碳改性 Y_2O_3 陶瓷型芯微观结构及化学浸出性

李　鑫[1, 3]，刘　凡[1]，郭旭森[2]，范红娜[1]，李　杰[1]，贾子祺[2]，赵廷磊[1]，许西庆[2]

（1. 中航装甲科技有限公司，天津 300399；2. 长安大学材料科学与工程学院，陕西西安 710064；
3. 北京航空材料研究院，先进高温结构材料重点实验室，北京 100095）

摘要：在钛合金熔模铸造中，陶瓷型芯与铸件间的界面反应是亟待突破的关键技术难题，Y_2O_3陶瓷凭借优异的高温化学惰性，成为钛合金铸造用陶瓷型芯的首选基材。然而，Y_2O_3陶瓷型芯仍面临脱芯难度大的问题，为改善脱芯性能，本课题在氧化钇型芯中引入碳粉作为造孔剂，采用机械搅拌将碳粉均匀分散在Y_2O_3基陶瓷浆料中，通过热压注法制备型芯生坯并在空气气氛下烧结，研究碳粉粒径、碳粉含量和混碳时间对型芯的微观形貌、物理性能和浸出性能的影响。结果表明，采用300目碳粉作为造孔剂，含量为2%、混碳时间为4 h时，Y_2O_3陶瓷型芯兼顾强度、优异浸出性和化学相容性，其高温及室温下的抗弯强度分别为10.5 MPa和12.13 MPa，开气孔率为46.60%，浸出时间为1 050 min。在1 550 ℃下与TC4钛合金进行离心铸造后，金属-陶瓷界面清晰规整，未观测到明显的反应层。

关键词：熔模铸造；Y_2O_3陶瓷型芯；碳粉；钛合金；界面反应；浸出性

中图分类号：TG249.5；TG146.2+3；TG221　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）09-1004-11

DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0127

Microstructure and Leachability of Carbon Modified Y_2O_3 Ceramic Core

LI Xin[1, 3], LIU Fan[1], GUO Xu-sen[2], FAN Hong-na[1], LI Jie[1], JIA Zi-qi[2], ZHAO Ting-lei[1], XU Xi-qing[2]

(1. AECC Aegis Advanced Protective Technology Co., Ltd., Tianjin 300399, China; 2. School of Materials Science & Engineering, Chang′an University, Xi′an 710064, Shaanxi, China; 3. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The interfacial reactions between ceramic cores and titanium alloy matrices during investment casting of titanium alloys remain a critical technical challenge that urgently needs to be solved. The Y_2O_3 ceramics have become the preferred material for the ceramic cores used in the titanium alloy casting, owing to its high-temperature chemical inertness. However, the Y_2O_3 ceramic cores still suffer from the difficulty of core removal. To solve this issue, the carbon powders were introduced as pore-forming agents, and the carbon powder was uniformly dispersed in the Y_2O_3 ceramic slurry by mechanical stirring in this project. The ceramic core green bodies were prepared by hot-pressure injection molding and subsequently sintered in an air atmosphere. The effects of the carbon powder particle size, the carbon powder content and the mixing time on the microstructure, physical properties and leaching performance of the core were studied. The results show that when 300 mesh carbon powder with 2wt.% content is used as the pore-forming agent, and the carbon mixing time is 4 h, the Y_2O_3 ceramic core achieves a balance between the strength, excellent leaching behavior and the chemical compatibility. The high-temperature and room-temperature bending strengths are 10.5 MPa and 12.13 MPa, respectively, the porosity is 46.60%, and the leaching time is 1 050 min. After centrifugal casting with TC4 titanium alloy at 1 550 ℃ , the metal-ceramic interface is clear and regular, with no obvious interfacial reaction layer formed.

Key words: investment casting; Y_2O_3 based ceramic core; carbon powder; titanium alloy; interface reaction; leachability

基金项目：中央高校基础研究基金（CHD300102313204）；陕西省重点研发计划（2024GX-YBXM-398）。

收稿日期：2026–05–14 收到初稿，2026–06–03 收到修订稿。

作者简介：李鑫（1986–），男，博士，高级工程师，研究方向为航空叶片铸造及陶瓷型芯。E-mail：lx_ceramic@163.com

通信作者：许西庆，男，博士，副教授。E-mail：xiqingxu@chd.edu.cn。

引用格式：李鑫，刘凡，郭旭森，等．碳改性 Y_2O_3 陶瓷型芯微观结构及化学浸出性 [J]. 铸造，2026，75（9）：1004–1014.

Li Xin，Liu Fan，Guo Xusen，et al. Microstructure and leachability of carbon modified Y_2O_3 ceramic core [J]. Foundry，2026，75（9）：1004–1014.

钛合金凭借密度低、强度高以及适配高推重比的固有优势，已成为航空发动机实现轻量化设计与高性能目标的关键核心材料[1-7]。面对航空发动机在燃油效率、使用寿命与承载能力方面的关键需求[8-11]，相较于传统镍基高温合金，钛合金因具备低密度、优异的抗氧化性能与抗疲劳性能，在高温航空发动机零部件中展现出更优的适用性。然而，由于其低热导率、高化学活性和低弹性模量，钛合金难以切削或加工[12]。熔模精密铸造技术可大幅减少后续加工工序，使钛合金铸件的材料利用率达到75%~90%，显著降低材料损耗[13-15]。该技术不仅提升了钛合金铸件的材料利用率，还有效缓解了钛合金后续机械加工的难题。在此背景下，陶瓷型芯成为钛合金复杂构件近净成形制造中的关键部件，能够支撑冷却技术的应用，进而提高涡轮叶片的进气温度[15-17]。

在熔模铸造工艺中，需要将熔融钛合金浇入由陶瓷型芯与型壳构成的铸件模具[18-20]。该工艺要求陶瓷型芯在整个铸造过程中具备适宜的润湿性、优异的化学相容性、优良的抗蠕变性能以及高效的浸出性[21-25]。相较于制备工艺成熟的硅基、铝基型芯，Y_2O_3在热力学上与钛、铝及铬等活性金属元素及其合金体系不存在显著的化学相互作用[26-28]。因此，Y_2O_3具备更优异的高温性能与化学相容性，是钛合金熔模铸造陶瓷型芯的理想备选材料。然而，由于Y_2O_3化学稳定性极高[29]，难以将型芯从铸件复杂且狭窄的内流道中完全去除，对于Y_2O_3化学浸出困难的问题，探究一种用于钛合金熔模铸造的Y_2O_3基型芯脱芯新方法具有重要意义。

为了改善Y_2O_3的浸出性，众多学者已对Y_2O_3与CaO二元体系陶瓷型芯展开了研究[30-31]。但CaO的引入易削弱陶瓷型芯的耐水稳定性能，在蒸汽脱蜡过程中易出现型芯溃散、吸水膨胀导致结构失稳等问题。使用碳酸铵、碳酸氢铵、氯化铵、碳粉以及天然纤维、高分子聚合物和有机酸等作为造孔剂是提高陶瓷型芯溶蚀性的有效方法[32-34]。芦刚等人将短切尼龙有机纤维与短切无机氧化铝纤维混合加入铝基陶瓷型芯中，能够有效提升开气孔率[35]。李风光等人采用一定量的淀粉作为成孔剂，氧化铝基陶瓷型芯的开气孔率增加，溶失性增大，解决了其不易脱芯的难题[36]。占红星研究发现，通过调整短切碳纤维的长度可提高气孔率[37]。在型芯加热焙烧的过程中，碳粉[38]由于来源广泛、价格便宜、容易烧失且烧失时无有毒气体产生，是一种较为理想的造孔剂，然而碳粉作为造孔剂提升Y_2O_3型芯的浸出性及其综合性能的影响尚缺少系统性的研究。因此，本研究采用碳粉作为造孔剂，以Y_2O_3为基体材料，石蜡和蜂蜡为增塑剂，制备不同开气孔率的Y_2O_3基陶瓷型芯；研究碳粉含量以及混碳时间对型芯室温抗弯强度、溶失性和体积密度的影响，探讨其相关机理。此外，对Y_2O_3陶瓷型芯进行钛合金铸造试验，以研究其化学相容性。

