

发动机高温部件的陶瓷材料应用及性能测试

Applications and Performance Testing of High-temperature

Ceramics for Heat Engine Components

翟华璋¹, 李建保^{2, 3}, 吴 疆³, 才鸿年¹

(1 北京理工大学 材料科学与工程学院, 北京 100081; 2 海南大学, 海口 570081;

3 清华大学 新型陶瓷与精细工艺国家重点实验室, 北京 100084)

ZHAI Hua zhang¹, LI Jian bao^{2, 3}, WU Jiang³, CAI Hong-nian¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 2 Hainan University, Haikou 570081, China; 3 State Key Laboratory of New Ceramics and Fine Processing, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

摘要: 回顾了陶瓷发动机研究进展的主要历程。着重介绍高温热机部件用的氮化硅陶瓷和莫来石涂层等材料的性能改进和热机环境下测试评价。

关键词: 陶瓷热机部件; 氮化硅; 莫来石涂层; 性能

中图分类号: TH 145.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2010)06-0078-06

Abstract: Research and development on ceramic engines were reviewed. The improvements on the properties of silicon nitride ceramics and mullite coating for heat engine parts and the performance testing in the high-temperature engine environments were introduced in details.

Key words: ceramic engine component; silicon nitride; mullite coating; performance

进入 21 世纪以来, 我国的航空、航天事业均保持了高速发展的势头。为了增强国际竞争力, 国务院实施《国家中长期科学和技术发展规划纲要》确定重大科技专项于 2007 年年初正式批准了“大型飞机研制重大专项”立项。研制大型飞机的核心技术之一是需要配置新型高推重比的航空发动机, 而发动机性能的改进有约 50% 权重须依靠材料性能的提高。在更高温度和参数恶劣的环境下使用, 具有轻质(低密度)、高比强度、高比刚度、抗氧化、耐腐蚀等性能的特种结构材料体系已经成为整个系统的技术关键和瓶颈部分。

自 20 世纪 40 年代到 70 年代, 发动机的材料发生了革命性的变化, 由传统的单一金属材料依次过渡到锻造合金、铸造合金、定向凝固合金等新型高温合金材料, 现役的高端燃气涡轮发动机的工作温度也从 760℃ 提高到了 1050℃ 左右, 已达到了高温合金的使用极限。随着新一代涡轮发动机向高流量比、高推重比的方向不断发展, 推重比为 10 的一级加力式涡轮发动机的最大进口温度可达 1580℃ 以上, 推重比 15 以上的航空发动机的进口温度将超过 1727℃, 高性能结构陶瓷材料的替代使用业已被列上了议事日程。

先进陶瓷及陶瓷基复合材料的密度仅为高温合金的 1/3~1/2, 使用温度可达 1650℃ 以上。高温陶瓷材

料的可使涡轮进口温度提高 300℃ 以上, 制动效率提高 15%, 而发动机质量减少 20% 以上, 极大地节约了能耗; 先进陶瓷的原料丰富, 主要由硅、铝、氧、氮、碳等高丰度元素构成, 替代高温合金可以节约大量战略性的贵金属原料, 如钴、铬、镍、钨等; 陶瓷材料良好的耐化学腐蚀和抗氧化性能, 使得低质量燃料和合成燃料的使用成为可能。

1 陶瓷发动机的研究进展

陶瓷燃气轮机和全陶瓷绝热柴油发动机的研制已有 30 多年的历史, 留下了大量技术积累和丰富的研究成果。1974 年前后美国 Cummins 公司的 R Kamo 首先提出了全陶瓷绝热发动机的构想得到了美国军方和能源部(DOE)的支持, 成为陶瓷发动机研究热潮的发轫。绝热发动机的研发性能指标为: 低热损失、低空燃比、高转速、高平均有效压、低燃耗和高使用寿命。其间, 日本五十铃公司陶瓷研究所一直致力于陶瓷绝热柴油机的研发。日本神奈川科学技术研究院(KAST)于 1993 年完成的“陶瓷二冲程甲醇发动机”是一个重要的阶段性成果和有价值的尝试; 1998 年, 日本推出了输出功率为 322kW 的陶瓷燃气轮机

