不同铸型对钛合金微观组织及力学性能的影响

宗学文[1]，刘文杰[1]，高中堂[1]，徐文博[2]，高 倩[1]，王 磊[1]

(1. 西安科技大学，陕西 西安 710054)

(2. 河南工学院，河南 新乡 453003)

摘 要：为了研究陶瓷和石墨铸型对ZTC4钛合金微观组织机理的影响，采用数值模拟与实验分析相结合的方法，研究了2种铸型的试样在凝固传热过程中的冷却速度、凝固速度、凝固时间对微观组织和力学性能影响。结果表明：与陶瓷型试样相比，石墨型的散热效果好、冷却速度快、凝固速度高，且石墨型的冷却速度提高了52.04%，使得微观组织为急冷生成的细小板条马氏体α，晶粒较小、取向较多、凝固厚度大，导致力学性能中的屈服强度、抗拉强度、硬度分别提高了6.7%、2.6%和4.2%，但伸长率和断面收缩率分别降低了11.62%和34.5%。同时同种铸型的不同位置对冷却速度快慢的影响依次为：中间>底部>顶部。

关键词：钛合金；陶瓷型铸型；石墨型铸型；冷却速度；微观组织；力学性能

中图法分类号：TG241；TG249.5 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2020)05-1681-08

钛及钛合金具有低密度、高强度、耐腐蚀、良好铸造成形性等优异特点，在航空航天、生物医疗、能源领域广泛应用[1-5]，尤其是航空航天方面，钛合金优良的特性能够满足航空发动机零部件长期处于高温、高压等恶劣条件，同时，钛合金主要应用于复杂结构的发动机压气叶片、叶轮等零部件[6-9]。铸造钛合金按组织类型分为α型铸造钛合金、$\alpha+\beta$型铸造钛合金及β型铸造钛合金，ZTC4钛合金是一种典型$\alpha+\beta$型铸造钛合金，该合金强度高、塑性好，具有良好的铸造成形性是目前应用范围广泛、应用量最多一种中温中强钛合金[10-13]。

目前利用优化铸造工艺、改变微量元素含量、热处理和数值模拟等手段来提高合金成形质量，已经做了大量研究[14-17]。J. J. Hyun等[18]利用反复热处理方法改善了铸造钛合金的力学性能。Q. Xu等[19]利用数值模拟技术研究了钛合金薄壁圆筒形腔垂直离心铸造工艺的充填方式及规律。V. M. Imayev等[20]研究了以近α-Ti/TiB和近α-Ti/(TiB+TiC)为基体的非连续增强复合材料的显微组织和力学性能。Wei Huan等[21]研究了多元微量合金化元素对Cu-4%Ti(质量分数)合金组织和性能的影响。钛合金精密铸造成形工艺通常有机加工石墨型、金属型、陶瓷型，其中石墨型具有耐火性高、收缩性高特点，适合于中小型铸件；金属型稳定性高、收缩小、精度高特点，适合于大型复杂铸件；陶瓷型收缩性小、强度高、稳定性好、精度高，适合大型复杂铸件[22]。在此方面，Y. M. Wei等[23]研究了硅溶胶中SiO_2浓度对钛合金熔模铸造界面反应的影响。C. Li等[24]研究了Al_2O_3上Y_2O_3掺杂$BaZrO_3$涂层的制备及其在钛合金凝固中的应用。赵军等[25]在机加工石墨铸型内表面涂敷耐火氧化物涂料改善石墨铸型造成的铸件表面缺陷问题；张浩等[26]利用陶瓷铸型复合工艺制备出表面质量较好的铸件。然而，目前不同铸型对微组织机理研究相对较少，只是从不同铸造经验上理解不同铸壳的性能，没有深入地研究不同铸型对钛合金微观组织和力学性能的影响。

因此，本工作采用数值模拟和实验分析方法相结合方式深入研究不同铸型对ZTC4钛合金微观组织机理的影响。通过数值模拟得出不同铸壳试样的冷却速度、凝固时间等规律，直接深入解释工艺对微观组织影响，导致力学性能差异，进一步建立工艺对组织，组织对性能关系，同时从凝固传热机理分析组织差异的原因，对实际工程应用有重要的意义。

