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.0454-5648.20210188

基于光固化 3D 打印技术的定向晶涡轮叶片快速制造

史凤岭[1,2]，陈 义[1]，苗 恺[1]，鲁中良[1]，李涤尘[1]，卢秉恒[1]

(1. 西安交通大学，机械制造系统工程国家重点实验室，西安 710049；2. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司，沈阳 110043)

摘 要：采用基于光固化 3D 打印和凝胶注模方法，实现型芯/型壳一体化的陶瓷铸型的快速制造。引入高活性硅粉，通过硅粉的高温反应烧结，能够降低陶瓷铸型的孔隙率，并促进高温强化相莫来石的生成，莫来石晶须的生成有助于提升陶瓷铸型的断裂韧性。当硅粉添加量为 9%(质量分数)，烧结温度为 1 400 ℃时，铸型的高温强度可达到 17.6 MPa，断裂韧性为 1.78 MPa·m$^{1/2}$。最终通过定向凝固工艺，实现了涡轮叶片的快速制造。

关键词：光固化原型；陶瓷铸型；硅粉；高温强度；断裂韧性
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)09–1828–09
网络出版时间：2021–07–26

Rapid Manufacturing of Directional Crystal Turbine Blade Based on UV Curing 3D Printing Technology

SHI Fengling[1,2], *CHEN Yi*[1], *MIAO Kai*[1], *LU Zhongliang*[1], *LI Dichen*[1], *LU Bingheng*[1]
(1. State Key Laboratory of mechanical manufacturing system engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
2. AVIC Shenyang Liming Aero Engine Co., Ltd, Shenyang 110043, China)

Abstract: There is an "oxygen inhibition layer" forming when light-curing 3D printing with radicals resin material, leading to continuous printing and surface quality improvement. Since the mechanism of controlling the structural precision of printing parts is unclear, it is thus difficult to control the precision of printing porous parts with complex shape. This paper used a self-made free radical bioceramic slurry to produce porous bioceramic scaffolds through stereolithography, investigated the three-stage curing interval in the lithography process and the principle of controlling the molding accuracy of the oxygen barrier layer. and proposed a reasonable control oxygen-inhibition layer method for adjusting the printing process parameters. It is indicated that the oxygen-inhibition layer can improve the molding accuracy of ceramic parts, and affect its mechanical properties. According to the established mechanism of the thickness of the oxygen-inhibition layer on the forming accuracy and mechanical properties of the porous structure of the bio-bone ceramic scaffold, the high-precision manufacturing basic theory and method for the multifunctional ceramic printing technique and the application of ceramic base bone substitutes were proposed.

Keywords: stereolithography resin prototype; ceramic mold; silicon powder; high-temperature strength; fracture toughness

涡轮叶片是航空发动机热端关键零件，它的性能水平已成为热动力装备先进程度的重要标志，也是一个国家制造技术水平的显著标志[1–3]。涡轮叶片制造技术是近 20 年来重点关注的技术难题，国内外在不懈地探索叶片结构设计、材料性能和制造的科学原理，促进航空发动机的性能不断提高[4–6]。涡轮叶片内部含有复杂的冷却流道和腔室，制造技术难度较大，而叶片的成形质量直接关系到涡轮叶片的性能与使用，因此需针对涡轮叶片开展高品质精密成形研究。

目前，涡轮叶片的制造主要采用熔模铸造方法[7–8]，该技术包括型芯模具准备、制芯、蜡模模

收稿日期：2021–03–20。　修订日期：2021–04–13。
基金项目：中国航空发动机集团产学研合作项目(HFZL2019CXY023)；航空发动机及燃气轮机重大专项基础研究项目(2017-VII-0008-0101)。
第一作者：史凤岭(1964—)，男，博士研究生。
通信作者：鲁中良(1977—)，男，博士，教授。

Received date: 2021–03–20.　**Revised date:** 2021–04–13.
First author: SHI Fengling(1964–), male, Doctoral candidate.
E-mail: sylm_sfl@126.com
Correspondent author: LU Zhongliang (1977–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: zllu@mail.xjtu.edu.cn

具准备、型芯与蜡模模具组装、制备蜡模、涂挂陶瓷浆料、制壳、化蜡、焙烧、浇注金属、脱芯、激光打孔等多个工艺步骤。熔模铸造方法型芯/型壳分开制备，金属模具开发周期长，且成本高，组装型芯与蜡模的过程中容易产生装配误差，型芯与型壳之间的位置精度也难以保证，型芯易发生偏移，装配间隙的存在使型芯在外力(自重、金属液的冲击)作用下易发生偏移，从而产生偏芯、穿孔现象[9−10]。而且，对于结构复杂的涡轮叶片，内部冷却通道都是传统精密铸造工艺难以实现的。

陶瓷铸型应具有良好的高温力学性能和韧性来抵抗热冲击，防止定向凝固过程中型壳开裂、型芯偏芯、断芯等现象出现。目前，主要通过材料设计和后处理强化等方法提高氧化铝基陶瓷铸型的高温性能，材料设计方法是通过添加铝基或硅基矿化剂，促进基体材料的反应烧结，生成高温强化相[11−12]；后处理强化则是通过渗透的方式，调整铸型内部孔隙分布，同时引入高活性物质，促进烧结。采用凝胶注模方法成形一体化陶瓷铸型，为保证陶瓷浆料具有较好的流动性，陶瓷浆料的固相含量偏低，因此陶瓷铸型的致密度普遍不高。为提升凝胶注模法成形的一体化陶瓷铸型高温强度，多通过材料设计来反应生成高温强化相，提升陶瓷铸型的高温强度。莫来石是氧化铝基陶瓷铸型中最常见的高温强化相，研究发现通过添加蓝晶石[13]，SiO_2[14]或 SiC[15]等矿化剂材料均能促进莫来石的生成，也可以直接添加莫来石晶须[16]等办法促进高温强度提升，Li 等[17]和 Wan 等[18]还分别研究了固相含量对陶瓷高温性能的影响，范芳发现 ZrO_2 能够填充基体颗粒间隙，阻碍陶瓷裂纹扩展，最终提高陶瓷高温强度和致密度[19]。现阶段，国内外通过模压成形的氧化铝基型芯性能如表 1 所示[3]，1 500 ℃的高温抗弯强度普遍在 10 MPa 以下[20]。

