

石英纤维对氧化硅陶瓷型芯性能的影响

肖祖德¹, 玄伟东¹, 段方苗², 白小龙², 王保军¹, 任兴孚¹, 任忠鸣¹

(1. 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;

2. 中国联合重型燃气轮机技术有限公司, 北京 100061)

摘要: 以石英玻璃粉为原料, 添加0~2wt%的短切石英纤维, 通过热压注法制备了无任何矿化剂的氧化硅陶瓷型芯, 探究了不同石英纤维含量下陶瓷型芯中方石英析晶和综合性能的变化规律。结果表明: 随着石英纤维含量的增加, 样品中方石英析出量和气孔率逐渐增加, 收缩率和高温挠度随石英纤维含量的增加逐渐减小, 室温和高温抗弯强度以及断裂稳定性随石英纤维含量的增加先增加后减小, 体积密度随石英纤维含量的增加基本保持不变; 在陶瓷型芯中添加0.5wt%石英纤维时, 其综合性能得到大幅度的改善, 收缩率为1.0%, 气孔率为9.0%, 室温和高温抗弯强度分别为17.3 MPa和32.5 MPa, 高温挠度为0.92 mm。综合所述, 石英纤维在显著降低氧化硅陶瓷型芯收缩的同时, 还明显改善了其室温和高温抗弯强度、抗蠕变性能以及断裂稳定性。

关键词: 陶瓷型芯; 石英纤维; 方石英; 力学性能; Weibull分布

作者简介:

肖祖德(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: 1103971306@qq.com

通讯作者:

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

中图分类号: TQ174; TG221

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)

09-1079-08

基金项目:

国家科技重大专项(2017-VII-0008-0102); 国家自然科学基金项目(92060104); 上海市科委项目(20511107700); 中国重燃项目(F095)。

收稿日期:

2021-04-13 收到初稿,

2021-05-07 收到修订稿。

随着航空工业的快速发展, 航空发动机推重比日益提高, 而提高推重比最有效的方法就是提高发动机进气口前温度^[1]。叶片作为航空发动机的核心部件, 直接决定了发动机的使用温度, 这就对涡轮叶片的承温能力提出了更高的要求^[1]。目前, 国内外普遍采用陶瓷型芯在涡轮叶片中形成复杂的空心结构来提高其冷却效率, 从而提高涡轮叶片的使用温度^[2-3]。因此, 陶瓷型芯作为熔模铸造过程中的关键部件, 它的性能直接关系到涡轮叶片的内腔尺寸精度、浇注合格率及铸造成本等^[4-5]。随着定向凝固柱状晶叶片及单晶叶片的日益发展, 涡轮叶片的内腔结构愈加复杂, 对陶瓷型芯的性能要求也不断提高^[6]。石英玻璃粉具有纯度高、热膨胀系数小、抗热震稳定性好、高温化学性能稳定且脱芯性能好等诸多优点^[7], 是目前大部分硅基陶瓷型芯的主体材料。通常, 硅基陶瓷型芯会加入与基体组分不同的矿化剂, 如硅酸锆、氧化铝等高温稳定型矿化剂来改善其收缩和高温性能, 但传统硅基陶瓷型芯面临着高温强度不足、变形大以及易发生界面反应等问题而无法高代次单晶叶片的铸造要求^[8-11]。

有研究表明, 无任何矿化剂的纯氧化硅陶瓷型芯具有更好的高温稳定性能, 更适用于温度高于1 600 °C的熔模浇注过程, 同时也兼具了传统硅基陶瓷型芯脱芯性能好的优点, 是一种用于制备高代次单晶空心叶片理想的型芯材料^[12-13]。但纯氧化硅陶瓷型芯的固有脆性、尺寸收缩大和高温形变大等是其应用于熔模铸造过程亟待解决的问题。

相比传统的硅基陶瓷型芯添加剂, 石英纤维具备了纤维增强的特性^[14-15], 在抑制收缩、增加气孔的同时, 又能通过延长裂纹扩展路径和纤维拔出机制改善型芯的室温和高温力学性能。另一方面, 石英纤维与氧化硅基体的组分都是非晶态的SiO₂, 两者的物理和化学相容性良好, 这也增加了型芯的结构稳定性。国内仅有少量关于石英纤维在硅基陶瓷型芯中的应用研究, 牛书鑫等人通过添加石英纤维改善了陶瓷型芯的力学性能和脱芯性能^[16], Li等人研究了不同长度和含量下的熔融石英纤维对硅基陶瓷型芯收缩和力学性能的影响^[17]。然而, 石英纤维在硅基陶瓷型芯中的作用机制

