

添加锆英粉矿化剂的氧化铝基陶瓷型芯试验研究

李 彪, 姜延春, 于 波, 苏贵桥, 金 磊, 宋照伟, 丁 伟, 高 颖

(沈阳铸造研究所有限公司, 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 辽宁沈阳 110022)

摘要: 针对氧化铝基陶瓷型芯不易烧结、脱芯困难的问题, 采用电熔刚玉粉为型芯基体材料, 添加锆英粉为矿化剂, 研究了不同终烧温度下氧化铝基陶瓷型芯室温和高温性能。结合型芯物相组成和断口形貌观测结果, 分析了高温烧结过程中莫来石的形成机理, 确定了型芯的适宜终烧温度为1 420 ℃。采用制备的氧化铝基陶瓷型芯拉制出了定向叶片, 并进行了脱芯试验, 型芯脱出性能良好。

关键词: 氧化铝基陶瓷型芯; 终烧温度; 莫来石; 脱芯性能

“提效”是先进燃气轮机研制的重要技术瓶颈之一, 涡轮前进气温度与燃气轮机效率密切相关, 进气温度增加100 ℃, 可使燃机效率提升2%~3%。燃气初温的升高对涡轮叶片耐温能力提出了更高的要求。预制陶瓷型芯, 生产具有复杂气冷内通道的空心叶片, 是改善叶片冷却条件, 提高叶片承温能力和燃气进口温度, 进而提升燃机效率的主要途径^[1]。型芯性能的高低直接决定了叶片内腔表面质量和尺寸精度的优劣, 在先进涡轮叶片的研制过程中起着至关重要的作用。目前, 工业上使用的陶瓷型芯主要有氧化硅基和氧化铝基两种。

氧化铝基陶瓷型芯化学稳定性好, 高温性能优异, 使用温度可高达1 850 ℃, 可保证复杂内腔结构的定向柱晶和单晶空心叶片的尺寸精度和合格率, 降低制造成本。此外, 型芯基体材料熔点高, 与定向凝固用刚玉型壳具有相匹配的热膨胀系数, 更适合大尺寸定向叶片的生产^[2]。然而, 由于基体材料化学性能稳定, 导致氧化铝型芯不易烧结、脱出困难, 在一定程度上制约了型芯的广泛使用^[3]。

型芯焙烧是制备陶瓷型芯过程中的关键环节, 型芯颗粒通过烧结连接在一起提高强度, 并形成陶瓷型芯的最终结构。终烧温度影响着陶瓷型芯的烧结程度, 决定了陶瓷型芯的综合性能。一般情况下, 终烧温度过低, 型芯无法充分烧结, 其强度难以满足生产要求; 终烧温度过高, 型芯晶粒粗大, 出现过烧, 气孔率降低, 影响型芯的脱出性能^[4]。因此, 合理选择终烧温度对获得高性能氧化铝基陶瓷型芯至关重要。氧化铝型芯烧结过程中通常需加入矿化剂以活化晶格, 降低烧结温度, 缩短烧结时间。不同矿化剂对型芯烧结过程的作用机制不尽相同, 型芯适宜的终烧温度差异较大^[5-6]。锆英粉由于高温下发生分解反应, 分解产物可与型芯基体材料反应生成高温强化相, 改善型芯性能, 是一种优良的矿化剂, 然而目前对不同终烧温度对型芯室温和高温性能的影响规律研究较少, 此类型芯的脱芯性能尚未见报道。

本文研究了不同终烧温度下, 添加锆英粉矿化剂的氧化铝型芯室温和高温性能的变化规律, 以期获得复杂内腔结构空心叶片氧化铝基陶瓷型芯适宜终烧温度, 并拉制了定向叶片, 进行高温高压脱芯, 验证型芯脱出性能, 为国内燃机空心定向叶片的生产 and 陶瓷型芯研制提供技术支持。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

基体材料: 电熔刚玉粉, 粒度为320目。矿化剂: 锆英粉, 主要颗粒尺寸小于

作者简介:

李 彪(1988-), 男, 工程师, 主要从事陶瓷型芯的研究及科研项目管理工作。电话: 024-25852311-213, E-mail: 445120503@qq.com

中图分类号: TG221

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2020)08-0853-08

收稿日期:

2019-11-13 收到初稿,
2020-01-15 收到修订稿。

40 μm 。增塑剂：石蜡、蜂蜡、聚乙烯混合增塑剂，配比为：石蜡：蜂蜡：聚乙烯=93：5：2。脱芯液：KOH水溶液，KOH为工业用片状氢氧化钾，纯度不低于95%。

1.2 试验方法及设备

陶瓷型芯的制备工艺步骤为：配料及球磨混料，配置增塑剂，制浆，热压注，矫形，装匣钵焙烧，强化，检测，具体工艺流程见图1。本文试验制备了两种成分的氧化铝陶瓷型芯ZM1和ZM2，ZM1矿化剂锆英粉添加量占粉料总量10%，ZM2矿化剂锆英粉添加量占粉料总量20%，型芯基体材料、增塑剂均相同，两种型芯终烧温度分别为1 350 $^{\circ}\text{C}$ 、1 420 $^{\circ}\text{C}$ 及1 480 $^{\circ}\text{C}$ ，终烧时间10 h。

