

碳化硼对硅基陶瓷型芯性能的影响研究

刘泳鸿, 玄伟东, 张 强, 何忠书, 宋昊睿, 邵冠兰, 任忠鸣

(上海大学 材料科学与工程学院, 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

摘要: 以石英玻璃粉作为基体材料, 添加0~1wt.%的碳化硼为矿化剂, 通过热压注法制备了硅基陶瓷型芯, 探究了不同碳化硼含量对硅基陶瓷型芯综合性能影响的变化规律。试验结果表明: 随着碳化硼含量的增加, 样品的收缩率和体积密度逐渐增大, 气孔率逐渐减小。此外, 室温抗弯强度和高温抗弯强度随着碳化硼含量的增加先增大后减小, 高温挠度先减小后增大; 当碳化硼含量为0.3wt.%时, 陶瓷型芯综合性能得到大幅度改善, 收缩率为1.44%, 体积密度为1.67 g/cm³, 气孔率达到25.51%, 室温抗弯强度为16.32 MPa, 高温抗弯强度为33.2 MPa, 高温挠度为0.19 mm。

关键词: 陶瓷型芯; 碳化硼; 析晶规律; 抗弯强度

1 陶瓷型芯国内外发展概况

航空发动机是一个国家顶尖制造业水平的代表, 是实现国防现代化的高科技核心装备, 被誉为航空工业“皇冠上的明珠”; 而作为航空发动机“心脏”的发动机叶片, 其性能的优劣决定着发动机的性能好坏和服役寿命^[1]。随着推重比的提高, 叶片的服役温度也不断提高, 对叶片的承温能力提出了很大的挑战。目前, 提升叶片承温能力的途径主要有三种: 一是研制新型耐高温合金; 二是采用热障涂层技术; 三是制备复杂气冷结构的空心叶片。前两种途径由于受到合金材料熔点限制以及合金和涂层材料热膨胀系数不匹配等问题, 应用有很大的局限性, 无法满足现代叶片服役要求。因此, 制备复杂气冷结构的空心叶片来提高叶片的冷却效率成为热点研究方向^[2-3]。

陶瓷型芯作为制备空心叶片的核心部件, 它的性能优劣决定着涡轮叶片的内腔尺寸精度、浇注合格率及铸造成本等^[4-6]。石英玻璃粉是陶瓷型芯的主要基体材料, 具有纯度高、线膨胀系数小、抗热震稳定性好、高温化学性能稳定且易脱除性能等优势^[7-10]。据研究发现, 纯硅基陶瓷型芯在烧结过程中收缩率大、高温挠度较大, 在高温浇注时容易出现偏芯的情况, 造成叶片内腔尺寸的偏差^[11]。通常硅基陶瓷型芯基体材料中会通过加入矿化剂来改善自身的综合性能, 常用的矿化剂主要有锆英粉、氧化铝、玻璃纤维以及一些稀土氧化物^[12-14]。肖祖德等人^[15]研究石英纤维对氧化硅陶瓷型芯性能的影响, 发现石英纤维的加入不仅显著降低了氧化硅陶瓷型芯的收缩, 还有效改善了其室温、高温抗弯强度以及高温抗蠕变性能。占红星等人^[16]探究了预加方石英粒度对SiO₂基陶瓷型芯性能的影响, 研究发现随着预加方石英粒度减小, 陶瓷型芯显气孔率逐渐增大, 室温抗弯强度和高温挠度几乎呈线性下降, 型芯承载能力大幅度下降, 抗高温蠕变性能显著提升。

相比于传统的矿化剂, 碳化硼具有密度低、硬度高、耐磨性强和中子吸收能力好等优异性能, 被认为是最有应用潜力的先进结构陶瓷材料之一。鄢文超等人^[17]研究添加B₄C对熔融石英陶瓷烧结和析晶的影响, 发现B₄C可以促进烧结, 提高致密度, 抑制方石英的析晶。李友胜等人^[18]研究外加剂对熔融石英陶瓷烧结性能的影响, 发现B₄C的氧化产物为B₂O₃, 在高温下能增加材料中的液相生成量, 加快材料的

作者简介:

刘泳鸿(1995-), 男, 硕士, 主要研究方向为硅基陶瓷型芯复合材料开发及制备。E-mail: yonghong-liu@shu.edu.cn

通讯作者:

玄伟东, 男, 研究员, 博士, 博士生导师。电话: 021-66136579, E-mail: wdxuan@shu.edu.cn

中图分类号: TG221

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)04-0532-08

基金项目:

国家自然科学基金项目(项目号 52274386, 92060104)。

收稿日期:

2023-04-25 收到初稿,

2023-12-25 收到修订稿。

扩散传质,从而促进材料的烧结。目前,关于碳化硼含量影响硅基陶瓷型芯性能的研究报道较少,影响机制尚不清楚。本文选用 B_4C 作为矿化剂,探究碳化硼对硅基陶瓷型芯的析晶规律、气孔率、收缩率、抗弯强度等综合性能的影响。

2 试验材料和方法

2.1 试验材料

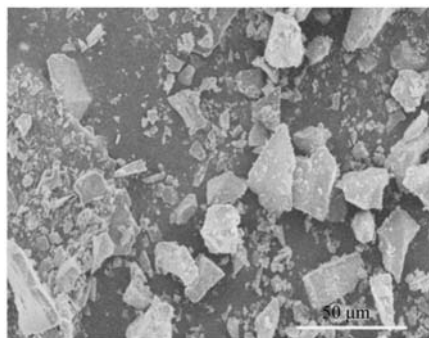
本试验以纯度为99.95%的熔融石英玻璃粉为基体材料,经激光粒度仪测得粒度分布如表1所示。矿化剂选用的是碳化硼,纯度为99.9%,粒度分布如表2所示,原料粉末微观形貌如图1所示。增塑剂为石蜡。

