第 54 卷第 3 期
2026 年 3 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 54，No. 3
March，2026

http://jccsoc.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20250311

综 合 评 述

面向工程应用的先进结构陶瓷材料强度可靠性研究进展

曹 娟[1,2]，吴西士[2]，刘泽华[2]，裴兵兵[2]，韩建燊[2]，刘 欢[2]，杨亦天[2]，吴海波[2]，黄政仁[2]

(1. 宁波大学材料科学与化学工程学院，浙江 宁波 315211；2. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所，海洋关键材料全国重点实验室，浙江 宁波 315201)

摘 要：先进结构陶瓷材料具有良好的耐磨耐腐蚀性能，高比强度，高温蠕变小，高导热和低密度等优点，是高新技术或重大工程中的关键材料。先进结构陶瓷材料实现工程化应用最大的挑战就是保持其高的可靠性以实现更稳定的机械性能。然而先进结构陶瓷材料因自身脆性以及由材料组成、晶粒尺寸及缺陷分布不均匀所导致的强度离散等可靠性问题，限制了其作为工程结构材料的更广泛应用。基于工程应用的迫切需求及潜在的实际应用价值，文章梳理归纳了先进结构陶瓷材料断裂强度可靠性理论基础、评价方法和提升方法，并对先进结构陶瓷断裂强度可靠性改善途径进行了讨论，最后对未来高可靠性先进结构陶瓷的发展方向进行了展望。

关键词：先进结构陶瓷；碳化硅；可靠性；缺陷控制；Weibull 模数
中图分类号：TQ174/TB321　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2026)03–1117–16
网络出版时间：2026–02–10

先进结构陶瓷主要包括氧化物陶瓷、氮化物陶瓷、碳化物陶瓷及硼化物陶瓷等，因具有高硬度、耐酸碱腐蚀、高温蠕变小、高耐压及高热导率等优良性能，在航空航天、国防军工、机械化工、核电与新能源、海洋等高科技领域获得广泛应用[1–4]，已成为现代新材料领域的重要组成部分，是高新技术或重大工程中的关键材料。如在深海测绘、海洋资源开发等领域，碳化硅陶瓷(SiC)和氧化铝陶瓷(Al_2O_3)等高性能陶瓷材料展现出远超合金和高分子材料的极端环境应用潜力，开始逐步应用于制造无人潜航器耐压舱体等各种深海装备[5, 6]，2008 年，美国伍兹霍尔海洋研究所建造的“海神”号深海航行器使用陶瓷耐压舱成功下潜至马里亚纳海沟底部，2020 年青岛海洋科学与技术试点国家实验室以碳化硅陶瓷为耐压壳体制备的“海燕-X”成功实现了万米海试，证实了先进结构陶瓷材料作为耐压舱结构部件可以满足潜水器在全海深条件下的承载要求。然而由于自身脆性及难以发觉的结构缺陷，“海神”号航行器在 2014 年于水下 9990 m 处发生毁灭性的内爆而失踪[7]。氮化硅陶瓷(Si_3N_4)以其密度低、耐高温、自润滑等优点在轴承技术领域逐步实现了对传统金属材料的替代，在超高温、重载、腐蚀等环境下服役特性较传统钢质轴承有明显的技术优势，但因材料本身硬脆性特征导致的轴承疲劳断裂失效是影响其在极端工作载荷下稳定服役的重要原因[8]。碳化硼陶瓷(B_4C)具有较低的密度，硬度仅次于金刚石和立方氮化硼，目前已广泛应用于高端装备的防护系统中，如美国黑鹰直升机乘员座椅采用了碳化硼和凯夫拉复合装甲，但碳化硼陶瓷的脆性较大，对裂纹扩展的抵御能力低，使其不能单独作为防护装甲使用[9]。氧化锆陶瓷(ZrO_2)因具有良好的力学性能、化学稳定性和高断裂韧性使其在齿科用陶瓷中脱颖而出，但在其表面处理过程中会发生不同程度的应力诱导正方相向单斜相转变，在提高力学性能的同时也会引发表面微裂纹的产生，继而降低材料可靠性，导致材料出现晶粒析出、结构损坏等现象[10]。

收稿日期：2025–04–16。　修订日期：2025–05–16。
基金项目：国家重点研发计划(2022YFB3706200)；国家自然科学基金联合基金重点项目(U23A20563)。
第一作者：曹 娟(2000—)，女，硕士研究生。
通信作者：吴西士(1991—)，男，博士，副研究员；
吴海波(1987—)，男，博士，研究员；
黄政仁(1965—)，男，博士，研究员。

Received date: 2025–04–16.　**Revised date:** 2025–05–16.
First author: CAO Juan (2000–), female, Master candidate.
E-mail: caojuan@nimte.ac.cn
Correspondent author: WU Xishi (1991–), male, Ph.D., Associate Professor.
WU Haibo (1987–), male, Ph.D., Professor.
HUANG Zhengren (1965–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: wuxishi@nimte.ac.cn; wuhaibo@nimte.ac.cn; zhrhuang@nimte.ac.cn

综上，先进结构陶瓷材料因自身脆性以及由材料组成、晶粒尺寸及缺陷分布不均匀所导致的强度离散等可靠性问题，限制了其作为工程结构材料的更广泛应用。主要原因在于陶瓷材料共价键和离子键结合牢固；裂纹尖端的可塑性较差；晶格对裂纹扩展的抵抗力低，使得裂纹尖端产生大量应力集中并以极少的能量消耗扩展，从而显示出固有脆性。在材料制备或加工过程中产生的缺陷也是导致材料呈现较低的断裂抵抗力和可靠性的原因之一，这些缺陷包括：1) 由于材料内部缺陷(如气孔、夹杂、晶界、裂纹、残余应力等)分布的随机性会导致强度离散性增大[11–13]；2) 在材料加工过程中(如磨削加工、切割加工、超声波加工等)产生的微裂纹扩展和残留的其他表面损伤也会显著降低其可靠性及使用寿命[14–16]。先进结构陶瓷材料实现工程化应用最大的挑战就是保持其高的可靠性以实现更稳定的机械性能。这就要求材料具有高的断裂强度、窄的强度分布和对后续损坏的抵抗能力，这些条件显然取决于具有更强断裂韧性或抗裂纹扩展能力材料的发展。因此，基于工程应用的迫切需求及潜在的实际应用价值，关于陶瓷材料的可靠性问题一直引起人们的广泛关注[17, 18]。

针对这些问题，本文梳理归纳了碳化硅等陶瓷材料的断裂强度可靠性理论基础、评价方法和强度可靠性影响因素，并对先进结构陶瓷强度可靠性提升方法进行了讨论，为推动陶瓷材料更广泛的工程化应用提供理论指导。

1 强度可靠性的理论基础及评价方法

可靠性是指产品在规定的条件下和规定的时间内，完成规定功能的能力。对于碳化硅等陶瓷类材料，更为关注的是因材料自身脆性以及由材料组成、晶粒尺寸及缺陷分布不均匀所导致的断裂强度离散等可靠性问题。断裂强度统计理论是分析可靠性的理论基础，威布尔(Weibull)模数是评价断裂强度可靠性的重要方法，近年来也开展了基于理论模拟预测材料性能和可靠性的研究。

1.1 Weibull 统计理论

陶瓷等脆性材料的失效是由预先存在的缺陷引起的[19]，由格里菲斯(Griffith)微裂纹理论[20]可知，在外力作用下，材料内部的裂纹和缺陷附近会产生应力集中现象，当应力达到一定程度时，裂纹开始扩展导致材料断裂。实际断裂强度 σ_c 的计算公式为：

$$\sigma_c=\sqrt{\frac{E\gamma}{4c}} \tag{1}$$

式中：E 为材料的弹性模量；γ 为材料的断裂表面能；c 为临界裂纹半长。由式(1)可知，断裂强度只随最大裂纹的尺寸变化，由于固有裂纹的尺寸在材料内部是随机分布的，最危险裂纹的大小与分布也是随机的，所以，同一材料制得的不同试件的强度具有分散的统计性。强度作为表征材料综合力学性能的重要指标，同时也是结构设计中的一项重要参数，其离散性势必会限制结构的高可靠性设计。

截至目前，对陶瓷材料断裂强度统计性质的研究已相当多，并在此基础上建立了各种断裂强度统计理论，Weibull 统计理论[21–22]是最早的经典断裂强度统计理论。1951 年 Weibull 基于“最弱环连接”原理及大量实验数据提出了可以描述陶瓷断裂强度分布规律的 Weibull 分布函数，考虑到陶瓷材料的强度取决于关键缺陷的大小，关键缺陷的位置、方向和尺寸的变化会导致强度的分散，Weibull 分布函数的表达式[23]为：

$$P_{\mathrm{f}}=1-\exp\left[-\left(\frac{\sigma-\sigma_0}{\sigma_{\mathrm{u}}}\right)^m\right] \tag{2}$$

式中：P_{f} 为材料发生断裂的概率；σ 为作用应力；σ_{u} 为位置参数；σ_0 为尺度参数；m 为形状参数或 Weibull 模数，m 越大，离散性越小，可靠性越高。式(2)被称为三参数 Weibull 分布，在实际应用过程中，为了简化计算，一般假设 σ_0=0，即

$$P_{\mathrm{f}}=1-\exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_{\mathrm{u}}}\right)^m\right] \tag{3}$$

式(3)也被称为两参数 Weibull 分布，为了验证两参数和三参数 Weibull 分布的准确性及适用性，有大量作者展开了相关研究[24–27]，结论可归纳为：两参数和三参数 Weibull 分布函数都能获得较为理想的结果，但对于测试结果计算分析，两参数 Weibull 分布要方便得多。

1.2 强度可靠性的评价方法

经过长时间以来众多学者对 Weibull 理论强度统计性质的研究[28–31]，已证实了它的可靠性和适用性，被广泛应用于陶瓷等脆性材料的强度离散性统计领域。Weibull 模数是表征强度可靠性和损伤容限的重要参数，在安全应用和风险评估中发挥着重要的理论指导作用[32–34]，对式(3)进行简单变换可得

$$\ln\ln\frac{1}{1-P_{\mathrm{f}}}=m(\ln\sigma-\ln\sigma_{\mathrm{u}}) \tag{4}$$

式(4)表明，$\ln\ln\frac{1}{1-P_f}$ 与 $\ln\sigma$ 之间存在线性关系，通过绘制散点图，对散点进行线性拟合得到直线的斜率即为两参数 Weibull 分布的参数 m。

在对强度测试数据进行统计分析时，常用的方法有最小二乘法(LS)、矩估计法(MM)和极大似然法(ML)等[35, 36]。其中，最小二乘法最为常用，一般做法是将 N 个断裂强度数据由小到大排列，得到每个样品 n 的断裂概率 P 为：

$$P=\frac{n-0.5}{N} \tag{5}$$

用 Weibull 理论分析强度统计性质时要特别注意样本容量的问题，考虑到制备工艺、制备周期及制备成本的限制，不少学者针对样本数量对材料强度分布参数的求解精确度进行研究。Xu 等[37]的研究指出用于表征材料强度分布的样本数量应不低于 20；Danzer 等[38]将氧化铝的强度试验值与采用蒙特卡罗(Monte Carlo)模拟得到的强度拟合值进行对比分析，指出应至少通过 30 个试样的强度数据来确定 Weibull 参数，以保证拟合结果在合理的标准偏差范围内。

1.3　基于数值模拟的强度可靠性预测

几十年来，人们主要通过理论分析和实验验证研究具有缺陷的脆性材料裂纹萌生、扩展与损伤机理[39–42]。近年来，随着计算机技术的发展，相关学者开始采用数值模拟方法利用微观结构特征研究脆性材料的损伤机理，分析材料的失效过程，以此来预测材料性能和强度分布[43–47]。

