料的设计提供了新的思路。还有研究者开发了衍生感知机器学习算法^[78], 实现了非均匀晶格的多尺度拓扑优化。这种优化不仅使应变场分布更加均匀, 还大幅缩短了传统方法的重构任务时间(从数年缩短至数百分钟), 极大地推动了材料-结构一体化设计的进程。

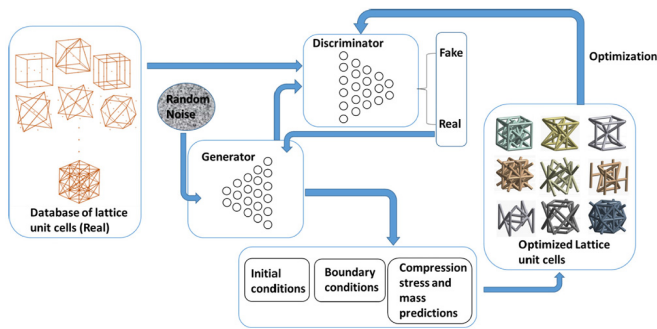


图 19 算法辅助的晶格优化设计流程^[77]

Fig. 19 Algorithm-assisted lattice optimization design process^[77]

尽管 AI 在 IPCs 的点阵结构构型优化中已取得显著进展, 但其辅助设计仍存在局限性: 高质量、标准化的训练数据稀缺, 且 IPCs 性能维度复杂, 导致预测模型精度受限; AI 决策过程缺乏透明性, 难以提供明确的物理解释; 当前优化多集中于单尺度, 未能充分处理材料-结构-功能之间的多尺度关联。尤其在材料组合选择、界面调控及功能-结构协同设计等关键环节, 智能化能力尚显不足。

未来, 为实现 IPCs 的全面性能提升, 需要进一步拓展 AI 在跨尺度、多物理场耦合问题中的应用范围。这不仅包括对材料和结构的优化, 还需要考虑材料的物理化学性质、界面相互作用以及功能需求。通过构建一个综合的智能设计平台, 以实现从局部优化到系统设计的全面升级, 从而为高性能 IPCs 设计和制造提供更高效、更精准的解决方案。这将有助于推动 IPCs 在更广泛的应用领域实现从“性能仿生”到“功能超越”的跨越。

4.3 结构功能一体化挑战

结构功能一体化层面, IPCs 凭借其独特的三维互穿拓扑结构和组分协同效应, 为多功能集成设计提供了一个极具潜力的平台。IPCs 不仅保留了陶瓷、聚合物或金属等组元的本征特性, 还通过多相空间耦合实现了力学性能与功能特性的协同增强。这使得其在生物医疗、冲击防护等多个领域展现出显著优势。例如, Casas-luna 等^[61]开发了一种可降解 Mg/

羟基磷灰石 IPCs, 其抗压强度达到了 116.2 MPa, 即使陶瓷相出现微裂纹, 其扩展路径被限制并在两相界面处偏转, 从而实现了优异的力学性能。此外, 通过 Mg 相提供了骨组织再生空间, 羟基磷灰石促进骨整合, 从而实现了植入体与生物环境的良性功能互动。Dong^[50]等基于 TPMS 构型研制出树脂/ZrO₂ IPCs 假牙, 其杨氏模量为 4.55~5.94 GPa, 与天然牙齿相当, 同时树脂作为软相提供润滑作用, 并减少摩擦, 降低接触损伤, 最终展现出良好的临床适用潜力。