(CGT), 所采用大部分材料是氮化硅陶瓷, 其热效率高达 42.1%, 较常规燃气轮机高出一倍多。日本通产省(MITI)预测到 2015 年发电用陶瓷燃气轮机将大规模进入市场^[1, 2]。

20 世纪 80 年代后期, 陶瓷材料在热机上应用的主流方向逐渐由绝热发动机整机研制转向开发各种类型的发动机高温陶瓷零部件, 以达到减轻重量、耐热及耐磨等目的。高温陶瓷材料在发动机零部件上的应用方式分为整件合成和表面涂层两种类型。1993 年至 1997 年, 美国能源部推出“热机用低成本陶瓷”规划, 投资强度大, 应用领域广。这个项目的诸多研究成果已超出了实验室阶段, 进入了批量的商业化生产, 单件的年产量达到几百万件, 关键零部件有 30 种以上, 约占整机重量的 20% 左右。

无论整机的研制还是零部件开发, 归根结底需要提供具有良好综合性能和使用可靠性的高温陶瓷材料。因此, 高温结构陶瓷制备和性能的应用基础研究是核心着力点。近年来, 随着断裂力学和显微结构设计在脆性陶瓷材料补强增韧技术中的指导和应用, 高温陶瓷材料的使用性能和可靠性问题都得到了很大的提高。下面着重介绍李建保教授课题组近 5 年来在高温结构陶瓷领域取得的重要工作成果, 已相继发表在本专业的国际顶级学术期刊上, 如材料学报(英)(Acta Materialia)^[3, 4]、美国陶瓷学会会志^[5, 6]和欧洲陶瓷学会会志^[7]等。

2 稀土掺杂自增韧氮化硅陶瓷的应用基础研究

氮化硅(Si_3N_4) 是高温结构陶瓷的重要代表和发动机陶瓷零部件的主要使用材料之一。氮化硅陶瓷的理论密度为 $3.2\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 小于氧化铝($3.9\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$) 和氧化锆($6.1\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$) 陶瓷, 仅为镍基高温合金的 1/3 强。它具有高温强度好、高硬度、耐腐蚀、耐磨损、抗热震和自润滑性能良好等令人满意的技术指标。目前已研发的 Si_3N_4 材料为主的发动机陶瓷零部件中: 加热元件有起动电热塞和进气预燃器火花塞; 耐热部件有涡流燃烧室镶块、燃油喷嘴针阀和进、排气控制阀; 耐磨部件有摇臂镶块、挺杆和陶瓷滚动轴承; 轻量件有增压器涡轮转子; 此外还包括了燃气轮机叶片、活塞冠和活塞销、气门和气门导管、涡流室等。但是, 要承受载荷并且满足高剪切应力下的高温抗裂纹扩展和抗蠕变的使用要求, 需要进一步提高 Si_3N_4 陶瓷的高温力学性能和高温抗氧化性能。

自增韧氮化硅陶瓷是近年来发展的一项重要的重要的补

强增韧技术。自 1979 年 Lange 通过增大 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的长径比, 率先使 Si_3N_4 陶瓷的断裂韧性达到 $6\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以来, 许多利用长柱状晶种实现氮化硅陶瓷自增韧的研究结果被不断报导。通常 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 自增韧陶瓷的制备方法多是以 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 粉和约 10% (质量分数, 下同) 的 MgO , $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 或 $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ 等几种添加剂通过热处理合成。

李建保教授提出了采用相容性良好的强韧化基元, 设计改善材料显微结构来提高先进陶瓷力学性能的研究思路^[8]。李建保课题组拓展了传统添加剂的使用, 首次系统地研究了单一镧系稀土氧化物掺杂对自增韧 Si_3N_4 陶瓷的影响和性能提高。依次选择 La_2O_3 , CeO_2 , Nd_2O_3 , Sm_2O_3 , Eu_2O_3 , Gd_2O_3 , Dy_2O_3 , Er_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 等 10 种镧系的稀土氧化物作为添加剂, 分别研究稀土氧化物的添加量及热处理温度对氮化硅粉体相变的影响规律, 制备出具有较为理想形貌的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶种; 研究了单一镧系稀土氧化物添加剂对 Si_3N_4 陶瓷显微结构调配、晶界相组成和形态、常温和高温力学性能及高温抗氧化性的影响^[2-17]。