陶瓷型芯的性能测试方法根据航空行业标准HB 5353-2004《熔模铸造陶瓷型芯性能试验方法》的相关规定选取。主要试验设备名称、型号及用途见表1所示。

2 试验结果与分析

ZM1陶瓷型芯在1 350 $^{\circ}\text{C}$ 、1 420 $^{\circ}\text{C}$ 及1 480 $^{\circ}\text{C}$ 下烧结后的性能见表2所示，ZM2型芯性能见表3所示。

对比分析表中数据可知，随着终烧温度升高，

ZM1和ZM2型芯的室温强度均呈现先增大后减小的趋势，当烧结温度为1 420 $^{\circ}\text{C}$ 时，型芯室温抗弯强度较高，分别为36.02 MPa及36.45 MPa；残留强度先增大后减小；型芯在1 350 $^{\circ}\text{C}$ 和1 420 $^{\circ}\text{C}$ 烧结时均发生收缩，且1 420 $^{\circ}\text{C}$ 烧成收缩率较1 350 $^{\circ}\text{C}$ 烧结明显增大，而1 480 $^{\circ}\text{C}$ 烧结时型芯均发生膨胀；显气孔率均呈现先减小后增大的趋势，体积密度变化趋势与之相反；高温强度逐

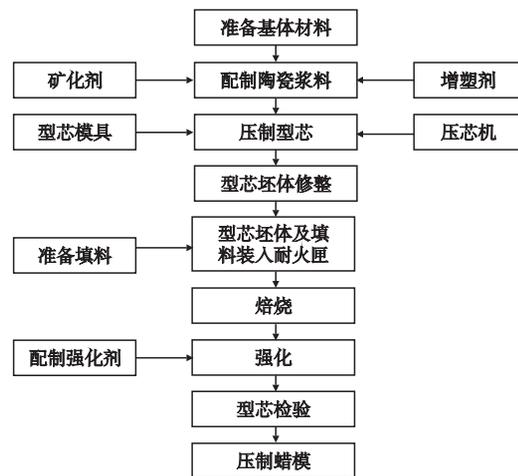


图1 陶瓷型芯制备工艺流程

Fig. 1 Flow chart of manufacturing process of ceramic cores

表1 主要试验设备一览表
Table 1 Lists of main test equipment

设备名称	设备型号	设备用途
高温箱式电阻炉	KSS-1 700 $^{\circ}\text{C}$	型芯高温烧结
微控电子万能试验机	WDW-20	测定型芯室温和高温强度
电子天平	DJ-2 000 g/0.01 g	测定型芯显气孔率
X射线衍射仪	日本岛津 SHIMADZU XRD-7000 S	分析型芯物相组成
低真空扫描电镜	日立S-3400N	观测型芯断面形貌
高温高压脱芯釜	HL-100L	脱出陶瓷型芯

表2 不同终烧温度下ZM1陶瓷型芯的性能
Table 2 Properties of ZM1 ceramic cores at different sintering temperatures

终烧温度 / $^{\circ}\text{C}$	室温强度 /MPa	残留强度 /MPa	烧成收缩率 /%	显气孔率 /%	体积密度 /($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	高温强度 (1 550 $^{\circ}\text{C} \times 0.5 \text{ h}$) /MPa	高温挠度 (1 550 $^{\circ}\text{C} \times 0.5 \text{ h}$) /mm
1 350	20.53	32.53	0.02	41.60	2.27	15.66	1.44
1 420	36.02	46.68	0.56	38.61	2.35	18.87	0.44
1 480	26.34	39.46	-0.32	41.22	2.24	19.30	0.24

表3 不同终烧温度下ZM2陶瓷型芯的性能
Table 3 Properties of ZM2 ceramic cores at different sintering temperatures

终烧温度 / $^{\circ}\text{C}$	室温强度/ MPa	残留强度/ MPa	烧成收缩率 /%	显气孔率 /%	体积密度 /($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	高温强度 (1 550 $^{\circ}\text{C} \times 0.5 \text{ h}$) /MPa	高温挠度 (1 550 $^{\circ}\text{C} \times 0.5 \text{ h}$) /mm
1 350	20.72	27.73	0.05	40.67	2.34	11.28	1.92
1 420	36.45	52.40	0.36	35.95	2.42	12.63	0.35
1 480	31.58	45.62	-0.23	39.16	2.30	14.35	0.39

渐增大, 烧结温度为1 480 ℃时, 达到最大值, 分别为19.30 MPa及14.35 MPa; ZM1型芯高温挠度逐渐减小, ZM2型芯1 350 ℃烧结时, 高温挠度较大, 1 420 ℃和1 480 ℃烧结时, 高温挠度变化不大。

2.1 不同终烧温度对型芯室温性能的影响

2.1.1 终烧温度对型芯室温强度的影响

型芯室温抗弯强度主要来自于基体粉料自身以及部分玻璃相的烧结结合。固体颗粒烧结的实质是原子由凸表面向凹表面的扩散以及小颗粒向大颗粒的迁移; 当有液相存在时, 烧结的实质是凸面和小颗粒液相溶解, 然后在凹面析出, 从而加速原子的迁移过程^[7-8]。锆英粉对型芯的矿化机制在于: $ZrSiO_4$ 熔点高, 热膨胀系数小, 在高温下分解生成单斜 ZrO_2 和活性 SiO_2 , 活性 SiO_2 与 Al_2O_3 反应生成莫来石, 提高型芯的高温性能。该过程可用化学表达式简要表述:



合并式(1)和(2), 可得:



当终烧温度较低时, 由于锆英粉烧结性能较差, 此时, 无论型芯中是否出现新生莫来石相, 锆英粉均对型芯强度产生削弱作用。分析型芯断面形貌可知, 1 350 ℃烧

结的型芯试样, 陶瓷颗粒棱角较为尖锐, $ZrSiO_4$ 颗粒散乱地分布于 Al_2O_3 基体之中, Al_2O_3 颗粒烧结程度较低, 见图2所示。型芯沿着陶瓷颗粒的边界断裂, 颗粒边界表面能较高, 局部颗粒易熔化为玻璃相, 边界之间结合比较薄弱, 裂纹易在此处萌生并扩展, 型芯强度较低。

随着终烧温度的升高, 锆英粉发生分解并形成新生莫来石相, 此时型芯中既有粉料自身的烧结结合, 也有锆英粉与氧化铝粉料之间的烧结结合, 氧化铝与活性二氧化硅之间的烧结结合。观测型芯断面形貌可知, 颗粒之间结合较为紧密, 颗粒棱角变钝, 烧结程度较高, 富 $ZrSiO_4$ 的块状颗粒分散分布, 并出现新生棒状莫来石相, 颗粒之间的孔隙减少, 见图3所示。此外, Al_2O_3 颗粒之间的固相反应愈加充分, 颗粒之间的结合力变大, 各种颗粒烧结形成紧密牢固的空间网状结构, 提高了型芯的室温抗弯强度。

当终烧温度升高至1 480 ℃时, 陶瓷颗粒结合更加紧密, 棱角圆钝, 颗粒间融合程度较高; 陶瓷颗粒间孔隙较1 420 ℃烧结的试样有所增多, 富 $ZrSiO_4$ 的块状颗粒数量明显减少, 棒状莫来石晶相的含量进一步提高, 见图4所示。在此温度下, 刚玉晶格活化, 迁移速率加快, 晶粒长大, 出现过烧现象; 而新生莫来石相在室温条件下削弱了玻璃相的结合强度, 使得型芯室温抗弯强度降低。