1 实 验

实验材料采用ZTC4钛合金，其详细化学成分见表1所示。试样铸型分别为机加工石墨型和陶瓷型，石墨型采用优质人造石墨电极材料，机加工后表面精度高且能多次使用；陶瓷型利用激光选择烧结技术制

收稿日期：2019-07-15

基金项目：国家自然科学基金（51875452, 51804251）

作者简介：宗学文，男，1964年生，博士，副教授，西安科技大学机械工程学院，陕西 西安 710054，E-mail: a15236617652@163.com

备蜡模原型件，使用 ZrO_2、Y_2O_3 以及煤矸石材料进行涂挂，对型壳脱蜡焙烧，在焙烧炉先 360 ℃中保温 2 h，然后在 1050 ℃中保温获取完整铸型。2 种铸型均采用 ZH150 真空自耗电弧凝壳炉设备进行熔炼浇注。熔炼浇注工艺：熔炼浇注在真空度为 4 Pa 的条件下，熔炼电压为 50 V,熔炼浇注电流为 20 kA，型壳的预热温度为 400 ℃,浇注温度为 1730 ℃，浇注方式为重力浇铸，铸造工艺条件见表 2。

拉伸力学试样如图 1 所示, 采用 100 kN 材料试验机（SINTECH20/G）按标准进行拉伸实验；硬度实验采用布氏硬度计(HB-3000B)按 GB/T231.1-2018 标准进行实验；金相实验采用尼康倒置金相显微镜 (ECLIPSE MA200)，在力学试样上去 8 mm×8 mm 金相试样，分别对成型方法和侧向进行了微观组织观察与分析，腐蚀液采用 10%HF+20%HNO_3+70%H_2O 溶液。

表 1　ZTC4 钛合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of ZTC4 titanium alloy (*ω*/%)

Al	V	Si	Fe	C	H	O	Ti
6.19	4.18	0.010	0.059	0.009	0.003	0.177	Bal.

表 2　2 种铸型试样铸造工艺

Table 2　Two casting techniques for casting samples

Materials	ZTC4
Mold	Ceramic mold Graphite mold
Pouring temperature/℃	1730
Preheating temperature/℃	400
Pouring time/s	5
Pouring method	Gravity pouring

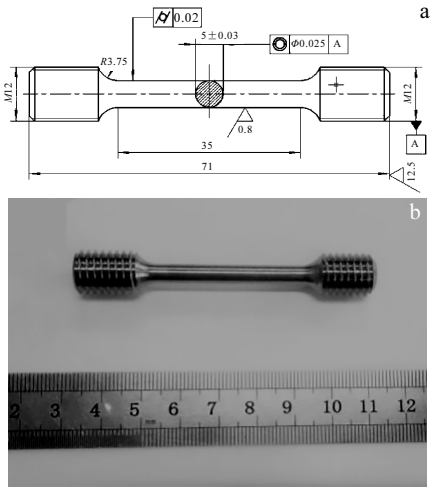


图 1　钛合金拉伸试样尺寸示意图及实物图

Fig.1　Tensile specimens of titanium alloys: (a) schematic size of specimens and (b) physical drawing of specimens

2　结果与分析

2.1　凝固冷却速度分析

试样利用SolidWorks进行三维实体造型，图 2 是铸件三维实体造型。利用Procast软件得到网格实体如图 3 所示。

然后设置材料、界面导热系数、边界条件、浇注方式等，图 4 为ZTC4 钛合金的热物性参数, 液相、固相线温度分别为 1630.6 和 1449.0 ℃

从铸件的凝固过程能够分析不同铸型对金属的成形规律、凝固速度、冷却速度以及温度梯度角直接的影响，进而导致试样微观组织影响，使得力学性能存在差异，反映出工艺—组织—性能之间密切关系[27]。图 5 为 2 种铸型方式下试样的凝固时间。试样在充型结束后开始凝固，图中左侧为不同时刻凝固色图，由下到上为时间增加。把铸件的颜色与左侧对照，可以反映出不同位置的凝固时间。图 5a 为陶瓷型试样的凝固时间，总时间为 347.68 s, 最先凝固位置在试样中间部位，逐渐向两边递进，底部相比顶部凝固稍快一些，顶部凝固时间最长；图 5b 为石墨型试样的凝固时间，总时间为 234.11 s, 最先凝固位置在试样中间部位，逐渐向两边递进，顶部和底部凝固时间相同且最长。

