

ZrO<sub>2</sub> 晶须增强多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷基复合材料的制备和性能\*Preparation and Properties of Porous ZrO<sub>2</sub> Ceramic Matrix Composites Reinforced With ZrO<sub>2</sub> Whisker

西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室 白龙腾 成来飞 殷小玮 李向明 张立同  
 山东工业陶瓷设计研究院 高芳

**[摘要]** 以 ZrO(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O 和四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须为原料,采用醇-水溶液加热法并结合冷冻干燥法制备了多孔 ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> 陶瓷基复合材料。研究了四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对多孔 ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> 复合材料相成分、微结构、热导率及抗压强度的影响。结果表明, ZrO<sub>2</sub> 晶须可以有效抑制 ZrO<sub>2</sub> 由四方相转变为单斜相,当烧结温度为 1100℃ 时,多孔 ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> 复合材料全部为四方相,其热导率远小于全部为单斜相的多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷,抗压强度明显大于多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷。

**关键词:** ZrO<sub>2</sub> 晶须 隔热材料 热导率 抗压强度

**[ABSTRACT]** A ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> ceramic matrix composite is fabricated by using heating alcohol-aqueous solution and freeze-drying method with ZrO(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O and tetragonal ZrO<sub>2</sub> whisker as start materials. The effects of tetragonal ZrO<sub>2</sub> whisker on the phase composition, microstructure, thermal conductivity and compressive strength of porous ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> composite are investigated. The results indicate that ZrO<sub>2</sub> whisker could restrain the transformation of ZrO<sub>2</sub> from tetragonal to monoclinic effectively. When the sintering temperature is 1100℃, porous ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> composite is composed of tetragonal phase, and ZrO<sub>2</sub> ceramic is composed of monoclinic phase. The thermal conductivity of porous ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> composite is far less than that of porous ZrO<sub>2</sub> ceramic. And the compressive strength of porous ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub> composite is much higher than that of porous ZrO<sub>2</sub> ceramic.

**Keywords:** ZrO<sub>2</sub> whisker Insulation material Thermal conductivity Compressive strength

随着航空航天技术的发展,飞行器热结构用轻质隔热材料日益受到关注。在轻质、耐高温、抗热震、热化学稳定性好的前提条件下,要求轻质隔热材料具有一定的强度。ZrO<sub>2</sub> 具有优良的热学、机械、光学和电学等性质,广泛应用于隔热防护、刀具、发动机部件和燃料电池等领域。不同晶型结构的 ZrO<sub>2</sub> 的热物理性质存在

很大差异,与单斜、立方 ZrO<sub>2</sub> 相比,四方 ZrO<sub>2</sub> 具有低的热导率和热扩散系数,高刚性和耐磨性等特点,但四方 ZrO<sub>2</sub> 材料在制备过程中极易发生晶型转变,产生的大量裂纹会严重降低材料的强度。因此,制备单一稳定的四方 ZrO<sub>2</sub> 隔热材料成为 ZrO<sub>2</sub> 隔热材料研究的难点之一。

ZrO<sub>2</sub> 气凝胶<sup>[1-3]</sup> 是以无机盐或金属醇盐为原料,经溶胶、凝胶和干燥等步骤制备的轻质多孔纳米材料,将材料低温焙烧可得到四方 ZrO<sub>2</sub> 粉体。醇-水溶液加热法是一种较新的气凝胶制备方法<sup>[4]</sup>,可以制得粒径均匀的高纯四方 ZrO<sub>2</sub><sup>[5]</sup>。该方法不需要添加分散剂和稳定剂,不需要调节 pH 值,且简单易行、成本低,产率较高。

向陶瓷中加入晶须是提高其抗压强度的一种有效途径。晶须是以单晶结构形式生长,尺寸细小的高纯度针状纤维材料,其结构完美,内部几乎无缺陷,强度和模量均接近晶体材料的理论值<sup>[6]</sup>,它的存在可减少缺陷生成和阻止裂纹扩展。四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须除了具有 ZrO<sub>2</sub> 良好的性质之外,其特殊结构决定了作为新型复合材料增强体的优势。