1 试验内容

1.1 样品制备

选用纯度>99.5%粗细两种商用Y_2O_3粉体作为主要原料，其$D_{(50)}$分别为33.4 μm和12.2 μm，粗细2种原料的质量比为7∶3。在球料比为1∶2的行星球磨机中干磨1 h，转速为408 r/min，制备混合原料备用。选取300目碳粉（纯度>99%，$D_{(50)}$=40.4 μm）和8 000目碳粉（纯度>99%，$D_{(50)}$=1.86 μm）作为矿化剂，添加的碳粉占粉体总质量的0、1%、2%和3%。添加300目碳粉的Y_2O_3陶瓷型芯样品记为C30、C31、C32和C33；添加8 000目碳粉的样品记为C80、C81、C82和C83。

增塑剂选用石蜡、蜂蜡和聚乙烯的固体混合物。将占总质量12wt.%增塑剂在95 ℃料缸内加热至液态后，加入碳粉，混合时间记为0、4 h、8 h、12 h和16 h。随后少量逐步加入上述制备的Y_2O_3粉体，并使用分散机以F600的转速搅拌混合4 h。采用热压注成形，注射压力为20~45 bar，保压时间为30 s，制备120 mm × 10 mm × 4 mm的条形坯体。将样品埋入α-Y_2O_3（纯度>99.5%，$D_{(50)}$ = 3 μm）填料中，加热至1 600 ℃并保温5 h，具体烧结工艺见前期工作[39]，随炉冷却得到Y_2O_3型芯试样。

1.2 表征与测试

本试验根据 HB5353－2004测试型芯性能。利用游标卡尺测定陶瓷型芯烧结前后的尺寸，计算陶瓷型芯的收缩率。采用PT-307A抗弯强度机通过三点弯曲法测量型芯室温强度，通过HMOR16-300LX抗弯强度仪在1 550 ℃下测量型芯高温抗弯强度。使用阿基米德排水法测量陶瓷型芯的开气孔率、吸水率和体积密度。采用双支点悬臂梁法测试陶瓷型芯的高温挠度，样品在1 550 ℃的高温挠度炉中保温30 min。采用日立SU1510 扫描电子显微镜观察陶瓷试样断口形貌。采用D-Max2500/PC型号X射线衍射仪测试型芯成分，扫描速度为8（°）/min，设置步宽为0.02°。浇注采用150 kg离心浇注机，离心速度为150~300 r/min，真空度小于10 Pa，铸造时间为2~20 s，并在炉中冷却，钛合金材料选用TC4合金。浇注过后采用化学脱芯法脱出Y_2O_3型芯。

2 结果与讨论

2.1 不同碳含量对型芯物理性能和微观结构的影响

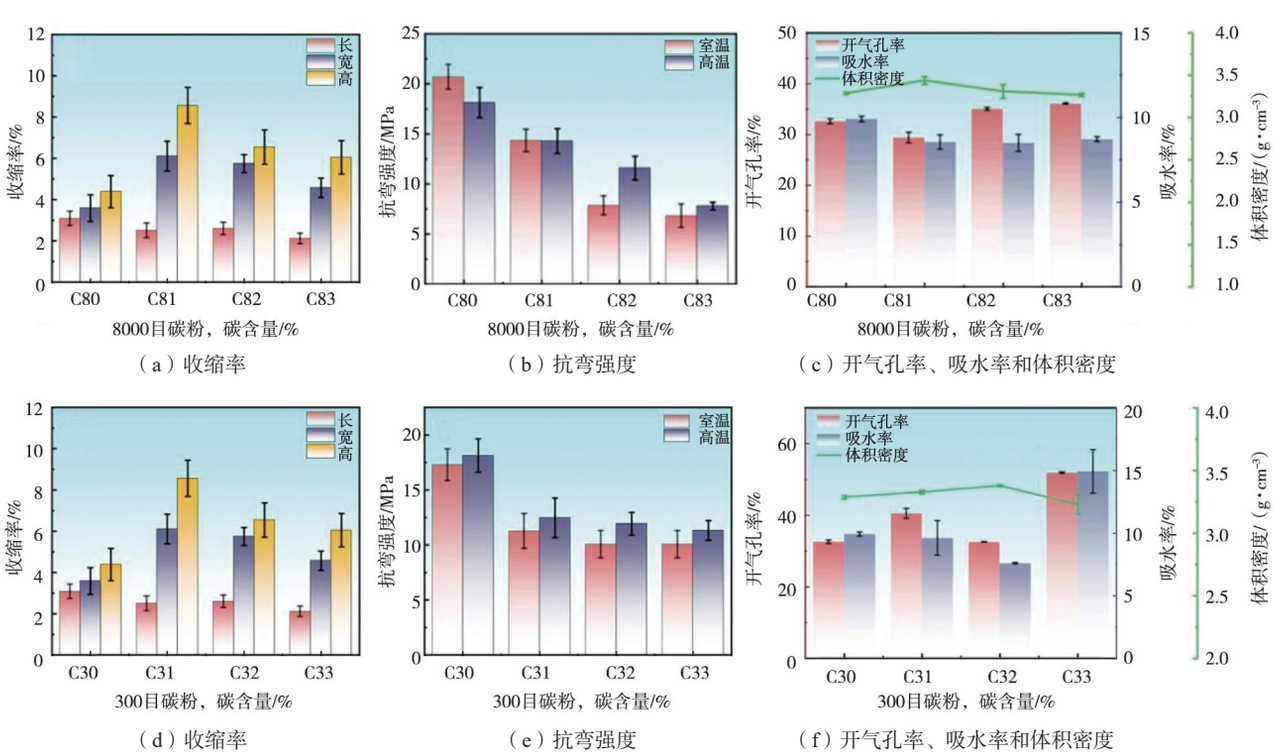
图1（a）为8 000目碳粉含量对纯Y_2O_3收缩率的影响，随着8 000目碳粉含量从0增加至3%，烧结收缩率并未发生大幅度的变化。理论上，碳粉燃烧后会增加Y_2O_3颗粒的初始中心距，增加其在烧结阶段的扩散距离，分散在坯体内部的碳粉体积增加，在型芯内部形成孔隙和空洞的体积增加，收缩率降低，但值得注意的是，收缩率并未发生如上变化，这可能是因为8 000目碳粉造孔能力有限。

图1（b）为8 000目碳粉含量对纯Y_2O_3在高温及室温下抗弯强度的影响，随着8 000目碳粉含量从0增加至3%，型芯的高温及室温强度分别从（20.70 ± 1.23）MPa和（18.13 ± 1.51）MPa持续降低至（6.8 ± 1.17）MPa和（7.8 ± 0.37）MPa。当碳含量为2%~3%时，陶瓷型芯基体材料堆积较为松散，烧结程度有所降低，碳粉氧化烧失严重，在坯体内部形成了较多的孔洞，降低了烧结致密性。型芯的开气孔率直接影响浇注过程中气体的排出、型芯的退让性和型芯的溶失性。在陶瓷型芯焙烧阶段，耐火度低的碳粉和增塑剂被氧化烧失，在陶瓷型芯内部形成微孔隙。