相比石墨型试样而言，陶瓷型试样凝固时间长，约为石墨型 1.485 倍，同时底部和顶部的凝固状态不同，这说明了陶瓷型铸壳中ZrO_2、Y_2O_3 以及煤矸石具有保温作用，同时与钛液发生化学反应伴随着热量散出，导致凝固速度减缓。但是凝固顺序和最先凝固位置相同。



图 2　试样三维实体造型

Fig.2　Three-dimensional solid modeling of sample



图 3　钛合金试样体网格造型

Fig.3　Mesh modeling of titanium alloy sample body

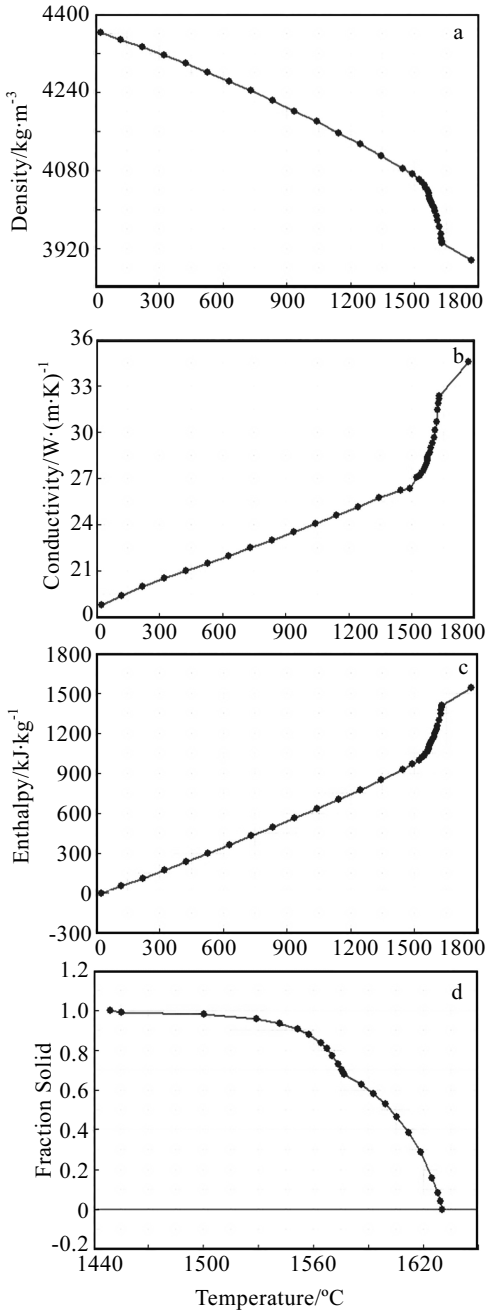


图 4　ZTC4 钛合金密度、导热系数、热焓及固相率曲线

Fig.4　Thermophysical parameters curves of ZTC4 alloy: (a) density, (b) conductivity, (c) enthalpy, and (d) fraction solid

图 6 为 2 种铸型方式下铸件的冷却曲线，其中粉红色、黑色、蓝色分别表示铸件顶部、底部、中间 3 个不同截面的温度随时间变化虚线。曲线各点的斜率代表铸件不同时刻的瞬时冷却速度，两点之间的斜率代表铸件在该时段的平均冷却速度。图 6a 为陶瓷型方式下试样不同位置的冷却曲线，图 6b 为石墨型方式下试样不同位置的冷却曲线。