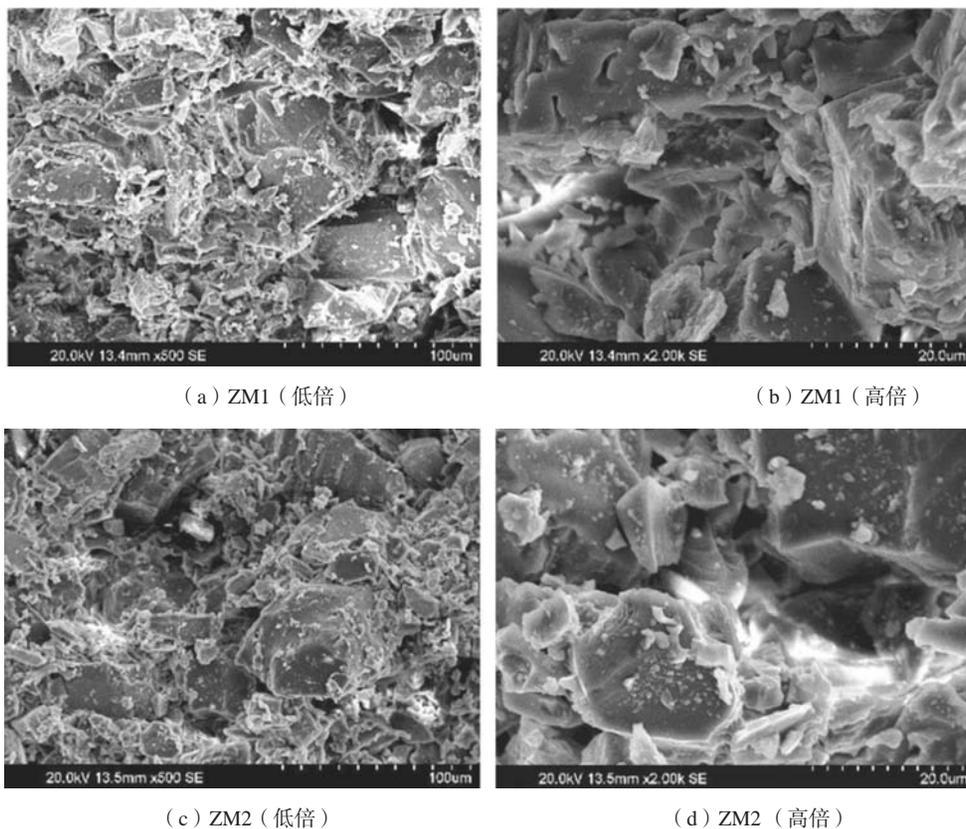


图2 ZM型芯试样1 350 ℃烧结SEM断面形貌

Fig. 2 SEM fracture morphologies of ZM ceramic cores sintered at 1 350 ℃

2.1.2 终烧温度对型芯残留强度的影响

用于浇注定向凝固涡轮叶片的氧化铝基陶瓷型芯，在铸件型壳保温和叶片定向抽拉过程中，陶瓷型芯长时间处于高温环境中，极易发生二次烧结而影响铸件浇注后型芯的残留强度。残留强度过高，铸件凝固收缩过程中型芯不易被压溃，使铸件收缩受阻，一方面会在铸件内表面形成较大应力甚至裂纹，另一方面也影响了型芯的脱出性能。将型芯在1 550 ℃下保温0.5 h，冷却后测量其残留强度，结合型芯断面形貌照片分析可知，终烧温度为1 350 ℃的型芯，莫来石相主要来自于1 550 ℃下的二次烧结，型芯残留强度较低。终烧温度的升高可增加ZrSiO₄分解反应驱动力，未分解的ZrSiO₄颗粒减少，型芯中形成了由刚玉颗粒及莫来石晶群组成的稳定相结构，二次烧结后残留强度升高。当终烧温度继续升高时，晶粒的异常长大导致型芯残留强度降低，见图5。

2.1.3 终烧温度对型芯烧成收缩率的影响

对于添加锆英粉的氧化铝基陶瓷型芯体系，烧成收缩主要受Al₂O₃颗粒的烧结结合程度和莫来石相的生成数量影响。随着烧结温度的升高，Al₂O₃颗粒离子活性随之提高，形成烧结颈使颗粒紧密靠近，收缩率增大。此外，型芯中的SiO₂在高温时与少量杂质形成液相

促进烧结，随着温度的升高，液相含量增加，烧结收缩增大。另一方面，烧结温度的升高，增大了Al₂O₃和SiO₂反应生成莫来石的驱动力，促进反应向正方向进行，消耗的液相体积增加。由于莫来石相的生成会伴随6%~10%的体积膨胀，当ZrSiO₄的分解量与莫来石生成量足够多时，型芯出现膨胀。

2.1.4 终烧温度对型芯显气孔率和体积密度的影响

随着烧结温度的升高，型芯显气孔率呈现先减小后增大的趋势。型芯显气孔率减小的原因是由于型芯中的SiO₂大多分布于Al₂O₃颗粒之间，随着温度的升高，部分SiO₂与型芯中的杂质元素反应生成低熔点玻璃相附着在氧化铝颗粒周围，填塞了部分气孔，导致显气孔率降低。随着烧结温度的继续升高，ZrSiO₄分解与莫来石相生成的反应愈发剧烈，消耗的玻璃相增多，颗粒间空隙变大，型芯显气孔率增大。

同一成分陶瓷型芯在不同温度烧成时，体积密度的变化主要取决于型芯表观体积的增减，型芯气孔率减小，在质量不变的前提下，其表观体积减小，体积密度增大；气孔率增大，在质量不变的前提下，其表观体积增大，体积密度减小。显气孔率和体积密度与型芯脱出性能密切相关，一般情况下，显气孔率越高，体积密度越小，型芯越容易与腐蚀液发生反应进而脱出。