图1（c）为8 000目碳粉含量对纯Y_2O_3陶瓷型芯的开气孔率、吸水率和体积密度的影响，随着8 000目碳粉含量从0增加至3%，其开气孔率从32.56% ± 0.48%先降低至29.36% ± 1.05%，后持续增加至36.08% ± 0.27%。体积密度从（3.28 ± 0.01）g/cm^{3}先增加至（3.44 ± 0.04）g/cm^3，后降低至（3.26 ± 0.02）g/cm^3，并且陶瓷型芯吸水率随碳粉添加量的变化规律与陶瓷型芯开气孔率随碳粉添加量的变化规律相似。陶瓷型芯的吸水率主要取决于开气孔率的大小，因此陶瓷型芯开气孔率越大，型芯的吸水率也越大。

图1（d）为300目碳粉对纯Y_2O_3陶瓷型芯收缩率的影响，随着碳粉的添加量从0增加至3%，长、宽、高三个方向的烧结收缩率先从3.07% ± 0.3%、3.59% ± 0.65%、4.39% ± 0.78%增加至3.49% ± 0.35%、6.11% ± 0.72%、8.56% ± 0.88%，后降低至2.10% ± 0.25%、3.57% ± 0.46%、4.05% ± 0.08%，在添加3%的碳粉时降至最低。值得注意的是在添加1%的碳粉时，收缩率会出现上升的现象，这是因为碳粉的燃烧温度较低，在1 600 ℃烧结过程中，少量碳粉烧失后，为Y_2O_3颗粒提供了重排和烧结颈生长的空间，使颗粒能更紧密地堆积。随着碳粉含量的持续增加，燃烧后留下的孔隙也在增加，收缩率逐渐下降。

图1（e）为300目碳粉对纯Y_2O_3陶瓷型芯在高温及室温下抗弯强度的影响，随着碳粉的添加量从0增加至3%，陶瓷型芯在高温及室温下的抗弯强度分别从（17.28 ± 1.43）MPa和（18.13 ± 1.51）MPa降低至（10 ± 1.24）MPa和（11.33 ± 0.89）MPa。



（a）收缩率　（b）抗弯强度　（c）开气孔率、吸水率和体积密度

（d）收缩率　（e）抗弯强度　（f）开气孔率、吸水率和体积密度

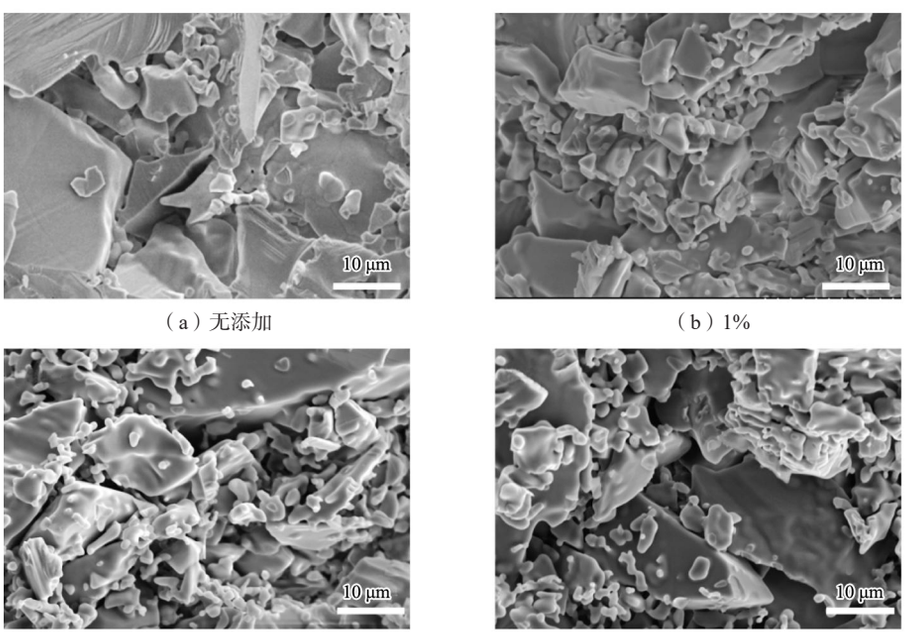
图1　8 000目和300目碳粉含量对纯Y_2O_3陶瓷型芯物理性能的影响

Fig. 1 Effects of 8000 and 300 mesh carbon powder contents on the physical properties of pure Y_2O_3 ceramic cores

图1（f）为300目碳粉对纯Y_2O_3陶瓷型芯开气孔率、吸水率和体积密度的影响，随着碳粉的添加量从0增加至3%，陶瓷型芯的开气孔率从32.56% ± 0.47%先降低至32.48% ± 0.05%，最后上升到51.87% ± 0.18%。体积密度先从（3.28 ± 0.01）g/cm^{3}增加到（3.37 ± 0.07）g/cm^3，后降低至（3.04 ± 0.31）g/cm^3。

总体来看，添加300目或8 000目碳粉，型芯开气孔率均呈现明显上升的趋势，高温与室温抗弯强度均呈现明显下降的趋势，同时，300目碳粉的造孔能力优于8 000目的造孔能力。但由图1（c）和（f）可以看出，C81和C32样品均出现了开气孔率异常的现象，这是因为碳粉粒径较小时，极性较强，在范德华力的作用下，碳粉会发生团聚现象，碳含量较少时，分散不均匀，导致失去了原有的造孔能力，开气孔率出现下降。选用粒径更小的C81样品进行均匀性试验，通过增加混碳时间，即碳粉与增塑剂的搅拌时间，可以改善此现象。

图2为空气气氛烧结下不同8000目碳粉含量Y_2O_3基陶瓷型芯断口形貌图。由图2（a-b）可知，1%的碳粉烧失在型芯基体内部形成孔洞较少，烧结程度较未添加碳粉的样品更加致密，这也证明了碳粉混合不均匀导致的开气孔率异常的问题。如图2（c-d）所示，加入超过2%的碳粉后，型芯基体内部形成孔洞较多，进一步提高了型芯的开气孔率。由图2也可以看出，随着碳粉加入量的增加，陶瓷型芯的开气孔率总体逐渐增大。



（a）无添加　（b）1%

（c）2%　（d）3%

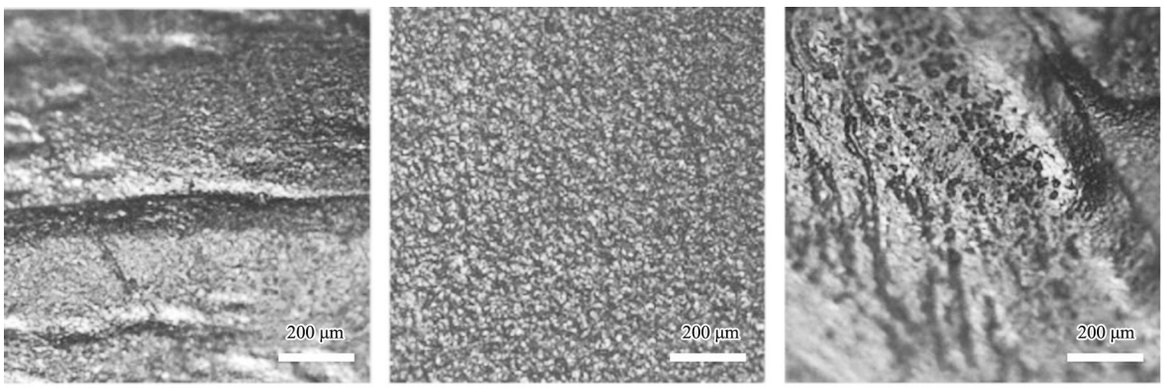
图2　8 000目碳粉含量对纯Y_2O_3型芯的室温断面的影响

Fig. 2 Effects of 8 000 mesh carbon powder contents on the room temperature fracture surface of pure Y_2O_3 cores