仍不明确,关于石英纤维对型芯中方石英析晶的影响也未见报道。因此,为了更好地考察了石英纤维对方石英析晶和综合性能的影响,排除不同组分矿化剂的干扰,本研究制备了不同石英纤维含量的纯氧化硅陶瓷型芯,并通过物相分析和断口形貌揭示了纤维强化的机制。同时,通过Weibull分布预测了不同石英纤维含量下型芯的断裂稳定性;此外,还利用断层扫描技术(XCT)确定了型芯内部气孔的空间分布和体积分数。

1 试验方法

1.1 制备工艺

本试验以高纯熔融石英玻璃粉(纯度99.9%以上)作原料,由激光粒度仪测得其粒度分布如表1所示。试验所用短切石英纤维的形貌如图1所示,其纯度为99.95%,直径3~10 μm ,长度在10~100 μm 。采用石棉蜡作增塑剂。

首先将一定质量配比的石英玻璃粉与石英纤维在球磨罐中球磨约24 h,其中石英纤维含量分别为0、0.5wt%、1.0wt%、1.5wt%、2.0wt%。将均匀混合的粉料进行干燥处理,烘干时间为10 h。然后将干燥处理的混合粉料分批次加入到已熔化的增塑剂中,其中混合粉料和增塑剂的质量比为84:16,同时加入0.01wt%的油酸作分散剂,混合浆料在90 $^{\circ}\text{C}$ 下真空搅拌6 h。制备好的陶瓷浆料在热压注机中分别压制尺寸为64 mm $\times$ 10 mm $\times$ 4 mm、120 mm $\times$ 10 mm $\times$ 4 mm的样品条,注射压力3 MPa,保压时间25 s。对样品素坯进行修边和去毛刺处理后,将样品素坯填埋在粒径100目左右的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 粉末中埋粉烧结。经1 200 $^{\circ}\text{C}$ 高温烧结6 h后制得烧成样品。

1.2 性能表征

根据HB5353—2004^[18]规定,采用数显游标卡尺测量烧结前后样品的尺寸作为试样的线收缩率;试样的体积密度采用Archimedes法测量;试样的室温和高温抗弯强度采用三点抗弯法测量,测量跨距30 mm,加载速率0.5 mm/min;高温抗弯强度测试前,需将型芯样品放入试验机加热区内升温至1 500 $^{\circ}\text{C}$ 后保温30 min。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 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速率升温至1 500 $^{\circ}\text{C}$ 后保温30 min,待型芯样品随炉冷却后测出其热变形量。以五个样品测试结果的平均值作为以上各组数据的有效值;样品测试面经喷金处理后,在日本HITACHI公司SU-1500型扫描电子显微镜下观察型芯样品的断口形貌及显微组织,测试电压为15 kV。采用日本理学的D/MAX型X射线衍射仪测定型芯样品中的物相,测试

选用CuK α 射线,步长0.02 $^{\circ}$,扫描速度10 $^{\circ}/\text{min}$;利用美国Perkin Elmer公司XCT-X5000型X射线计算机断层扫描技术来表征型芯样品中气孔的空间分布及体积分数。

2 结果与讨论

2.1 石英纤维含量对型芯析晶的影响

方石英具有优异的室温、高温力学性能及高温稳定性,是硅基陶瓷型芯中最重要的析出相,一定含量的方石英能够增加陶瓷型芯的室温和高温强度^[19]。然而,方石英在降温过程中会发生晶型转变,伴随的体积效应会产生内应力而致使型芯内部萌生微裂纹,过量的方石英反而会导致型芯强度下降^[20-21]。因此,型芯中方石英的析出量直接关系到其性能的好坏。为了研究石英纤维对氧化硅陶瓷型芯析晶的影响,本试验对添加不同含量的石英纤维型芯样品进行了XRD物相分析。由图2a可知,随着纤维含量的增加,型芯中方石英的衍射峰强度逐渐增加。同时,通过XRD图谱对型芯样品中方石英含量进行定量分析,结果如图2b所示,随着石英纤维含量的增加,型芯中方石英的析出量由8.2wt%增加到了19.3wt%。为了进一步说明石英纤维的存在会促进基体材料向方石英的转化,将石英纤维在不同温度下保温6 h,图3是不同温度下石英纤维的XRD图谱,由图可知,在900 $^{\circ}\text{C}$ 之前,石英纤维仍保持其非晶态结构;升温至1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时,石英纤维中开始有少量的方石英析出;而温度到达1 500 $^{\circ}\text{C}$ 后,石英纤维