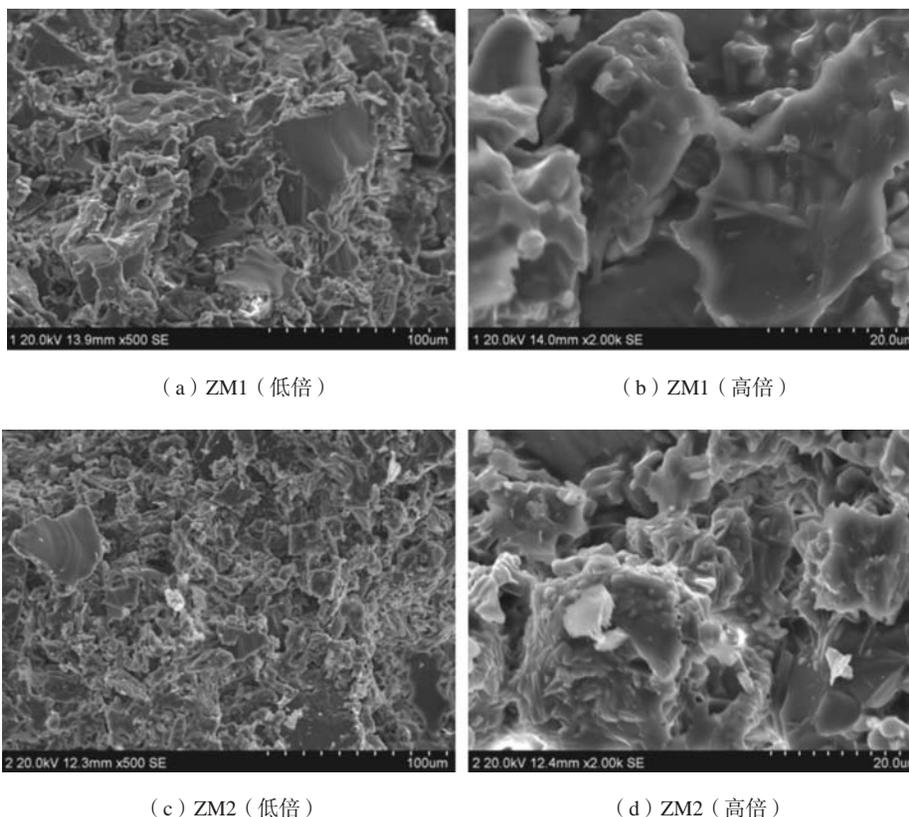


图3 ZM型芯试样1 420 ℃烧结SEM断面形貌

Fig. 3 SEM fracture morphologies of ZM ceramic cores sintered at 1 420 ℃

相比于ZM1陶瓷型芯, ZM2型芯呈现出稍高的室温强度、残留强度和体积密度, 较低的烧成收缩率和显气孔率。这是由于, 随着 $ZrSiO_4$ 添加量的增加, 在1 420 °C和1 480 °C下烧结时, $ZrSiO_4$ 分解生成的 ZrO_2 含量增加, ZrO_2 晶体散布在未分解的 $ZrSiO_4$ 大颗粒周围, 起到弥散强化和提高型芯强度作用, 同时填充了部分孔隙, 使得型芯显气孔率降低, 体积密度升高, 而莫来石相的生成消耗了部分液相, 使得陶瓷型芯烧成收缩率减小。

2.2 不同终烧温度对型芯高温性能的影响

2.2.1 莫来石相形成机理

型芯高温性能, 主要包括型芯的高温抗弯强度和高温挠度, 主要与莫来石相的生成有关。添加锆英粉矿化剂的氧化铝基陶瓷型芯, 其高温烧结过程中, $ZrSiO_4$ 分解为晶态的 ZrO_2 和非晶态的 SiO_2 , SiO_2 分布在 Al_2O_3 颗粒周围, 非晶态的 SiO_2 溶解 Al_2O_3 , 随后与 Al_2O_3 反应生成莫来石, 未反应的 Al_2O_3 仍然存在基体中。莫来石相的生成涉及到三个速率过程^[9-10]: 一是 Al_2O_3 颗粒向非晶态的富 SiO_2 基质中的溶解过程; 二是 Al_2O_3 颗粒向生长着的莫来石晶粒的扩散过程; 三是 Al_2O_3 与莫来石表面结合进入莫来石晶格的过程。以上三个过程任一受到影响, 都会影响到莫来石的生成。莫来石相的成核是直接发生在非晶态的铝硅酸盐基质中, 而

并非发生在 Al_2O_3 与 SiO_2 的界面上, 因此, Al_2O_3 颗粒向非晶态铝硅酸盐基质中的扩散, 影响着莫来石相的生成速率。

莫来石形核孕育时间、新生莫来石体积分率可用下式表示^[11]:

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{E_a^N}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\alpha = \exp\left\{-[k(t-\tau)]^n\right\} \quad (5)$$

$$k = k_0 \exp\left(\frac{-E_a^N}{RT}\right) \quad (6)$$

式中: τ_0 为常数, E_a^N 为莫来石形核激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度, k 为速率系数, k_0 为常数, t 为烧结时间。由上式可知, 烧结时间越长, 温度越高, 新生莫来石体积分率越大, 越有利于莫来石相形成。

关于莫来石相的形成机理, 可参考Sundaresan^[12]提出的模型: 当非晶态的 SiO_2 和 Al_2O_3 被加热到莫来石化温度时, Al_2O_3 颗粒开始溶解进入 SiO_2 相中, 当 SiO_2 相中 Al_2O_3 的浓度超过临界浓度时, 莫来石相开始成核并生长。

Sundaresan对 Al_2O_3 的临界浓度从自由能角度作了如下解释: 如图6所示, 图中A点和B点分别代表非晶态 SiO_2 和晶态 Al_2O_3 的自由能, 非晶态铝硅酸盐和莫来石固溶体的自由能见曲线1、2所示, 过点B作曲线1的