表1 石英玻璃粉粒度分布
Table 1 Grain size distribution of quartz glass powder

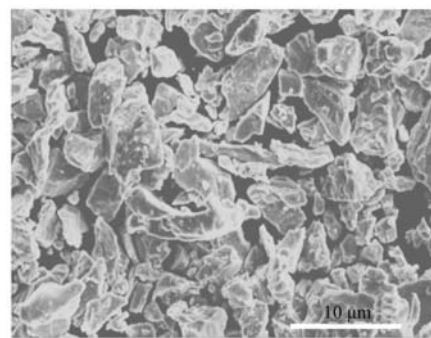
项目	D10	D50	D90
粒径/ μm	3.15	19.48	69.34

表2 碳化硼粉粒度分布
Table 2 Grain size distribution of boron carbide powder

项目	D10	D50	D90
粒径/ μm	14.82	25.02	45.66



(a) SiO_2 粉末



(b) B_4C 粉末

图1 原料粉末的SEM图

Fig. 1 SEM of the raw material powders

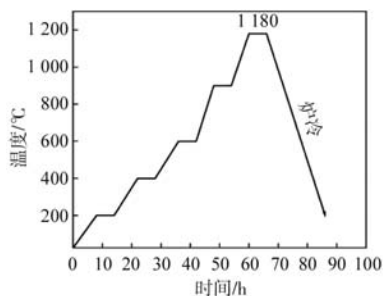


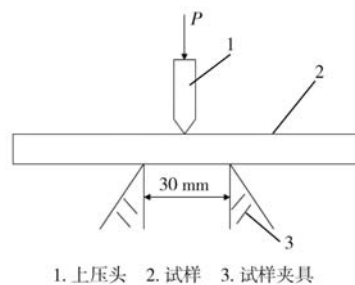
图2 陶瓷型芯的烧结工艺曲线

Fig. 2 Sintering process curve of ceramic core

采用热压注法制备陶瓷型芯。首先,将石英玻璃粉与碳化硼粉进行充分混合均匀,其中碳化硼含量(质量分数)分别为0、0.3%、0.5%、0.8%、1%。然后将干燥12 h的混合粉料分批次加入到已熔化的增塑剂中,增塑剂含量为16%,在90 °C真空条件下保温并搅拌8 h,再用热压注机压制出尺寸120 mm×10 mm×4 mm的样品素坯,注射压力4 MPa,保压时间30 s。对样品素坯进行修边、去毛刺处理后,选用粒径为100目左右的 $\alpha-Al_2O_3$ 粉末将样品素坯填埋至匣钵并进行烧结。陶瓷型芯的烧结工艺曲线见图2。

2.2 测试和表征方法

根据HB5353—2004规定^[19],型芯试样的收缩率用数显游标卡尺测量烧结前后的尺寸变化并进行计算;试样的体积密度采用Archimedes法测量;试样的抗弯强度采用WDW-300万能试验机,跨距是30 mm加载速率0.5 mm/min,如图3所示;高温抗弯强度测试前,将样品以5 °C/min的速率加热至1 550 °C,保存30 min后开始试验。试样的高温挠度采用双支点法测量,将烧成样品放入箱式电阻炉中,以5 °C/min的速率加热至1 550 °C,保温30 min,待型芯试样随炉冷却后测其热变形量。以上数据均为五个样品测试结果的平均值。采用X射线衍射仪测量型芯样品中的物相,测试选用



1. 上压头 2. 试样 3. 试样夹具

图3 抗弯强度测试示意图

Fig. 3 Schematic diagram of flexural strength test

CuK α 射线, 步长0.02°, 扫描速度10°/min; 样品测试面进行喷金处理后, 利用扫描电子显微镜观察样品的断面及显微组织 (SEM型号: HITACHI SU-1500), 测试选用电压15 kV。

3 结果与讨论

3.1 碳化硼含量对型芯析晶的影响

图4为不同B₄C含量的型芯室温下的XRD图。通过XRD物相分析探测出方石英的存在, 并未发现B₄C和B₂O₃的存在。方石英是硅基陶瓷型芯中的重要组成相, 它具有优异力学性能和高温稳定性, 适量的方石英析出有助于提高陶瓷型芯的室温和高温强度。但是析出过多的方石英则会造成陶瓷型芯的抗弯强度降低, 原因是方石英在降温过程中会发生 β -方石英向 α -方石英的晶型转变, 伴随着2.8%的体积收缩产生内应力而导致型芯内部形成微裂纹^[20]。由于试验设计中B₄C添加量较少, 并且在高温烧结过程中, B₄C会发生氧化反应, 如公式(1)所示^[21-22], 生成B₂O₃和O₂, B₄C的含量进一步减少; 其次, 氧化生成的B₂O₃是非晶体结构, 含量少且在高温烧结过程中会挥发, 所以B₄C和B₂O₃不易被检测出来。从图中可以发现, 方石英的衍射峰随着B₄C含量的增加而逐渐减弱, 因此方石英的析出量逐渐降低。这是由B₄C的氧化和液相B₂O₃的生成两个过程共同导致的。首先, B₄C的氧化反应, 会消耗SiO₂网络体中的氧气, 造成型芯内部的氧分压降低。在硅氧四面体重排析晶时, [SiO₄]长链断裂形成的Si-O-Si短链, 无法与足够多的氧原子结合, 不能满足析出方石英晶体所需化学计量比的条件^[23]。其次, 在高温烧结过程中, 如公式(2)所示, B₄C氧化会生成液相B₂O₃。如图5所示, 液相B₂O₃与SiO₂有较好的相容性, 可以吸附在SiO₂表面并沿表层向里扩散生成Si-O-B玻璃过渡层, SiO₂表面缺陷如表面悬键、微裂纹等由于参与过渡层的键合, 造成了方石英的形核位点减少, 因此B₂O₃是以抑制表面缺陷为形核中心的方式抑制方石英的析出^[24]。所以, 随着B₄C含量的增多, 方石英的析出