2.2　混碳时间对型芯物理性能和微观结构的影响

图3为混碳时间对Y_2O_3浆料分散程度的影响。如图3（a）所示，初始团聚时，均匀性较差，浆料表面呈现明显的层状沟壑与团聚块，碳粉颗粒未充分分散。如图3（b）所示，当混碳时间为4 h，分散较为充分，达到最佳均匀性，浆料表面呈现致密且无明显缺陷的结构，碳粉颗粒以单颗粒或微小聚集体形式均匀分布于增塑剂基体中，无明显的团聚块或裸露基体区域。机械刀片所提供剪切力有效破碎了碳粉原生的团聚，增塑剂长分子链完整，在碳粉表面形成充足的空间位阻，碳粉分散均匀性与增塑剂包覆效果达到最优。如图3（c）所示，当混碳时间为8 h，浆料出现小范围的团聚。如图3（e）所示，当混碳时间为16 h，浆料表面出现大量粗大的团簇状凸起与孔洞缺陷，碳粉出现二次团聚，增塑剂基体无法有效包覆颗粒，均匀性被破坏。

图4为混碳时间对Y_2O_3陶瓷型芯室温断面的影响。如图4（a）所示，混碳时间为0时，样品的造孔效果较弱，且并未观察到有明显的碳粉燃烧后的气孔存在。如图4（b）所示，混碳时间为4 h，样品烧结时碳粉烧失形成均匀的微孔结构。如图4（c）所示，混碳时间为8 h，局部出现较大的气孔。如图4（d）所示，混碳时间为12 h，碳粉再次混合均匀。如图4（e）所示，碳粉产生二次团聚，局部出现较大气孔。因此，4 h为最佳混碳时间，此时浆料分散均匀性最优。当混碳时间超过4 h，碳粉的分散性开始产生波动，直到16 h

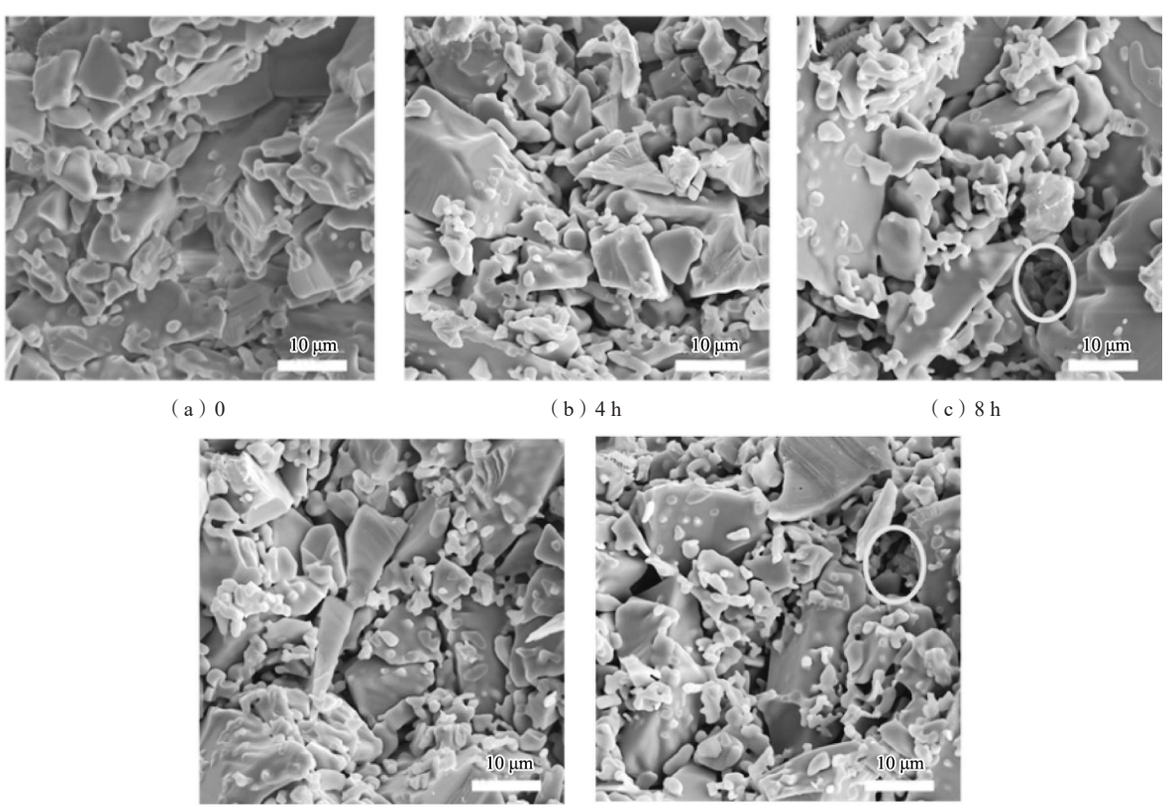


（a）未混时　（b）4 h　（c）8 h

（d）12 h　（e）16 h

图3　混碳时间对Y_2O_3浆料的影响

Fig. 3 Effects of carbon mixing times on the Y_2O_3 slurries



（a）0　（b）4 h　（c）8 h

（d）12 h　（e）16 h

图4　混碳时间对纯Y_2O_3的室温断面的影响

Fig. 4　Effects of carbon mixing times on the room temperature fracture surfaces of pure Y_2O_3