目前，被用于研究材料中裂纹扩展机制的几种数值方法主要包括有限元法(FEM)、离散元法(DEM)和不连续变形法[48] (DDA)，其中，有限元法和离散元法较为常用[49–52]。Ozaki 等[53, 54]提出了一种有限元分析模型，用来评估陶瓷失效概率与固有缺陷分布特征之间的关系，陶瓷中的微观结构分布数据(即晶粒尺寸、相对密度、孔径和孔的纵横比)由各种概率密度函数近似计算，并通过断裂力学模型反映在损伤模型的参数中。在不同烧结温度下氧化铝陶瓷有限元分析和实验得到的三点弯曲的 Weibull 分布结果如图 1 所示，结果显示二者有较好的一致性。

尽管有限元法可以有效预测陶瓷的统计强度，但必须采用高度复杂的方案来表征微观特征，与 FEM 相比，DEM 在微观尺度上模拟裂纹分布和微观结构在内的细节方面具有更显著优势。离散元法将材料视为离散粒子的集合，粒子之间通过键连接，

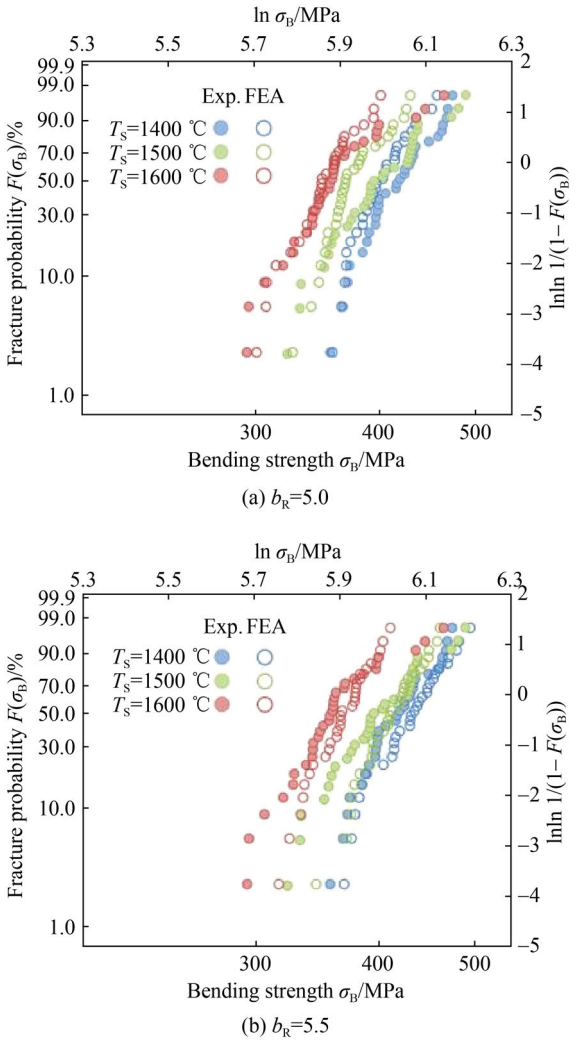


图 1　不同烧结温度下氧化铝陶瓷有限元分析和实验获得的 Weibull 分布比较：(a) b_R=5.0 (b) b_R=5.5 (b_R 为用来确定幂律曲线形状的参数)[53]

Fig. 1　Comparison of Weibull distributions obtained from finite element analysis and experiments of alumina ceramics at different sintering temperatures: (a) b_R=5.0 (b) b_R=5.5 (b_R is parameter used to determine shape of power–law curves)[53]

键的断裂用于描述材料中微裂纹的产生，用这种方法可以有效地反映脆性材料在机械加工过程中的损伤和裂纹扩展。针对脆性材料中缺陷的随机形状、位置、大小和角度，利用 DEM 模型通过删除颗粒来模拟真实材料的物理结构，从而探究有缺陷的陶瓷材料在外载荷下的裂纹扩展和力学性能。Jiang 等[55]建立了满足 SiC 陶瓷力学性能的 DEM 模型并采用试错法对其进行校准，通过删除颗粒，在校准 DEM 模型中生成共线缺陷对，改变共线缺陷对的距离长度和倾角，研究了压缩载荷下共线缺陷引起微裂纹的萌生、扩展和合并机制，进一步讨论了缺陷周围应力场和位移场的分布规律以深入揭示微裂纹

扩展机制。Kuang 等[56]通过建立离散元模型研究了压缩载荷下 Al_2O_3 陶瓷的尺寸效应对强度统计性质的影响，基于不同尺寸样品的压缩测试结果和 Weibull 分布，提出了 Al_2O_3 陶瓷抗压强度的尺寸相关统计方程。在对模型校准时，使用了 Zhang 等[57]的压缩强度数据对 DEM 模拟参数进行标定，对宽度为 10 mm、高度为 20 mm 的样品进行了 30 次准静态单轴压缩测试，数值模拟结果得出的 Weibull 模数与获得的实验结果非常接近，这表明 DEM 模型可以很好地模拟 Al_2O_3 陶瓷在准静态压缩下的机械响应。

2 先进结构陶瓷强度可靠性提升方法研究进展

先进结构陶瓷材料的失效通常与预先存在的缺陷有关，根据缺陷形成机制不同，主要分为本征缺陷(微裂纹、孔洞、团聚、夹杂物、异常长大的晶粒)和非本征缺陷(机加工时引入的表面损伤)。陶瓷材料高共价键结构使其可塑性较差，对裂纹扩展的抵抗力低，缺陷易产生应力集中，能量无法消耗，导致裂纹持续扩展而失效。除此之外，材料内部缺陷分布呈现随机性，这是断裂强度离散性增大的主要原因之一。因此，提升断裂强度可靠性的关键在于抗裂纹扩展能力和缺陷精准控制。针对以上分析，强度可靠性的提升主要聚焦在以下 4 个方面：

2.1 晶粒尺寸与微观结构均匀性

陶瓷材料的可靠性与其显微组织结构特征存在显著相关性，其中，晶粒尺寸调控是提升材料力学性能稳定性的关键因素。在显微组织设计方面，晶粒形貌的优化可显著改善材料可靠性。陆正兰等[58]通过对比不同晶粒结构的 α–β-SiAlON 陶瓷发现：当等轴晶逐步转变为长柱状晶粒时，材料 Weibull 模数从 10.64 提升至 22.28，力学可靠性提高 119%。这种增强效应源于长柱状晶粒形成的三维互锁结构，其通过裂纹桥接、晶粒拔出等增韧机制有效抑制裂纹扩展。同时，晶粒尺寸的纳米化可显著降低材料缺陷敏感度，当晶粒尺寸从微米级降至亚微米级时，晶界密度呈指数增长，裂纹扩展路径因晶界阻碍呈现显著偏转，形成具有高能量耗散的锯齿状扩展轨迹。理论分析表明，当初始裂纹尺寸与晶粒尺寸处于同一量级时，晶粒细化可使初始缺陷尺寸降低，从而大幅提升材料本征强度。

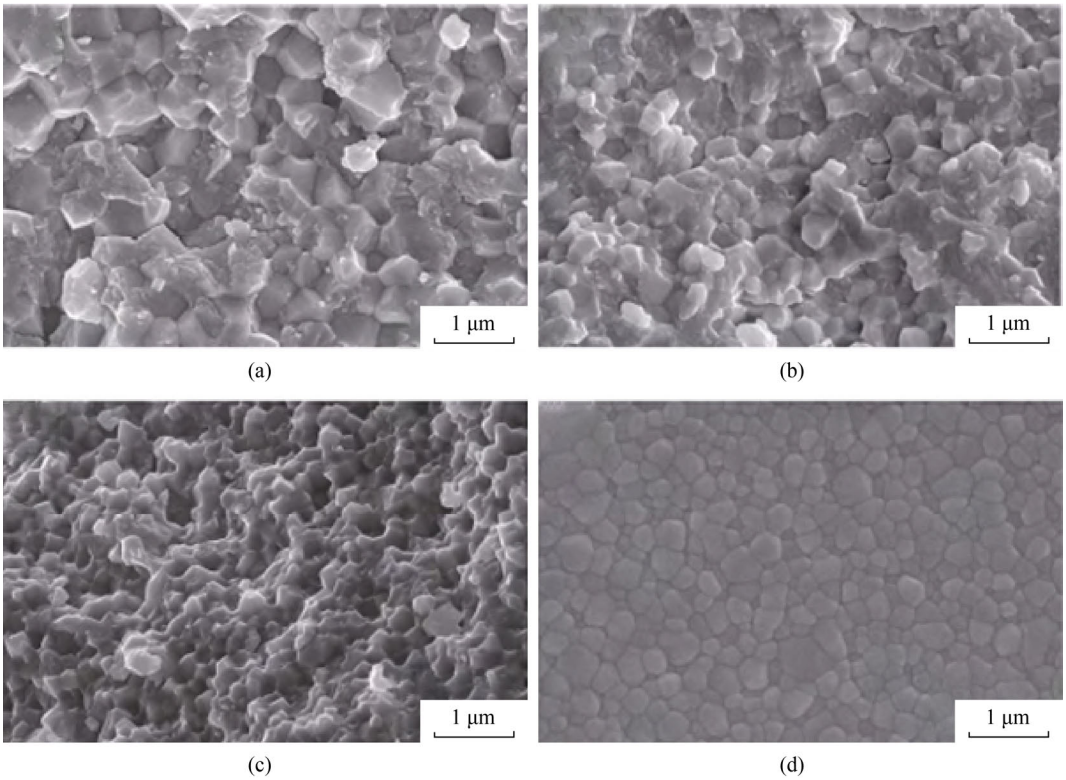


图 2 不同烧结方法制备氧化锆的显微结构照片：(a)无压烧结氧化锆断面；(b)热压烧结氧化锆断面；(c)振荡压力烧结氧化锆断面；(d)振荡压力烧结氧化锆抛光表面[59]

Fig. 2 Microstructure photos of zirconia prepared by different sintering methods: (a) PS zirconia, fracture surface; (b) HP zirconia, fracture surface; (c) OPS zirconia, fracture surface; (d) OPS zirconia, polished surface[59]

新型烧结技术的发展为晶粒尺寸精确调控提供了有效途径。李双等[59]开发的振荡压力烧结(OPS)技术通过动态压力场作用制备了具有细晶粒的高可靠性(Weibull 模数为 32)氧化锆陶瓷，平均晶粒尺寸为 251 nm (图 2)，晶粒分布在 200~350 nm 的较窄尺寸区域内，而在相同温度条件下制备的无压烧结(PS)和热压烧结(HP)氧化锆陶瓷平均晶粒尺寸分别为 451 nm 和 298 nm，均存在尺寸>500 nm 的粗晶粒。其机理在于振荡压力诱导的晶界滑移和位错运动显著提高了晶界迁移激活能，使晶粒生长动力学常数显著降低。Kumar 等[60]在 Si_3N_4 陶瓷制备过程中通过优化压力曲线，成功制备出亚微米级细长晶粒(<0.1 μm)，使材料临界裂纹尺寸从 47 μm 降至 26 μm，Weibull 模数提升 129%。实验表征显示，压力辅助烧结可促进晶粒塑性变形，形成具有高取向度的晶界结构，其晶界能较常规烧结明显降低。后处理工艺对材料可靠性的 2 次调控作用也不容忽视。Vysocka 等[61]在 SiC–Si_3N_4 复合材料中采用梯度退火工艺，通过控制 β→α 相变动力学，同时伴随着 α 晶粒的长大和晶粒形状的改变，在 1850 ℃退火处理后使晶粒长径比增加至 4.4 (图 3)，这种细长晶粒的织构化组织使裂纹扩展阻力提升，材料 Weibull 模数从 4.71 提升至 12.57。上述研究表明，通过晶粒形貌设计与尺寸协同调控，结合先进烧结与后处理技术，可实现陶瓷材料可靠性的大幅提升。