表 1　国内外氧化铝基型芯及其性能

Table 1　Al_2O_3-based core and its properties at home and abroad

Materials	Area	Bending strength/MPa	Porosity/%
Al_2O_3/Y_2O_3	America	17–34(20 ℃)	44–49
AC-1	AECC Beijing Institute of	25–29(20 ℃) 5–7(1 500 ℃)	34
AC-2	Aeronautical Materials	20–28(20 ℃) 6–8(1 500 ℃)	37
Al_2O_3/SiO_2	Institute of metal research	72(20 ℃)	37.8

采用基于光固化 3D 打印和凝胶注模技术的涡轮叶片陶瓷铸型制造方法[21]，可实现复杂结构涡轮叶片的快速制造，加速新型号涡轮叶片的样件验证。该技术具有如下优点：成型效率高，型芯/型壳一体化成形，无需开具金属模具，同样无需装配与组模；成型复杂结构能力强，可实现任意复杂结构零件的快速制备，陶瓷型芯的结构与形状不受限制，使得制造复杂冷却结构叶片成为可能；可以实现定向晶/单晶等不同性能的叶片快速制造。与直接光固化 3D 打印一体化陶瓷铸型方法相比[20−24]，采用光固化结合凝胶注模方法成形的陶瓷铸型，其性能更加稳定[25−28]。

提出基于反应烧结硅粉的方法，通过高活性硅粉与氧化铝基体材料烧结反应，促进高温强化相莫来石的生成，同步调控铸型的高温强度和断裂韧性，操作简单，仅通过材料设计方法即可实现陶瓷铸型性能稳定控制，保证型芯/型壳一体化陶瓷铸型满足定向凝固成形要求。

1　实验

1.1　原料

采用 4 种不同粒径的 α-Al_2O_3，中位粒径 D_{50} 分别为 100、40、5 μm 和 2 μm(99.9% Al_2O_3)。硅粉为矿化剂增强材料(99.99% Si)。溶剂为去离子水。pH 值调节采用氨水和盐酸。分散剂采用聚丙烯酸钠(化学纯)。涡轮叶片光固化树脂原型的材料为 C-UV8981 光敏树脂。

1.2　样品制备

图 1 为基于光固化 3D 打印和凝胶注模技术的涡轮叶片制造流程。光固化成形工艺包括：将涡轮叶片三维模型转换成为 STL 文件，然后导入 SPS600B 光固化激光快速成型机中，自动生成分层厚度为 0.07 mm 的二维切片 SLC 文件，最后在 SLC 文件控制下按照设定的轨迹采用立体光固化工艺成形，得到涡轮叶片树脂原型。凝胶注模工艺包括：将设计的陶瓷粉末与预混液混合，加入料球，在球磨机中搅拌均匀，球磨机的转速为 300 r/min，球磨时间为 40 min，得到陶瓷浆料后，在真空铸型机内实现凝胶注模陶瓷铸型的制备。真空冷冻干燥技术是为了实现铸型坯体的干燥处理，去除掉陶瓷铸型内部的水分，真空冷冻的时间为 80 h。同时，为得到叶片的陶瓷铸型空腔结构，对铸型进行脱脂处理，脱脂温度为 900 ℃。结合材料设计对铸型进行终烧接强化处理，烧结温度设定在 1 350~1 450 ℃间，经过高温烧结后得到面向定向凝固的一体化陶

瓷铸型，最后通过精密铸造技术实现金属涡轮叶片的成形。

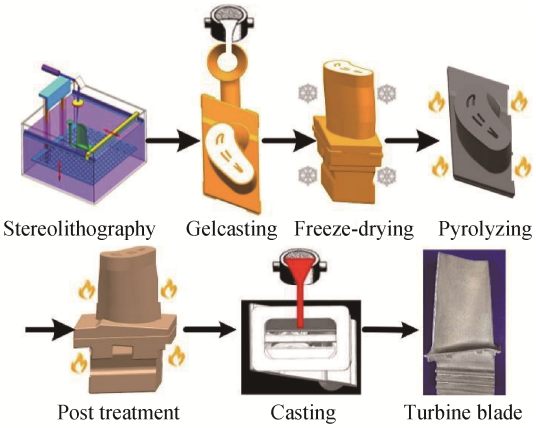


图 1 基于 SL 原型的涡轮叶片型芯型壳一体化陶瓷铸型快速制造技术

Fig. 1 Manufacturing method of integral ceramic mold for turbine blade based on stereolithography

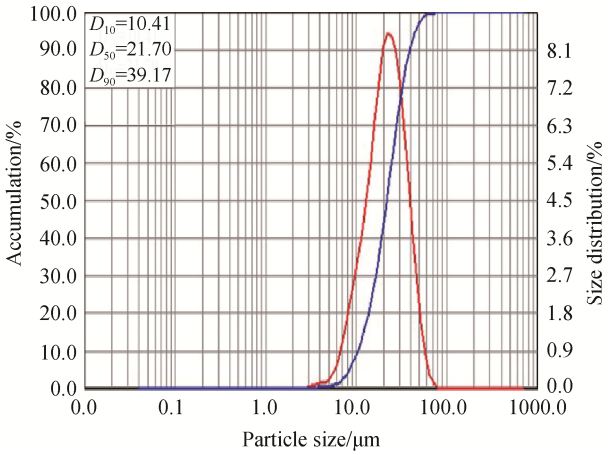
通过探究硅粉含量的变化对陶瓷铸型的强度变化影响，配置的陶瓷浆料固相含量均为 60%，如表 2 所示，采用基于 Funk-Dinger 方程实现颗粒级配[29]，硅粉的中位粒径介于 40 μm 和 5 μm 的 Al_2O_3 之间，因此当增加硅粉的添加量时，平均减少 40 μm 和 5 μm 的 Al_2O_3 的添加量，符合颗粒级配分布，保证陶瓷铸型的性能稳定。陶瓷铸型的性能主要受硅粉添加量的影响，将硅粉的添加量由 0 梯度增加到 12%，通过控制硅粉的添加量来调控陶瓷铸型的高温强度和断裂韧性。硅粉的粒度分布和微观形貌如图 2 所示，硅粉的中位粒径 D_{50}=21.7 μm，硅粉物理化学性质稳定，高活性硅粉在高温烧结过程中能增强一体化陶瓷铸型的烧结推动力，同时硅粉颗粒越细，其比表面积越大，越有利于提高反应速率，硅粉的添加有利于促进反应烧结，能够有效地提高陶瓷铸型的高温综合性能。