研究表明: 多种稀土添加剂都可以促进氮化硅发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 结构重建型相变, 得到形貌良好, 长径比适宜的长柱状的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶种; 直接添加 CeO_2 , Nd_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 等几种单一稀土氧化物制备的自增韧氮化硅陶瓷, 其高温强度明显好于传统的 $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为添加剂的氮化硅陶瓷; 其中掺杂重稀土元素氧化物 Yb_2O_3 后陶瓷的高温力学性能提高; 掺杂 Lu_2O_3 后陶瓷的高温抗氧化性能良好^[5-7]。

图 1 所示为本课题组合成的棒状和柱状的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶种和稀土掺杂自增韧 Si_3N_4 陶瓷的显微结构 SEM 形貌。所制备氮化硅陶瓷的最佳力学性能为室温强度达到了 1262MPa ^[3], 韧性达到 $11.65\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。1200℃ 的高温强度, 1400℃ 空气中氧化 100h 后的室温强度都能保持在 800MPa 左右^[3-6]。研究表明: 稀土氧化物形成高熔点的晶界相是提高 Si_3N_4 陶瓷高温强度的主要原因, Yb_2O_3 添加量在 10% 以下时形成的晶界相为 Yb_2SiO_5 相, Yb_2O_3 含量超过 10% 时形成的第二晶相为 $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{N}_2$ 相 (J phase)^[9-13]。图 2 中 MgO 掺杂虽然促进固相烧结有益于 Si_3N_4 陶瓷的常温力学性能, 但含 Mg 的玻璃相熔点低而且液相黏度低, 很少残留量就会严重降低材料的高温强度。

本课题组首次采用 X 射线应力分析测量了自增韧 Si_3N_4 陶瓷中的残余应力, 研究其对材料力学性能的影响。图 2(b) 和图 3(a) 中选区衍射 (SAED) 分析可知 Yb 掺杂的 Si_3N_4 自增韧陶瓷晶界相为非晶态, 残余应力较小, 对材料强度的不良影响也较小。由图

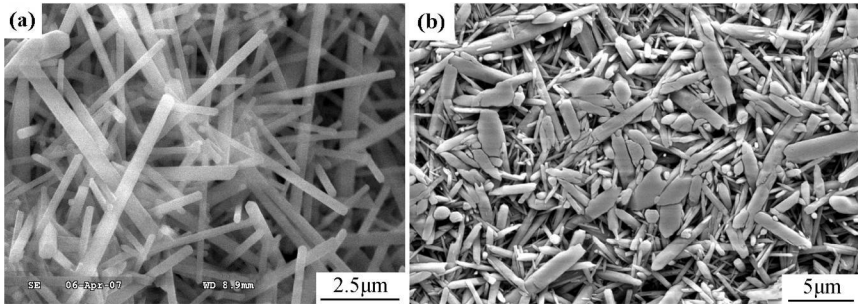


图 1 β - Si_3N_4 晶种形貌(a) 和稀土掺杂自增韧 Si_3N_4 陶瓷显微结构的 SEM 像(b)

Fig. 1 SEM images of the morphology of β - Si_3N_4 seeds (a) and the microstructure of RE doped self toughened Si_3N_4 ceramics(b)

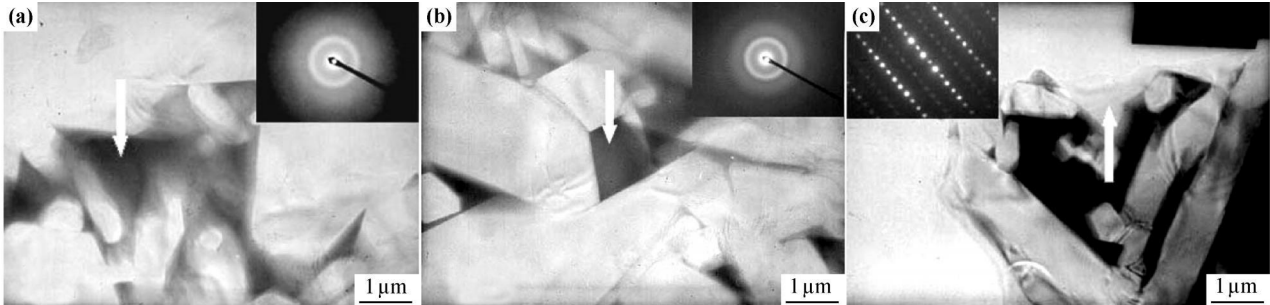


图 2 氮化硅陶瓷晶界的 TEM 像^[13] (a) 不掺杂; (b) Yb_2O_3 掺杂; (c) MgO 掺杂

Fig. 2 TEM images of the intergranular phase of Si_3N_4 ceramic^[13] (a) non doped; (b) Yb_2O_3 doped; (c) MgO doped