陶瓷材料的可靠性不仅取决于晶粒的绝对尺寸，其尺寸分布的均匀性同样具有重要影响。晶粒分布不均匀会导致晶界处应力集中，成为裂纹萌生的优先位置，同时易形成气孔或微裂纹等缺陷，显著降低材料的力学稳定性。通过优化晶粒尺寸分布的均匀性，可有效提升微观结构的致密性与均匀性，减少局部应力集中，从而增强断裂强度的可靠性。以反应烧结碳化硅陶瓷为例，胡传奇等[62]对比了 2 种不同素坯制备的样品，即含有原始碳化硅颗粒的反应烧结碳化硅陶瓷(RBSC)与不含原始碳化硅颗粒的反应生成碳化硅陶瓷(RFSC)。研究发现，RBSC 样品中原始碳化硅颗粒(微米级)与新生 β-SiC 晶粒(亚微米级)的尺寸差异导致显著的热膨胀失配，在烧结过程中引发局部应力集中，促使微裂纹在粗颗粒界面处萌生，而 RFSC 样品通过消除原始碳化硅颗粒，使新生 SiC 晶粒呈均匀弥散分布(图 4)，微观结构致密性提高，缺陷密度降低，其抗弯强度与 Weibull 模数均显著优于 RBSC 体系。

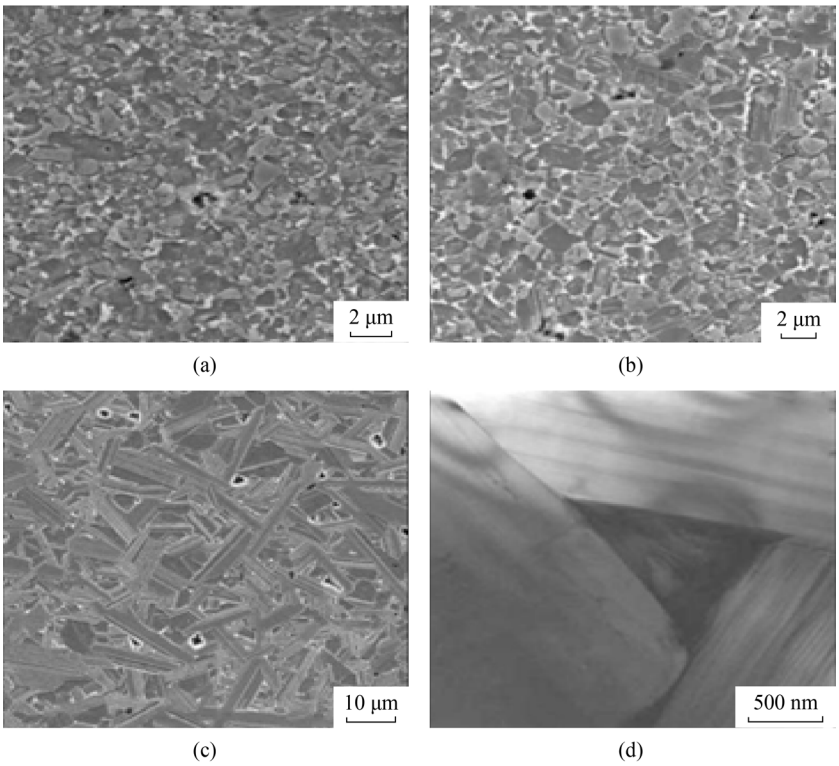


图 3　SiC–Si_3N_4 复合材料的 SEM 照片：(a)1870 ℃热压 1 h；(b)热压后在 1650 ℃退火 5 h；(c)热压后在 1850 ℃退火 5 h；(d)为图(c)的放大图[61]

Fig. 3　SEM micrographs of SiC–Si_3N_4 composites. (a) Hot pressed at 1870 ℃/1 h; (b) HP+annealed at 1650 ℃/5 h; (c) HP+annealed at 1850 ℃/5 h; (d) An Enlarged image of Figure (c)[61]

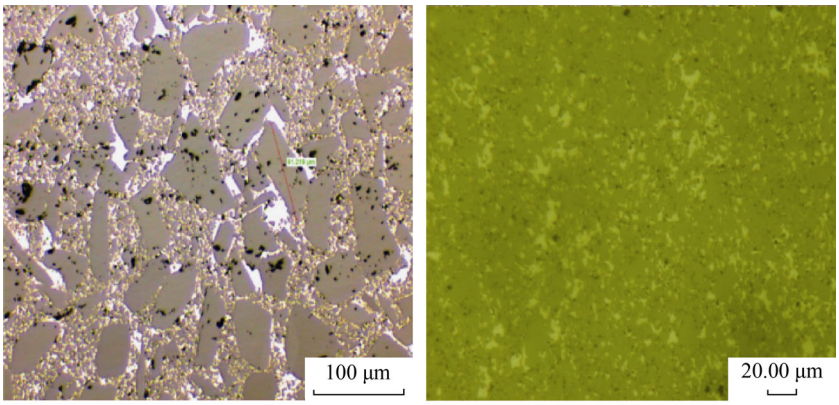


图 4 不同样品的断面 SEM 照片：(a) RBSC；(b) RFSC[62]

Fig. 4 SEM images of cross-sections of different samples: (a) RBSC; (b) RFSC[62]

改善原料粉体的分散性是实现晶粒尺寸均匀分布的关键途径。例如，Li 等[63]在氮化硅陶瓷中采用非水化学沉淀包覆涂层(NCP)技术，将钇铝石榴石(YAG)烧结助剂均匀包覆在 Si_3N_4 粉体表面。与传统湿法球磨(WBM)工艺相比，NCP 技术有效避免了 Y、Al 元素的局部团聚(图 5)，促进了烧结过程中液相的均匀分布，使晶粒尺寸分布范围显著收窄，晶粒尺寸均匀性系数优于 WBM 样品。这种微观结构的均质化使材料 Weibull 模数提升近 2 倍，展现出更优异的可靠性。进一步研究表明，通过化学掺杂调控第二相分布亦可实现晶粒均质化。Qi 等[64]在氮化铝(AlN)陶瓷中引入微量 Al 粉，利用 Al 的活性隔离并均化第二相氧化钇的分布。微观分析表明(图 6)，Al 的添加促使 YAG 相在基体中形成更均匀的纳米级分散，抑制了局部异常晶粒生长，使晶粒尺寸分布均匀性显著提升，材料 Weibull 模数增幅达 73%。

2.2 增韧微结构构筑

陶瓷材料的可靠性提升与其断裂韧性优化具有内在关联性，但二者并非简单线性关系。研究表明，通过合理设计增韧机制，可在提高材料抗裂纹扩展能力的同时，显著降低强度分布的离散性，实现力学性能与可靠性的协同优化。自增韧技术通过调控

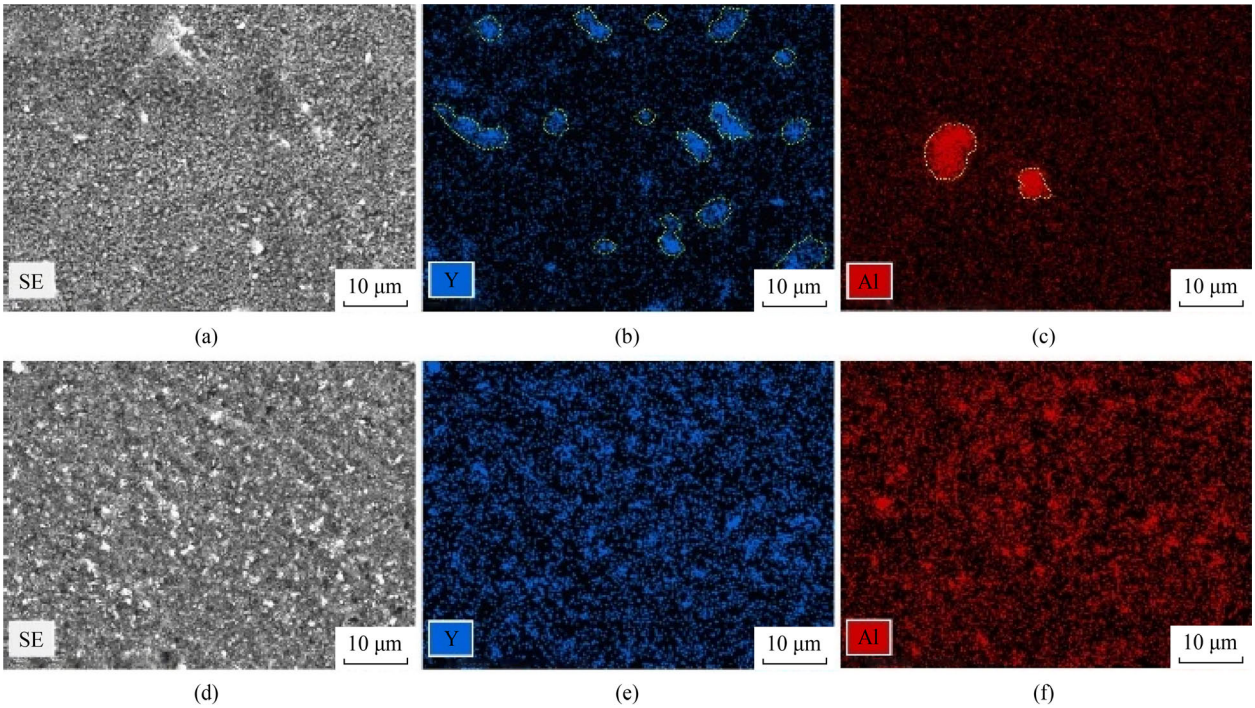


图 5 WBM 样品(a)和 NCP 样品(d)坯体表面的 SEM 照片及其对应的 Y (b，e)和 Al (c，f)的 EDS 能谱[63]

Fig. 5 SEM images of the green surfaces of WBM sample (a) and NCP sample (d) and their corresponding EDS mapping results for Y (b, e) and Al (c, f)[63]