表1 石英玻璃粉的粒度分布
Table 1 Particles size of quartz glass powders

粒径/ μm	含量/%
<10	18.74
10~30	34.48
30~50	30.13
50~95	16.65

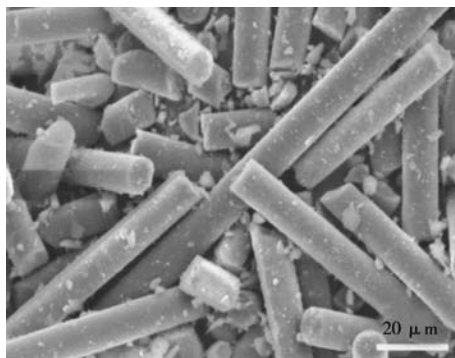


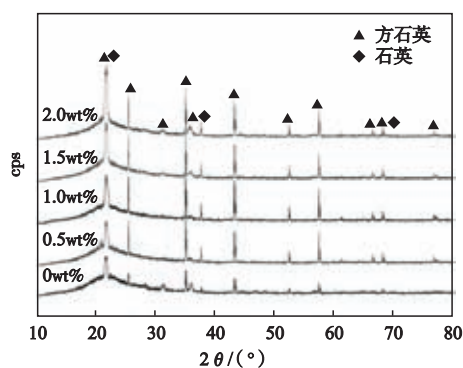
图1 石英纤维的SEM图

Fig. 1 SEM image of silica fibers

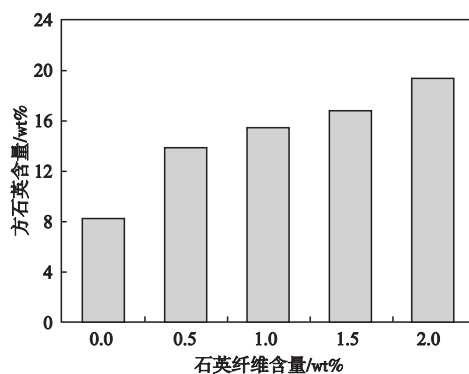
已大量析晶转化为方石英。根据上述试验结果,石英纤维对氧化硅陶瓷型芯析晶的影响是基于石英纤维在烧结温度下转化生成的方石英可以作为基体方石英析晶的形核剂,从而极大地促进了型芯的析晶。

2.2 石英纤维含量对型芯收缩率的影响

图4为不同石英纤维添加量下型芯样品收缩率的变化规律。由图可知,型芯的收缩率随纤维含量的增加而逐渐减小。当纤维含量为0.5wt%时,收缩率出现明显的下降,由1.75%下降到1.0%;当纤维含量为2.0wt%时,型芯获得最低的收缩率0.452%。这是因为纤维的长棒状结构使其表面积明显低于石英玻璃粉体,致使表面能低^[22]。烧结理论认为,烧结驱动力取决于颗粒之间的表面能,石英纤维的加入降低了烧结驱动力和晶界的迁移速率,因而在一定程度上抑制了型芯的烧结致密化过程,起到了降低收缩的作用^[23]。另一方面,纤维在型芯基体中像毛细血管状的均匀穿插分布可以有效地分散收缩应力^[17],同时还降低了型芯颗粒间的接触面积,提高了孔隙率,从而降低了型芯的收缩^[24]。



(a) XRD图



(b) 方石英含量

图2 不同石英纤维含量下型芯的XRD图谱和方石英含量

Fig. 2 XRD patterns and cristobalite content of cores with different contents of silica fibers