3(b) 可见, 高温退火后 Si_3N_4 陶瓷的晶界相出现非晶化, 晶界相的相变产生体积变化引入了不同大小的残余应力, 大的残余应力直接诱发材料的穿晶裂纹(图 3(b) 中白色箭头所指), 损伤材料的室温强度, 而非晶晶界相有利于保持退火后氮化硅高的室温强度。材料的高温强度与晶界晶化引发的残余应力无关, 合适温度下退火处理有利于保持 Si_3N_4 陶瓷的高温强度。添加 CeO_2 等轻稀土氧化物所形成晶界相的熔点低于添加 Yb_2O_3 等重稀土所形成的晶界相的熔点, 在热处理过程中形成的残余应力更大, 因而室温和高温强度相对较差^[3-5]。

目前, 对于自增韧氮化硅陶瓷的研究已不仅仅局限于补强增韧, 而逐步转向提高摩擦磨损、抗冲击、抗热震、抗高温蠕变及抗氧化性能等, 发挥其高温综合力学性能好的方向发展。本研究通过纳米金属粒子包覆氮化硅粉体来实现刚性陶瓷颗粒与延性金属的均匀复合, 是利用显微结构设计拓展材料性能和使用空间的又一重要方向^[18]。在应用基础研究的同时, 本课题组大力尝试了氮化硅陶瓷的产品化和在工业领域的应用, 从最初制造的晶须增韧氮化硅刀具到稀土掺杂的自增韧氮化硅陶瓷线材精轧辊、导卫辊以及全陶瓷氮化硅轴承的制造, 获得了良好的应用前景^[19-25]。

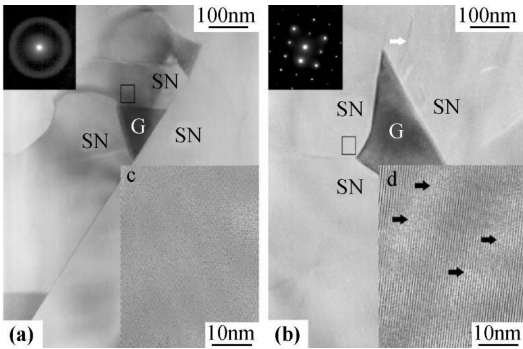


图 3 退火前(a) 后(b) 的自增韧氮化硅陶瓷晶界区域的 HRTEM 像^[13]

Fig. 3 HRTEM images on grain regions of Si_3N_4 ceramics before (a) and after (b) annealing^[13]

3 莫来石陶瓷涂层的应用基础研究

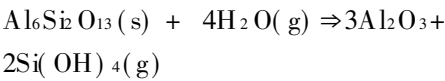
莫来石(Mullite) 是 Al_2O_3 - SiO_2 在常压下唯一稳定存在的二元系化合物, 化学通式为 $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ 。莫来石陶瓷的主要应用之一是作为环境阻隔涂层材料(EBC) 尤其是用于硅基陶瓷部件的保护层, 应用于发动机的高温陶瓷部件。与氧化铝、氧化锆以及氧化钇稳定氧化锆等热障涂层材料相比较, 莫来石的热膨胀系数与 Si_3N_4 陶瓷最为接近, 高温物相稳定性好, 可以

有效地缓解改善高温工作环境中硅基陶瓷部件的高温腐蚀和热腐蚀, 在发动机的高温陶瓷部件应用中很具潜力。

莫来石基环境阻障涂层的研究始于 20 世纪 80 年代, 1985 年 Solar Turbines 实验室发现用等离子喷涂法制备的莫来石涂层在热侵蚀时展现出了良好的稳定性。到了 20 世纪 90 年代, 美国 NASA 的 Gleen 小组在喷涂的同时将陶瓷基底加热至 1000℃ 左右, 减少了涂层中无定形相的含量, 提高了莫来石涂层的稳定性。同时, Gleen 小组也发现了莫来石会在高温水蒸气环境中产生 Si 成分的挥发, 会造成涂层的快速失效^[26]。由此, 对莫来石环境阻障涂层的研究主要集中在通过掺杂改性等方法提高莫来石材料在高温水蒸气环境中的稳定性; 改进制备技术避免元素 Si 的挥发和制备 BSAS 体系材料进行多层膜的设计等方面。