表 2 添加硅粉陶瓷浆料配方

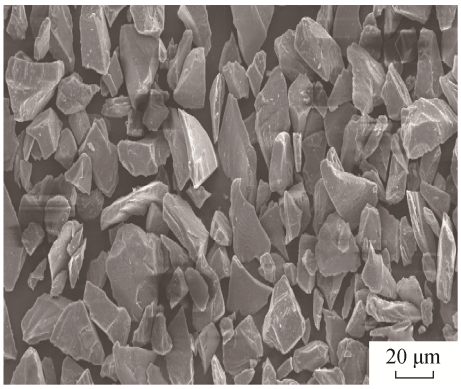
Table 2 Formula of ceramic slurry with silicon powder additive *w*/%

Sample	Al_2O_3 (100 μm)	Al_2O_3 (40 μm)	Al_2O_3 (5 μm)	Al_2O_3 (2 μm)	Si (21.7 μm)
	20	38	23	15	0
2	20	36.5	21.5	15	3
3	20	35	20	15	6
4	20	33.5	18.5	15	9
5	20	32	17	15	12

w—Mass fraction.



(a) Particle size distribution of silica powder



(b) Micromorphology of silicon powder

图 2 用于凝胶注模成形的硅粉形貌及粒径分布

Fig. 2 Silicon powder for gelcasting processing

1.3 样品表征

制备尺寸为 60 mm×10 mm×4 mm 的烧结样品，然后使用 HSST-6003QP 型全自动高温应力应变试验机测试样品 1 500 ℃高温强度。测试方法为三点抗弯强度法，支点跨距为 30 mm。三点抗弯强度计算公式为：

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2} \tag{1}$$

式中：σ 为抗弯强度/MPa；P 为样品断裂时的最大载荷/N；L 为支架间距/mm；b 样品宽度/mm；h 为样品高度/mm。

按照单边切口梁三点弯曲断裂法测试断裂韧性的测试标准，SENB 法是在矩形截面的陶瓷部件中开一个很小的切口作为预制裂纹，然后通过三点弯曲对样品加载直至试验断裂。测试方法如图 3 所示，通过参考国际标准 ISO15732:2003 和 ASTM C1421—18。

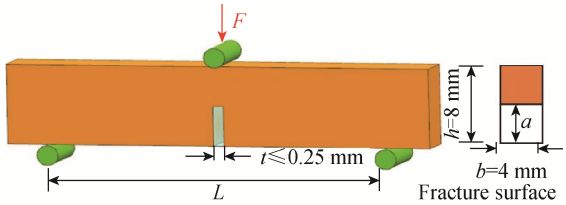


图 3　断裂韧性测量示意图

Fig. 3　Schematic illustration of measurement for fracture toughness

样品加工成宽度 b=4 mm，高度 h=8 mm，长度 l=40 mm，对样品进行切口处理，切口深度为 a，满足 0.4≤a/h≤0.6 时，切口的宽度 t≤0.25 mm，测试断裂韧性的跨距 L 为 32 mm，设置压头下降速率为 0.05 mm/min，同组测量 6 个样品取平均值。基于此，将测试结果和相关参数代入获得材料的断裂韧性 K_{IC}：

$$K_{IC}=Y\cdot\frac{3PL}{2bh^2}\sqrt{a} \tag{2}$$

式中：P 为断裂载荷；式(2)中的 Y 为形状因子，形状因子 Y 表达式为：

$$Y=1.96-2.75\left(\frac{a}{h}\right)+13.66\left(\frac{a}{h}\right)^2-23.98\left(\frac{a}{h}\right)^3+25.22\left(\frac{a}{h}\right)^4 \tag{3}$$

依据 GB/T 1966—1996《多孔陶瓷显气孔率、容重实验方法》中 Archimedes 排水法测试制备的样品的气孔率。树脂原型的设备型号为 XJTU-SPS600B，用 SU-8010 型扫描电子显微镜观察样品的微观形貌，利用参比强度法，利用 Bruker D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪，对 XRD 谱中各样品的物相进行定量分析。利用 Bettersize2600 型激光粒度分布仪分析硅粉的粒度分布。

2　结果与讨论

2.1　孔隙率

图 4 为硅粉颗粒在大气氛围下的差热曲线。由图 4 可见，硅粉的熔点较高，从室温到 799 ℃，硅粉的质量没有发生变化，从 799 ℃开始，粉末质量开始增加，说明硅粉开始氧化反应，生成高活性的 SiO_2。

硅粉添加的主要目的是促进其高温氧化生成 SiO_2，之后 SiO_2 与 Al_2O_3 反应生成莫来石，如式(4)和式(5)所示。

$$Si+O_2\rightarrow SiO_2 \tag{4}$$

$$2SiO_2+3Al_2O_3\rightarrow 3Al_2O_3\cdot 2SiO_2 \tag{5}$$

脱脂完成后，对陶瓷铸型进行高温烧结，终烧温度分别为 1 350、1 400 ℃和 1 450 ℃，得到最终的陶瓷铸型成品，并面向定向凝固成形。图 5 为添加硅粉的陶瓷样品分别经过 1 350、1 400 ℃和 1 450 ℃高温烧结后的开气孔隙率值，采用 Archimedes 排水法测得。