此外, IPCs 在热管理、电磁调控等非结构功能场景的应用也处于探索阶段。但其多功能协同机制与性能边界尚未系统建立、存在挑战, 例如在热管理应用中, 三维陶瓷骨架用作导热通路, 填充金属或带有导热填料的聚合物, 实现轻质高强度的同时增加热导率; 在电磁调控中, 陶瓷骨架内部的多次反射和散射增加了电磁波的吸收, 而在第二相中添加磁性颗粒等手段增加损耗, 实现协同增强。但目前缺乏相关研究, 这限制了 IPCs 在更广泛功能领域的应用。此外, 当前研究大多停留在实验室尺度, 受限于材料间的工艺兼容性与界面调控难度。从样品制备迈向工程化应用的过程中, “尺度效应”与“性能衰减”等关键机制尚未明晰。未来, 为拓展 IPCs 的实际应用, 需建立“材料-工艺-结构-功能”一体化的跨尺度设计体系, 统筹微观-宏观尺度效应、物化属性与功能需求的协同。同时, 发展多目标协同的设计-制造-验证平台, 推动 IPCs 从“性能仿生”到“功能超越”的跨越, 为其在更广泛领域的定制化应用提供系统化解决方案。

5 结论

本文系统综述了基于 AM 陶瓷点阵的 IPCs 研究进展, 首先介绍了陶瓷点阵 AM 工艺、结构构型与力学性能, 进一步概况了聚合物/陶瓷与金属/陶瓷两类 IPCs 的复合工艺与力学性能, 最后对 IPCs 发展面临的挑战与机遇进行了展望与分析, 核心结论如下。

(1) 增材制造为复杂三维陶瓷点阵结构的制备提供了自由度, 但现有技术仍面临工艺优化的挑战。未来需发展智能工艺系统, 推动制造过程从“经验式纠错”向“精密可控”转变。

(2) 陶瓷点阵结构的结构构型、体积分数与梯度分布等是调控其力学性能的关键因素。通过合理设计这些参数, 可有效协调点阵结构的强度、韧性与能

量吸收能力。

(3) IPCs 的核心优势在于其三维连续、相互贯穿的两相拓扑结构。在聚合物/陶瓷与金属/陶瓷 IPCs 中, 这种结构实现了软硬两相在多尺度上的力学协同: 陶瓷骨架提供刚度和强度, 而填充相则通过塑性变形、裂纹桥接与偏转等机制显著提升韧性与能量耗散能力。性能不仅取决于组成材料本身, 更高度依赖于两相界面特性、空间互锁程度及载荷传递效率。因此, 通过精细调控点阵构型、体积分数以及复合工艺, 可实现强度、韧性乃至功能特性的“量身定制”, 这也是 IPCs 超越传统复合材料或单一相点阵结构的关键所在。

(4) 基于 AM 陶瓷点阵的 IPCs 研究进入“性能定制”阶段, 面临工艺优化、结构设计和功能一体化等挑战。未来需发展智能工艺系统、拓展 AI 应用, 并构建跨尺度设计方法, 推动 IPCs 从“性能仿生”到“功能超越”的跨越。

参考文献:

- [1] LIU Z Q, JIAO D, MEYERS M A, *et al.* Structure and mechanical properties of naturally occurring lightweight foam-filled cylinder—the peacock’s tail coverts shaft and its components. *Acta Biomaterialia*, 2015, **17**: 137.
- [2] LIU X, ZHANG F, ZOU J, *et al.* Biomimetic multi-layered protective materials with prestress and a periodic laminated structure. *Journal of Materiomics*, DOI: 10.1016/j.jmat.2025.101095.
- [3] YANG T, CHEN H S, JIA Z A, *et al.* A damage-tolerant, dual-scale, single-crystalline microlattice in the knobby starfish, *Protoreaster nodosus*. *Science*, 2022, **375**(6581): 647.
- [4] YANG T, JIA Z A, WU Z L, *et al.* High strength and damage-tolerance in echinoderm stereom as a natural bicontinuous ceramic cellular solid. *Nature Communications*, 2022, **13**: 6083.
- [5] GAO Y C, QIN B, WEN S M, *et al.* Ambient pressure drying of freeze-cast ceramics from aqueous suspension. *Nano Letters*, 2023, **23**(19): 9011.
- [6] ZHAI X F, CHEN J Y, WANG Y R, *et al.* Fabrication of Al_2O_3 ceramic cores with high porosity and high strength by vat photopolymerization 3D printing and sacrificial templating. *Ceramics International*, 2023, **49**(19): 32096.
- [7] ZHANG G X, ZOU B, WANG X F, *et al.* The 3D-Printed building and performance of Al_2O_3 ceramic filters with gradient hole density structures. *Ceramics International*, 2023, **49**(19): 31496.
- [8] KANG J H, SAKTHIBIRAMI K, JANG K J, *et al.* Mechanical and biological evaluation of lattice structured hydroxyapatite scaffolds produced via stereolithography additive manufacturing. *Materials & Design*, 2022, **214**: 110372.
- [9] BUTLER N, ZHAO Y, LU S, *et al.* Effects of light exposure intensity and time on printing quality and compressive strength of β -TCP scaffolds fabricated with digital light processing. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, **44**(4): 2581.
- [10] WANG Y, CHEN S S, LIANG H W, *et al.* Digital light processing (DLP) of nano biphasic calcium phosphate bioceramic for making bone tissue engineering scaffolds. *Ceramics International*, 2022, **48**(19): 27681.
- [11] BAUER J, CROOK C, IZARD A G, *et al.* Additive manufacturing of ductile, ultrastrong polymer-derived nanoceramics. *Matter*, 2019, **1**(6): 1547.
- [12] WU S Q, YANG L, WANG C S, *et al.* Si/SiC ceramic lattices with a triply periodic minimal surface structure prepared by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 2022, **56**: 102910.
- [13] ABDELMOULA M, KÜÇÜKTÜRK G, GROSSIN D, *et al.* Direct selective laser sintering of silicon carbide: realizing the full potential through process parameter optimization. *Ceramics International*, 2023, **49**(20): 32426.
- [14] KIM S Y, SESSO M L, FRANKS G V. Effect of internal lattice structure on the flexural strength of 3D printed hierarchical porous ultra-high temperature ceramic (ZrB_2). *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43**(5): 1762.
- [15] ZHAO Q X, CHEN R, WANG S S, *et al.* Utilization of fused deposition modeling in the fabrication of lattice structural Al_2O_3 ceramics. *Ceramics International*, 2024, **50**(19): 35193.
- [16] WU H D, JIANG C, TANG C, *et al.* Binder jetting printed *in situ* mullite strengthened alumina ceramics with excellent mechanical and thermal properties through multi-phase infiltration. *Virtual and Physical Prototyping*, 2024, **19**(1): e2427240.
- [17] CHOI J H, KWON M, HWANG K T, *et al.* Mechanical reinforcement of complex shaped ceramic filter fabricated using binder jetting process with photocurable composite ink. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, **35**: 5514.
- [18] YILDIZ B K, YILDIZ A S, KUL M, *et al.* Mechanical properties of 3D-printed Al_2O_3 honeycomb sandwich structures prepared using the SLA method with different core geometries. *Ceramics International*, 2024, **50**(2): 2901.
- [19] HUANG Z Y, LIU L Y, YUAN J M, *et al.* Stereolithography 3D printing of Si_3N_4 cellular ceramics with ultrahigh strength by using highly viscous paste. *Ceramics International*, 2023, **49**(4): 6984.
- [20] SHEN M H, FU R L, LIU Y N, *et al.* Mechanical characterization of Al_2O_3 twisted honeycomb structures fabricated by digital light processing 3D printing. *Ceramics International*, 2023, **49**(17): 29348.
- [21] ZOK F W, LATTURE R M, BEGLEY M R. Periodic truss structures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2016, **96**: 184.
- [22] KARRI C P, KAMBAGOWNI V. Finite element analysis approach for optimal design and mechanical performance prediction of additive manufactured sandwich lattice structures. *Journal of the Institution of Engineers: India: Series D*, 2025, **106**(1): 353.