本课题组研究了莫来石在高温水蒸气环境中的侵蚀行为。实验发现, 莫来石陶瓷的晶粒相和晶界相在

高温水蒸气环境中的侵蚀情况是不一样的。图 4 所示, 莫来石陶瓷经过 1300℃ 高温水蒸气侵蚀 100h 后致密的表面被侵蚀成为多孔表面, 在一些侵蚀坑中还发现柱状氧化铝的形成。莫来石在水蒸气环境中的腐蚀可以用下面的总反应方程表示:



分析表明莫来石陶瓷的热侵蚀是水和氧气共同作用的结果, 富含硅元素的陶瓷晶界相在水蒸气环境下极易挥发, 在表面形成了多孔结构。多孔表面同时也加速了水蒸气向莫来石基体内的传输和侵蚀。本研究通过掺杂重稀土氧化物 Yb_2O_3 后在晶界上形成了镱 (Yb) 的二硅酸盐相, 利用它具有高熔点和对水蒸气侵蚀不敏感的特性来提高晶界相的稳定性。改性后莫来石陶瓷在高温水蒸气环境中失重大幅度减小, 由 $0.24\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2}$ 降低到 $0.08\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2}$ 左右, 表面状况也获得了很大改善。

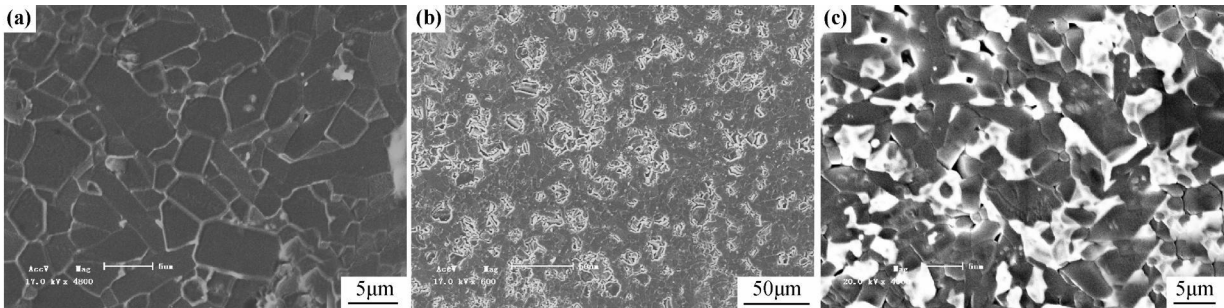


图 4 莫来石陶瓷在高温水蒸气侵蚀前(a)后(b、c)的表面形貌^[27]

Fig.4 The morphology of mullite ceramics before (a) and after (b), (c) high temperature H_2O vapor erosion^[27]

4 发动机陶瓷材料的测试与评价

作为发动机零部件或高温结构件等的工况条件非常严苛, 需要在 1400℃ 以上的高温环境中连续工作几百到几万小时不等, 这对材料高温性能提出很高的要求。发动机环境中部件失效原因有高温力学疲劳、高温氧化腐蚀和热腐蚀等。热腐蚀是一种加速的氧化作用, 它包括钠硫腐蚀、碳腐蚀、矾蚀及冲蚀等多种机制过程。高温燃气的成分与环境介质和燃油品质密切相关, 包含有氧气、高温水蒸气和各种熔盐离子的污染物, 如 Na^+ , V^{5+} , SO_4^{2-} , Cl^- 等, 共同作用到部件表面的熔融沉积物上, 极易侵蚀破坏表面的氧化物涂层和保护层, 进而直接损伤基体, 造成部件失效和损坏。