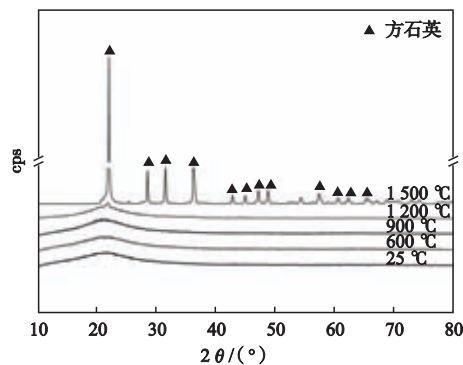


图3 不同温度下石英纤维的XRD图谱

Fig. 3 XRD patterns of silica fibers under different temperatures

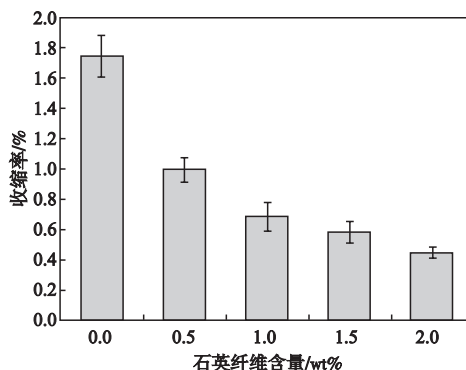
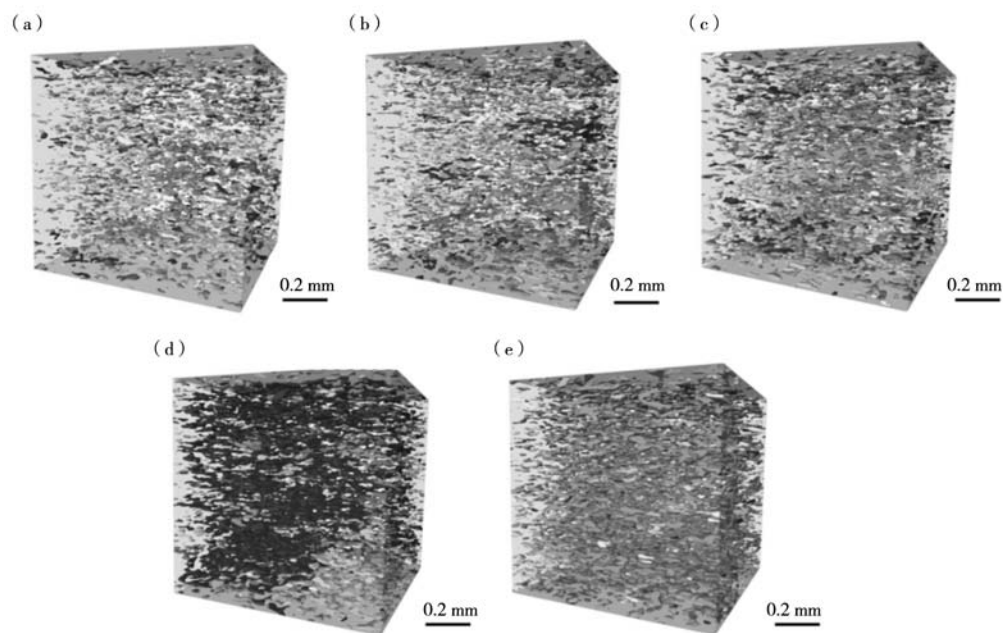


图4 不同石英纤维含量下型芯的收缩率

Fig. 4 Shrinkage of cores with different contents of silica fibers

2.3 石英纤维含量对型芯气孔率和体积密度的影响

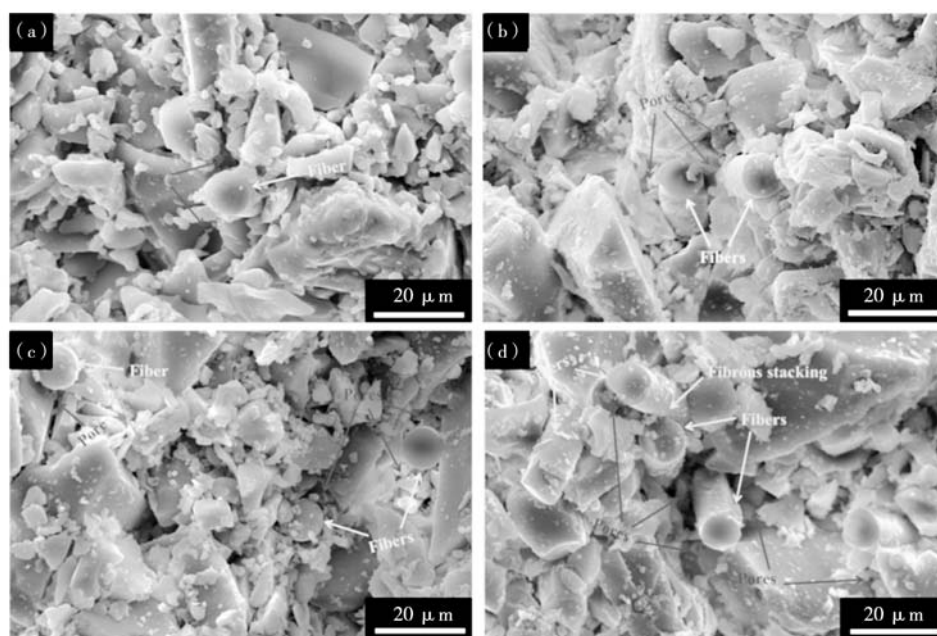
XCT技术正逐步应用于陶瓷型芯的无损检测,同时,由于气孔和基体材料间密度差别较大,该技术也能精确地表征出型芯内部气孔的体积大小、数量及空间分布。图5为不同石英纤维含量下型芯的XCT图像,图中不同明暗的颗粒代表着各个不同的气孔,其体积大小和数量与型芯内气孔等同。由图可知,随着石英纤维含量的增加,型芯内气孔的数量逐渐增多、空间分布逐渐密集,且气孔间的相连程度也不断地增加。由各个气孔空间体积的累加值与图5中正方体体积的比值作为型芯的气孔率,计算出不同石英纤维添加量下型芯的气孔率分别为7.2%、9.0%、10.2%、11.6%、12.9%。因此,随着石英纤维含量的增加,型芯的气孔率也是逐渐增大的,这与型芯的收缩率变化趋势相对应。为进一步了解添加石英纤维对气孔率的影响,对不同纤维添加量下的样品进行SEM断口分析,结果如图6所示,穿插在基体中的石英纤维呈现出优异的高温稳定性,且没有同基体颗粒烧结在一起,在其周围保留一定的气孔(图6)。因此,分散在基体中的石英纤维是致使型芯气孔率增大的主要原因。