- [23] WANG X X, LI Z D, DENG J J, *et al.* Unprecedented strength enhancement observed in interpenetrating phase composites of aperiodic lattice metamaterials. *Advanced Functional Materials*, 2025, **35**(1): 2406890.
- [24] XU Y C, GAO Y, YANG X D, *et al.* Relationship between topological structures and mechanical properties of artificially architected SiC cellular ceramics: experimental and numerical study. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43**(10): 4263.
- [25] ZHANG X Q, ZHANG K Q, ZHANG B, *et al.* Additive manufacturing, quasi-static and dynamic compressive behaviours of ceramic lattice structures. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42**(15): 7102.
- [26] ZENG Y, SUN L J, YAO H H, *et al.* Fabrication of alumina ceramics with functional gradient structures by digital light processing 3D printing technology. *Ceramics International*, 2022, **48**(8): 10613.
- [27] CROOK C, BAUER J, GUELL IZARD A, *et al.* Plate-nanolattices at the theoretical limit of stiffness and strength. *Nature Communications*, 2020, **11**: 1579.
- [28] ZHANG B, ZHANG X Q, WANG W Q, *et al.* Mechanical properties of additively manufactured Al_2O_3 ceramic plate-lattice structures: experiments & simulations. *Composite Structures*, 2023, **311**: 116792.
- [29] AL-KETAN O, AL-RUB R K A. MSLattice: a free software for generating uniform and graded lattices based on triply periodic minimal surfaces. *Material Design & Processing Communications*, 2021, **3**(6): e205.
- [30] LU J X, DONG P, ZHAO Y T, *et al.* 3D printing of TPMS structural ZnO ceramics with good mechanical properties. *Ceramics International*, 2021, **47**(9): 12897.
- [31] VIJAYAVENKATARAMAN S, KUAN L Y, LU W F. 3D-printed ceramic triply periodic minimal surface structures for design of functionally graded bone implants. *Materials & Design*, 2020, **191**: 108602.
- [32] LU C X, DING J, JIANG X, *et al.* Enhancing mechanical properties and damage tolerance of additive manufactured ceramic TPMS lattices by hybrid design. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, **107**(10): 6524.
- [33] IZARD A G, BAUER J, CROOK C, *et al.* Ultrahigh energy absorption multifunctional spinodal nanoarchitectures. *Small*, 2019, **15**(45): 1903834.
- [34] ANANDAN N, WILSON C G, MEZA L R. Functionally graded spinodal nanoarchitected ceramics with unprecedented recoverability. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2025, **301**: 110453.
- [35] BRODNIK N R, SCHMIDT J, COLOMBO P, *et al.* Analysis of multi-scale mechanical properties of ceramic trusses prepared from preceramic polymers. *Additive Manufacturing*, 2020, **31**: 100957.
- [36] LEE E, JIA Z A, YANG T, *et al.* Multiscale mechanical design of the lightweight, stiff, and damage-tolerant cuttlebone: a computational study. *Acta Biomaterialia*, 2022, **154**: 312.