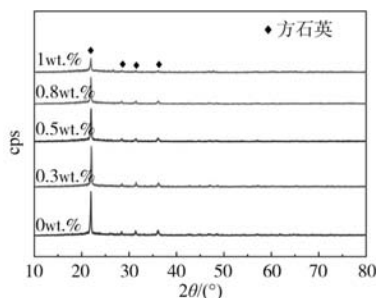


图4 不同碳化硼含量下型芯室温下的XRD图

Fig. 4 XRD patterns of cores with different contents of boron carbide at room temperature

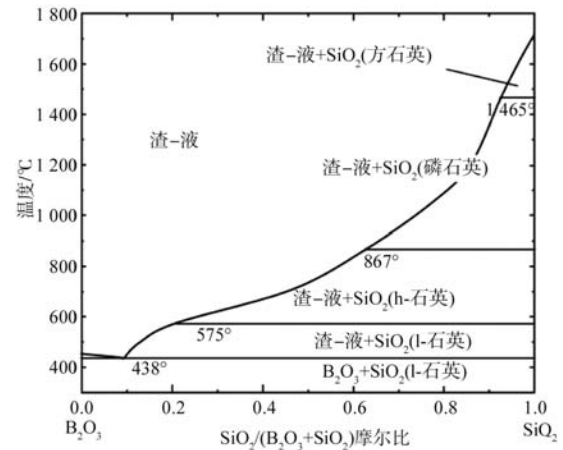
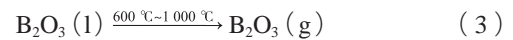
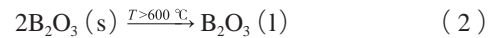
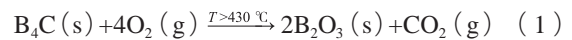


图5 SiO₂与B₂O₃二元相图

Fig. 5 Binary phase diagram of SiO₂ and B₂O₃

量逐渐减少。



3.2 碳化硼含量对型芯收缩率和体积密度的影响

图6为不同B₄C含量下型芯的收缩率和体积密度。由图可知, 随着B₄C含量的增加, 收缩率从1.33%逐渐增加到2.57%; 体积密度从1.56 g/cm³逐渐增加到1.78 g/cm³。首先, 随着B₄C的增加, 型芯中的液相B₂O₃含量逐渐增多, B₂O₃与SiO₂反应形成液态SiO₂·B₂O₃玻璃相, 如公式(4)所示, 提高型芯内部的液相含量, 加快材料的扩散传质, 促进型芯样品的烧结^[18]。其次, 矿化剂的添加会引进微量碱性氧化物杂质, 与基体材料形成低共熔点相, 会破坏硅氧键并增加非桥氧原子的数量, 降低熔融石英网络结构的连接程度, 加速熔融石英的软化^[25]。当烧结温度的升高时, 基体材料中液相石英玻璃流动性进一步地提高, 致使型芯向致密化结构转变^[26], 此过程会产生较大的收缩效应。同时, 高温下样品的内部颗粒发生堆积重

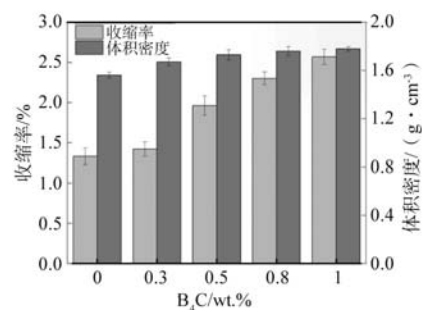
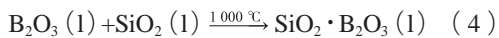


图6 不同碳化硼含量下型芯的收缩率和体积密度

Fig. 6 Core shrinkage and bulk density with different contents of boron carbide

排, 型芯内部的小颗粒数量逐渐减少, 大颗粒数量逐渐增多并紧密排列形成烧结颈。随着碳化硼氧化过程中液相 B_2O_3 含量增多, 加速促成了样品的烧结度, 并且, B_4C 的密度 (2.52 g/cm^3) 比 SiO_2 的密度大 (2.2 g/cm^3), 所以 B_4C 含量越高, 型芯样品的体积密度就越大。其次, 如公式 (1) 所示, 在氧化过程中, 闭口气孔内的部分 O_2 会被消耗, 同时产生的 CO_2 体积仅为消耗的 O_2 体积的一半以下。这导致总气体体积减少, 抵消了Ostwald熟化所带来的膨胀效应^[27], 使得密度不减反增。所以, 随着 B_4C 的含量增加, 型芯的收缩率和体积密度逐渐增大。