迄今为止,有关采用 ZrO<sub>2</sub> 晶须制备隔热材料的报道较少,尚不清楚添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷性能的影响规律。为了制备轻质四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须增强 ZrO<sub>2</sub> 复合材料,本课题采用醇-水溶液加热法并结合冷冻干燥法,以 ZrO(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O 为原料,向原料中加入四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须,制备了 ZrO<sub>2</sub> 晶须增强多孔 ZrO<sub>2</sub> 复合材料(ZrO<sub>2(w)</sub>/ZrO<sub>2</sub>),研究添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷相成分、微结构及性能的影响规律。

## 1 试验方法

### 1.1 粉体与坯体的制备

将 10g ZrO(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O(来自北京化学试剂公司)、150mL 无水乙醇和 5mL 去离子水混合均匀后置于恒温水浴中回流,在 40℃ 下保温直至形成白色凝胶;将凝胶置于冷冻干燥机中冷冻干燥,得到气凝胶粉体,称为 ZrO<sub>2</sub> 粉体前驱体。采用相同的工艺方法,向上述原料混合溶液中加入 0.8g 表面活性剂土温 80 (POLYSORB-BATE80,天津化学试剂六厂)和 4.5g ZrO<sub>2</sub> 晶须(四方相,

晶须长径比为 30, 山东工业陶瓷设计研究院, 晶须形貌的 SEM 照片见图 1), 置于恒温水浴中回流, 在 40°C 下保温直至形成白色凝胶; 将凝胶置于冷冻干燥机中冷冻干燥, 即可得到  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  粉体前驱体。

将经过以上 2 种方式制备的粉体前驱体以 1°C/min 的升温速率升温至 500°C, 焙烧 3h, 随后将焙烧后的粉体在 100MPa 压力下模压成坯体, 试样尺寸为  $\phi 16\text{mm} \times 3\text{mm}$ 。

## 1.2 烧结工艺

采用同步热分析仪(STA 409C, NETZSCH, 德国)对上述粉体前驱体进行差热(DTA)和热重(TG)分析。根据 DTA-TG 分析曲线确定坯体相应的烧结工艺参数。将坯体按 3°C/min 的速率升温至 500°C 后保温 3h, 随后以 5°C/min 的速率升温至最高温度  $T_{\text{max}}$  后保温 5h, 得到多孔  $ZrO_2$  陶瓷和多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料。其中, 多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料中晶须的体积分数为 49%。

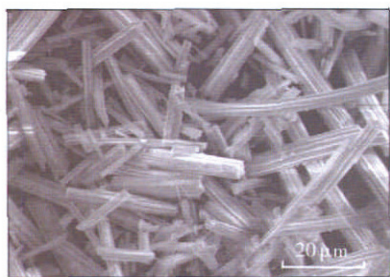


图 1 四方  $ZrO_2$  晶须的显微照片

Fig.1 SEM micrographs of tetragonal  $ZrO_2$  whisker

## 1.3 性能测试及表征

采用扫描电子显微镜(S-2700, Hitachi, 日本)观察多孔  $ZrO_2$  陶瓷材料和多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的显微形貌。采用 X 射线衍射仪(X' Pert Pro, Philips, 荷兰)对这 2 种材料在不同烧结温度( $T_{\text{max}}=1100^\circ\text{C}, 1200^\circ\text{C}, 1300^\circ\text{C}, 1400^\circ\text{C}$ )下的晶相结构进行分析。采用阿基米德排水法测试材料的开气孔率和体积密度; 采用压汞仪(Poremaster 33, Quantachrome, 美国)测定材料的孔径分布; 采用热物理性能测试仪(TPS1500, Hot Disk, 瑞典)测定材料的热物理性能; 采用万能试验机(SANS, CMT 4304, 中国)测定材料的抗压强度。试样尺寸为  $\phi 20\text{mm} \times 20\text{mm}$ , 加载速率为 1.5MPa/s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 $ZrO_2$ 粉体前驱体的 DTA-TG 分析

$ZrO_2$  粉体前驱体的 DTA-TG 分析曲线见图 2。随着温度的升高, 粉体前驱体一直表现为失重, 当温度超过 500°C 时, 由于前驱体已经完全转化为  $ZrO_2$ , 其质量基本保持不变。当温度升高至 150.3°C 时,  $ZrO_2$  粉体前