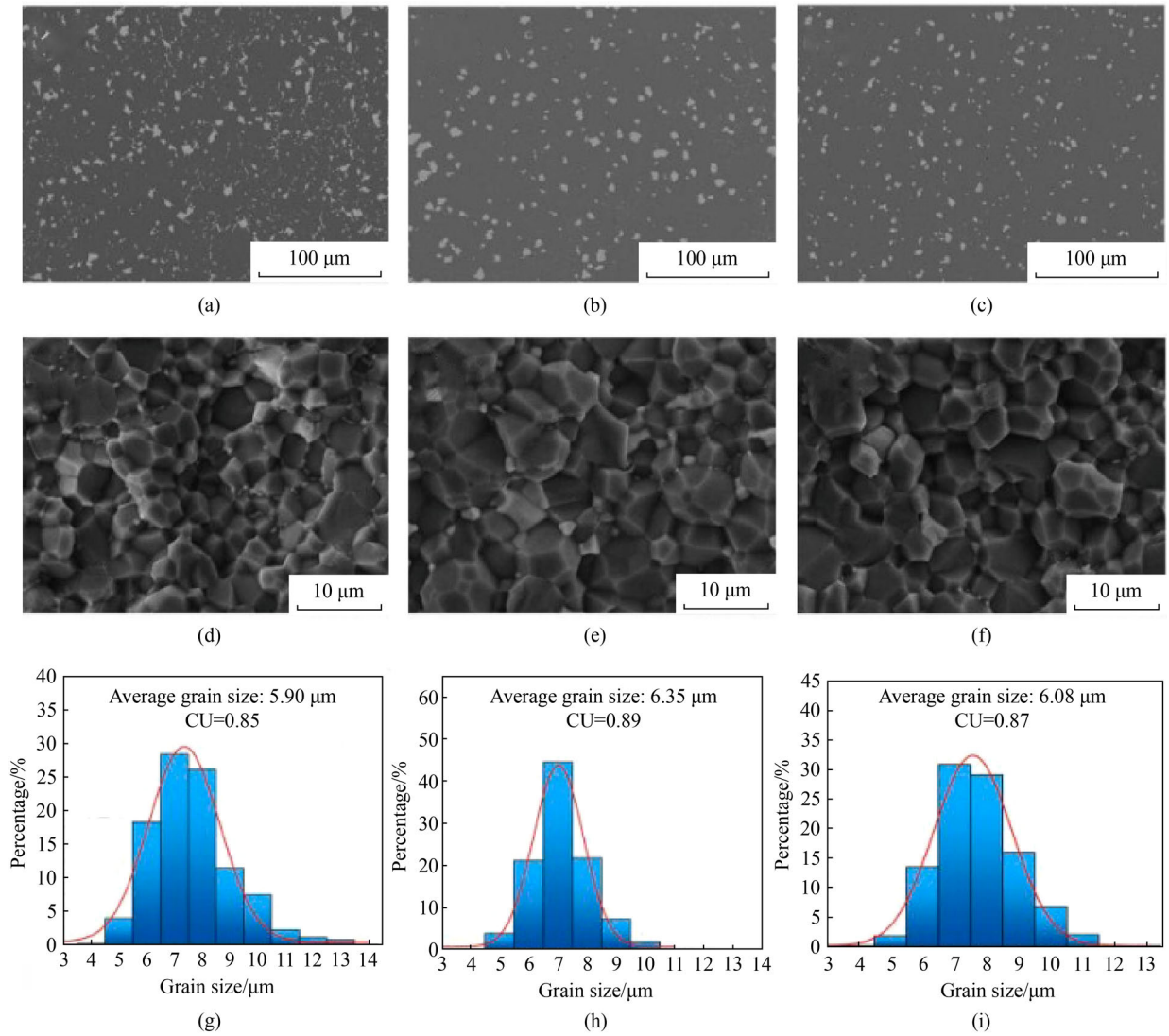


图 6　不同 Al 粉含量的 AlN 陶瓷抛光表面 SEM 照片：(a)不含 Al，(b) 0.5% (质量分数) Al，(c) 1.0% Al；不同 Al 粉含量的 AlN 陶瓷断口 SEM 照片：(d)不含 Al，(e) 0.5% Al，(f) 1.0% Al；不同 Al 粉含量的 AlN 陶瓷晶粒尺寸分布图及克里斯蒂安森均匀系数(CU)：(g)不含 Al，(h) 0.5% Al，(i) 1.0% Al[64]

Fig. 6　SEM images of AlN ceramic polished surfaces with different Al powder contents: (a) Without Al. (b) 0.5% (in mass) Al. (c) 1.0% Al; SEM images of fracture surfaces of AlN ceramics with different Al powder contents: (d) Without Al. (e) 0.5% Al. (f) 1.0% Al; Grain size distribution and Christiansen uniformity coefficient (CU) of AlN ceramics with different Al powder contents: Without Al, 0.5% Al and 1.0% Al shown in (g)–(i)[64]

材料本征结构实现增韧与强化的平衡。Becher 等[65]在 Si_3N_4 陶瓷致密化过程中调控细长晶粒的形成和生长，使细长晶粒起到裂纹桥接达到增韧的作用，Weibull 模数得到了有效提高。利用烧结助剂产生的晶界相与基体的热膨胀系数差异引起残余应力，进而影响裂纹扩展方式，是通过自增韧提高其抗损伤能力的另一种方式。Wei 等[66]通过制备具有不同晶界相(GB)分布的 AlN 陶瓷以达到不同的增韧效果来提高可靠性，结果显示，呈孤立岛状分布的晶界相更有利于提高 AlN 陶瓷的可靠性，由于 GB 相和 AlN 的热膨胀系数差异会在二者的界面处产生残余热应力，进一步影响 AlN 陶瓷的断裂强度和裂纹扩展方式，在孤立岛状 GB 相陶瓷中(图 7)，AlN/GB 界面处产生的压应力抑制了裂纹的扩展，AlN 的晶界结合得到加强，具有更高的韧性和可靠性。

特别的，如氧化锆陶瓷，其独特之处在于相变诱发塑性(TRIP)，四方相向单斜相转变时常伴随体积膨胀，产生的压应力对裂纹扩展有抑制作用，与其他陶瓷相比具有更高的韧性，因此，在制备高可靠性陶瓷方面具有更大的优势。Li 等[67]在氧化锆相变增韧的基础上，通过掺杂异价氧化物显著提高了氧化锆陶瓷的抗损伤能力。结果显示，采用 0.2%

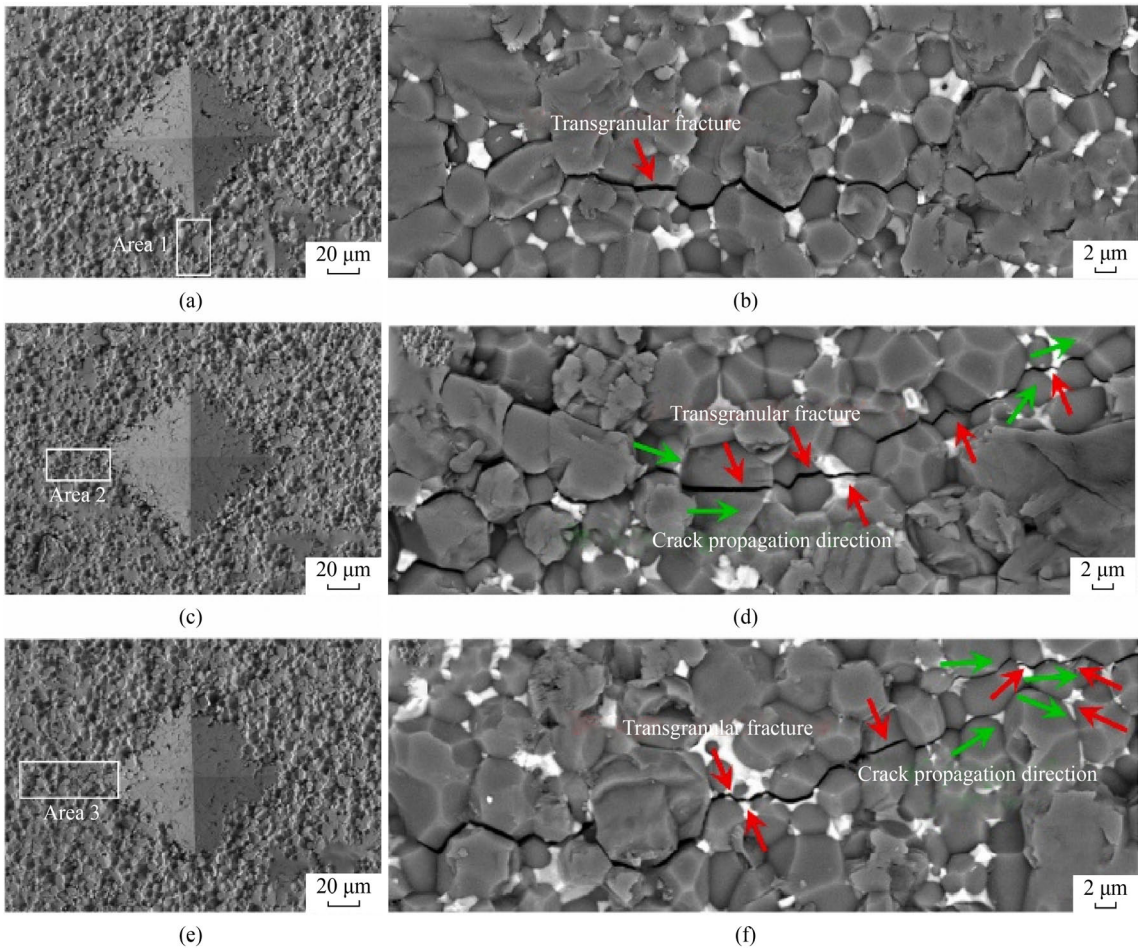


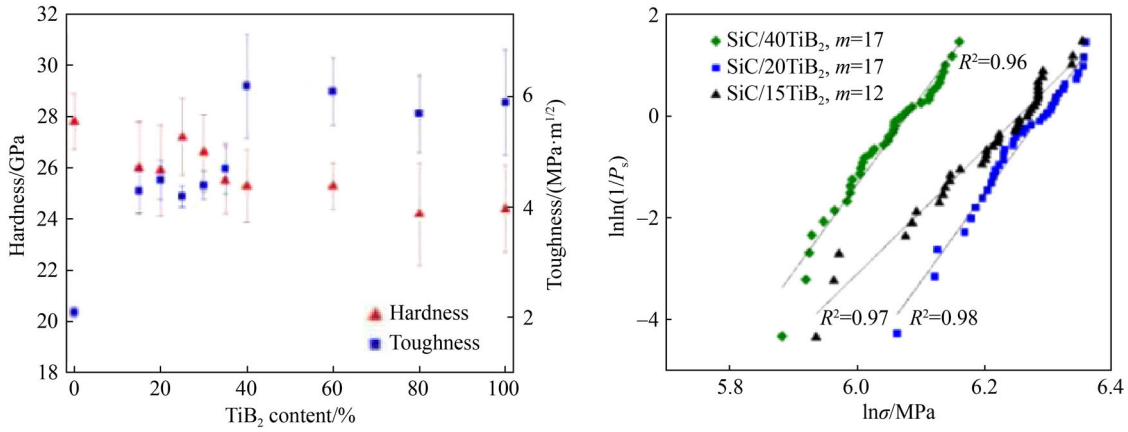
图 7 不同氧含量 AlN 粉烧结后试样压痕 SEM 照片：(a) 0.87%，(c) 0.76%，(e) 0.64%；(b，d，f)图为 a、c、e 区域 1~3 的裂纹扩展 SEM 照片[66]

Fig. 7 SEM images of indentation on sintered samples of AlN powders with different oxygen contents: (a) 0.87%. (c) 0.76%. (e) 0.64%, and (b, d, f) crack propagation states in Areas 1–3 in Fig. 7s. (a), (c) and (e), respectively[66]

(摩尔分数)的氧化钙(CaO)掺杂氧化铈稳定氧化锆陶瓷(Ce-TZP)使其断裂韧性和 Weibull 模数分别达到了 10.4 MPa·m$^{1/2}$ 和 33，用 0.4%的氧化镁(MgO)掺杂 Ce-TZP 使其断裂韧性和 Weibull 模数分别达到了 10.9 MPa·m$^{1/2}$ 和 50，由于 CaO 和 MgO 掺杂剂能够进入四方 Ce-TZP 晶格产生晶界偏析效应，降低晶界迁移率和晶界能，抑制晶粒长大，使晶粒细化并均匀分布，促进变形，提高韧性及抗损伤能力。

当自增韧效果受限时，外源增强相(如颗粒、纤维和晶须)的引入可拓展增韧维度，利用增强相与基体的相互作用阻碍裂纹扩展并增加韧性，有望进一步提高陶瓷材料的可靠性。Derek S. King 等[68]通过添加硼化钛(TiB_2)第二相制备得到 SiC–TiB_2 复相陶瓷，其断裂韧性随 TiB_2 含量的增加而增大，断裂强度 Weibull 模数随之从 12 增加至 17 (图 8)，主要源于 SiC 和 TiB_2 的热膨胀系数差异产生热残余应力，通过裂纹尖端屏蔽效应，使得裂纹扩展阻力增加，Weibull 模数随之增大。Kaufman 等[69]通过直接油墨书写法(DIW)结合常压烧结制备了碳纤维增强碳化硅陶瓷(C_f/SiC)，由于纤维的拉出作用(图 9)使碳纤维为 15% (体积分数)时样品的 Weibull 模数增加到 18，明显提高了碳化硅陶瓷的损伤容限和可靠性。