3.3 碳化硼含量对型芯气孔率的影响

图7为不同 B_4C 含量下型芯样品的气孔率。由图可知, 随着 B_4C 的含量从0增加到1 wt.%时, 型芯样品的气孔率由27.5%逐渐减少到16.8%。 B_4C 的添加降低型芯样品的气孔率主要有两方面原因: 一方面, B_4C 含量增多, 促进液相 B_2O_3 含量生成, 液相在颗粒表面润湿, 促进颗粒快速重排, 部分气孔被牵引排出, 体积密度上升。并且液相的增加可以有效地降低型芯的烧结温度, 使得基体材料中 SiO_2 晶粒的烧结颈不断地变大, 缩小了晶粒之间的空隙。同时, 液态 $SiO_2 \cdot B_2O_3$ 玻璃相填充了晶粒之间的空隙, 进一步减少气孔数量。另一方面, B_4C 的增加会抑制方石英的析出, 进而减少因方石英体积效应产生的微裂纹, 并且生成的液相会愈合微裂纹, 进一步降低气孔的数量。所以, 随着碳化硼含量增加, 型芯的气孔率逐渐降低。

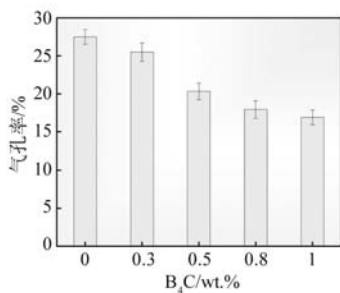


图7 不同碳化硼含量下型芯的气孔率

Fig. 7 Porosity of cores with different contents of boron carbide

3.4 碳化硼含量对型芯力学性能的影响

图8为不同 B_4C 的含量下型芯室温的力学性能。由图可知, 随着 B_4C 含量增多, 型芯室温强度先增加后减小。添加0.3wt.% B_4C 的型芯室温强度最高为16.32 MPa, 相比于未添加 B_4C 的型芯样品室温强度提升了26.7%。型芯室温强度的增大主要有两个方面, 一方面是 B_4C 以两种方式抑制方石英的过多析出: 一是氧化反应降低

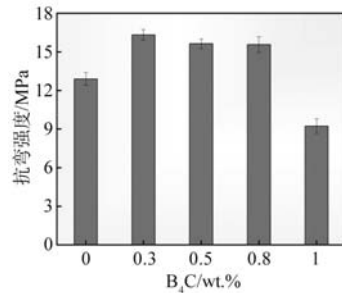


图8 不同碳化硼含量下型芯室温的抗弯强度

Fig. 8 Flexural strength of cores with different contents of boron carbide at room temperature

氧分压; 二是生成Si-O-B玻璃过渡层减少形核位点。当在硅基型芯中方石英的析出量超过30%, 型芯的室温强度就会降低^[28]。另一方面, 液相 B_2O_3 促进烧结。液相 B_2O_3 可以提升型芯内部液相含量, 促进颗粒间的烧结颈变大, 提高了型芯的烧结程度。同时, 生成的液相不断渗入到因烧结膨胀收缩而产生的裂纹中, 减小微裂纹长度以此减轻了型芯样品内部的集中应力。当碳化硼含量大于0.3wt.%时, 型芯室温强度逐渐降低, 碳化硼含量为1wt.%的型芯样品室温强度最小为9.23 MPa。这是因为在烧结过程中析出的方石英作为型芯的主晶相, 可以提高型芯强度, 但是碳化硼增多造成方石英的析出量骤减, 严重影响型芯强度。并且, 当温度超过600 °C时, 如公式 (3) 所示^[29], 附着在二氧化硅表面的液态 B_2O_3 开始发生汽化反应, 汽化会产生开放孔隙和界面间隙, 不利于室温强度。图9为不同碳化硼含量下型芯样品的边缘断口形貌图, 当 B_4C 含量为1wt.%时, 型芯边缘处裂纹多, 受到外加载荷力作用时容易断裂, 所以, 型芯室温强度进一步降低。

图10为不同 B_4C 含量下型芯样品室温断口形貌。从图中可以发现, 随着 B_4C 含量增多, 型芯内部烧结程度好, 提高基体颗粒之间的连结性, 促进烧结颈的长大, 使得型芯的致密性变得更好。同时, 生成的液相 B_2O_3 , 可以愈合裂纹, 进一步减少了微裂纹长度。由公式 (5) 可知, 根据Griffith微裂纹理论^[30]可知, 液相增加使得裂纹长度减少, 样品的断裂强度增大。而且 B_4C 和 SiO_2 之间热膨胀系数 (Coefficient of Thermal Expansion) 相差较大 ($CTE_{B_4C}: 4.5 \times 10^{-6}/K$, $CTE_{SiO_2}: 0.5 \times 10^{-6}/K$), 会在界面处形成一个压应力场。压应力场的存在会使裂纹发生偏转, 延长裂纹的扩展路径, 从而提高了型芯样品的抗弯强度。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}} \quad (5)$$

式中: σ_f 为样品断裂强度; E 为杨氏模量; γ 为单位面积表面能; c 为裂纹长度。当碳化硼含量大于0.5wt.%时, 如图10d-e所示, 由于过多的 B_2O_3 液相容易阻塞气体通