驱体中的物理吸附水被脱出, 表现为 DTA 曲线中出现一个明显的吸热峰; 当温度升高至 255.7°C 时, 粉体前驱体中硝酸根大量分解, DTA 曲线出现了一个明显的放热峰; 随着温度继续升高, DTA 曲线中出现了 435.1°C 的放热峰和 1204.5°C 的吸热峰, 这分别是由无定形相转变为四方  $ZrO_2$  以及四方相转变为单斜  $ZrO_2$  造成的<sup>[5]</sup>, 与 XRD 的分析结果较为一致。前驱体在 435.1°C 和

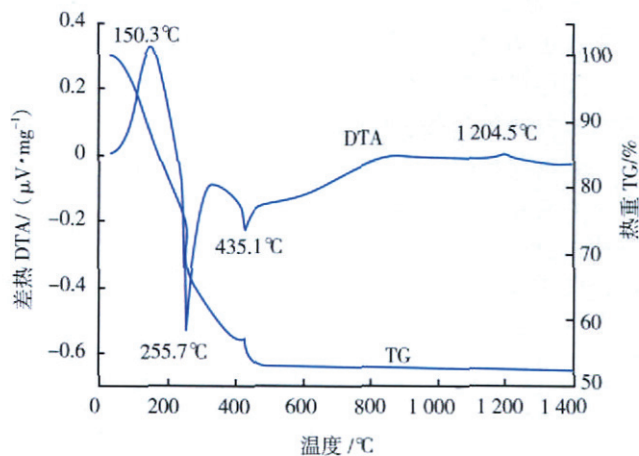


图 2  $ZrO_2$  粉体前驱体的 DTA-TG 曲线

Fig.2 DTA-TG patterns of  $ZrO_2$  powder precursor

1204.5°C 左右分别发生了晶型转变, 因此采用的坯体烧结工艺为: 500°C 焙烧温度下保温 3h, 1100~1400°C 焙烧温度下保温 5h。

### 2.2 添加四方 $ZrO_2$ 晶须对 $ZrO_2$ 相成分的影响

$ZrO_2$  粉体前驱体经 500°C 焙烧以及相应坯体经 1100~1400°C 烧结后的 XRD 分析结果见图 3。焙烧温度为 500°C 时,  $ZrO_2$  粉体全部以四方相存在。将焙烧后的粉体制成坯体, 在 1100~1400°C 的温度下烧结后, 四方  $ZrO_2$  全部转化为单斜  $ZrO_2$ 。

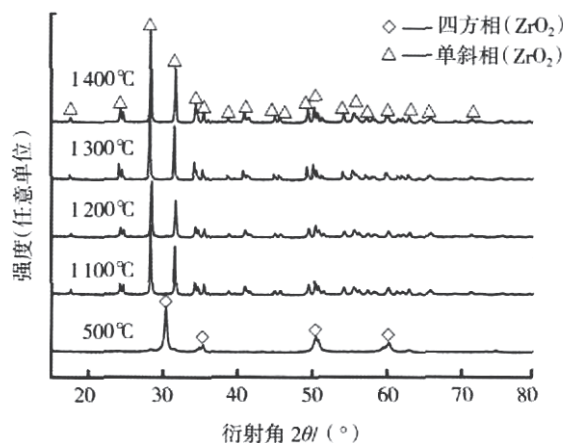


图 3  $ZrO_2$  粉体前驱体和多孔  $ZrO_2$  陶瓷的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of  $ZrO_2$  powder precursor and porous  $ZrO_2$  ceramic

ZrO<sub>2</sub> 晶须、ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 粉体前驱体在 500℃下焙烧后以及相应坯体经 1 100~1 400℃烧结后的 XRD 图谱见图 4。可见, ZrO<sub>2</sub> 晶须为四方相;焙烧温度为 500℃时, ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 粉体前驱体全部以四方相存在; ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 粉体前驱体坯体经 1 100℃烧结后仍以四方相形态存在,但经 1 200℃烧结后出现少量单斜相。随着温度升高,单斜相的含量并没有明显增加,经 1 400℃烧结后仍有 50% 以上的四方相存在。由此可见,四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须在 1 400℃以下是稳定的,并且四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须的加入有效抑制了四方 ZrO<sub>2</sub> 在 1 100℃以上向单斜相的转变。四方 ZrO<sub>2</sub> 对隔热性能有较好的贡献<sup>[5]</sup>,而且多孔材料比致密材料的隔热性能好,因此,通过添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须并在 1 100℃下对坯体进行烧结,既可以得到四方晶相,又可以保留一定的气孔率,有望获得热物理性能优良的多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料。</sub></sub></sub></sub>