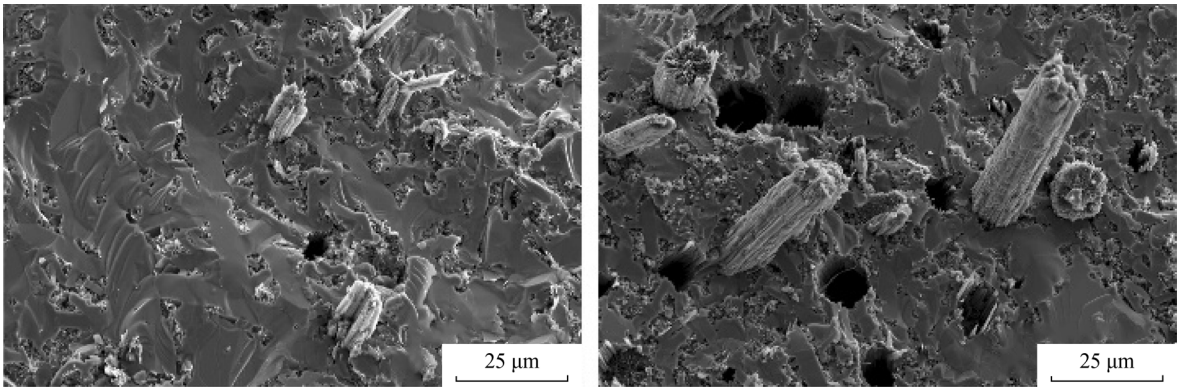
相关学者采用裂纹扩展阻力曲线(R 曲线)进一步分析韧性对材料断裂行为及强度可靠性的影响机制。研究表明[70, 71]，韧性的增加可使裂纹尖端尾部产生闭合应力，在一定程度上抵消外加应力作用，显著降低裂纹尖端处的有效应力场强度，产生裂纹尖端屏蔽效应，使陶瓷材料的 R 曲线由平坦型向增长型转变，增加裂纹扩展阻力，从而改善其断裂强度可靠性。Gong 等[72]提出的相对裂纹容限理论为增韧–可靠性关联提供了新范式，其通过对比相对裂纹容忍度(临界裂纹尺寸与初始裂纹尺寸之比) c_c/c_0–λ 曲线与 Weibull 模数 m_T–λ 曲线特征，绘制了 m_T/m_U 与 c_c/c_0 之间的函数关系曲线，推测出陶瓷材



(a)　　(b)

图 8　SiC–TiB_2 复合陶瓷的韧性与 Weibull 模数：(a)断裂韧性；(b) Weibull 模数[68]

Fig. 8　Toughness and Weibull modulus of SiC–TiB_2 composite ceramics: (a) Toughness; (b) Weibull modulus[68]



(a) 5% C_f　　(b) 15% C_f

图 9　C_f/SiC 的断面微观形貌[69]

Fig. 9　Fracture surface of C_f/SiC[69]

料 Weibull 模数与相对裂纹容忍度之间存在强相关性，韧性的增加提高了裂纹容限，改善了固有裂纹尺寸随机分布导致的强度离散，从而揭示了 Weibull 模数增加是相对裂纹容忍度提高的结果。Cui 等[73]通过添加石墨烯纳米片(GNPs)使 Al_2O_3/Ti (C、N)陶瓷的断裂韧性和可靠性得到了显著提高。由于 GNPs 诱导的增韧机制(界面剥离、裂纹桥接和 GNPs 拉出等)，所有 GNPs/陶瓷复合材料都表现出上升的 R 曲线行为(图 10)，且随着 GNPs 含量的增加，曲线变得更陡峭，表明抗断裂性和缺陷容忍度得到提高。Wei 等[74]以石墨为界面层，利用流延成型制备了断裂韧性高达 9.48 $MPa·m^{1/2}$ 的 SiC/石墨仿生层状陶瓷。层状陶瓷的压痕裂纹呈阶梯状扩展(图 11)，这是由于石墨界面层的成分较软且存在孔洞，当裂纹扩展至界面层时发生横向偏转，增加扩展路径，进而提高韧性，层状陶瓷上升的 R 曲线行为表明其韧性确实通过弱界面诱导的多种增韧机制(如裂纹偏转和分支)得到了改善，显示出比 SiC 陶瓷更高的可靠性。

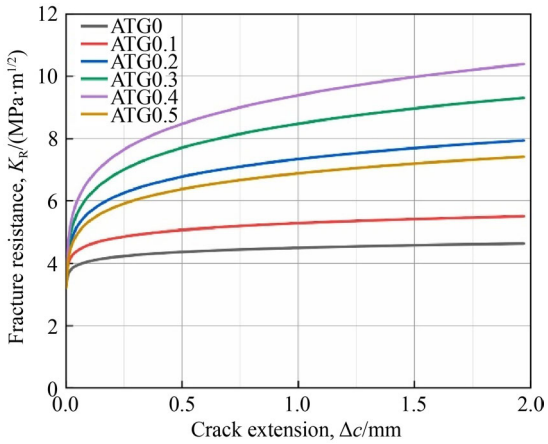


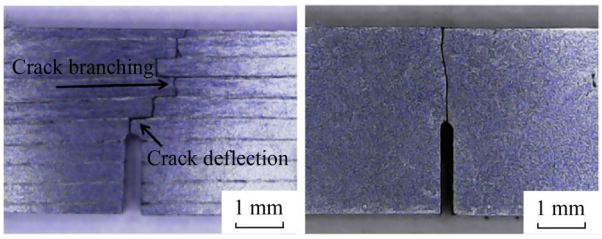
图 10　掺入不同 GNPs 含量 Al_2O_3/Ti (C、N)陶瓷的 R 曲线[73]

Fig. 10　R curves of Al_2O_3/Ti (C, N) ceramic composites incorporating different content of GNPs[73]

2.3　成型方法优化

成型是陶瓷材料制备工艺中重要的一环，成型技术在很大程度上决定了坯体的均匀性和制备复杂形状部件的能力，并直接影响到材料的可靠性。

Marulcuoglu 等[75]将注模成型与冷等静压结合，通过额外的冷等静压工艺排出悬浮液制备或注模过程中形成的气泡缺陷，提高烧结致密度，获得了具有高可靠性的 Si_3N_4 陶瓷，Weibull 模数从 8.6 大幅提升至 23.5。



(a) Laminated ceramic (b) SiC ceramic

图 11 不同样品的裂纹扩展图[74]

Fig. 11 Images of the crack propagation of different samples[74]

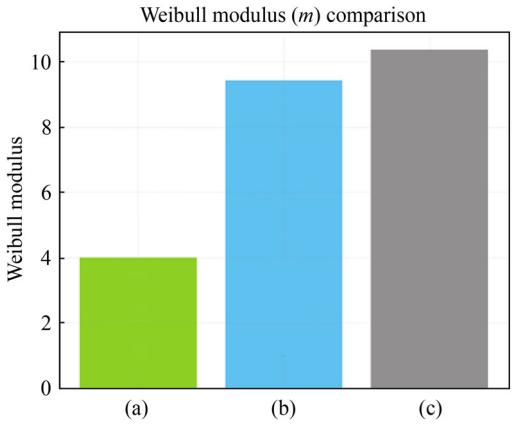


图 12 不同成型方法制备的反应烧结碳化硅陶瓷 Weibull 模数比较：(a)流延成型；(b)压制成型；(c)黏结剂喷射成型[17]

Fig. 12 Comparison of Weibull modulus of reaction sintered silicon carbide ceramics prepared by different molding methods: (a) Tape casting; (b) Compacting; (c) Binder jetting[17]

随着工业技术的不断发展，迫切需要开发制造复杂形状的陶瓷部件，而传统成型方法往往需要在烧结后进行机加工获得最终的陶瓷产品，难免造成表面损伤或缺陷，对陶瓷材料的可靠性产生极大影响。相比于传统的成型方法，三维(3D)打印是一种可以在不需要模具的情况下生产具有高可靠性的复杂几何形状和内部结构零件的方法，具有个性化、快速生产和高精度等优点[76–78]，极大减少了因后续加工带来的损伤，有效提高工程陶瓷部件的可靠性。Chaugule 等[17]对比了流延成型、压制成型以及黏结剂喷射打印法制备反应烧结碳化硅陶瓷的可靠性，发现 3D 打印成型方式下制备的反应烧结碳化硅陶瓷 Weibull 模数明显高于流延成型和压实成型方法(图 12)，主要原因在于 3D 打印成型减少了诱发裂纹萌生和扩展的层间孔隙，缺陷的减少显示出较高的可靠性。

3D 打印成型方式在微观结构均匀性精细调控及缺陷控制方面具有较大的优势，这是获得高可靠性陶瓷材料的关键因素。以光固化(VPP)增材制造为代表的三维打印技术，通过数字化逐层成型特性，基于多尺度工艺链协同(粉体改性–浆料流控–光固化参数优化)，可实现微观缺陷的精准抑制与跨尺度结构优化，为高可靠性陶瓷制备提供新范式。Boardman 等[11]基于光固化陶瓷技术(LCM)，系统揭示了加工参数(如层厚 h 为 25、50 μm，固化能为 150、300 mJ/cm^2 等)与缺陷数量和失效行为定量关联规律，证实了该技术在微米级孔隙抑制方面的优势。进一步研究表明，浆料组分与界面工程对材料可靠性具有决定性影响。Li 等[63]创新性地将 NCP 工艺与 VPP 技术结合(图 13)，在亚微米级 Si_3N_4 粉末表面构建 YAG 纳米包覆层，通过调控浆料流变特性，实现烧结助剂的分子级分散，该策略使材料抗弯强度达(833±39) MPa，Weibull 模数为 25.15，分别比传统湿法球磨样品提升 17.6%和 173%。在复相陶瓷体系优化方面，Zhu 等[79]通过加入 5% (质量分数)

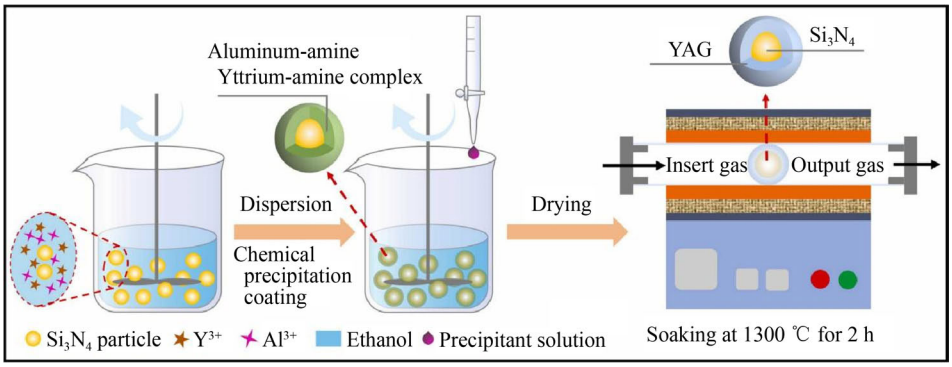


图 13 NCP (非水化学沉淀包覆涂层技术)过程示意图[63]

Fig. 13 Schematic illustration of NCP (non-aqueous chemical precipitation coating) process[63]