- [37] MAO A R, ZHOU S T, HONG Y L, *et al.* Three-dimensional printing of cuttlebone-inspired porous ceramic materials. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2024, **16**(31): 41202.
- [38] THAKUR M S H, NATH M D, AJAYAN P M, *et al.* Macroscale ceramic origami structures with hyper-elastic coating. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, 2025, **8**(2): 226.
- [39] ZHANG X Q, SU R Y, GAO X, *et al.* Circumventing brittleness of 3D-printed Al_2O_3 cellular ceramic structures via compositing with polyurea. *Rare Metals*, 2024, **43**(11): 5994.
- [40] SAJADI S M, VÁSÁRHELYI L, MOUSAVI R, *et al.* Damage-tolerant 3D-printed ceramics via conformal coating. *Science Advances*, 2021, **7**(28): eabc5028.
- [41] WANG G S. Influence of polydopamine/polylactic acid coating on mechanical properties and cell behavior of 3D-printed calcium silicate scaffolds. *Materials Letters*, 2020, **275**: 128131.
- [42] SUN J X, YU S X, WADE-ZHU J, *et al.* 3D printing of ceramic composite with biomimetic toughening design. *Additive Manufacturing*, 2022, **58**: 103027.
- [43] SINGH A, KARATHANASOPOULOS N. Mechanics of ceramic-epoxy interpenetrating phase composites engineered with TPMS and spinodal topologies. *Composites Science and Technology*, 2024, **253**: 110632.
- [44] WU H L, GUO A F, KONG D K, *et al.* Nacre-like carbon fiber-reinforced biomimetic ceramic composites: fabrication, microstructure, and mechanical performance. *Ceramics International*, 2024, **50**(14): 25388.
- [45] ZHANG X Q, MENG Q Y, ZHANG K Q, *et al.* 3D-printed bioinspired Al_2O_3 /polyurea dual-phase architecture with high robustness, energy absorption, and cyclic life. *Chemical Engineering Journal*, 2023, **463**: 142378.
- [46] LI W Y, ZHANG K Q, ZHANG Z J, *et al.* Damage tolerance and cyclic stability of 3D-architected Al_2O_3 /polymer composites. *Journal of Materiomics*, DOI: 10.1016/j.jmat.2025.101112.
- [47] ZHAO Y D, YAP X Y, YE P C, *et al.* Enhanced mechanical and thermal properties in 3D printed Al_2O_3 lattice/epoxy interpenetrating phase composites. *Mechanics of Materials*, 2024, **190**: 104930.
- [48] LI X W, KIM M, ZHAI W. Ceramic microlattice and epoxy interpenetrating phase composites with simultaneous high specific strength and specific energy absorption. *Materials & Design*, 2022, **223**: 111206.
- [49] ZHONG K, WANG Z G, CUI J, *et al.* Mechanical behavior of reinforced Al_2O_3 lattice structures: effects of structural parameters from experiments and simulations. *Thin-Walled Structures*, 2025, **207**: 112753.
- [50] DONG X S, WANG G Q, WANG S R, *et al.* Designing and additive manufacturing of biomimetic interpenetrating phase zirconia-resin composite dental restorations with TPMS structure. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2024, **160**: 106718.
- [51] EDER M, JUNGNIKL K, BURGERT I. A close-up view of wood structure and properties across a growth ring of Norway spruce (*Picea abies* [L] Karst.). *Trees*, 2009, **23**: 79.