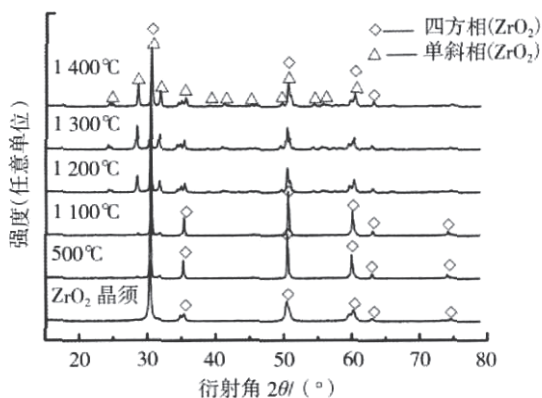


图 4 ZrO<sub>2</sub> 晶须、ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 粉体前驱体和多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料的 XRD 图谱  
Fig.4 XRD patterns of ZrO<sub>2</sub> whisker, ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> powder precursor and porous ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> composite</sub></sub></sub></sub>

### 2.3 添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对材料微结构的影响

根据上述 XRD 分析,将 1 100℃下烧结的 2 种多孔材料作为研究对象,研究添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷微结构和性能的影响。

2 种多孔材料的密度和开气孔率如表 1 所示。可以看出,与多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷相比,多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料具有更高的开气孔率和更低的密度。ZrO<sub>2</sub> 和 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 坯体经过 1 100℃烧结后的孔径分布见图 5。多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料的平均孔径比多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷大。多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷表现为多孔径分布,主孔径约为 4 μm;多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料表现为单孔径分布,主孔径约为 10 μm。1 100℃下烧结的多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷和多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料的断面 SEM 照片见图 6。多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷内部气孔相对较少,而且气孔较小;多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料中大量的 ZrO<sub>2</sub> 晶须分布在 ZrO<sub>2</sub> 基体中, ZrO<sub>2</sub> 晶</sub></sub></sub></sub></sub></sub>

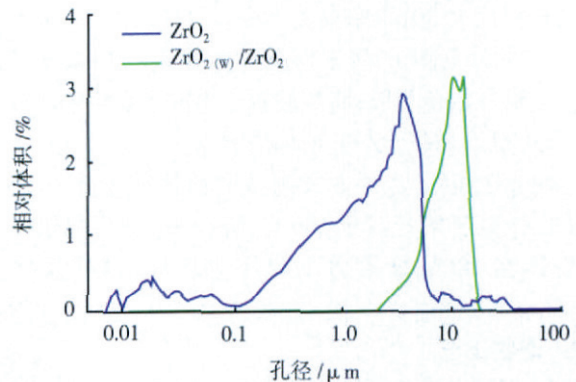


图 5 多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷和 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料的孔径分布  
Fig.5 Pore size distributions of porous ZrO<sub>2</sub> ceramic and porous ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> composite</sub></sub>

须间相互交错形成了许多孔隙。

### 2.4 添加四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须对材料性能的影响

材料的相成分和气孔率对其热导率有极重要的影响<sup>[7-11]</sup>。1 100℃下烧结的多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷的热导率为 0.802W/(m·K),四方 ZrO<sub>2</sub> 晶须的加入大幅度降低了多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷的热导率(单斜 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷的热导率为 5.0W/(m·K),四方 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷的热导率为 2.0W/(m·K))<sup>[7]</sup>。材料的热导率随着气孔率的增大而大幅度降低,本课题中气孔率对热导率的影响更明显。B. Nait-Ali<sup>[7]</sup> 等发现,8% 摩尔分数 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 稳定 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷(气孔率为 68%)的热导率为 0.270 W/(m·K),本课题中 1 100℃下烧结的多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料(气孔率为 67.5%)呈单孔径分布,孔径分布更加集中<sup>[10]</sup>,隔热性能进一步提高,热导率仅为 0.108W/(m·K)。</sub>