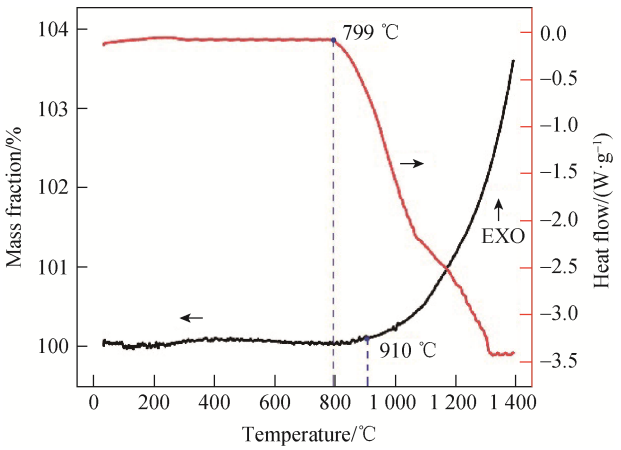


图 4　硅粉差热分析

Fig. 4　TG–DSC analysis of silicon powder

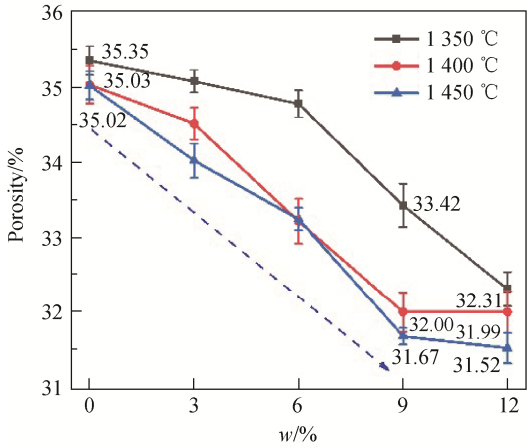


图 5　添加硅粉样品的孔隙率

Fig. 5　Porosity of samples with silicon powder additive

由图 5 还可以看出，随着硅粉含量的增加，在经过相同温度的高温烧结后，其孔隙率是逐渐降低的。而当添加相同量的硅粉时，随着烧结温度的升高，其孔隙率也是逐渐降低的。因此可以发现孔隙率的降低与两方面因素有关：硅粉的添加量和终烧温度，硅粉活性较高，能够促进反应烧结，而升高烧结温度同样能够促进反应烧结，降低孔隙率。

采用凝胶注模法成形的陶瓷样品，经过脱脂工艺后，其孔隙率都是接近 40%，不添加硅粉的样品，在 1 350、1 400 ℃和 1 450 ℃烧结后的孔隙率分别为 35.35%、35.03%和 35.02%，而添加 12%含量硅粉的样品，在 1 350、1 400 ℃和 1 450 ℃烧结后的孔隙率分别为 32.31%、31.99%和 31.52%，孔隙率降低非常明显。同时可以看到，在 1 400 ℃和 1 450 ℃高温烧结条件下，当硅粉含量由 9%升高到 12%时，孔隙率基本不再发生变化，依靠反应烧结方法已经

使铸型的孔隙率降低到饱和状态。

2.2 高温强度

图 6 为陶瓷样品经过 1 400 ℃烧结后其断面 XRD 谱。由图 6 可以看出，在样品 1~样品 5 中均发现了莫来石衍射峰，莫来石衍射峰强度随铝粉增加而逐渐增强，表明添加硅粉能够促进莫来石生成。但在样品 4 和样品 5 中，莫来石衍射峰的强度基本持平，因此当硅粉含量达到 9%，莫来石生成达到饱和。

将样品 4 在 1 400 ℃高温烧结后，对内部的晶须进行能谱分析(见图 7)，晶须的主要成分 Al、Si 和 O，元素的含量分布与能谱分析点有直接关系，图 7 中 Al、Si 和 O 含量差异较大，但可以确定晶须的主要成分是莫来石。

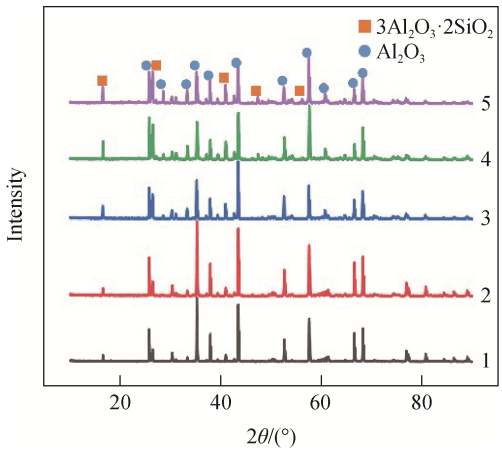
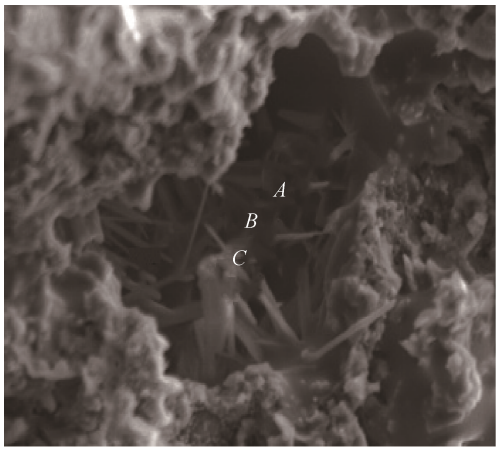
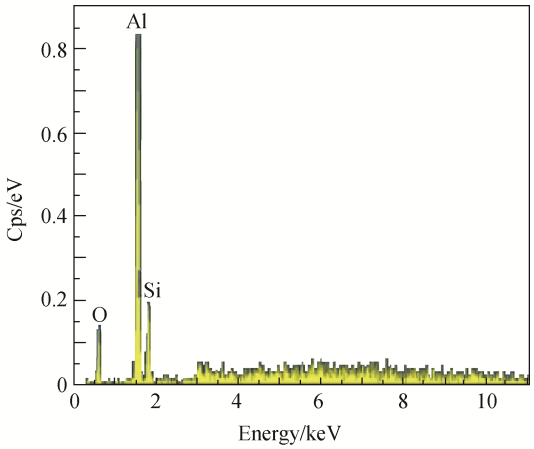