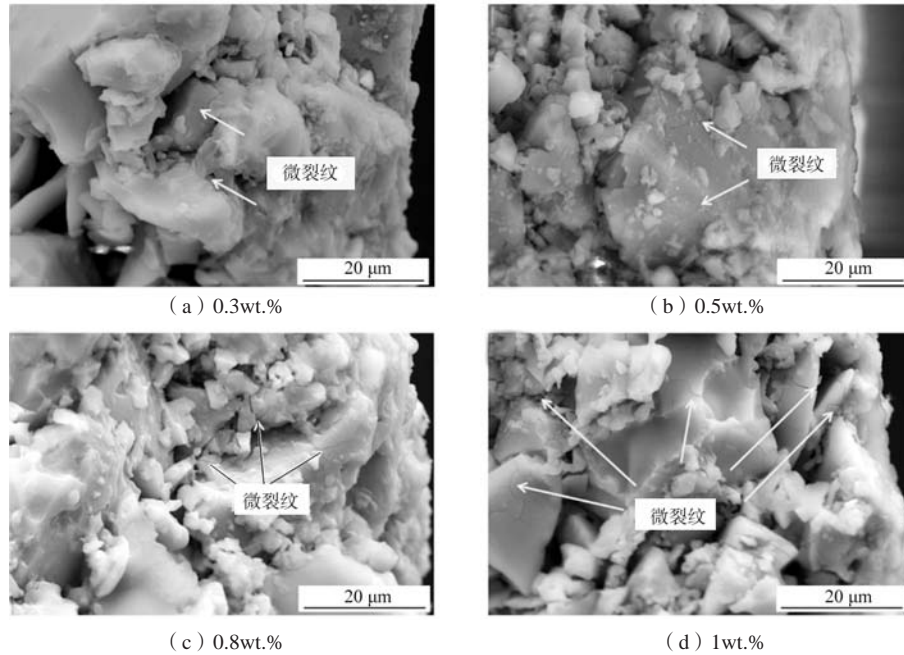


图9 不同碳化硼含量下型芯样品的边缘断口形貌

Fig. 9 Edge fracture morphology of core samples with different boron carbide contents

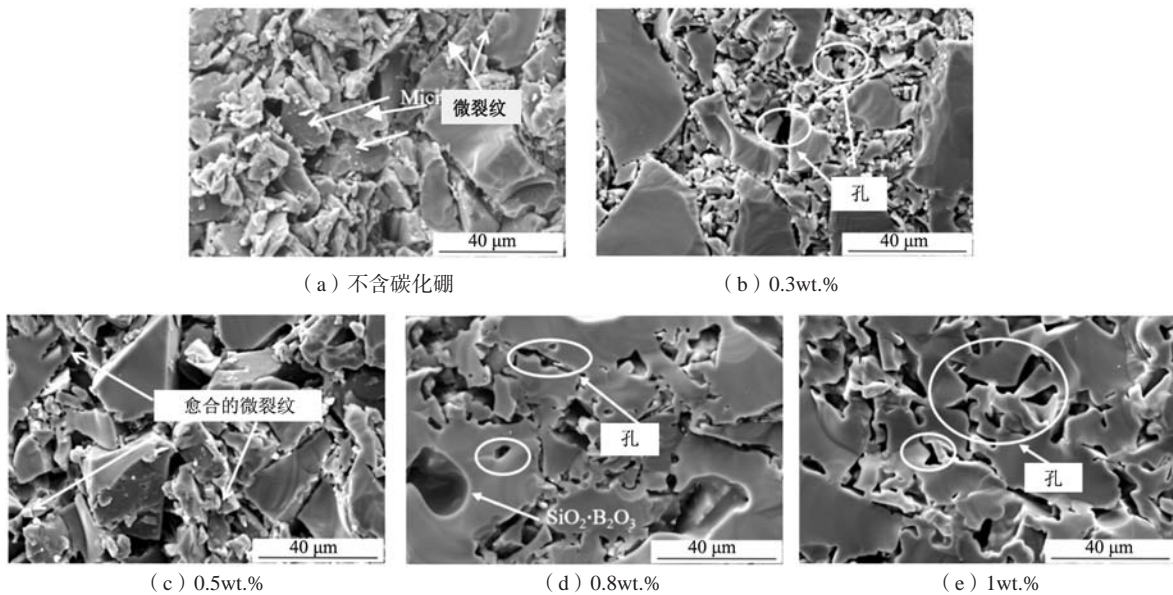


图10 不同碳化硼含量下型芯的室温断口形貌

Fig. 10 Fracture morphology of core with different boron carbide contents

道，阻碍内部气孔排出，气孔在型芯内部发生 Ostwald 熟化长大^[26]。而且，小气孔在压强差的作用下会和大气孔融合，形成了更大尺寸的闭气孔，增大晶粒与基体之间的距离，降低了型芯内部的连结性。而且相连闭气孔之间的烧结颈尺寸相对较薄，受到外加载荷时，极易形成断裂源，导致型芯抗弯强度降低。

图11为碳化硼含量为0.5wt.%时型芯样品的面扫能谱图和点扫图。由图11a-f可知，Si、O元素均匀分布在断面处，B元素与C元素在断口处分布较少，这是由于

烧结过程中B元素和C元素有部分转变为气体逸出到外部。图11g-h为点扫能谱图，B元素含量为23.84wt.%、Si元素含量为24.26wt.%、O元素含量为38.01wt.%、C元素含量为16.89wt.%；由此可知，碳化硼与基体材料的结合性较好，烧结程度较高，气孔率较低，由图11g可知， $\text{SiO}_2 \cdot \text{B}_2\text{O}_3$ 玻璃相的存在，可以改变裂纹的扩展路径，从而使得型芯样品的室温强度变高。