(a) 0; (b) 0.5wt%; (c) 1.0wt%; (d) 1.5wt%; (e) 2.0wt%

图5 不同石英纤维添加量下型芯的XCT图像

Fig. 5 XCT images of cores with different contents of silica fibers



(a) 0.5wt%; (b) 1.0wt%; (c) 1.5wt%; (d) 2.0wt%

图6 不同石英纤维添加量下型芯的断面形貌

Fig. 6 Fracture micrographs of cores with different contents of silica fibers

图7为不同石英纤维含量下型芯样品的体积密度值,由图可知,型芯样品的体积密度基本保持在 1.5 g/cm^3 。正常而言,气孔率增大所对应的体积密度会逐渐减小,但对于图7这种情况,其原因可能包含两个方面:一方面,石英纤维和基体石英玻璃粉为同种结构物质 SiO_2 ,它们的密度相同,这使得型芯的结构更加的

稳定,体积密度变化不大;另一方面,石英纤维稳定穿插在基体中并产生一定量的气孔,对型芯的烧结起抑制作用,但石英纤维的析晶促进了基体方石英的析出,在某种程度上又促进了型芯的烧结,所以型芯样品的体积密度基本保持不变。

2.4 石英纤维含量对型芯力学性能的影响

图8为型芯样品室温和高温抗弯强度随石英纤维的变化规律。由图可知,随着纤维含量的逐渐增加,型芯的室温和高温抗弯强度都呈现了先增大后减小的变化趋势。石英纤维在室温下具备优良的力学性能(抗拉强度6 GPa、弹性模量72 GPa);同时,由图3的XRD图谱可知,在烧结温度1 200 ℃下,石英纤维中只有少量的方石英转化,这证明纤维在该温度下保留了其原有的大部分力学性能,仍具有优异的高温稳定性。通过断口的SEM图可知,这种高温稳定的石英纤维难以与基体烧结在一起,而在两者之间留下一些界面^[22]。当型芯样品受到外界载荷作用时,裂纹在基体材料上发生扩展,遇到界面会使裂纹的扩展方向发生改变,从而延长了裂纹扩展的路径,提高了型芯样品的抗弯强度^[25]。另一方面,相比于石英纤维,基体缺陷多、强度低,因此断裂应变小,这导致基体在载荷作用下首先开裂,纤维会与基体材料弱界面发生分离;随着载荷的继续增大,纤维会架桥在基体材料的断裂面之间而对基体产生裂纹闭合的力,纤维的断裂也会消耗外载荷做功,从而增加了型芯的抗弯强度^[26]。

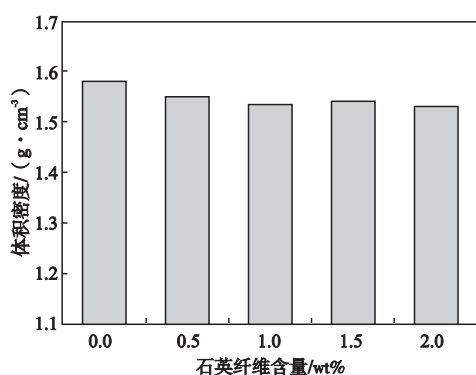


图7 不同石英纤维添加量下型芯的体积密度

Fig. 7 Bulk-density of cores with different contents of silica fibers

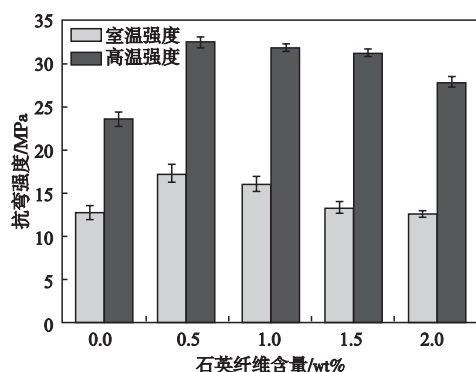


图8 不同石英纤维添加量下型芯的室温和高温抗弯强度

Fig. 8 Flexural strength of cores with different contents of silica fibers at room temperature and high temperature