图 6 添加不同含量硅粉的陶瓷样品 XRD 谱

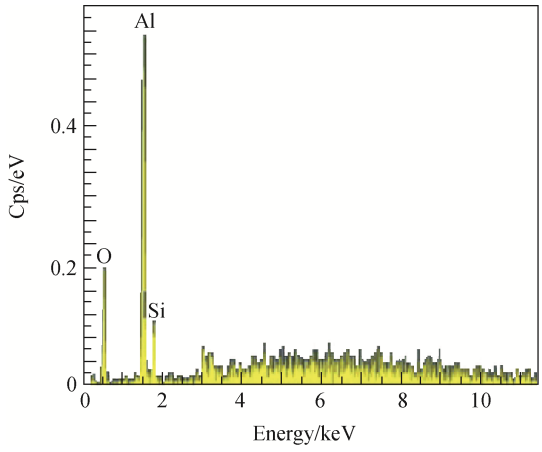
Fig. 6 XRD patterns of samples with different silicon additive



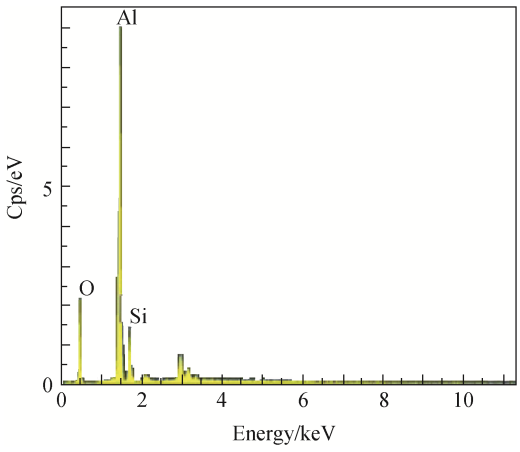
(a) SEM photograph



(b) EDS spectrum of point *A* in Fig. 7(a)



(c) EDS spectrum of point *B* in Fig. 7(a)



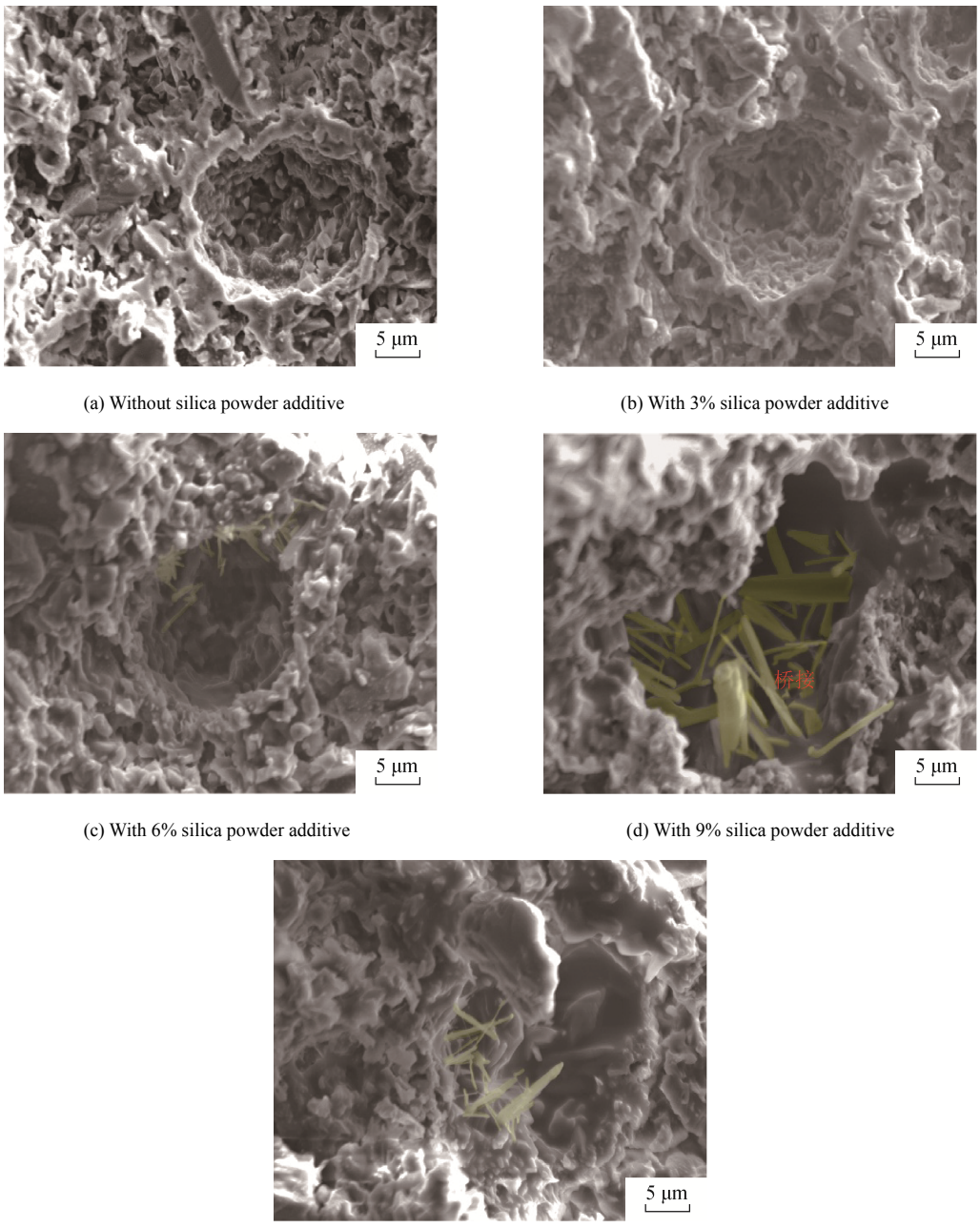
(d) EDS spectrum of point *C* in Fig. 7(a)

图 7 莫来石晶须能谱分析

Fig. 7 EDS spectrum analysis of mullite whiskers

图 8 为陶瓷样品烧结后的断面微观形貌照片。由图 8 可见，硅粉在 1 400 ℃时已完成氧化反应，并且氧化产物与基体刚玉粉能够充分反应，生成莫来石。当不添加硅粉或者硅粉添加量为 3%时，样品内部无法观测到莫来石晶须(见图 8a 和图 8b)。随着硅粉含量的增加，莫来石数量明显增加，当硅粉添加量达到 9%时，晶须数量达到最多(见图 8d)。莫来石晶须活性较高，当硅粉含量继续增加时，莫来石晶须保持继续生长并伴随直径增大，但晶须的数量并不会增加(如图 8e)。陶瓷铸型的高