先期测试和评价发动机陶瓷材料部件的使用效能和可靠性需要在实验室构建高温炉设备, 通过控制各种实验参数来模拟高温工作环境, 其中包括氧化温度

(1200~ 1400℃)、氧化时间(100 h 以上)、氧化气氛(空气或者含水空气), 样品表面状态(涂覆 Na_2SO_4) 等。由于各种熔盐离子起到类似微电极的作用, 热腐蚀可视为一种电化学过程, 因此, 实验室模拟中电化学实验也被广泛采用, 用于测量热腐蚀速率或研究反应机理^[28- 30]。

本课题组在研究稀土氧化物掺杂自增韧氮化硅陶瓷的过程中发现, 高原子序数的重稀土元素(Yb, Lu) 掺杂能够有效提高 Si_3N_4 陶瓷的高温抗氧化性能。由于 Lu^{3+} 具有较小的离子半径和较大的氧离子结合能, 使得以 Lu_2O_3 为添加剂的 Si_3N_4 陶瓷在各种氧化环境下均能较好保持力学性能。

研究表明, 氮化硅陶瓷的氧化过程受扩散控制, 氧离子向内的扩散和稀土离子向表面的扩散是决定材料氧化程度的速度控制步骤。在 1400℃ 空气中经过 100h 的氧化实验, Lu_2O_3 掺杂的 Si_3N_4 陶瓷表面形成

了致密的 SiO₂ 保护层,表面开裂情况远比未掺杂样品要缓和得多。图 5(d) 中截面的照片可以观察到表面的 SiO₂ 层而基体上没有明显的气孔和裂纹。图 6 中

曲线表明,在 1400℃ 空气中氧化 100h 后 Lu₂O₃ 掺杂的 Si₃N₄ 陶瓷增重仅为 0.13mg/cm²,远小于没有添加 Lu₂O₃ 的陶瓷样品,在文献报道中属于较低的数值^[6]。

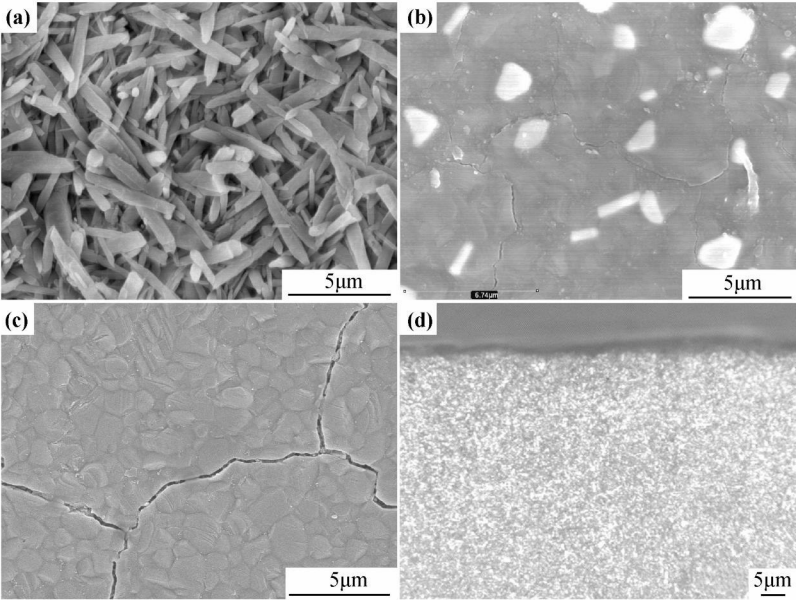


图 5 Lu₂O₃ 掺杂 Si₃N₄ 陶瓷在 1400℃ 高温氧化 100h 前(a) 后(b) 的表面形貌, (c) 非掺杂的氧化形貌, (d) 截面的氧化形貌^[17]

Fig. 5 The morphology of Lu₂O₃-doped Si₃N₄ ceramics before (a) and after (b) at 1400℃ for 100h, (c) non doped and (d) cross section^[17]

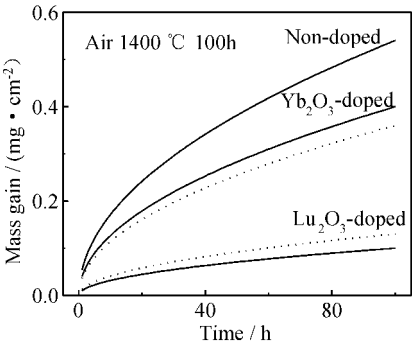


图 6 未掺杂、Yb₂O₃ 掺杂和 Lu₂O₃ 掺杂 Si₃N₄ 陶瓷的氧化增重曲线^[6]