这些起桥联作用的纤维通常与断裂面呈大角度或者垂直于断裂平面,在纤维断裂发生后凸起于断裂平面(图6)。同时,石英纤维的化学组成与氧化硅基体相同,两者相容性良好,即使方石英的量有所增加,但从烧结样品断口扫描图中未发现方石英晶型转变所导致的微裂纹,这更好地强化了型芯基体。

当石英纤维含量为0.5wt%时,型芯样品获得最高的室温强度17.3 MPa和最高的高温强度32.5 MPa。当纤维含量继续增加,型芯样品的力学性能开始下降,这是因为陶瓷材料的力学性能对气孔率非常敏感^[27],气孔率的增加极大地削弱了其力学性能;同时,气孔的增加还部分地抵消了石英纤维对方石英析晶的促进作用,当石英纤维含量超过0.5wt%时,型芯中方石英的增加量明显下降。而另外一方面,纤维含量的增加导致其在基体中分散性变差,2.0wt%石英纤维的型芯样品中已经出现了部分纤维的团聚现象(图6d所示),团聚态的纤维会部分地抵消分散纤维对基体材料的增强效果^[28]。结果导致,含2.0wt%石英纤维的型芯样品获得最低的室温强度12.6 MPa,但其高温强度仍有27.9 MPa,高于不含石英纤维型芯样品的高温强度。可见,含纤维型芯样品的高温强度均高于不含纤维型芯样品的高温强度,这可能是因为石英纤维在高温下存在大量方石英的转化(图3),转化生成的方石英作为基体方石英析晶的形核剂,增加的方石英含量提高了其高温强度。同时,型芯样品的高温强度远大于其室温强度,这是因为基体在高温条件下的粘性流动具有缺陷愈合的效果,且高温促进了高温强化相方石英的大量析出。

目前,Weibull分布模型被广泛应用于统计和分析陶瓷样品在单轴应力作用下的断裂强度,它可以有效地评价陶瓷材料强度的稳定性^[29-30]。因此,本文采用Weibull分布模型来分析不同石英纤维含量下型芯样品强度的稳定性。试样在一定应力下的三参数Weibull可以表示为公式(1):

$$P_f = 1 - \exp\{-V[(\sigma - \sigma_u)/\sigma_0]^m\} \quad (1)$$

式中: σ_0 是一个尺度参数,称为特征强度,定义为应力值 P_f 为63.2%时, V 是试样的标准体积(3 mm×4 mm×40 mm), m 为描述断裂强度变化性的Weibull系数。 σ_u 代表失效概率为零时的应力值,失效概率 P_f 可以表示为公式(2):

$$P_f = (n_i - 0.5)/N \quad (2)$$

式中, N 为测试试样的总数, n_i 是试样断裂应力由弱到强的排序。在多数情况下, σ_u 等于0,这时就得到了双参数的Weibull分布。将式(2)进行简化,则Weibull分布的双对数形式可表示为公式(3)^[31]:

$$\ln \ln P_f = [1/(1 - P_f)] = \ln V + m \ln(\sigma - \sigma_0) - m \ln \sigma_0 \quad (3)$$

Weibull系数为无量纲参数,系数值越高,强度可变性越低。通过直线拟合 $\ln \ln [1/(1-P_f)]$ 和 $\ln \sigma$ 的曲线,直线斜率即为Weibull系数 m 。由图9可知,不同石英纤维添加量下型芯样品的Weibull系数分别为50.5、69.1、54.3、33.9和24.9。这说明纤维含量为0.5wt%的型芯样品获得最高的断裂稳定性,同时,含1.0wt%纤维和不含纤维型芯样品也表现出不错的断裂稳定性。但当纤维含量超过1.0wt%时,型芯的断裂稳定性急剧下降,这可能是由于纤维的分散性变差造成的,局部的纤维团聚使得不同样品性能差异性变大。

同时,采用双支点法测试不同石英纤维含量型芯样品的高温挠度,结果如图10所示。石英纤维含量增加使得型芯样品的高温挠度由1.56 mm降低到0.37 mm,这表明纤维的加入明显改善了型芯样品的高温稳定性。一方面,纤维相较于基体材料具有高的长径比和好的抗高温变形能力,纤维的加入相当于增加了基体中粗颗粒的数量,同时纤维的桥接作用也强化了基体的骨架结构,从而阻碍了试样的变形;另一方面,石英纤维在高温下的大量晶型转变也促进了基体方石英的析晶,方石英作为高温强化相在提高强度的同时也起到了抗高温变形的作用。