的 SiC 晶须，采用数字光处理(DLP)技术制备了 Weibull 模数为 10.45 的 SiC 晶须增强 SiCO 聚合物衍生陶瓷，其可靠性高于其他传统成型工艺制得的陶瓷材料，主要原因在于 DLP 成型工艺下 SiC 晶须与光敏树脂具有良好的润湿性，可以实现晶须在浆料体系中均匀分散。粉体–树脂界面相容性对生坯质量具有关键作用。Lin 等[80]采用含磷酸酯基团的表面活性剂增强 AlN 粉体与树脂的界面相容性，改性后 AlN 与树脂之间的接触角减小至 17.1°，改善了 AlN 粉末在树脂中的分散性，成功制备出固含量 62% (体积分数)的低黏度浆料，提高了生坯体的密度和均匀性，烧结后的 AlN 陶瓷致密且微观结构均匀，获得具有高导热率、优异的机械性能[弯曲强度(458±36) MPa、断裂韧性(3.95±0.26) MPa·m$^{1/2}$]和高可靠性(Weibull 模数为 14.89)的复杂形状 AlN 陶瓷，印证了增材制造在微观结构均匀性控制方面的卓越潜力。

2.4　表面强化处理

为了提高烧结制品的尺寸精度和表面完整性，通常要对烧结后的陶瓷材料进行加工，而机加工导致的表面损伤或缺陷会对陶瓷材料的可靠性产生影响。样品受到载荷作用时，微小的表面缺陷会成为应力集中点，从而产生初始裂纹，随后扩展并发生破坏[81, 82]。Jana 等[83]基于碳化硅陶瓷弯曲强度测试值和断裂韧性(K_{IC})值，得到了样品临界裂纹尺寸 c 的范围为 32~110 μm，临界缺陷的大小与表面缺陷的数量级相当(图 14)，表明加工缺陷是 SiC 陶瓷失效的主要原因之一。

通过改变加工方式改善样品表面状态以减少材料表面缺陷，是提高断裂强度可靠性的一种有效方式。邓建新[84]研究了磨削–抛光、金刚石锯片切割、超声波和电火花线切割等加工技术对 Al_2O_3/TiC 陶瓷材料可靠性的影响。结果显示，磨削–抛光加工的陶瓷试样可靠性最高，金刚石切割加工和超声波加工次之，电火花加工的可靠性最低。由于磨削–抛光是利用微细的磨料对陶瓷材料表面进行微切削，施加给磨料的作用力很小，通常不会使材料表面产生裂纹。而电火花加工主要是通过电极间放电产生高温熔化和汽化来对材料进行加工的，对于该陶瓷试样，电火花加工会使表面产生腐蚀凹坑，这些凹坑将成为裂纹源使得材料强度降低和 Weibull 模数减小。Benalcazar-Jalkh 等[85]研究了样品表面抛光与否对陶瓷断裂强度可靠性的影响，结果显示抛光试样的 Weibull 模数显著高于未做任何表面处理的试样，这是由于抛光后大幅减少了后加工导致的样品表面

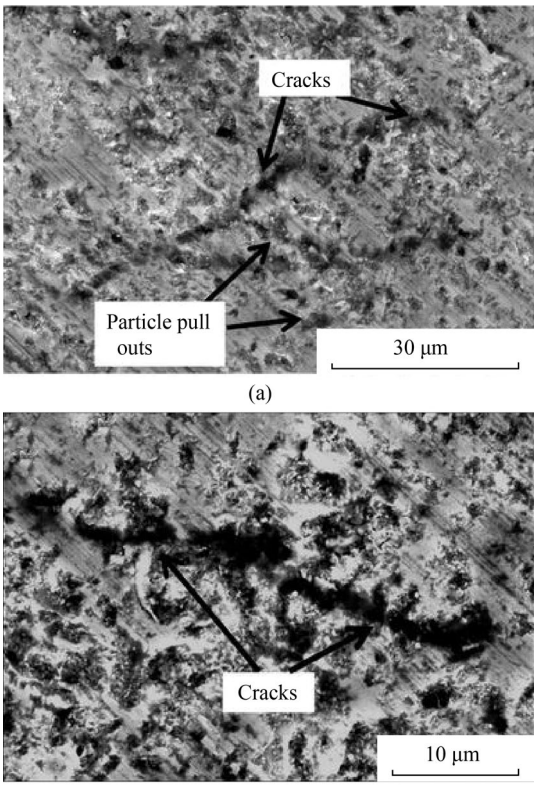


图 14　SiC 陶瓷机加工表面微观形貌：(a)表面裂纹及颗粒拉出等缺陷；(b)长度约为 38 μm 的表面裂纹[83]

Fig. 14　Surface microstructure of SiC ceramic machining: (a) defects such as surface cracks and particle pull outs; (b) A surface crack with a length of approximately 38 μm[83]

微裂纹等缺陷。Sarah Emille Gomes da Silva 等[16]通过“抛光+釉料”的组合方式加工氧化锆陶瓷，获得更光滑的表面，使得氧化锆表面更均匀，最大限度地减少了缺陷的形成，有助于保持材料的结构完整性，氧化锆陶瓷 Weibull 模数达到 13.15。

通过后处理技术修复表面微缺陷是修复陶瓷材料损伤获得高可靠性的一种有效方法[86, 87]，当前主流的表面修复策略主要包括氧化愈合、激光改性及涂层集成 3 类，其核心在于重构表面应力状态与缺陷分布特征。高温氧化处理可通过原位生成致密氧化物层实现表面缺陷修复。Matsunaga 等[88]发现样品表面热处理氧化产生的致密二氧化硅层可以减少材料表面的裂纹缺陷。随着氧化温度的升高，SiO_2 的形成使 SiC 表面附近断裂起源的大小和形状因子逐渐减小，热处理后的碳化硅陶瓷断裂强度 Weibull 模数从 5.9 增加到 8.3。Greil 等[15]系统综述了具有氧化诱导裂纹修复的自修复工程陶瓷，修复剂在被环境氧化后会迅速填充表面裂纹的体积并恢复受损强度，此类能够恢复损伤引起表面开裂的工程陶瓷

可以在高温应用中实现更高的可靠性和更长的使用寿命。飞秒激光改性技术为精密表面修复提供了新途径。Kuzin 等[82]在去除研磨后形成的有缺陷的表面层后，通过飞秒激光蚀刻在弱缺陷的烧结陶瓷上创建一个功能性表面层，降低了热负荷和力负荷，减少了陶瓷材料工具击穿过程中产生和诱发缺陷的影响，并为陶瓷表面出现的亚表面裂纹创造了额外的屏障，提高了陶瓷可靠性，扩大了其应用领域。Zhou 等[12]基于 Si 反应熔渗法在碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷(SiC_f/SiC)复合材料表面形成准环境障涂层(EBC)，形成硅连续分布的集成结构(图 15)，显著改善准 EBC 层与衬底结合强度，为常规 EBC 剥离后的 SiC_f/SiC 复合材料提供二次保护，显著提高了 SiC_f/SiC 复合材料的使用寿命和可靠性。

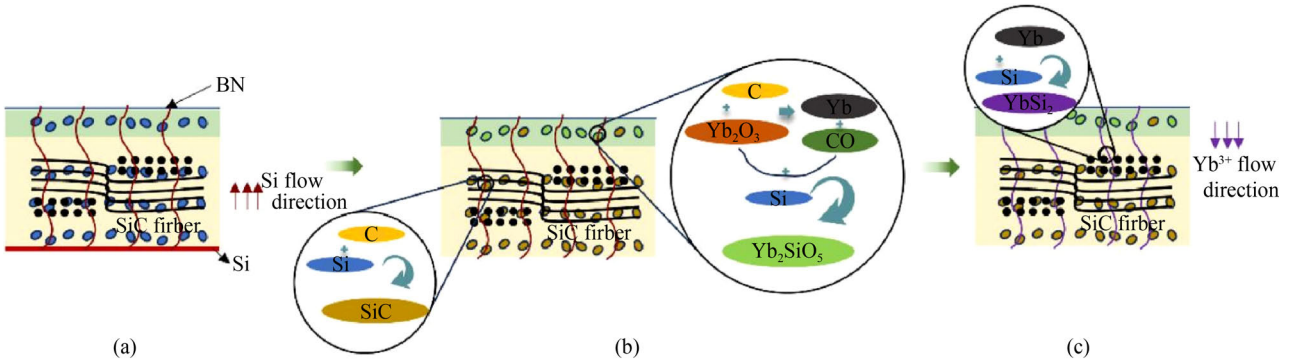


图 15 准 EBC-SiC_f/SiC 复合材料的整体致密化过程[12]：(a)熔融 Si 从底部渗透到表面；(b)熔融 Si 与基体以及准 EBC 层发生反应；(c)准 EBC 层 Yb 沿 Si 通道扩散至基体与过量 Si 反应形成 Yb–Si 合金

Fig. 15 Integrated densification process of the quasi-EBC-SiC_f/SiC composite[12]: (a) Molten Si penetrates from the bottom to the surface, (b) Molten Si reacts with the substrate and the quasi-EBC layer, (c) Yb in the quasi-EBC layer diffuses along the Si channels to the substrate and reacts with the excess Si to form Yb–Si alloys

3 结论

本文系统分析了先进结构陶瓷材料断裂强度可靠性的理论基础、评价方法及提升方法，结果如下：Weibull 理论已被广泛应用于陶瓷等脆性材料的强度离散性统计领域，在表征陶瓷材料断裂强度可靠性方面具有不可替代的工程价值。提升先进结构陶瓷材料断裂强度可靠性的核心在于抗裂纹扩展能力提升和缺陷精准控制，通过控制晶粒尺寸与微观结构分布均匀性，添加第二相构筑增韧微结构、优化成型工艺减少制备过程缺陷产生，以及通过 2 次处理进行表面缺陷修复等方式提升断裂强度可靠性。本文工作对呈现脆性特征的陶瓷材料体系断裂强度可靠性研究具有一定的指导意义。未来可靠性研究发展趋势：

1) 智能化设计与制备。融合机器学习与多物理场仿真，建立“微观结构–工艺参数–服役性能”的数字孪生模型，利用微观结构特征预测缺陷分布，研究陶瓷等脆性材料的损伤和断裂机理，分析材料的失效过程，预测材料性能并优化工艺参数。

2) 高纯度与均匀性控制。提升原材料粉体纯度，减少杂质元素对晶界的弱化。优化制备工艺，细化均化陶瓷晶粒，通过纳米晶粒(<100 nm)实现细晶强化和超塑性。着重建立晶粒尺寸–缺陷尺寸–力学性能的多尺度关联模型，为高可靠性陶瓷的精准制备提供理论指导。

3) 仿生复合增韧。逐步建立增韧机制–缺陷容限的定量模型，利用自增韧结构设计、纤维/晶须增强、第二相颗粒复合以及仿生层状结构优化，使陶瓷材料产生裂纹尖端屏蔽效应，呈现出上升的 R 曲线行为，改善强度可靠性。

4) 精细加工与原位自修复。结合激光选区烧结(SLS)等 3D 打印成型技术，实现高精度打印。采用激光加工/超声振动加工等精密加工技术，减少表面微裂纹和亚表面损伤。改善表面强化处理方式，形成表面压应力层，抑制裂纹扩展。研发具有环境响应特性的智能陶瓷，通过高温相变或氧化产物自生长实现裂纹动态修复。

参考文献:

[1] 谢志鹏, 李辰冉, 安迪, 等. 国际先进结构陶瓷研发及产业化应用发展状况[J]. 陶瓷学报, 2019, 40(4): 425–433.
XIE Zhipeng, LI Chenran, AN Di, et al. J Ceram, 2019, 40(4): 425–433.

[2] 张文毓. 先进陶瓷材料的研究与应用[J]. 陶瓷, 2019(3): 14–18.
ZHANG Wenyu. Ceramics, 2019(3): 14–18.

[3] 曹宇翔, 张潇, 王少宁, 等. 碳化硅功率器件在宇航电源中的研究与应用[J]. 电子设计工程, 2023, 31(9): 7–12.