Fig. 6 The mass gain curves of non doped, Yb₂O₃-doped and Lu₂O₃-doped Si₃N₄ ceramics^[6]

5 结束语

以提升发动机性能为标志性目标,实现高热机效率、高推重比和节省燃料等目的,给高温结构陶瓷材料提出紧迫而富有挑战性的课题。这个课题的解决过程不仅会提升发动机和相关产业的高技术含量附加值和核心竞争力,对高温结构陶瓷本身学科的认识、研究思

路、研究方法也会产生脱胎换骨的变化。而针对高温结构陶瓷各个方面所进行的扎实的应用基础研究是度过当前瓶颈阶段的关键环节,是最终在技术和应用上获得突破的可靠保障和动力源泉。

参考文献

[1] 傅正义,李建保. 先进陶瓷及无机非金属材料 [M]. 北京: 科学出版社, 2007.

[2] 李建保,周益春. 新材料科学及其实用技术 [M]. 北京: 清华大学出版社, 2004.

[3] GUO G F, LI J B, YANG X Z, et al. Direct measurement of residual stresses and their effects on the microstructure and mechanical properties of heat treated Si₃N₄ ceramics [J]. Acta Materialia, 2006, 54: 2311- 2316.

[4] GUO G F, LI J B, KONG X Y, et al. Direct measurement of residual stresses and their effects on the microstructure and mechanical properties of heat treated Si₃N₄ ceramics II: with CeO₂ as a single additive [J]. Acta Materialia, 2007, 55(9): 3245- 3251.

[5] TONG X G, LI J B, YANG X Z. Mechanical property and oxidation behavior of self reinforced Si₃N₄ doped with Re₂O₃ (Re = Yb, Lu) [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2006, 89 (5): 1730- 1732.

[6] GUO G F, LI J B, KONG X Y, et al. Phase evolution in heat treated Si₃N₄ with additions of Yb₂O₃[J]. Journal of the Ameri-

can Ceramic Society, 2008, 91(2): 611– 614.

[7] DAI J H, LI J B, CHEN Y J, et al. Effect of the residual phases in β - Si_3N_4 seed on mechanical properties of self reinforced Si_3N_4 ceramics [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2003, 23 (9): 1543– 1547.

[8] 李建保, 翟华峰, 黎义, 等. 陶瓷材料的显微结构设计及自补强韧化组元的生成机理[J]. 材料导报, 2001, 15(4): 16– 19.

[9] DAI J H, LI J B, CHEN Y J. The phase transformation behavior of Si_3N_4 with single Re_2O_3 (Re= Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er, Yb) additive [J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 80(1): 356– 359.

[10] DAI J H, LI J B, CHEN Y J, et al. Preparation of the rod like β - Si_3N_4 particles favoring the self reinforcing Si_3N_4 ceramics [J]. Materials Research Bulletin, 2003, 38(4): 609– 615.

[11] DAI J H, LI J B, CHEN Y J, et al. Effect of rare earth oxide on the transformation and microstructure of Si_3N_4 [J]. Physica Status Solidi A, 2003, 198(1): 91– 98.

[12] YANG L, LI J B, CHEN Y J, et al. Secondary crystalline phases and mechanical properties of heat treated Si_3N_4 [J]. Materials Science and Engineering A: Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2003, 363(1– 2): 93– 98.

[13] 戴金辉, 李建保, 杨晓战. β - Si_3N_4 晶种的制备和自增韧 Si_3N_4 陶瓷[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(4): 375– 379.

[14] 郭钢锋, 杨晓战, 李建保, 等. 单一添加剂对制备长柱状 β - Si_3N_4 的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(增刊): 249– 251.

[15] 童旭光, 杨晓战, 李建保. 稀土掺杂氮化硅陶瓷的制备、力学性能和高温氧化性的研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(增刊): 508– 510.

[16] GUO G F, LI J B, LIN H, et al. Microstructural evolution and mechanical properties in Yb_2O_3 fluxed silicon nitride ceramics [J]. Key Engineering Materials, 2007, 336– 338: 1172– 1175.