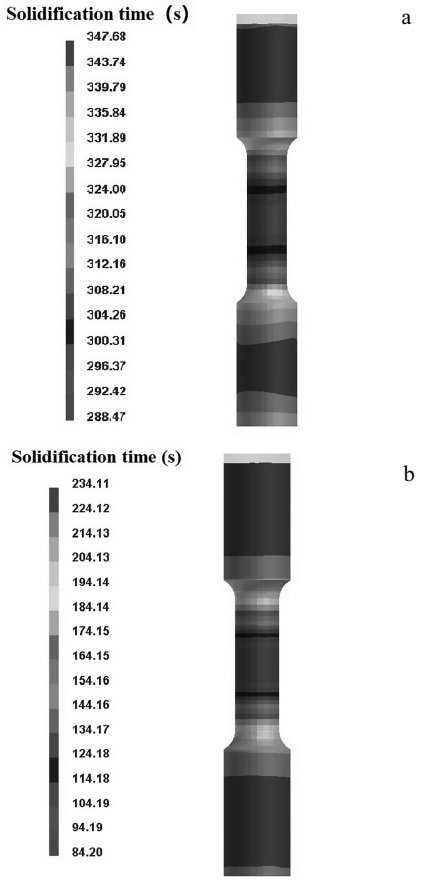


图 5　2 种铸型方式下铸件的凝固时间

Fig.5　Solidification time of castings in two casting modes: (a) ceramic mold and (b) graphite mold

从图 6a 陶瓷型铸件的冷却曲线，利用平均冷却速度公式：

$$\upsilon = \frac{\partial T}{\partial \mathrm{t}} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \tag{1}$$

其中，ε 是平均冷却速度，ΔT 是温度变化率，Δt 是时间变化率。可得：

$$\upsilon_{\mathrm{T}（陶瓷型）} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{1730-1450}{347.68} = 0.805\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{2}$$

$$\upsilon_{\mathrm{B}（陶瓷型）} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{1730-1437.5}{347.68} = 0.841\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{3}$$

$$\upsilon_{\mathrm{M}（陶瓷型）} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{1730-1432}{347.68} = 0.858\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{4}$$

由上式计算可知，同一铸型条件下，铸件不同位置凝固冷却速度依次为：中间>底部>顶部。从图 6b 石墨型铸件的冷却曲线可得：

$$\upsilon_{\mathrm{T}（石墨型）} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{1730-1445}{234.11} = 1.217\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{5}$$

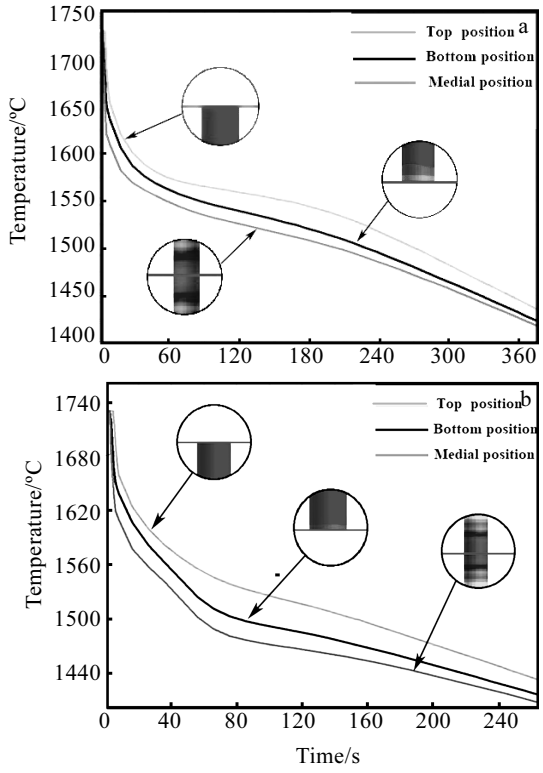


图 6　2 种铸型方式下铸件的冷却曲线

Fig.6　Cooling curves of castings in two shell casting modes: (a) ceramic mold and (b) graphite mold

$$\upsilon_{\mathrm{B}（石墨型）}=\frac{\Delta T}{\Delta t}=\frac{1730-1435}{234.11}=1.260\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{6}$$

$$\upsilon_{\mathrm{M}（石墨型）}=\frac{\Delta T}{\Delta t}=\frac{1730-1425}{234.11}=1.303\ ^{\circ}\mathrm{C/s} \tag{7}$$