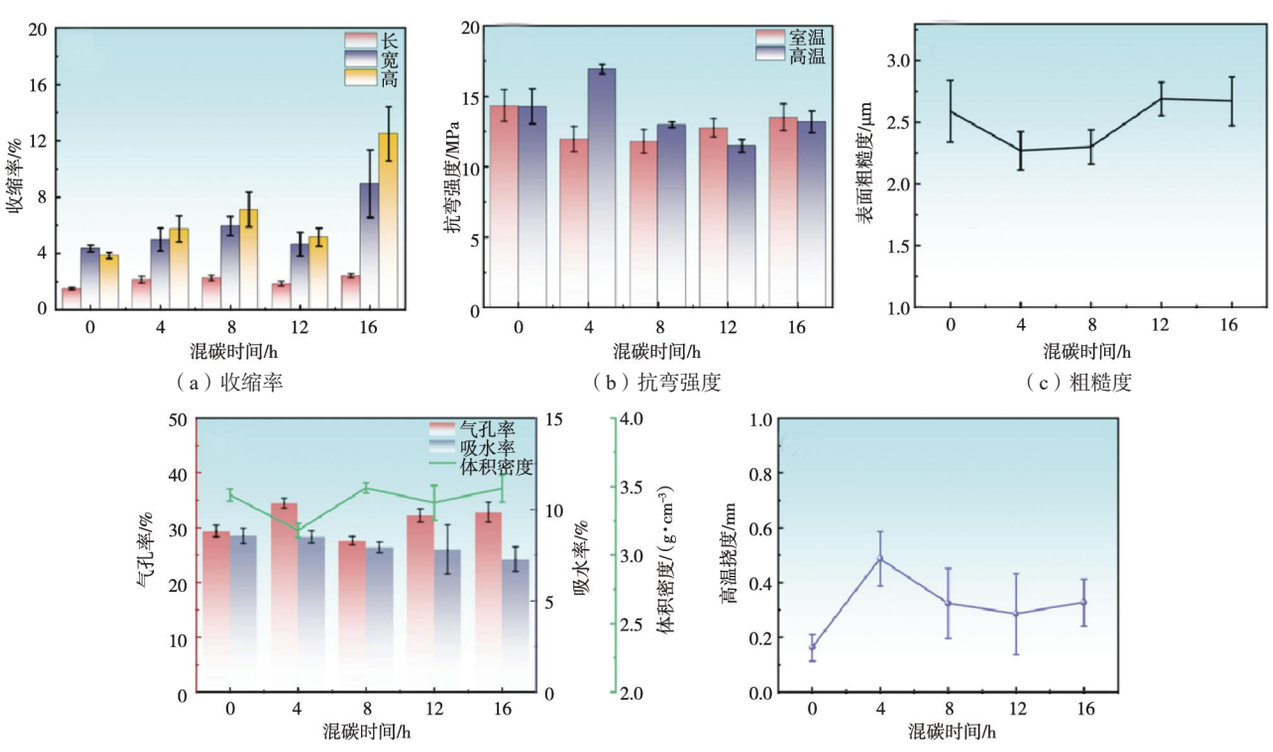
后，增塑剂链断裂引发碳粉二次团聚，导致造孔效果变差，开气孔率下降。

图5（a）为不同混碳时间对Y_2O_3陶瓷型芯长、宽、高三向烧结收缩率的影响。混碳时间 0~12 h 区间内，型芯三维收缩率整体维持在较低水平，各向收缩差异较小；当混碳时间延长至 16 h 时，长、宽、高三个方向收缩率均出现明显上升，高度方向收缩增幅最为显著。图5（b）为混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯在高温及室温下抗弯强度的影响，随着混碳时间从0 增加至16 h，陶瓷型芯在高温及室温下的抗弯强度分别先从（20.70 ± 1.23）MPa和（18.13 ± 1.51）MPa降低至（11.95 ± 0.90）MPa和（12.93 ± 0.34）MPa，后持续稳定。这说明混碳时间为4 h后，型芯已经达到了预期的造孔效果。

图5（c）为混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯粗糙度的影响，随着混碳时间从0 增加到16 h，粗糙度先从（2.59 ± 0.25）μm降低至（2.27 ± 0.14）μm，后增加至（2.67 ± 0.19）μm。这是因为在混碳初期，碳粉逐渐被均匀分散到基体中，表面的凹凸起伏更加均匀；当混碳时间超过12 h时，粗糙度开始上升，这是因为过长的混碳时间导致碳粉发生二次团聚，局部孔隙变大且分布不均，破坏了表面的平整度，使粗糙度略有上升。

图5（d）为混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯开气孔率、吸水率和体积密度的影响，随着混碳时间从0 增加至16 h，陶瓷型芯的开气孔率由29.36% ± 1.05%先增加到34.44% ± 0.9%，后降低至27.59% ± 0.77%，最后增加至32.79% ± 1.8%。体积密度从（3.48 ± 0.04）g/cm^{3}先降低至（3.17 ± 0.05）g/cm^3，后增加至（3.48 ± 0.03）g/cm^3。可以看出，在混碳时间从0 到16 h时，开气孔率的变化是先增加后降低，最后变化趋于平稳。

图5（e）为混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯高温挠度的影响，随着混碳时间从0增加至16 h，型芯的高温挠度从（0.162 ± 0.04）mm先增加至（0.48 ± 0.1）mm，后持续降低至（0.32 ± 0.09）mm。值得注意的是，陶瓷型芯的开气孔率与高温挠度均呈现相同的变化趋势，即先上升后下降，最后趋于稳定。如果超过最佳混合时间后，延长混合时间也无法进一步减小液相介质中石墨的团聚体粒径，这一现象可从两方面合理解释。第一，颗粒间以及颗粒与转刀间的碰撞频率增加，产生的剪切力可能会将增塑剂中的分子链 “切断”，使其平均链长变短，导致优先吸附在颗粒表面的增塑剂分子提供的空间位阻效应减弱，浆料的分散性随之变差。第二，颗粒碰撞概率的增加会导致混合过程中颗粒接触处发生冷焊现象，这必然会使长时间混合团聚体的平均粒径增大。正如Chen等人[40]研究发现在球磨的过程中，球磨48 h以后，所有石墨浆料的团聚体粒径均呈逐渐增大的趋势。



（a）收缩率　（b）抗弯强度　（c）粗糙度

（d）开气孔率、吸水率和体积密度　（e）高温挠度

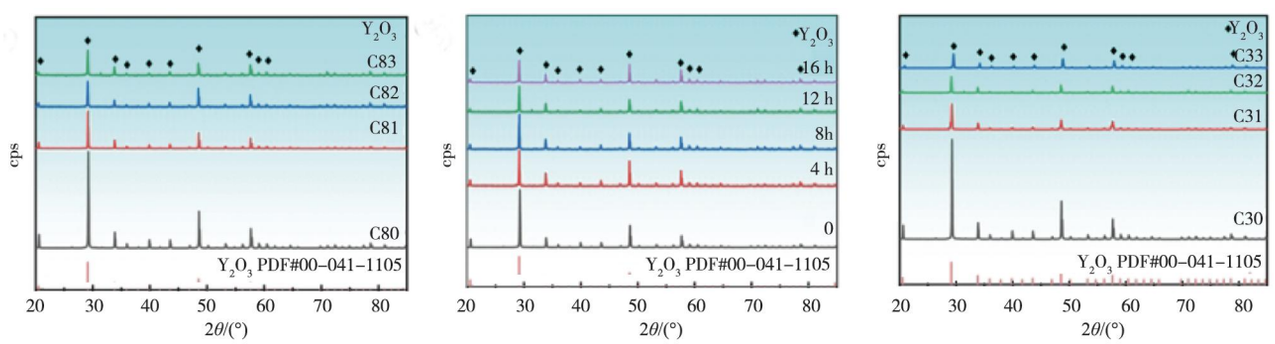
图5　混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯物理性能的影响

Fig. 5 Effects of carbon mixing times on the physical properties of pure Y_2O_3 ceramic cores

2.3 碳粉含量和混碳时间对纯 Y_2O_3 陶瓷型芯的物相组成的影响

图6为碳粉含量和混碳时间对纯Y_2O_3陶瓷型芯物相组成的影响，所有样品的衍射峰均与立方相Y_2O_3标准卡片（PDF#00-041-1105）完全匹配，未检测到其他杂质相。这表明碳粉含量以及混碳时间不影响Y_2O_3陶瓷型芯的物相组成，且整个制备过程未引入杂质元素。同时，本研究中烧结温度为 1 600 ℃，可确保Y_2O_3型芯在铸造过程中保持立方相结构，具备良好的稳定性与可靠性。

图7为混碳4 h前后，C81和C32样品开气孔率的变化，混碳时间从0到4 h，C81样品开气孔率从29.36% ± 1.05%提升至34.44% ± 0.9%，C32样品气孔率从32.48% ± 0.05%提升至46.60% ± 0.24%，后者浸出时间为1 050 min。这也证明了混碳时间可以改善碳粉分布不均导致开气孔率异常的问题。因此，选用综合性能较为优异的添加2%的300目石墨、混碳4 h后的型芯样品进行后续的浸出性和浇注试验



（a）8 000目碳粉含量　（b）混碳时间　（c）300目碳粉含量

图6　碳改性对Y_2O_3陶瓷型芯物相组成的影响

Fig. 6 Effects of carbon modifications on the phase compositions of Y_2O_3 ceramic cores

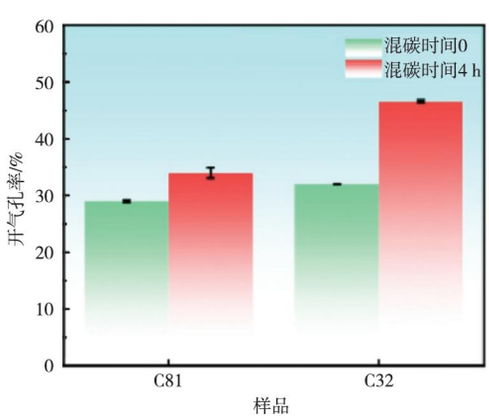


图7　混碳时间调控C81和C32样品开气孔率异常的现象

Fig. 7 The phenomena of abnormal porosities of the C81 and C32 samples regulated by carbon mixing times