温强度与孔隙结构紧密相关，通过高温烧结能够降低陶瓷样品的孔隙率，而同样高温强化相莫来石晶须同样能够在孔隙内部形成桥接作用，增强陶瓷铸型的高温强度。



(a) Without silica powder additive　(b) With 3% silica powder additive

(c) With 6% silica powder additive　(d) With 9% silica powder additive

(e) With 12% silica powder additive

图 8　陶瓷试样的 SEM 照片

Fig. 8　SEM photographs of ceramic samples

图 9 为添加不同含量硅粉的陶瓷样品分别在 1 350、1 400 ℃和 1 450 ℃高温烧结后，在 1 500 ℃条件下测得的高温强度。由图 9 可以看出，当烧结温度一致时，随着硅粉含量的增加，样品高温强度逐步增加，但当硅粉含量添加到 9%时，样品高温强度达到最大，继续增加硅粉含量后，样品高温强度反而降低，通过微观结构分析，当硅粉含量由 9%增加到 12%时，莫来石晶须数量没有增加，晶须长径比减小，导致晶须桥接作用减弱，高温抗弯强度反而降低。

当不添加硅粉或硅粉添加量为 3%时，样品高温抗弯强度为 7 MPa 左右，结合图 8a 和图 8b 可以看出，此时莫来石晶须生成量较少，对强度提升效果有限。由图 8d 可以看出，当硅粉添加量为 9%时，此时晶须的桥接效果最好，因此样品高温强度最高。对比不同烧结温度下陶瓷样品的高温强度，样品抗

弯强度满足下式：

$$F_{1400}>F_{1450}>F_{1350} \tag{6}$$

1 400 ℃和 1 450 ℃高温烧结效果更好，主要原因在于 1 350 ℃烧结温度没有促进硅粉和 Al_2O_3 的充分反应烧结。通过对比图 9 中数据可以看出，当硅粉添加量为9%时，样品高温强度最高可达到 17.6 MPa。

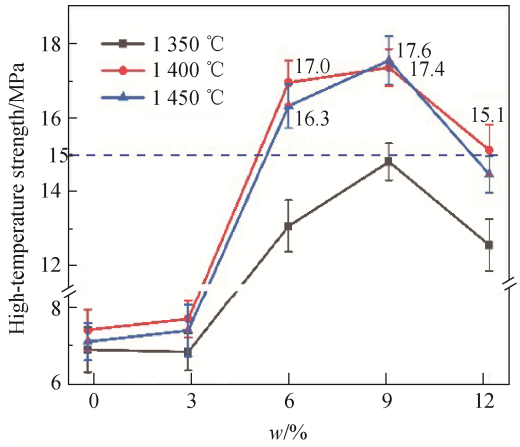


图 9 添加硅粉陶瓷样品高温强度

Fig. 9 High-temperature strength of samples with silicon additive

2.3 断裂韧性

图 10 为添加硅粉陶瓷样品断裂韧性随硅粉含量变化曲线，取切口深度满足 a/h=0.5，样品烧结温度为 1 400 ℃。从图 10 可以看出，随着硅粉含量的增加，断裂韧性呈现上升趋势，莫来石晶须的生成量也逐步增加，莫来石晶须可以从两方面提升氧化铝基陶瓷铸型韧性：1) 当晶须从陶瓷基体中拔出或断裂时，莫来石晶须长径比较大，能够增大断面的比表面积，从而增大摩擦功和表面能来抵消断裂外力，最终能起到提高陶瓷铸型的断裂韧性作用；2) 莫来石晶须通过与基体陶瓷颗粒紧密烧结结合，当

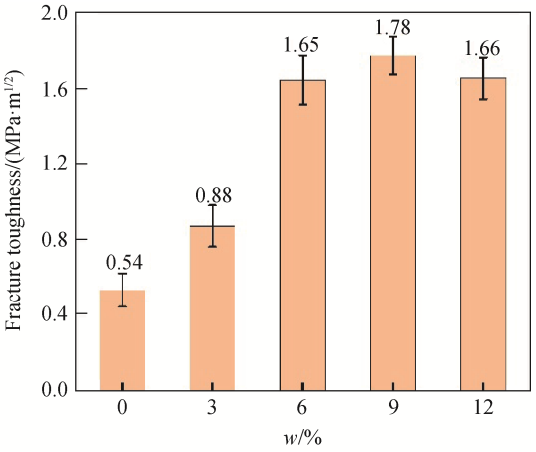


图 10 添加硅粉陶瓷样品断裂韧性

Fig. 10 Fracture toughness of samples with silicon additive

施加外界载荷时，莫来石晶须通过自身的牵拉作用能遏止界面断裂[30]。

莫来石晶须的晶粒尺寸对陶瓷铸型的断裂强度 σ_f 可采用 Hall-Petch 关系式描述：

$$\sigma_f=\sigma_0+K_1d^{-1/2} \tag{7}$$

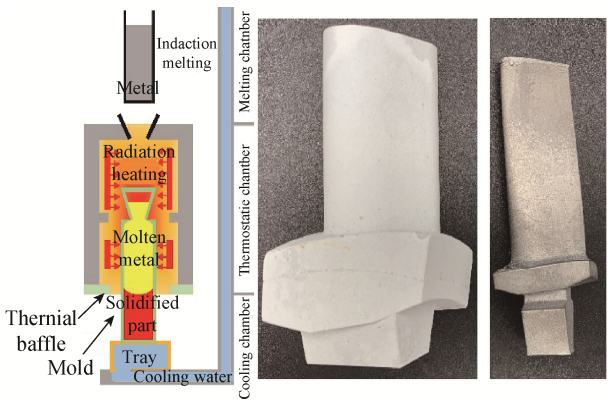
式中：d 为晶须直径/mm。由式(7)可以看出，当晶须直径增小时，材料断裂韧性增大。莫来石晶须长径比越小，裂纹扩展路线越短，一体化陶瓷铸型的断裂韧性越好。受莫来石晶须长径比的影响，随着硅粉的增加，铸型断裂韧性并没有持续增加。陶瓷铸型的孔隙率 P 及其分布对陶瓷断裂韧性也有明显影响，可用式(8)进行描述：

$$\sigma_f=\sigma_0\exp(-nP) \tag{8}$$

式中：n 为常数；σ_0 为无气孔时强度。气孔会减小陶瓷铸型的负荷面积，同时气孔附近应力更为集中，削弱了陶瓷的负荷能力，因此随着硅粉含量的增加，孔隙率是逐渐减少，陶瓷断裂韧性也随之增加。而当硅粉添加量超过 9%后，陶瓷铸型中的莫来石晶须数量并没有明显增加，晶须朝增粗生长，而晶须直径越大，其晶界比越小，陶瓷铸型的断裂韧性也呈现下降，添加硅粉的陶瓷样品，其断裂韧性最高，达到 1.78 MPa·m$^{1/2}$。