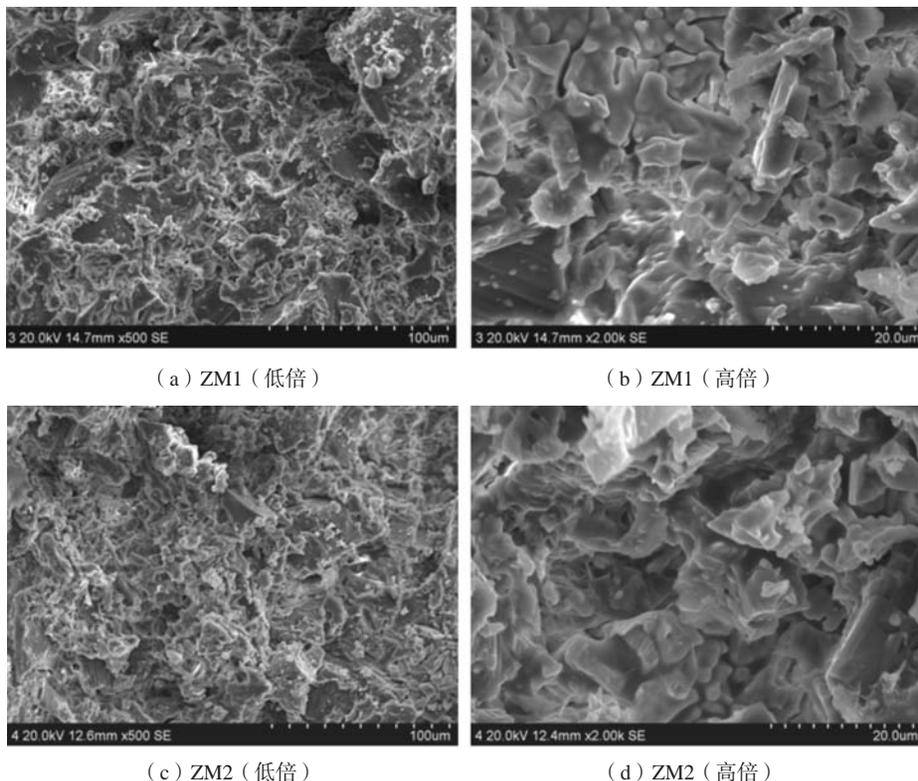


图4 ZM型芯试样1 480 °C烧结SEM断面形貌

Fig. 4 SEM fracture morphologies of ZM ceramic cores sintered at 1 480 °C

切线，交曲线1于点C，若无结晶出现，则C点为晶态 Al_2O_3 在铝硅酸盐中的溶解极限；作曲线1和曲线2的公切线，交曲线1于点D，当 Al_2O_3 在铝硅酸盐中的浓度低于D点时，莫来石相不能成核生长，由于莫来石相的自由能低于铝硅酸盐相的自由能，因此D点位于C点左侧，而 Al_2O_3 的临界浓度则位于D、C点之间。

2.2.2 终烧温度对型芯高温强度及高温挠度的影响

对ZM2型芯试样进行XRD扫描分析(图7)，型芯在1 350℃终烧时，试样中只检测到了 Al_2O_3 相和 ZrSiO_4 相，新生莫来石相及 ZrO_2 相均未检测到，说明在此温度下烧结， ZrSiO_4 并未分解，型芯高温性能较差；型芯在1 420℃和1 480℃烧结后，试样中均检测到了莫来

石相，相比于1 420℃烧结试样的衍射图谱，1 480℃烧结试样的衍射图谱中， ZrSiO_4 相的衍射峰明显减弱，且检测到了含量较多的 ZrO_2 相。由此可知，随着烧结温度的升高， ZrSiO_4 分解量增大，出现了一定量的液相硅酸盐，由于 Al^{3+} 向非晶态富 SiO_2 基质中的扩散速率较快，能促使硅酸盐液相中 Al_2O_3 的浓度达到临界浓度，莫来石开始成核并生长，在玻璃相中析出了大量柱状莫来石相，直至将玻璃相隔离为孤岛状。莫来石晶群在型芯内部形成了紧密连接的网状结构，使高温下裂纹的扩展受到较大的阻力，提高了型芯的高温抗弯强度。此外， ZrSiO_4 分解生成的 ZrO_2 颗粒，弥散分布于型芯基体中，起到了高温强化相的作用。