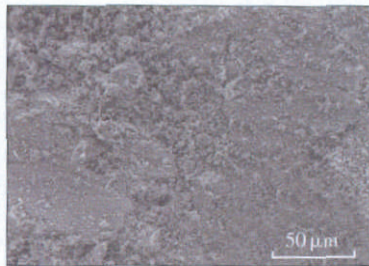
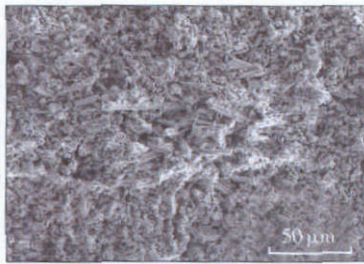
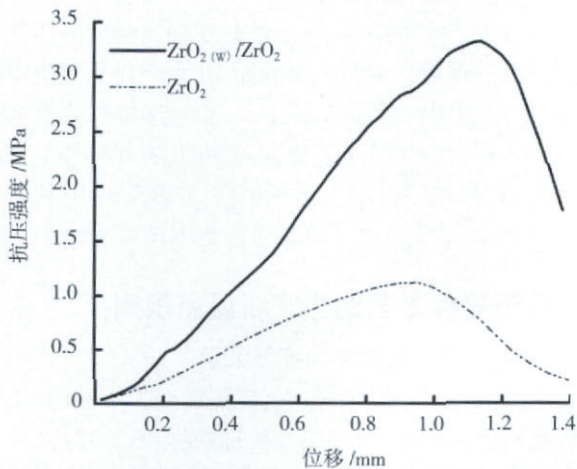
1 100℃下烧结的多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料与多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷材料受压时的载荷位移曲线见图 7。多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷材料气孔率为 37.5%,抗压强度为 1.1MPa;而多孔 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料气孔率为 67.5%,抗压强度为 3.3MPa。陶瓷材料的气孔率与抗压强度之间的关系为<sup>[8]</sup></sub></sub>

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \exp(-b \cdot p) \quad (1)$$

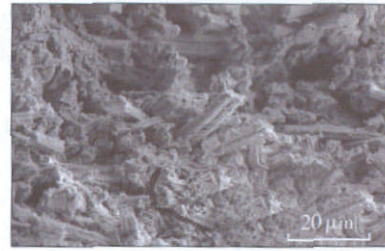
式中,σ<sub>0</sub> 为致密材料的抗压强度,σ 是气孔率为 p 时的抗压强度,常数 b 为材料的孔特征参数(由孔径和材料粒径等因素决定)。由此可见,材料的抗压强度和气孔率呈指数关系,材料的气孔率越大,抗压强度越小,而增

表 1 多孔 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷和 ZrO<sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub> 复合材料的密度和开气孔率</sub>

烧结温度 /℃	ZrO <sub>2</sub>		ZrO <sub>2(w) /ZrO<sub>2</sub></sub>	
	开气孔率 / %	密度 / (g·cm <sup>-3</sup> )	开气孔率 / %	密度 / (g·cm <sup>-3</sup> )
1100	37.5	3.50	67.5	1.83

(a) 多孔  $ZrO_2$  陶瓷(b) 多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料图6 1100℃下烧结的多孔  $ZrO_2$  陶瓷和  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的断口形貌 SEM 照片Fig.6 SEM micrographs of fracture surface of porous  $ZrO_2$  ceramic and porous  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  composite sintered at 1100℃图7 1100℃下烧结的多孔  $ZrO_2$  陶瓷和多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的抗压强度-位移曲线Fig.7 Compressive strength-displacement curves of porous  $ZrO_2$  ceramic and porous  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  composite sintered at 1100℃

强体的加入可以提高材料的抗压强度<sup>[6]</sup>。多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料受压失效后的断口形貌 SEM 照片见图8,可以看出,复合材料失效后断口的  $ZrO_2$  晶须拔出较为明显。虽然多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的气孔率和平均孔径均大于多孔  $ZrO_2$  陶瓷,但是由于其内部的大量  $ZrO_2$  晶须起到了增强基体的作用,多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的抗压强度反而明显高于多孔  $ZrO_2$  陶瓷。