2.4 浸出性

图8为混碳时间4 h、添加2%的300目碳粉的纯Y_2O_3陶瓷型芯，在95 ℃下，80%柠檬酸溶液中的脱芯过程。如图8所示，该型芯样品脱芯时间为1 050 min。在初始状态下，型芯表面呈浅红色，结构致密完整，仅在溶液中产生少量气泡。在420 min后，型芯表面浅红色外层脱离，同时出现明显的溶蚀现象，部分区域已剥落为细小颗粒。在630 min后型芯表面完全剥离，溶液中白色溶蚀产物逐渐增多，试样表层逐渐完全溶蚀。

之前的研究证实了采用柠檬酸来去除Y_2O_3陶瓷型芯的可行性，且对钛合金质量和物相组成均无影响。纯氧化钇浸出时间为5 400 min[41]。加入碳粉后，浸出时间减少至1 050 min，浸出速率大幅提升，这是通过烧失后造孔来提高开气孔率与开孔连通性，高连通气孔为柠檬酸溶液提供连续渗透通道，溶液不再仅作用于型芯表面，而是快速渗入内部，大幅缩短渗透时间。此外，开气孔率提升使Y_2O_3陶瓷与浸出液的有效反应面积显著增加，单位时间内可浸出的Y_2O_3更多，溶解速率大幅提高。碳粉烧失形成的孔隙增大陶瓷颗粒间距，弱化Y_2O_3颗粒间结合力，型芯在化学溶蚀下更易崩解、碎裂，而非整体缓慢溶解。此外，连通开孔让反应生成的溶蚀产物及时排出，不堵塞反应界面，保证浸出过程持续高效进行。

2.5 浇注试验

图9为混碳时间4 h、添加2%的300目碳粉的纯Y_2O_3陶瓷型芯与钛合金的界面元素分布，Y_2O_3型芯未出现明显压溃，熔融金属未渗入型芯内部，表明该Y_2O_3型芯具备满足钛合金铸造要求的强度。线扫描结果显示，Ti与Y元素分布无重叠，黄色线条标记的TC4钛合金与Y_2O_3陶瓷型芯界面清晰。

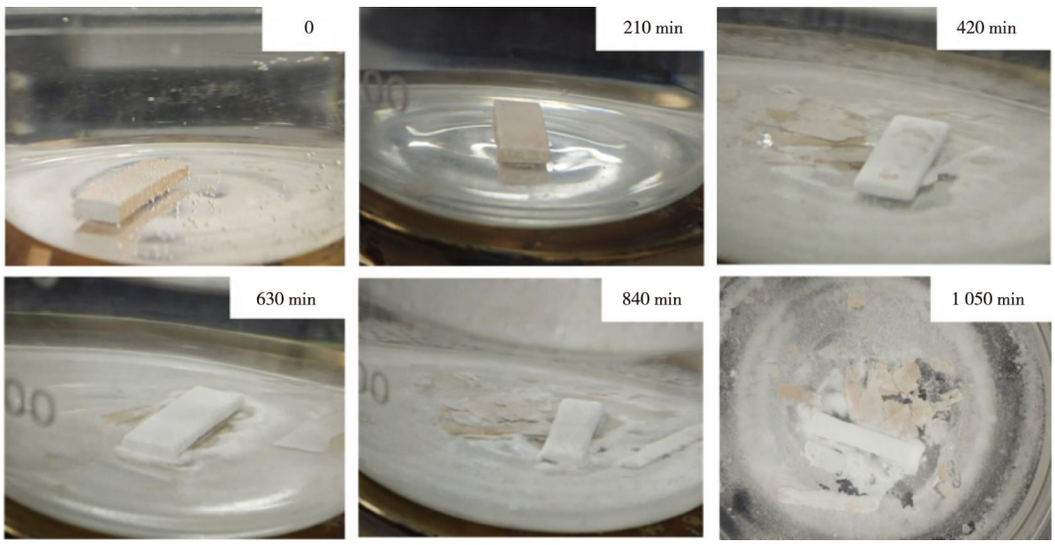


图8　混碳时间为4 h、添加2%的300目碳粉的纯Y_2O_3陶瓷型芯在95 ℃下、80%柠檬酸溶液中的浸出性

Fig. 8 The leaching behavior of pure Y_2O_3 ceramic core，with 2% 300 mesh carbon powder addition and mixing for 4 h，in an 80% citric acid solution at 95 ℃

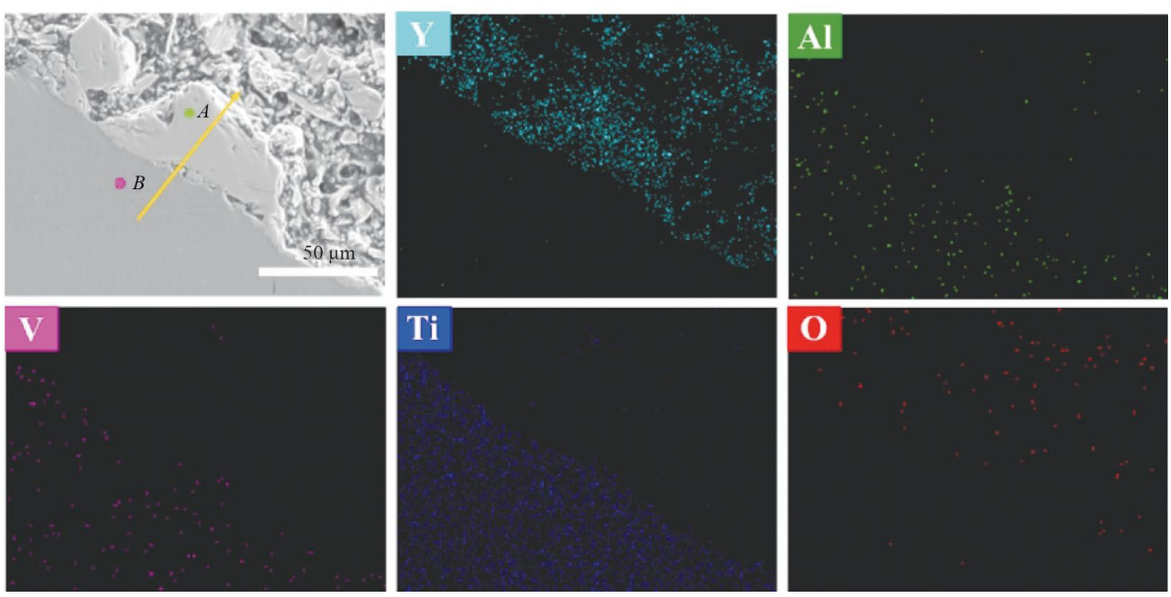


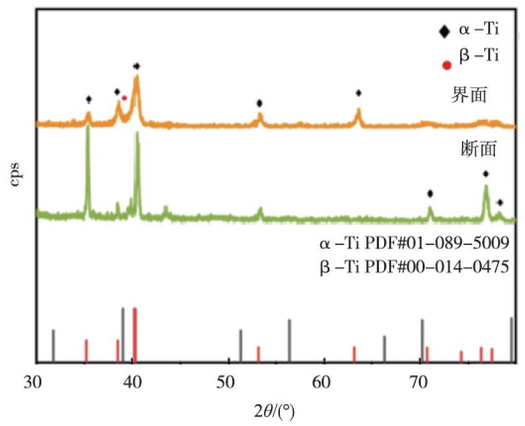
图9　采用混碳时间4 h、添加2%的300目碳粉的Y_2O_3陶瓷型芯浇注后的钛合金铸件金属/陶瓷界面的SEM图及其元素分布

Fig. 9 SEM image and element distributions of the metal-ceramic interface for the titanium alloy castings after pouring using the Y_2O_3 ceramic core with 2% 300 mesh carbon powder addition and carbon mixing time of 4 h