2.4 定向凝固成形

采用三室真空定向凝固炉进行叶片铸造，设备结构示意如图 11a 所示，选用的镍基铸造高温合金为 DZ125，通过加料机构将母合金锭放入炉内氧化镁坩埚对合金进行感应熔炼，然后再浇注温度下保温，浇注过程中保持平稳地翻转坩埚，保持金属液均匀连续的流入铸型。在浇注完成后静置 3 min 开始抽拉程序，为保证叶片晶粒完整性良好，抽拉速



(a) Schematic illustration for diagram of directional solidification (b) Ceramic mold (c) Turbine blade

图 11 定向凝固原理和典型零件

Fig. 11 Principle of directional solidification and typical parts

率设置为 4 mm/min。在抽拉至冷却区后一段时间，关闭炉内翻转阀，破除冷区真空，取出铸型及铸件。图 11b 的模壳在凝固过程中均未出现开裂现象，叶片成形完整，表明制备的铸型高温强度能够满足定向凝固要求。之后对铸件进行去壳、切割、脱芯、宏观晶粒腐蚀处理，得到最终的叶片铸件，如图 11c 所示。型芯脱除过程在高压反应釜内进行，脱芯液为浓度 60%的氢氧化钾水溶液，煮沸时压力为 0.2 MPa。

3　结论

采用基于光固化快速成形和凝胶注模技术的涡轮叶片一体化陶瓷铸型快速成形方法，研究了反应烧结硅粉对陶瓷铸型的高温性能影响规律，实现了一体化陶瓷铸型和涡轮叶片的制备。

1) 随着硅粉含量的增加和烧结温度的升高，铸型孔隙率降低，当烧结温度为 1 400 ℃、硅粉添加量由 0 增加到 12%时，铸型孔隙率由 35.03%降低到 31.99%。

2) 硅粉的加入能够降低铸型的孔隙率，并能促进高温强化相莫来石的生成，从而提高铸型的高温强度。通过优化硅粉的添加量，铸型的高温强度最高可达到 17.6 MPa。

3) 硅粉的添加能够促进莫来石晶须的生长，从而提高陶瓷铸型的断裂韧性，硅粉添加量由 0 增加到 9%时，其断裂韧性由 0.54 MPa·$m^{1/2}$ 增加到 1.78 MPa·$m^{1/2}$。

4) 通过定向凝固工艺验证了陶瓷铸型的高温性能满足铸造要求，实现了涡轮叶片快速制造。

参考文献:

[1] 蒋睿嵩, 汪文虎, 王增强等. 航空发动机涡轮叶片精密成形技术及其发展趋势[J]. 航空制造技术, 2016, (21): 57–62.
JIANG Ruisong, WANG Wenhu, WANG Zengqiang, et al. Aeronaut Manuf Technol(in Chinese), 2016, (21): 57–62.

[2] 汪文虎, 张西涛, 杨丽娜等. 航空发动机涡轮叶片精铸模具的现状及发展趋势[J]. 航空制造技术, 2005(6): 26–29.
WANG Wenhu, ZHANG Xitao, YANG Lina, et al. Aeronaut Manuf Technol(in Chinese), 2005(6): 26–29.

[3] 刘涛, 鲁中良, 苗恺等. 面向空心涡轮叶片的氧化铝基陶瓷铸型高温强化制造[J]. 航空学报, 2014(7): 2072–2080.
LIU Tao, LU Zhongliang, MIAO Kai, et al. Acta Aeronaut(in Chinese), 2014(7): 2072–2080.

[4] 马德新. 高温合金叶片单晶凝固技术的新发展[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1179–1190.
MA Dexin. Acta Metall Sin(in Chinese), 2015, 51(10): 1179–1190.

[5] 王海东, 刘华华. 某型涡喷发动机工作叶片故障分析[J]. 航空维修与工程, 2005(4): 50–52.
WANG Haidong, LIU Huahua. Aviat Maint Eng(in Chinese), 2005(4): 50–52.

[6] 尹珩苏. 航空发动机低压涡轮叶片疲劳寿命预测[D]. 成都: 电子科技大学, 2016.
YIN Hengsu. Fatigue Life Prediction of Low Pressure Turbine Blade of Aero-Engine (in Chinese, dissertation). Chengdu: School of Mechatronics Engineering, 2016.

[7] 刘震雄, 毛军逵, 郭文等. 双层壳型冲击/气膜复合冷却效果的实验[J]. 航空动力学报, 2007(2): 216–221.
LIU Zhenxiong, MAO Junkui, GUO Wen, et al. J Aerosp Power(in Chinese), 2007(2): 216–221.

[8] 李希军. 涡轮叶片内部冷却结构的流动与换热特性研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2014.
LI Xijun. Investigation on Flow and Heat Transfer Characteristics of intenal Cooling Structures of Turbine Vane (in Chinese, dissertation). Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2014.

[9] 李威宏. 燃机透平薄壁叶片冷却结构的对流与耦合传热机制研究[D]. 北京: 清华大学, 2018.
LI Weihong. Investigation on Convective and Conjugate Heat Transfer Characteristics of Cooling Structures in Gas Turbine Thin-Wall Blade (in Chinese, dissertation). Beijing: Tsinghua University, 2018.