陶瓷型芯的高温挠度主要受型芯材料中低熔点

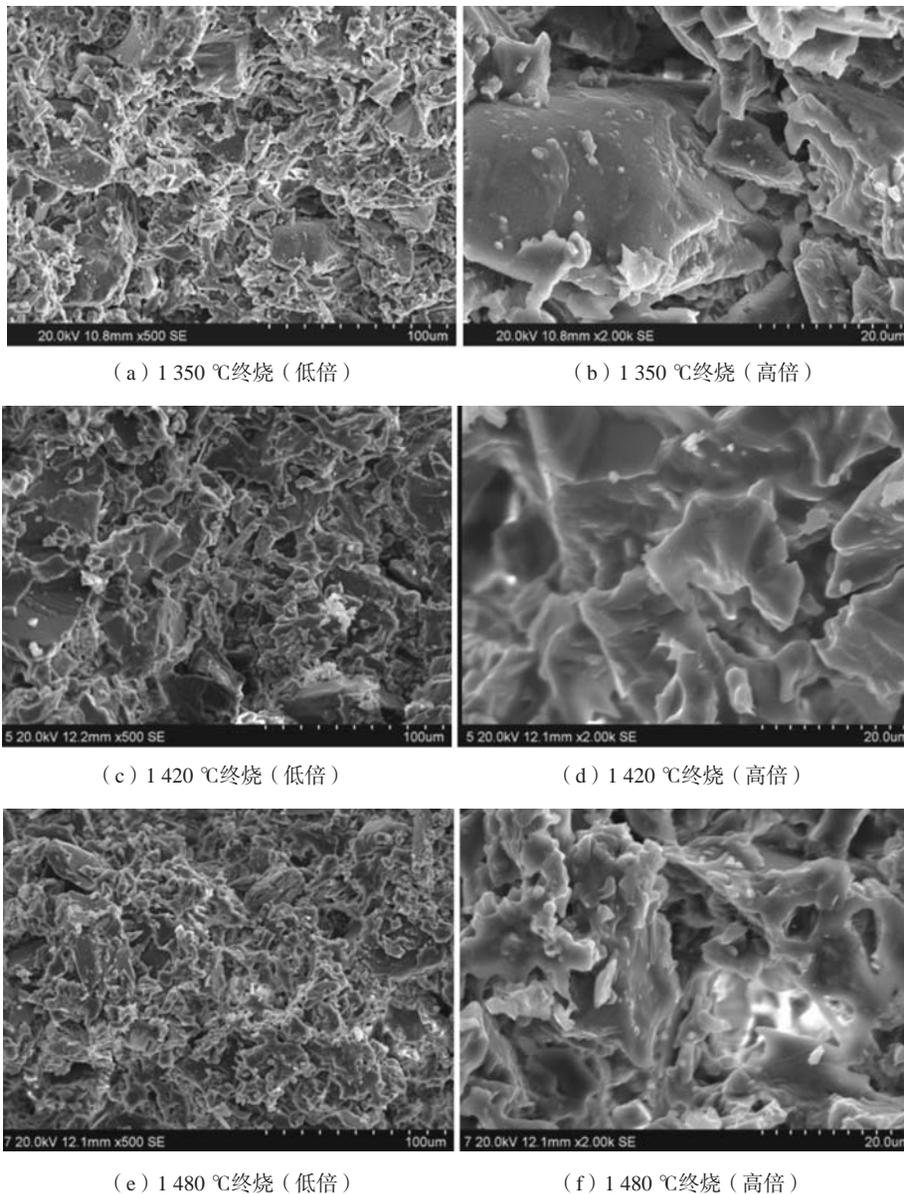


图5 二次烧结后的ZM1型芯SEM断面形貌

Fig. 5 SEM fracture morphologies of ZM1 ceramic cores after second sintering

液相在高温下的粘滞流动所影响，随着烧结温度的提高，莫来石相的形成消耗了大量液相，未分解的 $ZrSiO_4$ 大颗粒也在一定程度上阻碍了液相的流动，降低型芯高温挠度。

相比于ZM1陶瓷型芯，ZM₂型芯高温性能稍差，这是由于随着 $ZrSiO_4$ 添加量的增加，较大粒度的 $ZrSiO_4$ 分解变得困难， $ZrSiO_4$ 大颗粒妨碍了 Al_2O_3 颗粒向铝硅酸盐基质中的扩散，使铝硅酸盐基质中的 Al_2O_3 浓度无法达到莫来石形核所需要的临界浓度，莫来石形成量减少，型芯高温性能降低。

综合分析型芯的室温性能、高温性能、设备能力以及空心定向叶片对陶瓷型芯服役性能的要求，确定ZM陶瓷型芯的适宜终烧温度为1420℃。

3 定向凝固和型芯脱芯性能验证试验

为验证ZM型芯脱出性能，选择ZM1型芯在1420℃下烧结，制备了某重型燃机涡轮叶片用大尺寸氧化铝基陶瓷型芯（图8）。采用LMC高梯度定向凝固炉进行叶片拉制试验，抽拉速率6 mm/min，拉制出了长360 mm，表面质量及定向组织生长良

好的涡轮叶片（图8）。在100 L高温高压脱芯设备上上进行叶片脱芯试验，采用浓度为70%的KOH水溶液作脱芯液，脱芯温度390℃，脱芯压力25 MPa，经三次高温高压脱芯循环，可脱出空心叶片中的氧化铝基陶瓷型芯，型芯脱出性能良好。脱芯后的叶片X光检测照片见图9。

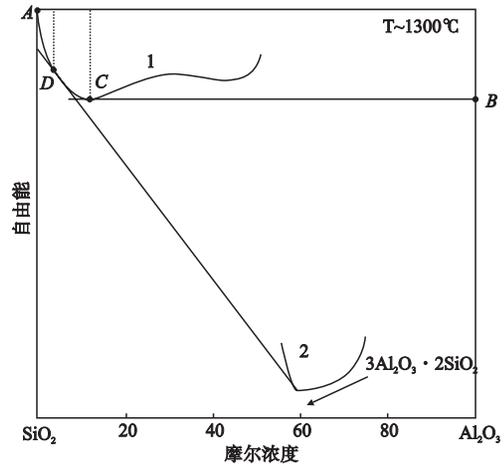


图6 自由能关系示意图
Fig. 6 Sketch of free energy relations

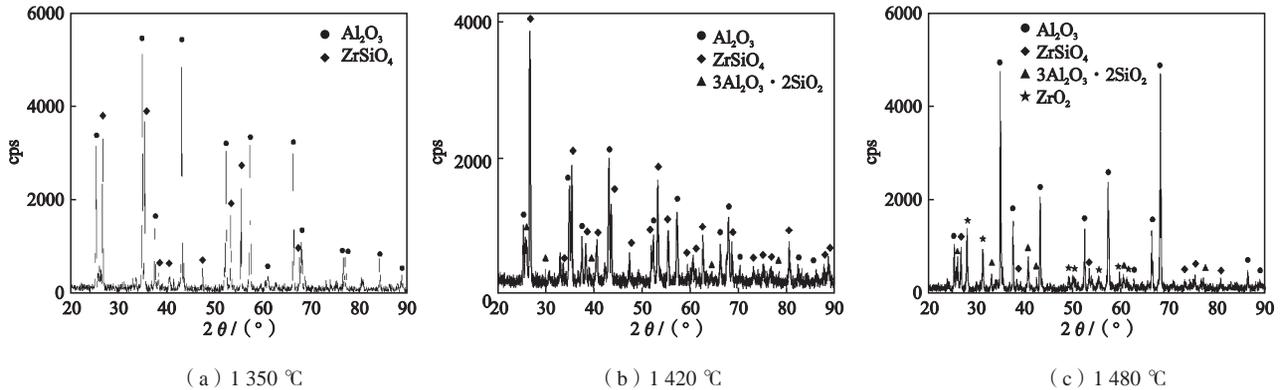


图7 ZM2型芯试样XRD分析图谱
Fig. 7 XRD patterns of ZM2 ceramic cores at different sintering temperatures