由上面计算结果绘制出不同铸壳位置冷却速度如图 7 所示。由图 7 可知，同种铸壳不同位置凝固冷却速度快慢依次为：中间>底部>顶部；与陶瓷型相比，石墨型的冷却速度较快且高于陶瓷型冷却速度的 52.04%，这说明了石墨型铸壳的合金熔体除铸型界面导热较好外，铸型与空气能够进行强烈的辐射传热，因此冷却速度快，凝固时间短。陶瓷铸型中 ZrO_2、Y_2O_3 以及煤矸石具有保温作用，同时与钛液发生化学反应伴随着热量散出，热量的散出减缓凝固速度，因此冷却速度低于石墨型，致使微观组织存在明显的差异。

2.2　微观组织

2 种铸型方式下试样成形方式如图 8 所示。其中在 *z* 轴表示试样成形的方向。陶瓷型试样的金相组织如图 9 所示，其中图 9a 为 *x*-*y* 面上的金相组织，图 9b 为 *x*-*z* 面上的金相组织。由图 9 可知，陶瓷型试样组织形态是由晶间层状 *α* 相+晶间 *β* 相+晶界 *α* 相组成的典型魏氏组织，晶粒尺寸粗大，沿晶界均匀分布，内部无缩孔缩松及气泡等缺陷，由图 6 可知，这是由于

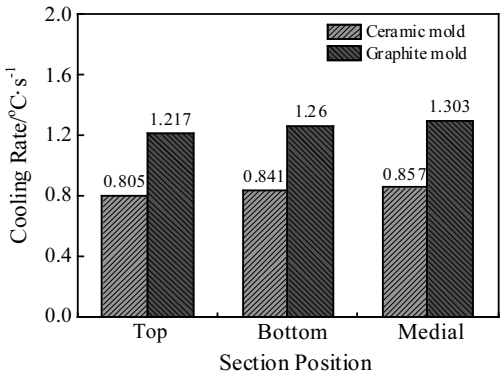


图 7　不同铸壳的冷却速度

Fig.7　Cooling speed of different casting shells

陶瓷型铸壳中 ZrO_2、Y_2O_3 以及煤矸石具有保温作用，同时与钛液发生化学反应伴随着热量散出，导致冷却速度低，凝固速度慢，进而导致晶粒生长。

石墨型铸型金相组织见图 10 所示，其中图 10a为 *x*-*y*面上的金相组织，图 10b为*x*-*z*面上的金相组织。由图 10 可知，石墨型试样的晶粒细小，*α*层间距较小，去向较多，晶间*β*相较多，有图 6 可知，这是说明了石墨铸型热导率大，金属内部凝固速度快，金属-铸型冷却速度高，导致晶粒尺寸下，去向较多，晶间*β*相较多。

与石墨型模壳相比，陶瓷型铸件晶间层状*α*粗大，取向较少，距离较大，晶间黑色*β*相较多，这是陶瓷铸型的散热慢，冷却速度低，凝固时间长，所以铸件的结晶组织晶粒较大。但是，不同铸壳都没有改变ZTC4合金晶体组成。

通过凝固过程的传热角度可知，高温金属液浇入不同的型壳时，金属的热源通过液相金属、固相金属、金属-铸壳界面和铸型散出速度是不同。图 11 是金属液浇入铸型后传热示意图，包含传导、对流、辐射 3 个基本散热过程[28]。本工作主要研究陶瓷型和石墨型对试样的微观组织的影响，属于非金属铸造的凝固传