[10] 樊振中. 熔模精密铸造在航空航天领域的应用现状与发展趋势[J]. 航空制造技术, 2019, 62(9): 38–52.
FAN Zhenzhong. Aeronaut Manuf Technol(in Chinese), 2019, 62(9): 38–52.

[11] 刘孝福, 娄延春, 苏贵桥等. 锆英粉矿化剂对氧化铝基陶瓷型芯性能的影响[J]. 铸造, 2015, 64(10): 994–1000.
LIU Xiaofu, LOU Yanchun, SU Guiqiao, et al. Foundry(in Chinese), 2015, 64(10): 994–1000.

[12] 张世东, 刘艳, 张明俊等. 定向凝固铸造用氧化铝型壳热蠕变性能研究[J]. 铸造, 2013, 62(1): 55–58.
ZHANG Shidong, LIU Yan, ZHANG Mingjun, et al. Foundry(in Chinese), 2013, 62(1): 55–58.

[13] XU W L, LU Z L, TIAN G Q, et al. Fabrication of single-crystal superalloy hollow blade based on integral ceramic mold[J]. J Mater Process Technol, 2019, 271: 615–622.

[14] ZHU H G, GUO G H, CUI T, et al. Influences of carbon additions on reaction mechanisms and tensile properties of Al-based composites synthesized *in-situ* by Al–SiO_2 powder system [J]. Mater Sci Eng: A, 2015, 623: 78–82.

[15] LEE S K, TAKAHASHI K, YOKOUCHI M, et al. High-temperature fatigue strength of crack-healed Al_2O_3 toughened by SiC whiskers [J]. J Am Ceram Soc, 2004, 87 (7): 1259–1264.

[16] YU P C, TSAI Y W, YEN F S, et al. Thermal characteristic difference between α-Al_2O_3 and cristobalite powders during mullite synthesis induced by size reduction [J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(2): 673–680.

[17] LI W L, LU K, WALZ J Y, et al. Effects of solids loading on sintering and properties of freeze-cast kaolinite-silica porous composites [J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(6): 1763–1771.

[18] WAN W, YANG J, ZENG J Z, et al. Effect of solid loading on gelcasting of silica ceramics using DMAA [J]. Ceram Inter, 2014, 40(1): 1735–1740.

[19] 范芳, 李生娟, 范立坤. 氧化铝–莫来石高温复合陶瓷改性研究[J]. 硅酸盐通报, 2020, 39(4): 1254–1259.
FAN Fang, LI Shengjuan, FAN Likun. Bull Chin Ceram Soc(in Chinese), 2020, 39 (4): 1254–1259.

[20] 吴海华. 空心涡轮叶片型芯/型壳一体化陶瓷铸型快速制造技术研究[D]. 西安: 西安交通大学, 2009.

WU Haihua. A New Rapid Manufacturing Technology of the Casting Mold with Integral Ceramic Core/shell for Hollow Turbine Blades (in Chinese, dissertation). Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2009.

[21] MAGERRAMOVA L, VASILYEV B, KINZBURSKIY V. Novel designs of turbine blades for additive manufacturing [C] //SME Turbo Expo: Turbine Technical Conference and Exposition, Seoul, South Korea, 2016: 1-7.

[22] 王强, 孙跃. 增材制造技术在航空发动机中的应用[J]. 航空科学技术, 2014, 25(9): 6–10.
WANG Qiang, SUN Yue. AeronautSci Technol(in Chinese), 2014, 25(9): 6–10.

[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 Xinbo, et al. J Chin Ceram Soc, 2017, 45(6): 793–805.

[24] 孙文彬, 周婧, 段国林. 微流挤出成形 3D 打印氧化锆陶瓷浆料的制备及性能 [J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(3): 399–407.
SUN Wenbin, ZHOU Jing, DUAN Guolin. J Chin Ceram Soc, 2020, 48(3): 399–407.

[25] BAE C J, HALLORAN J W. Integrally cored ceramic mold fabricated by ceramic stereolithography [J]. Inter J Appl Ceram Technol, 2011, 8(6): 1255–1262.

[26] PARK HY, KIM E H, CHOI H H, et al. New conversion process for fabricating a ceramic core by a 3D printing technique [J]. Surf Coatings Technol, 2017, 332: 527–532.

[27] KIM E H, CHOI H H, JUNG Y G. Fabrication of a ceramic core for an impeller blade using a 3D printing technique and inorganic binder [J]. J Manuf Process, 2020, 53: 43–47.

[28] LIMA P, ZOCCA A, ACCHAR W, et al. 3D printing of porcelain by layerwise slurry deposition [J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(9): 3395–3400.

[29] 苗恺. 定向晶涡轮叶片型芯/型壳一体化陶瓷铸型的成形精度及性能调控研究[D]. 西安: 西安交通大学, 2018.
MIAO Kai. Controlling of Fabrication Accuracy and Performance of Ceramic Molds with Integral Core/shell for Directional Solidfied Turbine Blades (in Chinese, dissertation). Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2018.

[30] 张锦化. 莫来石晶须的制备、生长机理及在陶瓷增韧中的应用[D]. 北京: 中国地质大学, 2012.
ZHANG Jinhua. Preparation, grow mechanism of mullite whiskers and their enhancement effect on ceramic matrix composites (in Chinese, dissertation). Beijing: China University of Geosciences, 2012.

※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※



史凤岭，男，西安交通大学工程博士研究生，中国航发黎明特级主任工程师，研究员级高级工程师，辽宁省百千万人才工程人选，沈阳市优秀科技工作者，承担国家级、省部级等课题多项，发表论文 40 余篇，荣获国防或集团科技奖 27 项，获授权发明专利 26 项。



鲁中良，男，工学博士，西安交通大学，教授/博士生导师，2017—2019 期间先后于美国加州大学 UCSD 分校、欧洲鲁汶大学访问交流，中国机械工程学会高级会员，增材制造分会高级会员，长期从事 3D 打印原理、技术及其应用研究。十余年来，主持参与国家自然科学基金、国家重点研发计划、国家两机专项等系列课题，发表高水平学术论文 90 余篇，获授权发明专利 50 余项，出版 3D 打印专著《高温透平叶片增材制造技术》等 3 部，获陕西高等学校技术发明一等奖 1 项、浙江机械工业科学技术奖 1 项。