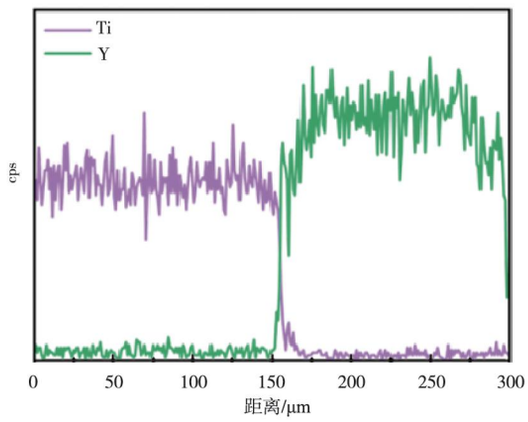
图10为钛合金铸件横截面及界面处的XRD图谱，所有检测区域的物相均为α-Ti与β-Ti，未发现任何新的反应氧化物或杂质相。图10（b）为陶瓷/金属界面的元素线扫分布曲线，其扫描方向为图9中的黄色箭头方向，在钛合金铸件界面处的Ti元素急剧减少，并且在整个钛合金中可以看到很少的Y元素含量，Ti元素均匀分布在界面和内部，没有可见的元素偏差，证实了钛合金铸件的元素分布几乎不受型芯成分的影响。图10（c-d）为陶瓷、金属区域分别进行点扫描元素强度分析，对应的位置分别为图9中的*A*、*B*两点，钛合金侧*A*点处没有明显的Y元素侵入，Y_2O_3侧*B*点处没有明显的Ti元素侵入，且在*B*点处没有发现氧元素，这从侧面证明钛合金在界面处没有发生氧化反应或者界面反应。

图11（a）为样品浇注后钛合金铸件内腔表面粗糙度。可以发现碳改性前后样品浇注后内腔粗糙度差别并不明显，浇注后内腔表面粗糙度较好，均在铸件要求的小于3.2 μm的范围内，达到了TC4钛合金铸件表面粗糙度的要求。

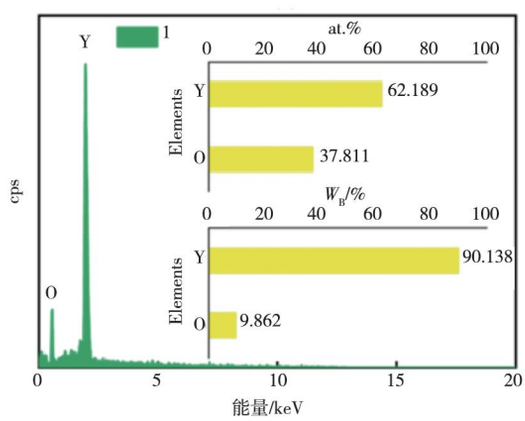
图11（b）为碳改性型芯附近钛合金界面区域的硬度分布。作为一种活性金属，钛合金在1 550 ℃的真



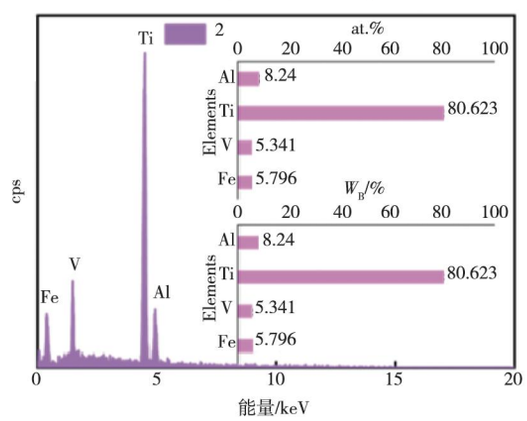
（a）浇注后的钛合金铸件界面以及截面的物相分析



（b）陶瓷/金属界面的线扫



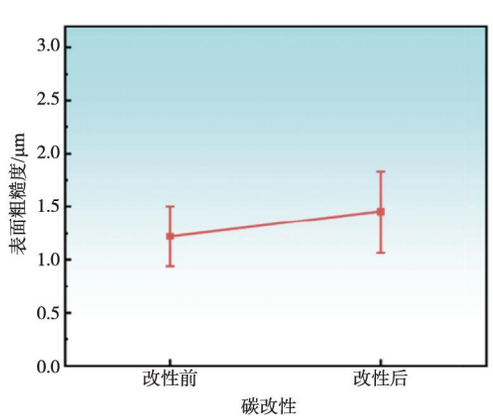
（c）Y_2O_3陶瓷侧点扫



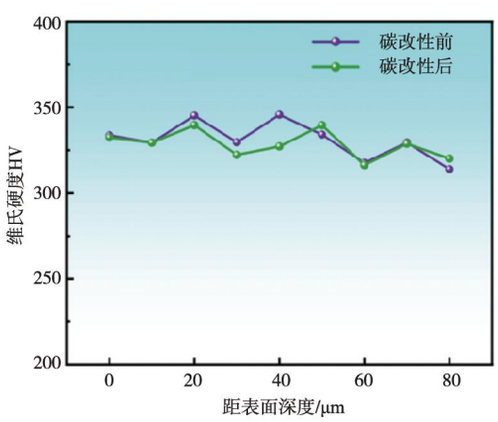
（d）钛合金铸件侧点扫

图10 钛合金铸件横截面及界面处的XRD图谱

Fig. 10 XRD patterns of the cross-sections and the interfaces of the titanium alloy castings



（a）内腔粗糙度



（b）陶瓷/金属界面，金属侧硬度测试

图11 碳改性前后铸件表面粗糙度和硬度测试

Fig. 11 Surface roughness and hardness tests of the castings before and after carbon modification

空铸造过程中容易与陶瓷基体中的氧化物发生氧化反应。因此，当与陶瓷型芯接触时，氧渗透深度是评估合金耐高温氧化性能的重要标准。由于钛合金的表面硬度与其氧含量呈正相关，硬度在HV300~350范围内保持稳定，表明界面处的材料性能均匀，证实碳改性前后的钛合金铸件表面没有形成富氧硬化层。

3 结论

本试验以Y_2O_3粉体为基体，以不同粒径的碳粉为造孔剂，通过热压注法制备了Y_2O_3复合陶瓷型芯，探究了碳粉含量以及混碳时间对型芯室温抗弯强度、开气孔率、溶失性和体积密度的影响，并基于此类型芯

进行了钛合金铸造试验，主要结论如下。

（1）碳粉的加入有效提升了型芯开气孔率，当8000目碳粉添加量为3%时，开气孔率为36.08%±0.27%，高温及室温强度分别为（6.8±1.17）MPa和（7.8±0.37）MPa，高温挠度为1.22 mm。当300目碳添加量为3%时，开气孔率为51.87%±0.18%，高温及室温强度分别为（10±1.24）MPa和（11.33±0.89）MPa。

（2）对于添加少量碳粉引起的开气孔率异常的问题，研究了不同混碳时间对其开气孔率的影响。当混碳时间为4 h，石墨与增塑剂处于最佳水平，C81样品开气孔率从29.36%±1.05%提升至34.44%±0.9%，C32样品开气孔率从32.48%±0.05%提升至46.60%±0.24 %，后者浸出时间为1 050 min。当混碳时间为16 h，超过其临界值后，石墨出现二次团聚，分散性变差。

（3）在1 550 ℃对TC4钛合金进行离心铸造后，采用碳改性后的Y_2O_3陶瓷型芯生产的TC4钛合金铸件均具有优异的化学相容性。

参考文献：

[1] Wang L，Li Y，Zhou L，et al. Progress in additive manufacturing，additive repair and fatigue evaluation of aviation titanium alloy blades [J]. Materials Research Letters，2023，11（12）：973–1012.

[2] Hu Y，Wang T，Wang H，et al. Improvement of the mechanical properties of TC17 alloy by different heat treatments through directed energy deposition [J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1010：177478.