图12为不同碳化硼含量下型芯的高温抗弯强度。由图可知，随着 B_4C 含量增多，型芯高温强度先增加

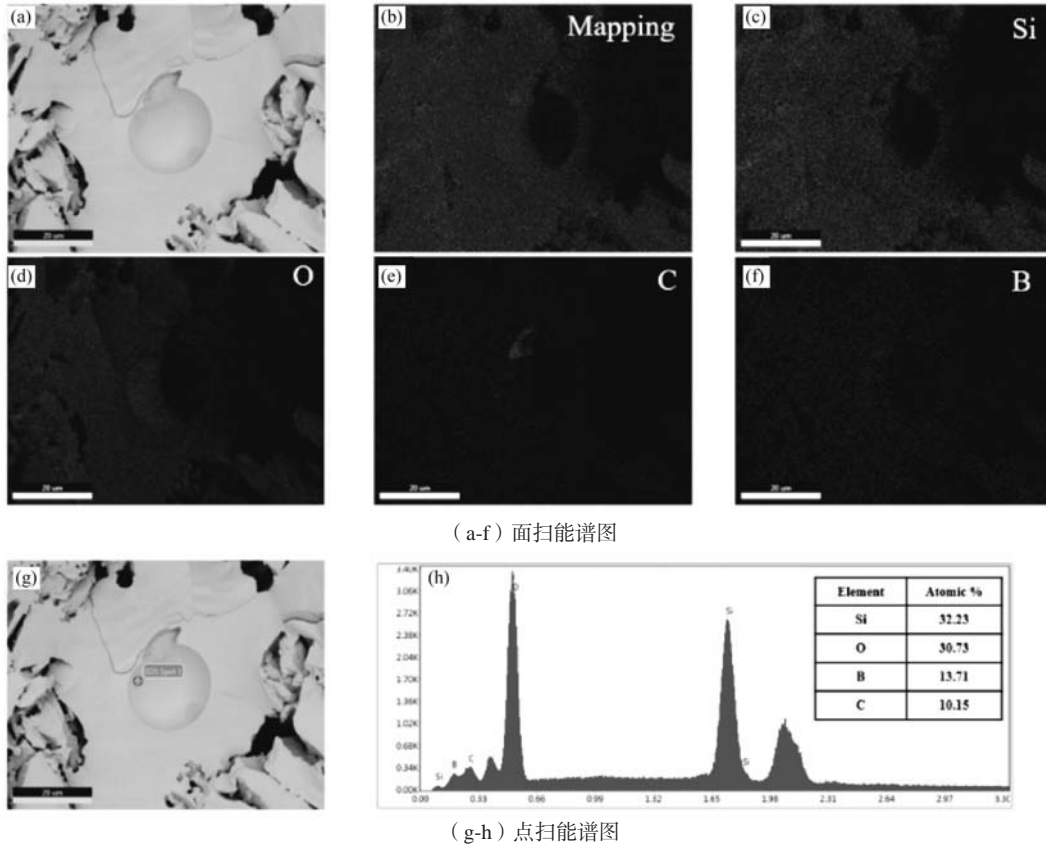


图11 碳化硼含量为0.5wt.%型芯样品的能谱分析图

Fig. 11 The energy spectrum analysis diagram of a core sample with a boron carbide content of 0.5 wt. %

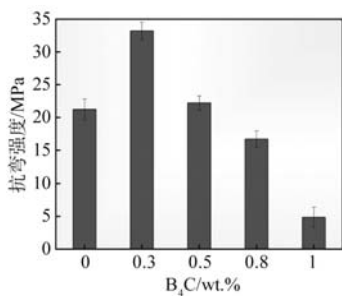


图12 不同碳化硼含量下型芯高温的抗弯强度

Fig. 12 Flexural strength of cores with different contents of boron carbide at high temperature

后减小。添加0.3 wt.% B_4C 的型芯高温强度最高为33.2 MPa。这是因为碳化硼添加使得型芯内部的方石英含量适中，由方石英晶型转变的体积效应和 B_2O_3 蒸发引起的微裂纹数量少，型芯内部有良好的连结性和致密性。然而，当碳化硼含量大于0.5 wt.%时，型芯的高温强度明显降低。首先，在第一次烧结中，碳化硼通过氧化降低氧含量和氧化后生成的液相 B_2O_3 与 SiO_2 形成玻璃体等方式，抑制方石英析出，减少了方石英的形核位点，导致在二次烧结过程中，方石英的析出量不足，型芯的高温强度逐渐降低。其次，由图13c-e可

知，在1 550 °C下 B_2O_3 的汽化加剧，会产生大量的开放孔隙和界面间隙，作为扩散通道，导致型芯内部裂纹尺寸变大及加速汽化过程，不利于高温性能。当碳化硼含量为1 wt.%时，过多的低共熔点液相容易引起晶粒的滑移现象，使裂纹沿着晶界快速扩展，型芯高温强度急剧降低。