[17] TONG X G, LI J B, LIN H, et al. Oxidation behavior and mechanical property of Si_3N_4 ceramics with rare earth oxide addition [J]. Key Engineering Materials, 2007, 336– 338: 2478– 2480.

[18] 翟华峰, 戴金辉, 李建保, 等. 纳米镍包覆氮化硅粉体的制备和磁性能研究[J]. 材料工程, 2008, (10): 204– 207.

[19] 李建保, 童旭光, 杨晓战, 等. 一种具有高抗氧化性能的氮化硅陶瓷及其制备方法 [P]. 中国专利: 1727307, 2006– 02– 01.

[20] 李建保, 黄向东, 孙格靓, 等. 碳化硅晶须强韧化氮化硅基陶瓷轧辊材料的制造方法 [P]. 中国专利: 1292363, 2001– 04– 25.

[21] 李建保, 郭钢锋, 杨晓战, 等. 一种原位增韧氮化硅基陶瓷及其超快速烧结方法 [P]. 中国专利: 1793042, 2006– 06– 28.

[22] 李建保, 郭钢锋, 杨晓战, 等. 一种高性能热处理氮化硅陶瓷及其制备方法 [P]. 中国专利: 1793043, 2006– 06– 28.

[23] 杨晓战, 李建保. 一种自增韧氮化硅陶瓷导卫辊及其制备方法 [P]. 中国专利: 1781877, 2006– 06– 07.

[24] 杨晓战, 李建保. 一种自增韧氮化硅陶瓷线材精轧辊材料的制造方法 [P]. 中国专利: 1793041, 2006– 06– 28.

[25] 黄勇, 李建保, 郑隆烈, 等. 晶须增韧补强氮化硅复相陶瓷刀具材料 [P]. 中国专利: ZL 90 1 10011. 0, 1991– 06– 05.

[26] LEE K N. Current status of environmental barrier coatings for Si based ceramics [J], Surface and Coatings Technology, 2000, 133– 137: 1– 7.

[27] WU J, LIN H, LI J B, et al. Structural studies of WO_3 catalysed mullite [J], Advanced Engineering Materials, 2008, 10 (6): 588– 591.

[28] KLEMM H. Corrosion of silicon nitride materials in gas turbine environment [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2002, 22: 2735– 2740.

[29] ELIAZ N, SHEMES H, LATANISION R M. Hot corrosion in gas turbine components [J]. Engineering Failure Analysis, 2002, 9: 31– 43.

[30] GHANBAR AHARI K, COLEY K S. High temperature corrosion of a silicon infiltrated silicon carbide Material in combustion atmospheres [J]. Journal of the European Ceramic Society, 1997, 17(8): 995– 1001.

基金项目: 通用电器公司飞行器发动机部 (GEAE) University Strategic Alliance (USA) Program; 中国博士后科学基金 (2005038046); 国家自然科学基金青年基金 (50602005)

收稿日期: 2009-07-02; 修订日期: 2009-12-15

作者简介: 翟华峰 (1973—), 男, 副教授, 主要从事无机纳米材料和高温复合材料研究, 联系地址: 北京理工大学材料科学与工程学院 (100081), E-mail: huazhzhai@bit.edu.cn

(上接第 77 页)

[12] LI X H, MAO W, CHENG Y Y. Microstructures and properties of transient liquid phase diffusion bonded joints of Ni_3Al base superalloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2001, 11(3): 405– 408.

[13] 郑运荣, 张德堂. 高温合金与钢的彩色金相研究[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.

[14] HECK K A, SMITH D F, HOLDERBY M A, et al. Three phase controlled expansion superalloys with oxidation resistance [A]. Superalloys 1992 [C]. PA: The Seven Springs International Symposium Committee, 1992. 217– 226.

[15] SMITH J S, HECK K A. Development of a low thermal expansion, crack growth resistant superalloy [A]. Superalloys 1996 [C]. PA: The Seven Springs International Symposium Committee, 1996. 91– 100.

收稿日期: 2009-05-10; 修订日期: 2009-09-25

作者简介: 刘文慧 (1983—), 女, 硕士, 助理工程师, 从事先进航空材料焊接技术研究, 联系地址: 北京 81 信箱 20 分箱 (100095), E-mail: 2783345@163.com