3 结论

(1) 高温烧结时,石英纤维的析晶可作为形核剂,从而增加了型芯样品中方石英的含量,石英纤维的加入还明显改善了型芯的收缩和增大了型芯的气孔率,当石英纤维含量为2wt%,陶瓷型芯的收缩率和气孔率分别为0.452%和12.9%,所有型芯样品的体积密度基本保持在 1.5 g/cm^3 。

(2) 石英纤维的强化作用及其对方石英析晶的促进作用明显地增加了型芯的抗弯强度和抗蠕变性能,含纤维的型芯样品室温、高温强度以及抗蠕变性能普遍优于不含纤维的型芯样品,当纤维含量为0.5wt%

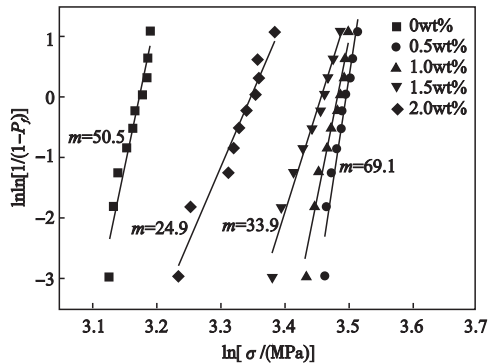


图9 不同石英纤维添加量下型芯断裂强度的Weibull分布
Fig. 9 Weibull distribution of cores' fracture strength with different contents of silica fibers

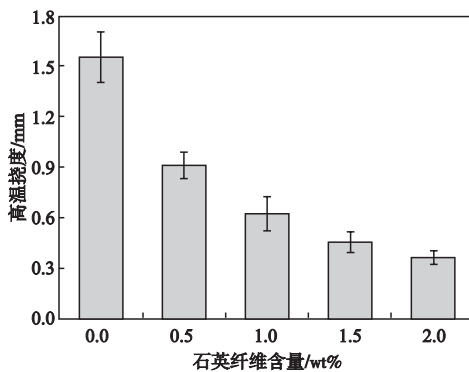


图10 不同石英纤维添加量下型芯的高温挠度
Fig. 10 High temperature deflection of cores with different contents of silica fibers

时,型芯样品获得最高的室温强度17.3 MPa和最高的高温强度32.5 MPa。

(3) 当石英纤维含量为0.5wt%和1.0wt%时,型芯样品获得较高的断裂稳定性,但纤维含量过高时,会导致其在基体中的分散性变差,断裂稳定性下降。

参考文献:

- [1] 刘大响, 程荣辉. 世界航空动力技术的现状及发展动向 [J]. 北京航空航天大学学报, 2002, 28 (5): 490-496.
- [2] 赵童刚, 王秀峰, 王莉丽, 等. 单晶叶片铸造用氧化铝基陶瓷型芯研究进展 [J]. 中国陶瓷, 2012, 48 (10): 1-6.
- [3] 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.
- [4] 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): 81-83.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] 赵效忠. 陶瓷型芯的制备与使用 [M]. 北京: 科学出版社, 2013: 242-243.
- [8] WILSON P J, BLACKBURN S, GREENWOOD R W, et al. The role of zircon particle size distribution, surface area and contamination on the properties of silica-zircon ceramic materials [J]. Journal of European Ceramic Society, 2011, 31 (9): 1849-1855.
- [9] 赵登科, 玄伟东, 刘利俊, 等. 硅酸锆含量对硅基陶瓷型芯性能的影响 [J]. 上海大学学报 (自然科学版), 2019, 25 (4): 453-461.
- [10] LIANG J J, LIN Q H, ZHANG X, et al. Effects of alumina on cristobalite crystallization and properties of silica-based ceramic cores [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2017, 33 (2): 204-209.
- [11] 陈晓燕, 肖旅, 余建波, 等. 熔模铸造高温合金与陶瓷材料界面反应研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36 (8): 844-848.
- [12] 赵效忠. 陶瓷型芯的制备与使用 [M]. 北京: 科学出版社, 2013.
- [13] MILLER J G, EPPINK D L, LOXLEY T A. Cores for investment casting process: US4093017A[P]. 1978-06-06.
- [14] LU D, ZHAO W, JIANG Y, et al. Effect of aluminum silicate fiber modification on crack-resistance of a ceramic mould [J]. China Foundry, 2012, 9 (4): 322-327.
- [15] 张睿, 覃业霞, 杜爱兵, 等. Al_2O_3 纤维对 Al_2O_3 基陶瓷型芯材料性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2007 (S1): 675-677.
- [16] 牛书鑫, 许西庆, 李鑫, 等. 石英纤维增强硅基陶瓷型芯制备与性能 [J]. 中国陶瓷, 2020, 56 (9): 31-35.
- [17] LI X, YAO J, TANG D, et al. Effect of fused silica fiber on the shrinkage and properties of silica based ceramic core[C]//Chinese Materials Conference. Yinchuan: Springer Nature Singapore Pte Ltd, 2017: 599-607.
- [18] 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.
- [19] KAZEMI A, FAGHIHI-SANI M A, ALLZADEH H R, et al. Investigation on cristobalite crystallization in silica-based ceramic cores for investment casting [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2013, 33 (15-16): 3397-3402.
- [20] 刘利俊, 刘超, 玄伟东, 等. 方石英的含量对氧化硅陶瓷型芯性能的影响 [J]. 铸造, 2019, 68 (6): 634-639.
- [21] 李寒松, 玄伟东, 潘文轩, 等. 电熔莫来石含量对硅基陶瓷型芯性能的影响 [J]. 铸造, 2020, 69 (8): 861-865.
- [22] 范红娜. 空心叶片用氧化硅-莫来石陶瓷型芯制备与性能研究 [D]. 天津: 天津大学, 2014.
- [23] 李云凯. 陶瓷及其复合材料 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 2007: 140-141.
- [24] JIANG W G, LI K W, XIAO J H, et al. Effect of silica fiber on the mechanical and chemical behavior of alumina-based ceramic core material [J]. Journal of Asian Ceramic Societies, 2017: S2187076417301033.
- [25] 郭玉超, 马寅魏, 石多奇, 等. 莫来石纤维增强 SiO_2 气凝胶复合材料的力学性能试验 [J]. 复合材料学报, 2016 (6): 1297-1304.
- [26] 熊伟, 矫桂琼, 刘红霞. 纤维桥联对陶瓷基复合材料断裂韧度的影响 [J]. 机械强度, 2009, 38 (5): 808-811.
- [27] LU Z L, TIAN G Q, WAN W J, et al. Effect of in situ synthesised mullite whiskers on the high-temperature strength of Al_2O_3 -based ceramic moulds for casting hollow turbine blades [J]. Ceramic International, 2016: S0272884216315607.
- [28] 芦刚, 于航, 严青松, 等. Al_2O_3 纤维对 SiO_2 基陶瓷型芯的烧缩阻滞 [J]. 复合材料学报, 2018, 35 (1): 168-172.
- [29] WANG L L, LIANG J, FANG G D, et al. Effects of strain rate and temperature on compressive strength and fragment size of ZrB_2 -SiC-graphite composites [J]. Ceramics International, 2014, 40 (4): 5255-5261.
- [30] XU Z, ZHONG J, SU X, et al. Experimental study on mechanical properties of silica-based ceramic core for directional solidification of single crystal superalloy [J]. Ceramics International, 2017, 44 (1): 394-401.
- [31] ZHANG J J, ZHAO Y Y, HUO L S, et al. Flexural strength and Weibull analysis of bulk metallic glasses [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2016, 32 (2): 129-133.

Effect of Silica Fibers on Properties of Silica Ceramic Cores

XIAO Zu-de¹, XUAN Wei-dong¹, DUAN Fang-miao², BAI Xiao-long¹, WANG Bao-jun¹, REN Xing-fu¹, REN Zhong-ming¹

(1. Department of Material Science and Engineering, State Key Laboratory of Advanced Special Steels, Shanghai University, Shanghai 200444, China; 2. China United Heavy Duty Gas Turbine Technology Co., Ltd., Beijing 100061, China)

Abstract:

A silica ceramic core without any mineralizer was prepared by hot-pressing injection method, where quartz glass powders were used as raw materials and 0-2wt% chopped silica fibers as additive. The variation of cristobalite crystallization and comprehensive properties of ceramic cores with different contents of silica fibers was investigated. The results show that with the increase of silica fibers content, the amount of cristobalite and porosity gradually increased, the shrinkage rate and high-temperature deformation gradually decreased with the increase of the silica fibers content, the bending strength at both room and high temperature and fracture stability increased first and then decreased with the increase of the silica fibers content, the bulk density almost unchanged with the increase of the silica fibers content. When the specimen contained 0.5wt% silica fibers, its comprehensive performance was greatly improved, the shrinkage rate was 1.0%, the porosity was 9.0%, the flexural strength at room temperature and high temperature were 17.3 MPa and 32.5 MPa respectively, and the high-temperature deformation was 0.92 mm. In conclusion, silica fibers can not only greatly reduce the shrinkage rate of silica ceramic cores, but also improve their flexural strengths both at room and high temperature, creep resistance and fracture stability.

Key words:

ceramic cores; silica fibers; cristobalite; mechanical properties; Weibull distribution