图8 多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料失效后的断口形貌 SEM 照片Fig.8 SEM micrographs of fracture surface of porous  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  composite

### 3 结论

采用醇-水溶液加热法并结合冷冻干燥法,以  $ZrO(NO_3)_2 \cdot 2H_2O$  为原料,同时加入四方  $ZrO_2$  晶须烧制制备了隔热性能显著提高的多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料。研究了添加四方  $ZrO_2$  晶须对多孔  $ZrO_2$  陶瓷成分、微结构和性能的影响。

(1) 采用本课题中工艺制备的  $ZrO_2$  和  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  粉体先驱体经 500℃低温焙烧后全部以四方相存在。

(2) 四方  $ZrO_2$  晶须有效抑制了四方  $ZrO_2$  向单斜相转变,且提高了材料的气孔率。多孔  $ZrO_2$  陶瓷表现为多孔径分布,而添加了四方  $ZrO_2$  晶须的多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料表现为单孔径分布,且气孔率和平均孔径均明显高于多孔  $ZrO_2$  陶瓷。1100℃下烧结的多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的气孔率达到 67.5%,全部为四方相,热导率为 0.108W/(m·K)。本课题中制备的多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料比多孔  $ZrO_2$  陶瓷具有更低的热导率。

(3) 多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料内部分布的大量晶须显著提高了多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的抗压强度。当烧结温度为 1100℃时,多孔  $ZrO_{2(w)}/ZrO_2$  复合材料的气孔率为 67.5%,抗压强度为 3.3MPa,而多孔  $ZrO_2$  陶瓷的孔隙率为 37.5%,抗压强度仅为 1.1MPa。

### 参考文献

- [1] Vartuli J C, Santiesteban J G, Traverso P, et al. Characterization of the acid properties of tungsten/zirconia catalysts using adsorption microcalorimetry and n-pentane isomerization activity. *J Catal*, 1999, 187(1): 131-138.
- [2] Scheithauer M, Jentoft R E, Gates B C, et al. N-pentane isomerization catalyzed by Fe- and Mn-containing tungstated zirconia characterized by Raman spectroscopy. *J Catal*, 2000, 191(2): 271-274.
- [3] Su Caili, He Dehua, Li Junrong, et al. Influences of preparation parameters on the structural and catalytic performance of zirconia in isosynthesis. *J Molec Catal A*, 2000, 153(1-2): 139-146.
- [4] Moon Y T, Park H K, Kim D K, et al. Preparation of monodisperse and spherical zirconia powders by heating of alcohol-aqueous salt solutions. *J Am Ceram So*, 1995, 78: 2690-2694.
- [5] 马宏勋. 稳定四方晶相二氧化锆气凝胶的制备研究[D]. 太原: 山西大学, 2006.

(下转第84页)

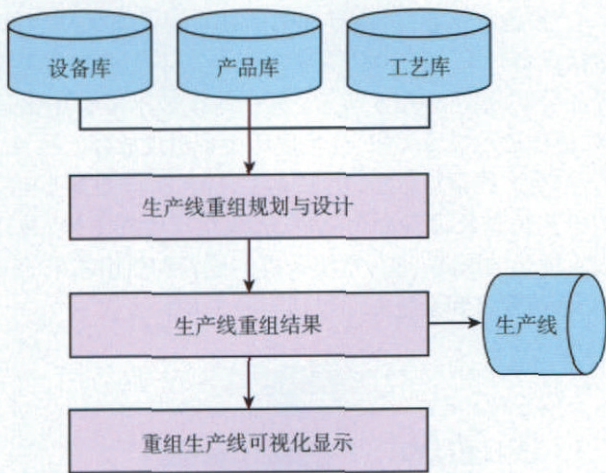


图7 生产线重组分析系统模型  
Fig.7 Analysis system model of reconfiguration for production line