图14为不同 B_4C 的含量下型芯样品在1 550 °C下的高温挠度。由图可知，随着碳化硼含量的增加，型芯试样的高温挠度先减小后增大。当碳化硼含量为0.3 wt.%时，高温挠度最小为0.19 mm。陶瓷型芯的高温挠度主要与型芯烧结过程中生成的方石英含量密切相关，在高温下，方石英在石英玻璃周围可以形成钉扎作用，抑制 SiO_2 晶界发生滑移，降低其高温挠度。如图15所示，随着碳化硼含量增多，方石英的衍射峰逐渐降低。当碳化硼含量大于0.3 wt.%时，方石英析出量逐渐降低，液相增多容易引起晶粒的滑移现象，型芯断面处裂纹尺寸和数量都在增加，导致型芯样品的高温挠度值增大。

4 结论

(1) 高温烧结时，碳化硼氧化生成液相氧化硼，

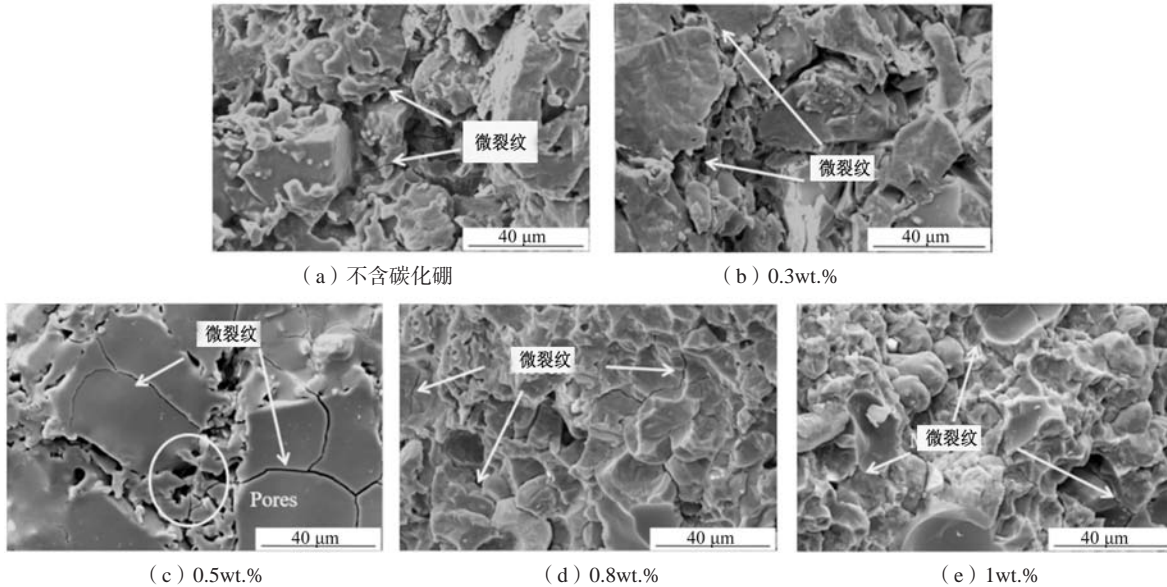


图13 不同碳化硼含量下1550 °C型芯断面形貌

Fig. 13 Fracture morphology of core with different boron carbide contents at 1550 °C

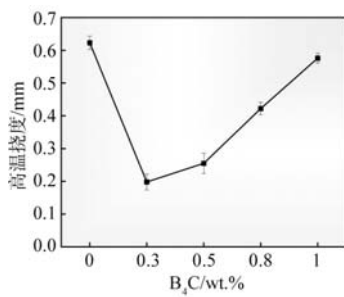


图14 不同碳化硼含量下型芯的高温挠度

Fig. 14 High temperature deflection of cores with different contents of boron carbide

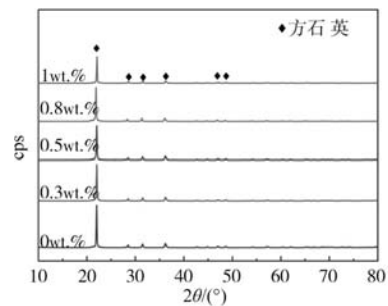


图15 不同碳化硼含量下型芯高温下的XRD图

Fig. 15 XRD patterns of cores with different contents of boron carbide at high temperature

抑制方石英析出，减少微裂纹产生，提高型芯样品强度。但随着氧化硼含量增多，气化形成的气孔通道裂纹逐渐增多，会进一步降低型芯样品的强度。

(2) 随着碳化硼含量的增加，硅基陶瓷型芯样品的收缩率和体积密度逐渐增大，气孔率逐渐减小，室温强度先增大后减小，高温强度先增大后减小，高温

挠度先增大后减小。

(3) 当碳化硼含量为0.3wt.%时，型芯综合性能最佳：收缩率为1.44%、体积密度为1.67 g/cm³、气孔率为25.51%、室温强度为16.32 MPa、高温强度为33.2 MPa、高温挠度为0.19 mm。

参考文献:

- [1] 陈晓燕, 肖旅, 余建波, 等. 高温合金空心叶片用陶瓷型芯概述 [J]. 铸造, 2016, 65 (9): 868-873.
- [2] 康海峰, 李飞, 赵彦杰, 等. 高温合金空心叶片精密铸造用陶瓷型芯与型壳的研究现状 [J]. 材料工程, 2013 (8): 85-91.
- [3] 梁启如, 吴玉胜, 刘孝福, 等. 航空发动机涡轮叶片铸造用陶瓷型芯研究进展 [J]. 铸造, 2018, 67 (9): 790-793.
- [4] XU Z L, ZHONG J W, SU X L. Mechanical properties and constitutive model of silica-based ceramic core for directional solidification of single crystal superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48 (3): 803-809.
- [5] 顾国红, 曹腊梅. 熔模铸造空心叶片用陶瓷型芯的发展 [J]. 铸造技术, 2002, 23 (2): 80-83.
- [6] 张玲, 刘建平, 孙革, 等. 单晶叶片用硅基陶瓷型芯制备与性能研究 [J]. 铸造, 2012, 61 (8): 941-943.
- [7] LONG Y C, LIU Z Y, GUO M, et al. Effect of sintering temperature on properties of silica based ceramic core [J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2011, 16 (4): 591-596.
- [8] RV N J. Corrigan. Europaisches patentamt: EP0899039A2 [P]. 2000.
- [9] A R H. Core molding composition: US4989664 [P]. 1991-02-05.