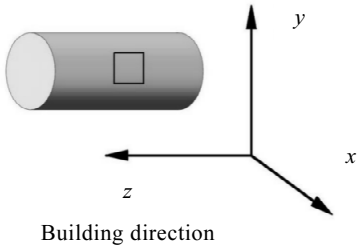


图 8　铸件的取样观察方向

Fig.8　Sampling observation direction of castings

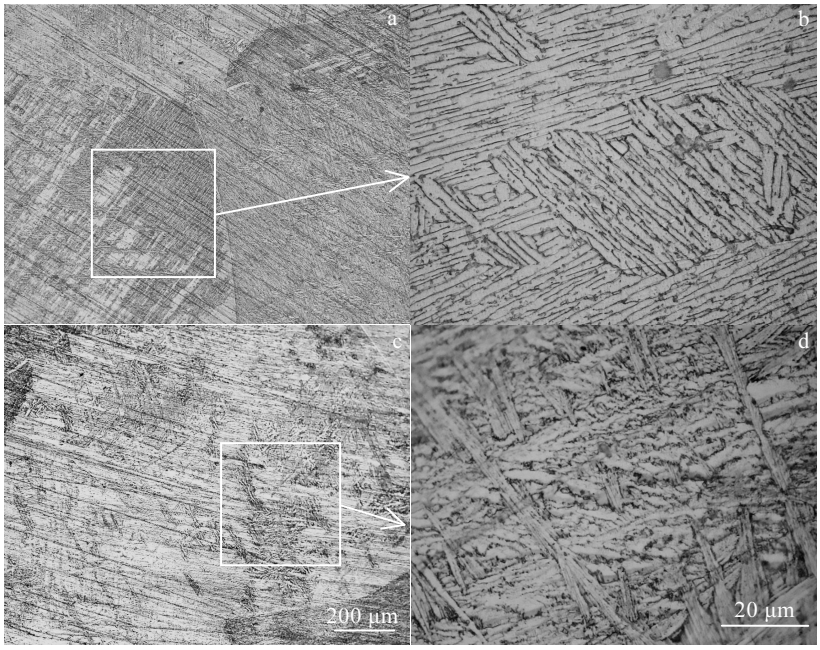


图 9　陶瓷型不同方向的金相组织

Fig.9　Metallographic microstructure of ceramic mould in different directions: (a, b) *x*-*y* surface and (c, d) *x*-*z* surface

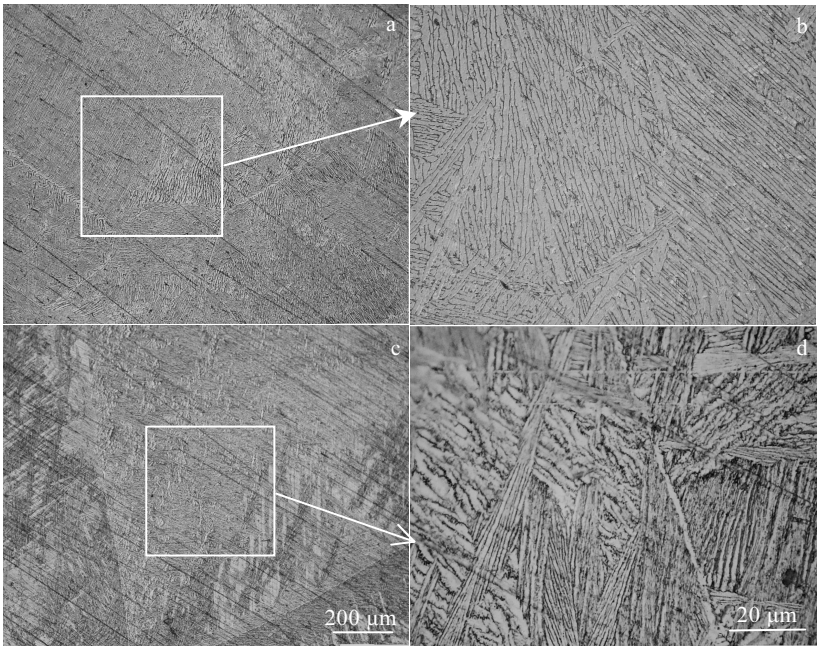


图 10　石墨型铸态不同方向的金相组织

Fig.10　Metallographic microstructure of graphite mould in different directions: (a, b) *x*-*y* surface and (c, d) *x*-*z* surface