[3] 田鹏，刘新年，李争显，等. 钛合金表面抗氧化玻璃-陶瓷涂层研究进展 [J]. 中国陶瓷，2010，46（4）：3–7.

[4] 赵忠民，彭文斌. 硼化钛基陶瓷/钛合金梯度纳米结构复合材料组织演化、损伤失效与抗弹性能研究 [J]. 现代技术陶瓷，2016，37（6）：412–424.

[5] 蔺奕龙，邹兰欣，戴建伟，等. 第一性原理在热障涂层研究中的应用 [J]. 现代技术陶瓷，2025，46（1）：24–51.

[6] 陈勋磊，陈琳，田将，等. 陶瓷热障/环境障涂层材料的关键力-热学性能测试与应用 [J]. 现代技术陶瓷，2025，46（5）：389–415.

[7] 高栋，刘燚栋，黄爱华. 两种稀土掺杂改性热障涂层陶瓷靶材制备及其性能比较分析研究 [J]. 现代技术陶瓷，2024，45（5）：434–445.

[8] Liu L，Xu Z，Hao Y，et al. Electrochemical cutting with flexible electrode of controlled online deformation [J]. International Journal of Extreme Manufacturing，2024，7（1）：015104.

[9] 孔祥芬，郭万森，张涛，等. 航空发动机燃烧室壁面“热斑”对热障涂层失效的影响 [J]. 中国陶瓷，2023，59（4）：11–20.

[10] Zhao Q，Wang S，Chen G，et al. $La_2Hf_2O_7$ based TBC materials with near-infrared ultra-low transmittance for thermal radiation shielding [J]. Advanced Optical Materials，2025，13（1）：2401768.

[11] 马壮，刘玲，郑伟. 航空发动机环境障涂层：材料及性能 [J]. 现代技术陶瓷，2019，40（5）：331–344.

[12] Rashid R A R，Sun S，Palanisamy S，et al. Laser assisted machining of Ti10V2Fe3Al and Ti6Cr5Mo5V4Al β titanium alloys [J]. Advanced Materials Research，2014，974：121–125.

[13] Larsen D E，Christodoulou L，Kampe S L，et al. Investment-cast processing of XDTM near-γ titanium aluminides [J]. Materials Science and Engineering A，1991，144（1）：45–49.

[14] 郄喜望，潘思源，杨冬丽，等. 大型钛合金中介机匣蜡模一体化制备技术研究 [J]. 航空制造技术，2024，67（增刊2）：65–71.

[15] 于德海，王飞，何博，等. 高温合金精密铸造用陶瓷型芯成型技术研究进展 [J]. 现代技术陶瓷，2022，43（2）：92–102.

[16] Freitag L，Schafföner S，Lippert N，et al. Silica-free investment casting molds based on calcium zirconate [J]. Ceramics International，2017，43（9）：6807–6814.

[17] Xie Z S，Hao X，Liu G H，et al. Effect of process parameters on microstructure and properties of superalloy turbine guide castings by a novel electromagnetic oscillation method [J]. Journal of Materials Research and Technology，2024，33：5671–5682.

[18] 孙妍，马静，张光，等. 环形钛合金铸件缩孔工艺改进与试验验证 [J]. 铸造，2024，73（10）：1429–1434.

[19] Xuan W，Zhang Q，Song H，et al. Improved mechanical properties and dimensional accuracy of silica-based ceramic cores by Si_3N_4 addition [J]. Ceramics International，2024，50（14）：25730–25737.

[20] Chen X，Lu G，Yan Q，et al. Enhancing creep resistance performance in silica-based ceramic core materials through shell-core structure [J]. Journal of the European Ceramic Society，2024，44（14）：116645.

[21] Zhao G，Hu K，Feng Q，et al. Creep mechanism of zircon-added silica ceramic cores formed by stereolithography [J]. Ceramics International，2021，47（12）：17719–17725.

[22] 芦刚，吴谦，陈晓，等. Al粉含量对Y_2O_3基陶瓷型芯性能及组织的影响 [J]. 复合材料学报，2024，41（8）：4366–4374.

[23] 李鑫，牛书鑫，姚建省，等. 金属Al粉对氧化硅基陶瓷型芯的性能及组织的影响 [J]. 无机材料学报，2019，34（2）：207–212.

[24] Zhu W J，Tian G Q，Lu Y，et al. Leaching improvement of ceramic cores for hollow turbine blades based on additive manufacturing [J]. Advances in Manufacturing，2019，7（4）：353–363.

[25] Zhou P，Cheng X，Wu G，et al. Influence of powder particle size on microstructure and performance of calcium oxide based

ceramic core [J]. Advances in Applied Ceramics，2015，114（5）：250–255.

[26] Beaulardi L，Brentari A，Labanti M，et al. Microstructural and thermo-mechanical characterization of yttria ceramic cores for investment casting，with and without particulate reinforcement [J]. Advances in Science and Technology，2011，65：33–38.

[27] Wang Y，Guo X. Improvement on sintering property of the face coat of yttria mould shells for investment casting [J]. Ceramics International，2019，45（5）：5297–5305.

[28] Renjie C，Ming G，Hu Z，et al. Interactions between TiAl alloys and yttria refractory material in casting process [J]. Journal of Materials Processing Technology，2010，210（9）：1190–1196.

[29] 赵瑾，毛小建，章健，等. 自发凝固成型制备透明陶瓷研究进展 [J]. 现代技术陶瓷，2024，45（增刊1）：12–23.

[30] Ren P，Wang X，Zhang M，et al. Fabrication，sintering behavior and mechanical properties of calcium oxide doped yttrium oxide refractory via aqueous gel casting method [J]. Journal of the European Ceramic Society，2024，44（6）：4307–4318.

[31] Zhang J B，Yu J B，Li Q，et al. Effect of CaO and SiO_2 on the properties of Y_2O_3-based ceramic core materials [J]. Journal of Asian Ceramic Societies，2021，9（3）：1103–1113.

[32] 王慧，曾令可，张海文，等. 多孔陶瓷——绿色功能材料 [J]. 中国陶瓷，2002（3）：6–8.

[33] 于航. PA66/Al_2O_3纤维增强多孔铝基陶瓷型芯的制备及性能研究 [D]. 南昌：南昌航空大学，2017.

[34] 罗凌，芦刚，严青松，等. 氧化铝基陶瓷型芯溶失性的研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金，2021，41（3）：305–309.

[35] 芦刚，罗龙华，陈晓，等. 有机–无机混杂纤维改性氧化铝基陶瓷型芯孔隙–强度协同强化机制 [J]. 硅酸盐学报，2024，52（1）：180–188.

[36] 李风光，唐世艳，刘富初，等. 淀粉对氧化铝基陶瓷型芯性能的影响 [J]. 航空材料学报，2016，36（6）：86–91.

[37] 占红星. 碳纤维增强氧化硅基陶瓷型芯的制备及性能研究 [D]. 南昌：南昌航空大学，2021.

[38] 任意，朱淼华，董新保，等. 碳纤维—碳化硅复合陶瓷的制备与性能研究 [J]. 现代技术陶瓷，2025，46（1）：63–71.

[39] Jia Z，Xu X，Guo X，et al. High-purity Y_2O_3 ceramic cores with enhanced chemical compatibility in investment casting of titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1021：179670.

[40] Chen C N，Chen Y L，Tseng W J. Surfactant-assisted de-agglomeration of graphite nanoparticles by wet ball mixing [J]. Journal of Materials Processing Technology，2007，190（1–3）：61–64.

[41] Guo X，Fan H，Wang N，et al. Improved leachability of CaO modified Y_2O_3 ceramic cores for investment casting of titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1032：181252.

（编辑：刘冬梅，ldm@foundryworld.com）