- [10] 张伟, 张玉军, 陈坤. 浅谈熔模铸造陶瓷型芯研究现状 [J]. 陶瓷, 2007 (12): 8-11.
- [11] 张一或. 矿化剂与添加剂对氧化硅陶瓷型芯性能影响的研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- [12] 潘继勇, 刘孝福, 何立明, 等. 硅基陶瓷型芯的研究进展 [J]. 铸造, 2012, 61 (2): 174-178.
- [13] 方仁德, 杨华亮, 廖有为, 等. 矿化剂对莫来石陶瓷型芯的影响 [J]. 佛山陶瓷, 2016, 26 (2): 14-17.
- [14] 刘孝福, 姜延春, 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.
- [15] 肖祖德, 玄伟东, 王保军, 等. 石英纤维对氧化硅陶瓷型芯性能的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1072-1079.
- [16] 占红星, 芦刚, 严青松, 等. 预加方石英粒度对SiO₂基陶瓷型芯性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (1): 51-54.
- [17] 鄢文超, 王敏, 肖建中, 等. 添加B₄C对熔融石英陶瓷烧结和析晶的影响 [J]. 耐火材料, 2012, 46 (3): 186-189.
- [18] 李友胜, 韩志强, 李楠. 外加剂对熔融石英陶瓷烧结性能的影响 [J]. 耐火材料, 2004 (5): 334-335, 346.
- [19] 国防科学技术工业委员会. 熔模铸造陶瓷型芯性能试验方法: HB5353—2004 [S]. 北京: 中国航空综合技术研究所, 2004.
- [20] ZAWRAH M F, HAMZAWY E. Effect of cristobalite formation on sinter ability, microstructure and properties of glass/ceramic composites [J]. Ceramics International, 2002, 28 (2): 123-130.
- [21] HE R, ZHOU Z, QU Z, et al. High temperature flexural strength and oxidation behavior of hot-pressed B₄C-ZrB₂ ceramics with various ZrB₂ contents at 1000-1600C in air [J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2016, 57: 125-133.
- [22] CAO X Q, WANG J J, LIANG Y M, et al. Corrosion and tribological investigations of the B₄C coatings rubbing against SiC ball for high relative humidity engineering application [J]. Materials Today Communications. 2020, 23, 100924.
- [23] XU C, WANG S, NOGAMI M, et al. Roles of oxygen and hydrogen in the amorphization of cristobalite [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 10 (10): 3268-3273.
- [24] WAGSTAFF F E. Crystallization kinetics of internally nucleated vitreous silica [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 51 (8): 449-453.
- [25] KINGERY W D, BOWEN H K, UHLMANN D R. Introduction to ceramics [M]. New York: New York Press, 1976.
- [26] NIU S, XU X, LI X, et al. Microstructure evolution and properties of silica-based ceramic cores reinforced by mullite fibers [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 829: 154494.
- [27] FALAMAKI C, AFARANI M S, AGHAIE A. Initial sintering stage pore growth mechanism applied to the manufacture of ceramic membrane supports [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24 (8): 2285-2292.
- [28] XIA G, HE L, YANG D. Preparation and characterization of CaO-Al₂O₃-SiO₂ glass/fused silica composites for LTCC application [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2012, 531: 70-76.
- [29] DU B, HONG C, ZHOU S, et al. Multi-composition coating for oxidation protection of modified carbon-bonded carbon fiber composites [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36 (14): 3303-3310.
- [30] 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 (Z2): 287-428.

Effect of Boron Carbide on Properties of Silicon-Based Ceramic Core

LIU Yong-hong, XUAN Wei-dong, ZHANG Qiang, HE Zhong-shu, SONG Hao-rui, HAN Guan-lan, REN Zhong-ming

(Department of Material Science and Engineering, State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract:

Silicon-based ceramic cores with different contents of boron carbide were prepared by hot-pressing injection method with quartz glass powder as raw material. The effect of boron carbide with different contents on crystallization and properties of silica ceramic cores was investigated. The experimental results indicated that with the increase of boron carbide contents, the shrinkage rate and bulk density of the sample gradually increased, and the porosity gradually decreased. The room temperature and high temperature of bending strength increased first and then decreased with the increase of boron carbide content, and the high temperature deflection decreased first and then increased. When the contents of boron carbide is 0.3wt.%, the comprehensive properties of the ceramic core are greatly improved, with shrinkage rate of 1.44%, the bulk density of 1.67 g/cm³, the porosity of 25.51%, bending strength of 16.32 MPa at room temperature, bending strength of 33.2 MPa at high temperature, and high temperature deflection of 0.19 mm.

Key words:

ceramic core; boron carbide; crystallization law; bending strength