- [52] HABIBI M K, SAMAEI A T, GHESHLAGHI B, *et al.* Asymmetric flexural behavior from bamboo's functionally graded hierarchical structure: underlying mechanisms. *Acta Biomaterialia*, 2015, **16**: 178.
- [53] SU J M, GUO L, ZHU H J, *et al.* High toughness of 3D printed ceramic/polymer interpenetrating phase composite with gradient structures under multi-directional stresses. *Journal of Materials Science*, 2025, **60**(9): 4197.
- [54] ZHONG K, CUI J, WANG Z G, *et al.* Synergistic gradient-composite effects on mechanical reinforcement of ceramic lattice structures. *Thin-Walled Structures*, 2025, **216**: 113729.
- [55] WEN S M, CHEN S M, GAO W T, *et al.* Biomimetic gradient bouligand structure enhances impact resistance of ceramic-polymer composites. *Advanced Materials*, 2023, **35**(21): e2211175.
- [56] CHENG D X, XIA Y F, YAO D X, *et al.* Quasi-static and dynamic mechanical properties of interpenetrating zirconia-toughened alumina-aluminum alloy composite material. *Materials Today Communications*, 2024, **41**: 110929.
- [57] LI S, LI Y F, WANG Q W, *et al.* Fabrication of 3D-SiC/aluminum alloy interpenetrating composites by DIW and pressureless infiltration. *Ceramics International*, 2021, **47**(17): 24340.
- [58] ZHANG Z J, LI W Y, FENG Y J, *et al.* Strongly improved mechanical properties of aluminum composites by designed ceramic lattice. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, **35**: 2637.
- [59] ZHANG Z, FENG Y, LI W, *et al.* Stiff and ductile 3D-architected metal/ceramic composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2025, **194**: 108904.
- [60] LI Y, ZHONG S J, QIAN M F, *et al.* Design and fabrication of bionic Bouligand-structured SiC/2024Al composites via binder jetting additive manufacturing and pressure infiltration. *Composites Part B: Engineering*, 2025, **301**: 112526.
- [61] CASAS-LUNA M, MONTUFAR E B, HORT N, *et al.* Degradable magnesium-hydroxyapatite interpenetrating phase composites processed by current assisted metal infiltration in additive-manufactured porous preforms. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, **10**(12): 3641.
- [62] HUANG J C, DARYADEL S, MINARY-JOLANDAN M. Low-cost manufacturing of metal-ceramic composites through electrodeposition of metal into ceramic scaffold. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2019, **11**(4): 4364.
- [63] KHAKZAD M, KHADEMI M, PERRUCI G F, *et al.* Hybrid manufacturing of ceramic-metal composites by vat polymerization 3D printing and pulse electroplating. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, **144**: 157.
- [64] LU J J, WANG D, ZHANG K Q, *et al.* Mechanical properties of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ with Gyroid structure obtained by stereolithographic additive manufacturing and melt infiltration. *Ceramics International*, 2022, **48**(16): 23051.
- [65] ZHU M M, DENG C Z, ZHANG Z F, *et al.* Stereolithography 3D printing ceramics for ultrahigh strength aluminum matrix composites. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, **139**: 126.
- [66] BAUER J, SALA-CASANOVAS M, AMIRI M, *et al.* Nanoarchitectured metal/ceramic interpenetrating phase composites. *Science Advances*, 2022, **8**(33): eabo3080.
- [67] CHEN F, DING J, JIA M Y, *et al.* 3D bi-continuous interpenetrating networks enables Al-matrix composites with enhanced mechanical energy absorption capacity. *Composite Structures*, 2025, **368**: 119293.
- [68] SANTOS S, MATOS C, DUARTE I, *et al.* Effect of TPMS reinforcement on the mechanical properties of aluminium-alumina interpenetrating phase composites. *Progress in Additive Manufacturing*, 2025, **10**(2): 1187.
- [69] CHENG D, XIA Y, YAO D, *et al.* The dynamic protective performance of interpenetrating zirconia toughened alumina-aluminum alloy composite material prepared by 3D printing and metal infiltration. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, **1022**: 179953.
- [70] SUN J X, WANG Y D, ZOU J, *et al.* Ceramic/metal composites fabricated via 3D printing and ultrasonic-assisted infiltration for high specific strength and energy absorption. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, **1006**: 176216.
- [71] LI S W, WANG G, ZHANG K Q, *et al.* Mechanical properties of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ interpenetrated functional gradient structures by 3D printing and melt infiltration. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, **950**: 169948.
- [72] HU Y B, JIANG M Y, SHEN P. Compositionally gradient $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}_4\text{C}/\text{Al}$ composites with interpenetrating structure and tailored properties via material extrusion-based additive manufacturing and pressure infiltration. *Virtual and Physical Prototyping*, 2025, **20**(1): e2450101.
- [73] WU Y, ZHAO R D, LIANG B, *et al.* Construction of $\text{C}/\text{SiC-Cu}_3\text{Si-Cu}$ interpenetrating composites for long-duration thermal protection at 2500 °C by cooperative active-passive cooling. *Composites Part B: Engineering*, 2023, **266**: 111015.
- [74] JIN Y, DU J K, HE Y. Optimization of process planning for reducing material consumption in additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Systems*, 2017, **44**: 65.
- [75] SRIDHAR S, VENKATESH K, REVATHY G, *et al.* Adaptive fabrication of material extrusion-AM process using machine learning algorithms for print process optimization. *Journal of Intelligent Manufacturing*, 2025, **36**(7): 5087.
- [76] LI S Y, WEI H K, YUAN S Q, *et al.* Collaborative optimization design of process parameter and structural topology for laser additive manufacturing. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, **36**(1): 456.
- [77] CHALLAPALLI A, PATEL D, LI G Q. Inverse machine learning framework for optimizing lightweight metamaterials. *Materials & Design*, 2021, **208**: 109937.
- [78] WU C, LUO J J, ZHONG J X, *et al.* Topology optimisation for design and additive manufacturing of functionally graded lattice structures using derivative-aware machine learning algorithms. *Additive Manufacturing*, 2023, **78**: 103833.