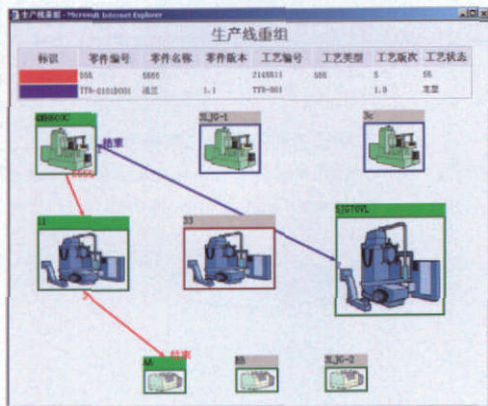


图8 生产线重组分析模块系统模型  
Fig.8 Analysis system interface of reconfiguration for production line

该模块涉及到的数据表主要分为3类：工艺信息表、设备信息表和生产线信息表。

工艺信息表主要包括工艺规程信息表、工序信息表和工步信息表。分别为一对多关系。并且在工序信息表中有外键关联设备库表。

设备信息表主要包括设备库和设备位置信息表。两者为一对一关系。

生产线信息表有一张，分别有外键关联工艺规程信息表和设备库表，如图9所示。

另外，系统还设计了“快速响应制造运行控制平台”使虚拟生产线管理人员可以对零件(组)在虚拟生产线的加工环节进行全面管理，避免了以虚拟生产线为生产单位组织生产过程时，产品组在不同物理工段中进行移动时，各个工段的负责人只对其在各自工段的加工过程负责，生产责任存在割裂，无人对产品组的生产全过程负责的现象。

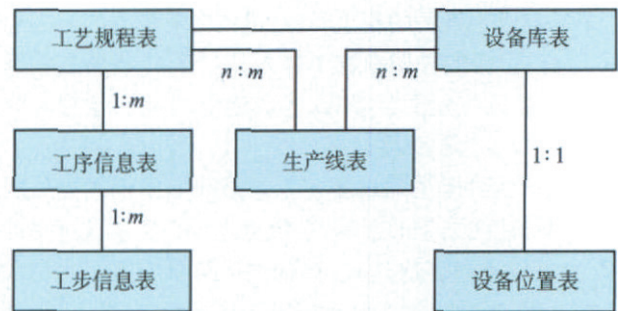


图9 应用系统数据模型  
Fig.9 Data Model of application system

## 4 结束语

需要进一步研究生产线重组与可视化软件与制造系统仿真软件和生产效率测评软件的深度集成，来对生产线重组结果进行运行前的预测和运行后的效率测评。生产线重组的研究成果，对于新的生产线规划、建立和分析，也具有非常重要的参考价值。

### 参考文献

- [1] 梁福军, 宁汝新. “可重构制造系统中基于相似性理论的虚拟制造单元生成方法” 计算机集成制造系统. 2004, 10 (11): 1370-1376.
- [2] 王国新, 宁汝新, 王爱民, 等. 可重构制造系统集成设计框架研究. 计算机集成制造系统. 2007, 13 (8): 1481-1489.
- [3] 赵宏林, 盛伯浩, 张文河, 等. 快速重组制造系统中的组态原理及其实现. 工业工程与管理. 2001 (2): 1-4.
- [4] 周美立. 相似性科学. 北京: 科学出版社, 2004.

(责编 依然)

(上接第 79 页)

- [6] 徐兆瑜. 晶须的研究和应用新进展. 化工技术与开发, 2005, 34 (2): 11-17.
- [7] Nait-Ali B, Haberko K, Vesteghem H, et al. Thermal conductivity of highly porous zirconia. Journal of the European Ceramic Society, 2006, 26: 3567-3574.
- [8] Dean-MO Liu. Influence of porosity and pore size on the compressive strength of porous hydroxyapatite ceramic. Ceramics International, 1998, 23: 135-139.
- [9] Rambo C R, Cao J, Sieber H. Preparation and properties of highly porous, biomorphic YSZ ceramics. Materials Chemistry and Physics, 2004, 87: 345-352.
- [10] Nait-Ali B, Haberko K, Vesteghem H, et al. Preparation and thermal conductivity characterisation of highly porous ceramics comparison between experimental results, analytical calculations and numerical simulations. Journal of the European Ceramic Society, 2007, 27: 1345-1350.
- [11] Deng Zhenyan, Ferreira J M F, Tanaka Y, et al. Microstructure and thermal conductivity of porous ZrO<sub>2</sub> ceramics. Acta Materialia, 2007, 55: 3663-3669.

(责编 良辰)