CAO Yuxiang, ZHANG Xiao, WANG Shaoning, et al. Electron Des Eng, 2023, 31(9): 7–12.

[4] 李辰冉, 谢志鹏, 康国兴, 等. 国内外碳化硅陶瓷材料研究与应用进展[J]. 硅酸盐通报, 2020, 39(5): 1353–1370.
LI Chenran, XIE Zhipeng, KANG Guoxing, et al. Bull Chin Ceram Soc, 2020, 39(5): 1353–1370.

[5] 龚文, 吴超峰, 赵治平, 等. 下一代深海装备用高强度陶瓷材料及结构分析[J]. 数字海洋与水下攻防, 2020, 3(4): 281–287.
GONG Wen, WU Chaofeng, ZHAO Zhiping, et al. Digit Ocean Underw Warf, 2020, 3(4): 281–287.

[6] 屈少鹏, 尹衍升. 深海极端环境服役材料的研究现状与研发趋势[J]. 材料科学与工艺, 2019, 27(1): 1–8.
QU Shaopeng, YIN Yansheng. Mater Sci Technol, 2019, 27(1): 1–8.

[7] 张宝龙, 吴廷洋, 唐福康, 等. 深海航行器耐压舱及其材料表界面的研究进展与发展趋势[J]. 中国表面工程, 2024, 37(6): 146–163.
ZHANG Baolong, WU Tingyang, TANG Fukang, et al. China Surf Eng, 2024, 37(6): 146–163.

[8] 李颂华, 魏超, 吴玉厚, 等. 面向极端工况的 Si_3N_4 全陶瓷轴承关键技术与研究进展[J]. 轴承, 2023(9): 1–10.
LI Songhua, WEI Chao, WU Yuhou, et al. Bearing, 2023(9): 1–10.

[9] 黄明, 曹峰, 彭志航, 等. 防弹装甲用碳化硼陶瓷材料的研究进展[J]. 现代技术陶瓷, 2021, 42(4): 213–224.
HUANG Ming, CAO Feng, PENG Zhihang, et al. Adv Ceram, 2021, 42(4): 213–224.

[10] 贺勇, 余琼. 氧化锆陶瓷用作齿科修复材料的现状及发展趋势[J]. 兵器材料科学与工程, 2022, 45(5): 183–188.
HE Yong, YU Qiong. Ordnance Mater Sci Eng, 2022, 45(5): 183–188.

[11] BOARDMAN S, PACKARD C E. Linking flexural strength and strength-limiting flaws in additively manufactured alumina with print parameter variations[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(2): 1185–1200.

[12] ZHOU L, HU J B, YUAN W, et al. Thermal shock resistance and bonding strength of integrated quasi-EBC-SiC_f/SiC composites fabricated by tape casting and reactive melt infiltration[J]. Compos Part B Eng, 2025, 295: 112190.

[13] CAMPOS T M B, DA SILVA A C, SPIRANDELI B R, et al. Glass infiltration in an experimental ATZ ceramic composite reinforced with Al_2O_3 whiskers[J]. J Mech Behav Biomed Mater, 2025, 164: 106892.

[14] DENG J X, LEE T C. Surface integrity in electro-discharge machining, ultrasonic machining, and diamond saw cutting of ceramic composites[J]. Ceram Int, 2000, 26(8): 825–830.

[15] GREIL P. Self-healing engineering ceramics with oxidation-induced crack repair[J]. Adv Eng Mater, 2020, 22(9): 1901121.

[16] SILVA S E G D, SILVA B C D D, CRISPIM A H T, et al. Effect of different finishing/polishing techniques and glaze application on the flexural strength of ultratranslucent zirconia after hydrothermal aging[J]. J Mech Behav Biomed Mater, 2025, 164: 106924.

[17] CHAUGULE P S, DU W C, KAMATH R R, et al. Reliability comparisons between additively manufactured and conventional SiC-Si ceramic composites[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(5): 3117–3133.

[18] YIN H, HE X D, SONG G P, et al. Statistical analysis of the strength reliability of the MAX phases[J]. J Am Ceram Soc, 2023, 106(2): 1321–1332.

[19] EVANS A G. Structural reliability: A processing-dependent phenomenon[J]. J Am Ceram Soc, 1982, 65(3): 127–137.

[20] GRIFFITH A A. The phenomena of rupture and flow in solids[J]. Philos. Trans. R. Soc. Lond. Ser. A-Math. Phys. Eng. Sci. 1921, 221: 582–593.

[21] DENG B, JIANG D Y. Determination of the Weibull parameters from the mean value and the coefficient of variation of the measured strength for brittle ceramics[J]. J Adv Ceram, 2017, 6(2): 149–156.

[22] NOHUT S. Influence of sample size on strength distribution of advanced ceramics[J]. Ceram Int, 2014, 40(3): 4285–4295.

[23] QUINN G. Advanced structural ceramics: A round robin[J]. J Am Ceram Soc, 1990, 73(8): 2374–2384.

[24] CURTIS R V, JUSZCZYK A S. Analysis of strength data using two- and three-parameter Weibull models[J]. J Mater Sci, 1998, 33(5): 1151–1157.

[25] DENG B, JIANG D Y, GONG J H. Is a three-parameter Weibull function really necessary for the characterization of the statistical variation of the strength of brittle ceramics?[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(4): 2234–2242.

[26] NOHUT S. Three-parameter (3P) weibull distribution for characterization of strength of ceramics showing R-Curve behavior[J]. Ceram Int, 2021, 47(2): 2270–2279.

[27] LIU C Q, SHI D Q, ZHANG B, et al. A novel creep-fatigue life evaluation method for ceramic-composites components[J]. Int J Mech Sci, 2023, 249: 108259.

[28] KHALILI A, KROMP K. Statistical properties of weibull estimators[J]. J Mater Sci, 1991, 26(24): 6741–6752.

[29] LAI C D, MURTHY D N, XIE M. Weibull distributions and their applications[M]//Springer Handbook of Engineering Statistics. London: Springer London, 2006: 63–78.

[30] GORJAN L, AMBROŽIČ M. Bend strength of alumina ceramics: A comparison of weibull statistics with other statistics based on very large experimental data set[J]. J Eur Ceram Soc, 2012, 32(6): 1221–1227.

[31] HU X Z, MAI Y W. Re-interpretation of the Weibull strength distribution of polycrystalline ceramics–characteristic strength and fracture toughness[J]. J Mech Phys Solids, 2025, 196: 106021.

[32] OSUCHUKWU O A, SALIHI A, IBRAHIM A, et al. Weibull analysis of ceramics and related materials: A review[J]. Heliyon, 2024, 10(12): e32495.

[33] LIU C, AENGENHEISTER S, HERZOG S, et al. Application of Weibull theory to laser surface textured Al_2O_3[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(2): 1415–1426.

[34] FLAUDER S, LANGHOF N, KRENKEL W, et al. Size effect of carbon fiber-reinforced silicon carbide composites (C/C–SiC): Part 1–bending load and statistical effects[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(14): 6805–6814.

[35] TIRYAKIOĞLU M. On estimating Weibull modulus by moments and maximum likelihood methods[J]. J Mater Sci, 2008, 43(2): 793–798.

[36] AMBROZIC M, GORJAN L. Reliability of a Weibull analysis using the maximum-likelihood method[J]. J Mater Sci, 2011, 46(6): 1862–1869.

[37] XU Y D, CHENG L F, ZHANG L T, et al. Optimization of sample number for Weibull function of brittle materials strength[J]. Ceram Int, 2001, 27(2): 239–241.

[38] DANZER R, LUBE T, SUPANCIC P. Monte Carlo simulations of strength distributions of brittle materials-type of distribution, specimen and sample size[J]. Int J Mater Res, 2022, 92(7): 773–783.

[39] HOEK E, BIENIAWSKI Z T. Brittle fracture propagation in rock under compression[J]. Int J Fract Mech, 1965, 1(3): 137–155.

[40] BOBET A. The initiation of secondary cracks in compression[J]. Eng Fract Mech, 2000, 66(2): 187–219.

[41] SAGONG M, BOBET A. Coalescence of multiple flaws in a rock-model material in uniaxial compression[J]. Int J Rock Mech. Min Sci, 2002, 39(2): 229–241.

[42] CAO P, LIU T Y, PU C Z, et al. Crack propagation and coalescence of brittle rock-like specimens with pre-existing cracks in compression[J]. Eng Geol, 2015, 187: 113–121.

[43] WANG Y T, ZHOU X P, XU X, et al. Numerical simulation of propagation and coalescence of flaws in rock materials under compressive loads using the extended non-ordinary state-based peridynamics[J]. Eng Fract Mech, 2016, 163: 248–273.

[44] WANG A Z, HU P, ZHAO X Y, et al. Modelling and experimental investigation of pore-like flaw-strength response in structural ceramics[J]. Ceram Int, 2020, 46(10): 14431–14438.

[45] VENKATESAN J, IQBAL M A, MADHU V. Experimental and numerical study of the dynamic response of B_4C ceramic under uniaxial compression[J]. Thin Walled Struct, 2020, 154: 106785.

[46] SUN S X, CHEN F H, ZHAO M. Numerical simulation and analysis of the underwater implosion of spherical hollow ceramic pressure hulls in 11000 m depth[J]. J Ocean Eng Sci, 2023, 8(2): 181–195.

[47] WANG M, CHEN X B, XIE G Q, et al. Dynamic compressive response and fracture mechanisms of ZrB_2–SiC ceramic based on discrete element method[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2023, 20(3): 1818–1827.

[48] YANG Y, MA N N, DUAN J J, et al. Light scattering by pores in YAG transparent ceramics simulated by DDA model[J]. J Am Ceram Soc, 2021, 104(1): 256–262.

[49] TAKEO K, AOKI Y, OSADA T, et al. Finite element analysis of the size effect on ceramic strength[J]. Materials, 2019, 12(18): 2885.

[50] SILVA P C, MOREIRA L P, ALVES M F R P, et al. Experimental analysis and finite element modeling of the piston-on-three balls testing of Y-TZP ceramic[J]. Cerâmica, 2020, 66(377): 30–42.

[51] ZHANG G F, WU G C, ZENG Y J, et al. Discrete element simulation of the ultrasonic-assisted scratching process of Al_2O_3 ceramic under compressive pre-stress[J]. Ceram Int, 2020, 46(18): 29090–29100.

[52] LI X, JIANG S Q, YE Y Y, et al. Influence of random pore defects on failure mode and mechanical properties of SiC ceramics under uniaxial compression using discrete element method[J]. Ceram Int, 2018, 44(18): 22271–22282.

[53] OZAKI S, YAMAGATA K, ITO C, et al. Finite element analysis of fracture behavior in ceramics: Prediction of strength distribution using microstructural features[J]. J Am Ceram Soc, 2022, 105(3): 2182–2195.

[54] OZAKI S, AOKI Y, OSADA T, et al. Finite element analysis of fracture statistics of ceramics: Effects of grain size and pore size distributions[J]. J Am Ceram Soc, 2018, 101(7): 3191–3204.

[55] JIANG S Q, ZHANG W, LI X, et al. Discrete element simulation of compression failure mechanism of SiC ceramic considering collinear flaws[J]. J Mech Behav Biomed Mater, 2023, 142: 105849.

[56] KUANG D M, SU J, OGWU I, et al. Discrete element modelling of the size-dependent mechanical behavior of Al_2O_3 ceramic under quasi-static uniaxial compression[J]. Ceram Int, 2024, 50(5): 7878–7887.

[57] ZHANG Q Y, ZHENG Y X, ZHOU F H, et al. Fragmentations of alumina (Al_2O_3) and silicon carbide (SiC) under quasi-static compression[J]. Int J Mech Sci, 2020, 167: 105119.