图8 氧化铝基陶瓷型芯和涡轮叶片
Fig. 8 Alumina-based ceramic core and turbine blade

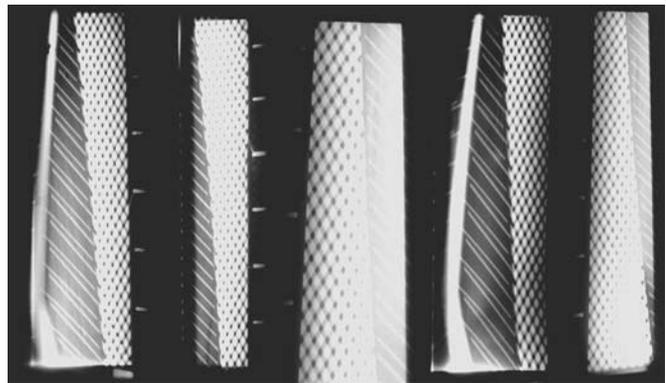


图9 完成脱芯叶片X光检测照片
Fig. 9 X-ray photographs of blades after de-core treatment

4 结论

(1) 终烧温度直接影响锆英粉的分解和莫来石相的生成量。1 350 °C烧结的型芯, $ZrSiO_4$ 未发生分解, 型芯颗粒烧结程度较低, 综合性能较差; 1 480 °C烧结的型芯, $ZrSiO_4$ 分解量及莫来石合成量增加, 型芯具有较好的高温性能, 但由于颗粒的过分长大, 出现过烧现象, 型芯室温强度较低; 型芯适宜的烧结温度为1 420 °C, $ZrSiO_4$ 部分分解、莫来石相形成, 型芯颗粒融合程度较高, 具有较好的综合性能。

(2) 采用研制的氧化铝基陶瓷型芯, 在LMC定向凝固炉上控制出了长度360 mm的涡轮叶片, 经高温高压脱芯试验验证, 型芯脱出性能良好。

参考文献:

- [1] 李彪, 姜延春, 于波, 等. 空心叶片氧化铝基陶瓷型芯高温高压脱芯工艺研究 [J]. 铸造, 2019, 68 (1): 1-6.
- [2] GARY B Merrill, DONGLAS A Keller. Gas turbine airfoil [P]. US Patent, No.20100074726A1, 2010-03-25.
- [3] 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): 1-5.
- [4] 张立同. 近净形熔模精密铸造理论与实践 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2007.
- [5] 黄海云. 低温烧结高耐磨刚玉瓷的研究 [J]. 陶瓷工程, 1995, 29 (3): 15-16.
- [6] 史国普, 王志, 侯宪钦. 低温烧结氧化铝陶瓷 [J]. 济南大学学报, 2007, 21 (1): 17-19.
- [7] AKIRA Nakajima, GARY L Messing. Liquid-phase sintering of alumina coated with magnesium aluminosilicate glass [J]. Journal of the American ceramic society, 1996, 79 (12): 199-210.
- [8] 史国普, 王志, 侯宪钦. 低温烧结氧化铝陶瓷 [J]. 济南大学学报, 2007, 21 (1): 17-19.
- [9] 吴建锋, 柯尊文, 徐晓虹, 等. $ZrSiO_4/Al_2O_3$ 烧结氧化铝-莫来石复相陶瓷微观结构的研究 [J]. 陶瓷学报, 2004, 25 (1): 16-19.
- [10] ARTUR Bradecki, STANISLAWA Jonas. Investigation of high-temperature reactions within the $ZrSiO_4-Al_2O_3$ system [J]. Ceramic International, 2010, 36: 211-214.
- [11] EMILJA Tkalceca, HRVOJE Ivankovica, RUEDIGER Nassb, et al. Crystallization kinetics of mullite formation in diphasic gels containing different alumina components [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2003, 23: 1465-1475.
- [12] SUNDARESAN S. Mullitization of diphasic aluminosilicate gels [J]. Journal of the American ceramic society, 1991, 74: 2388-2392.

Experimental Study of Alumina-Based Ceramic Cores Mineralized by Zircon Powder

LI Biao, LOU Yan-chun, YU Bo, SU Gui-qiao, JIN Lei, SONG Zhao-wei, DING Wei, GAO Ying
(Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd., State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-End Equipment, Shenyang 110022, Liaoning, China)

Abstract:

Alumina-based ceramic cores have the poor sintering property and very difficult leaching ability. In the present study, electro-fused corundum powder was used as matrix material and $ZrSiO_4$ as mineralizing agent to study the room temperature properties and high temperature properties of alumina-based ceramic cores sintered at different sintering temperatures. Basing on the observation results of phase constituents and fracture morphologies, the formation mechanism of mullite in the process of high temperature sintering was analyzed and 1 420 °C was determined as an optimal sintering temperature. Directional solidification blades were then fabricated with the developed ceramic cores, and the cores showed good leaching-out performance in the core removal process.

Key words:

alumina-based ceramic cores; sintering temperature; mullite; leaching-out performance