[58] 陆正兰, 朱国强, 冯涛, 等. 显微结构对 α–β-SiAlON 陶瓷室温力学性能数据离散性的影响[J]. 实验力学, 2005, 20(2): 235–240.
LU Zhenglan, ZHU Guoqiang, FENG Tao, et al. J Exp Mech, 2005, 20(2): 235–240.

[59] 李双, 谢志鹏. 振荡压力烧结法制备高致密度细晶粒氧化锆陶瓷[J]. 无机材料学报, 2016, 31(2): 207–212.
LI Shuang, XIE Zhipeng. J Inorg Mater, 2016, 31(2): 207–212.

[60] KUMAR K, KIM M J, PARK Y J, et al. Twofold increase in Weibull modulus of hot-pressed Si_3N_4 ceramic by modified pressing profile[J]. Mater Today Commun, 2022, 32: 103979.

[61] VYSOCKA A, SPAKOVA J, DUSZA J, et al. Microstructure and mechanical properties of liquid-phase-sintered SiC+Si_3N_4 composites[J]. Kovove Mater, 2007, 45(4): 223–229.

[62] 胡传奇, 刘海林, 黄小婷, 等. 反应烧结碳化硅的显微结构和力学性能分析[J]. 中国陶瓷工业, 2020, 27(5): 7–11.
HU Chuanqi, LIU Hailin, HUANG Xiaoting, et al. China Ceram Ind, 2020, 27(5): 7–11.

[63] LI Y H, NIE G L, SHENG P F, et al. Effects of ceramic powder coating treatment on the curing behavior, mechanical properties, and microstructure of 3D printed silicon nitride ceramics[J]. J Eur Ceram Soc, 2025, 45(3): 116952.

[64] QI Y J, LIN K J, DENG X, et al. Thermal shock behavior of Al–Y_2O_3 doped aluminum nitride ceramics[J]. Ceram Int, 2024, 50(20): 39235–39242.

[65] BECHER P F, HWANG S L, HSUEH C H. Using microstructure to attack the brittle nature of silicon nitride ceramics[J]. MRS Bull, 1995, 20(2): 23–27.

[66] WEI X, ZHANG H, DANG J J, et al. Effects of grain boundary phase distributions on mechanical characteristics of the high thermal conductivity AlN ceramics[J]. Ceram Int, 2024, 50(17): 29632–29641.

[67] LI M Y, TUNCA B, VAN MEERBEEK B, et al. Tough and damage-tolerant monolithic zirconia ceramics with transformation-induced plasticity by grain-boundary segregation[J]. J Eur Ceram Soc, 2023, 43(5): 2078–2092.

[68] KING D S, FAHRENHOLTZ W G, HILMAS G E. Silicon carbide–titanium diboride ceramic composites[J]. J Eur Ceram Soc, 2013, 33(15–16): 2943–2951.

[69] KAUFMAN J, WYCKOFF C, LAM B, et al. Analysis of fiber-reinforced silicon carbide formed *via* material extrusion[J]. Addit Manuf, 2024, 90: 104333.

[70] LV H X, ZHOU Q, SU Y F, et al. High damage tolerant Al_2O_3 composite ceramics constructed with short Al_2O_3 fibers[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2023, 20(5): 2700–2707.

[71] 龚江宏. 陶瓷材料脆性断裂的显微结构效应[J]. 现代技术陶瓷, 2021, 42(增刊 2): 287–428.
GONG Jianghong. Adv Ceram, 2021, 42(Suppl 2): 287–428.

[72] GONG J H, SI W J, GUAN Z D. Weibull modulus of fracture strength of toughened ceramics subjected to small-scale contacts[J]. J Mater Sci, 2001, 36(10): 2391–2396.

[73] CUI E Z, ZHAO J, WANG X C, et al. Improved fracture resistance and toughening mechanisms of GNPs reinforced ceramic composites[J]. Ceram Int, 2022, 48(17): 24687–24694.

[74] WEI C C, LIU Z, ZHANG Z Y, et al. High toughness and R-curve behaviour of laminated SiC/graphite ceramics[J]. Ceram Int, 2020, 46(14): 22973–22979.

[75] MARULCUOGLU H, KARA F. Microstructure and mechanical properties of dense Si_3N_4 ceramics prepared by direct coagulation casting and cold isostatic pressing[J]. Mater Sci Eng A, 2022, 854: 143782.

[76] GAUTHE M, LORRETTE C, CHAFFRON L, et al. Fused Filament Fabrication of silicon carbide Parts: A strategy for producing high-strength components[J]. J Eur Ceram Soc, 2025, 45(7): 117229.
[77] SHEN M H, ZHAO W M, XING B H, et al. Effects of exposure time and printing angle on the curing characteristics and flexural strength of ceramic samples fabricated *via* digital light processing[J]. Ceram Int, 2020, 46(15): 24379–24384.
[78] NIE G L, LI Y H, SHENG P F, et al. Microstructure refinement-homogenization and flexural strength improvement of Al_2O_3 ceramics fabricated by DLP-stereolithography integrated with chemical precipitation coating process[J]. J Adv Ceram, 2021, 10(4): 790–808.
[79] ZHU N N, ZHANG L J, WEN G W, et al. Effect of SiC whiskers on the mechanical properties of polymer-derived ceramics prepared by digital light processing and its strengthening and toughening mechanism[J]. J Alloy Compd, 2023, 968: 171852.
[80] LIN K J, LIN L F, QI Y J, et al. Additive manufacturing of high-performance aluminium nitride ceramics using high solid loading and low viscosity slurry[J]. Virtual Phys Prototyp, 2024, 19(1): e2383306.
[81] BONFANTE E A, CALAMITA M, BERGAMO E T P, et al. Indirect restorative systems-a narrative review[J]. J Esthet Restor Dent, 2023, 35(1): 84–104.
[82] KUZIN V V, GRIGOREV S N, VOLOSOVA M A. Methodological approach to ensuring ceramic tool operational stability[J]. Refract Ind Ceram, 2022, 63(4): 394–398.
[83] JANA D C, BARICK P, SAHA B P. Effect of sintering temperature on density and mechanical properties of solid-state sintered silicon carbide ceramics and evaluation of failure origin[J]. J Mater Eng Perform, 2018, 27(6): 2960–2966.
[84] 邓建新. 陶瓷材料加工表面完整性及其对材料可靠性的影响[J]. 硅酸盐通报, 2001, 20(5): 38–42.
DENG Jianxin. Bull Chin Ceram Soc, 2001, 20(5): 38–42.
[85] BENALCAZAR-JALKH E B, CUNHA V S, BERGAMO E T P, et al. Finishing technique effect on strength of zirconia-reinforced lithium silicate ceramic[J]. Eur J Oral Sci, 2024, 132(1): e12964.
[86] KIM H W, KIM H E, SONG H, et al. Effect of oxidation on the room-temperature flexural strength of reaction-bonded silicon carbides[J]. J Am Ceram Soc, 1999, 82(6): 1601–1604.
[87] FAN Z J, SONG Y Z, LI J G, et al. Oxidation behavior of fine-grained SiC–B_4C/C composites up to 1400 ℃[J]. Carbon, 2003, 41(3): 429–436.
[88] MATSUNAGA N, NAKAHAMA K, HIRATA Y, et al. Enhancement of strength of SiC by heat-treatment in air[J]. J Ceram Process Res, 2009, 10(3): 319–324.

Research Progress on Strength and Reliability of Advanced Structural Ceramic Materials for Engineering Applications

CAO Juan[1,2], *WU Xishi*[2], *LIU Zehua*[2], *PEI Bingbing*[2], *HAN Jianshen*[2], *LIU Huan*[2], *YANG Yitian*[2], *WU Haibo*[2], *HUANG Zhengren*[2]
(1. School of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;
2. State Key Laboratory of Advanced Marine Materials, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, Zhejiang, China)

Extended Abstract

Advanced structural ceramics such as oxide ceramics, nitride ceramics, carbide ceramics, and boride ceramics have extensive application in strategic fields, such as semiconductor technology, nuclear energy, aerospace engineering, and marine engineering. This is attributed to their remarkable properties, which encompass superior mechanical properties, low high-temperature creep, resistance to acid and alkali corrosion, and high thermal conductivity. However, the fracture strength of brittle ceramic materials typically exhibits significant discreteness, leading to a reduced reliability. The main reason is that ceramic materials have strong covalent and ionic bonds, poor plasticity at the crack tip, and a low resistance of the lattice to crack propagation, resulting in a large amount of stress concentration at the crack tip and propagation with minimal energy consumption, thus having inherent brittleness. This can result in a catastrophic failure of ceramic material components as undetectable structural defects may initiate and propagate under stress. The reliability issues arising from strength dispersion due to inherent brittleness as well as microcracks and other defects restrict the application of ceramics as engineering structural materials. Based on the urgent needs of engineering applications, the reliability issue of ceramic materials has attracted widespread attention. Therefore, this review summarizes the theoretical basis, evaluation methods, and influencing factors of fracture strength reliability of ceramic materials such as silicon carbide, and discusses the methods for improving the fracture strength reliability of advanced structural ceramics, providing a theoretical guidance for promoting the wider engineering application of ceramic materials. The statistical theory of fracture strength is the theoretical basis for analyzing reliability. There are considerable researches on the statistical properties of fracture strength of ceramic materials, and various fracture strength statistical theories are established. The Weibull statistical theory is a statistical theory based on the principle of “weakest link connection” and a large amount of experimental data that can describe the distribution law of ceramic fracture strength. It is widely used in the field of strength dispersion statistics of brittle materials such as ceramics. With the development of computer technology, numerical simulation methods such as finite element method (FEM), discrete element method (DEM), and discontinuous deformation method (DDA) are used to analyze the damage mechanism and failure process of brittle materials in order to predict material properties and strength distribution. The failure of advanced structural ceramic materials is usually related to the pre-existing defects. The key to improving the reliability of fracture strength lies in enhancing crack propagation resistance and achieving precise control over material defects. This review proposes to enhance the reliability of fracture strength from four aspects,

i.e., intrinsic microstructure, toughening microstructure construction, optimization of forming methods, and surface strengthening treatment. The reliability of ceramic materials is strongly correlated with their microstructural characteristics. Tailoring grain size and enhancing microstructural uniformity can substantially improve material reliability. The enhancement of reliability in ceramic materials is inherently linked to the optimization of fracture toughness. Through the rational design of toughening mechanisms that increase crack propagation resistance and significantly reduce strength distribution dispersion, mechanical properties and reliability can be synergistically optimized. Forming technology affects both the uniformity of the green body and the capability to fabricate complex components, thereby directly impacting the reliability of the material. Enhancing surface quality and reducing surface defects through techniques such as polishing, oxidation healing, laser modification, and coating integration serve as an effective approach to improving the reliability of fracture strength.

Summary and Prospects This review systematically analyzes the theoretical basis, evaluation methods, and improvement methods of fracture strength reliability of advanced structural ceramic materials, which has a certain guiding significance for the study of fracture strength reliability of ceramic material systems exhibiting brittle characteristics. The Weibull theory is widely applied in the statistical field of strength discreteness of brittle materials such as ceramics, and has an irreplaceable engineering value in characterizing the reliability of fracture strength of ceramic materials. The core of improving the reliability of fracture strength of advanced structural ceramic materials lies in enhancing their ability to resist crack propagation and precise control of defects. The reliability of fracture strength can be improved *via* controlling the uniformity of grain size and microstructure distribution, adding second phases to construct toughening microstructures, optimizing molding processes to reduce the occurrence of defects in the preparation process, and repairing surface defects through secondary treatment. Future reliability research will develop intelligent design and preparation, high purity and uniformity control, biomimetic composite toughening, as well as fine processing and *in-situ* self-healing.

Keywords advanced structural ceramics; silicon carbide; reliability; defect control; Weibull modulus