热，由于铸造传热过程非常复杂，所以主要是金属-铸型界面角度考虑。

对于凝固传热过程的铸件的凝固厚度而言，金属在非金属铸壳中凝固时温度分布如图 12 所示，由图 12 可见，金属在不同状态下的温度，其中s指的是凝固厚度，T_O、T_M分别指的是室温和金属-铸型界面的温度。铸件凝固厚度为[28]：

$$s=\frac{2}{\sqrt{\pi}}\left(\frac{T_M-T_O}{\rho_1 L}\right)\sqrt{\lambda_2\rho_2 C_{p2}}\sqrt{t} \tag{8}$$

其中，λ_2是换热系数，ρ_1是金属密度，ρ_2是铸型密度，C_{p2}是铸型比热，t是凝固时间。从公式可以看出$(T_M-T_0)/\rho_1 L$指的是金属热物理性能，$\sqrt{\lambda_2\rho_2 C_{p2}}$指的是

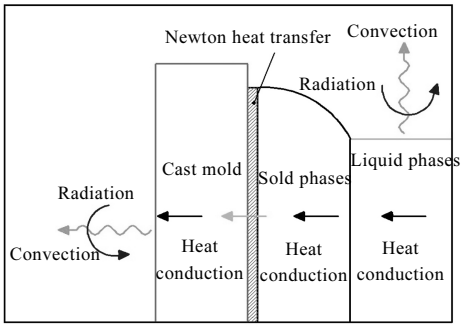


图 11 金属液浇入铸型后传热示意图

Fig.11 Heat transfer diagram of molten metal after casting

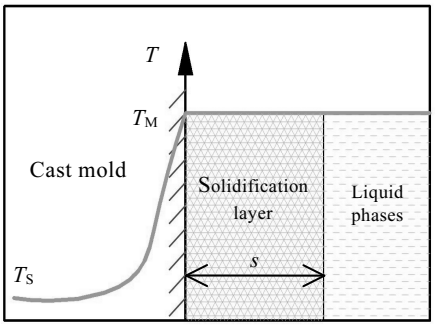


图 12 金属在非金属铸壳中凝固时温度分布曲线

Fig.12 Temperature distribution of metals during solidification in non-metallic castings

铸型热物理性能，同时反映铸型的吸热能力。本实验研究铸型对微观组织的影响，所以主要是从铸型热物理性能对金属微观组织作用，与陶瓷型相比，石墨型的吸热能力强，相同条件下凝后厚度大，铸件凝固速度快，导致晶粒细小，α层间距较小，晶间β相较多，使得强度和硬度高。

2.3 力学性能

2.3.1 拉伸性能

2 种铸型方式下铸件的拉伸性能见图 13 所示。由图 13 可知，陶瓷型试样的拉伸屈服强度、断裂强度、伸长率和断面收缩率分别为 785.7 MPa、917.7 MPa、8.034%、21%；由于石墨型热导率大，冷却速度高，金属-铸型间界面散热快，因此石墨型试样的拉伸屈服强度、断裂强度、伸长率和断面收缩率分别为 842.3 MPa、942.5 MPa、7.1%、15.6%。与石墨型试样相比，陶瓷型试样的伸长率和断面收缩率分别提高了 11.62%、34.6%，屈服强度、断裂强度分别降低了 6.7%、2.6%。这是因为石墨型使得钛液凝固过程中冷却速度高，使合金组织趋于晶体细化，组织排列均匀稳定，进而试样抗拉强度、屈服强度增加；陶瓷型凝固成形中冷却速度低、凝固时间长、凝固速度低，促使晶粒粗大、晶粒数目少，使得试样拉伸过程中晶界滑移较大，变形量大，进而提高了伸长率、断面收缩率。

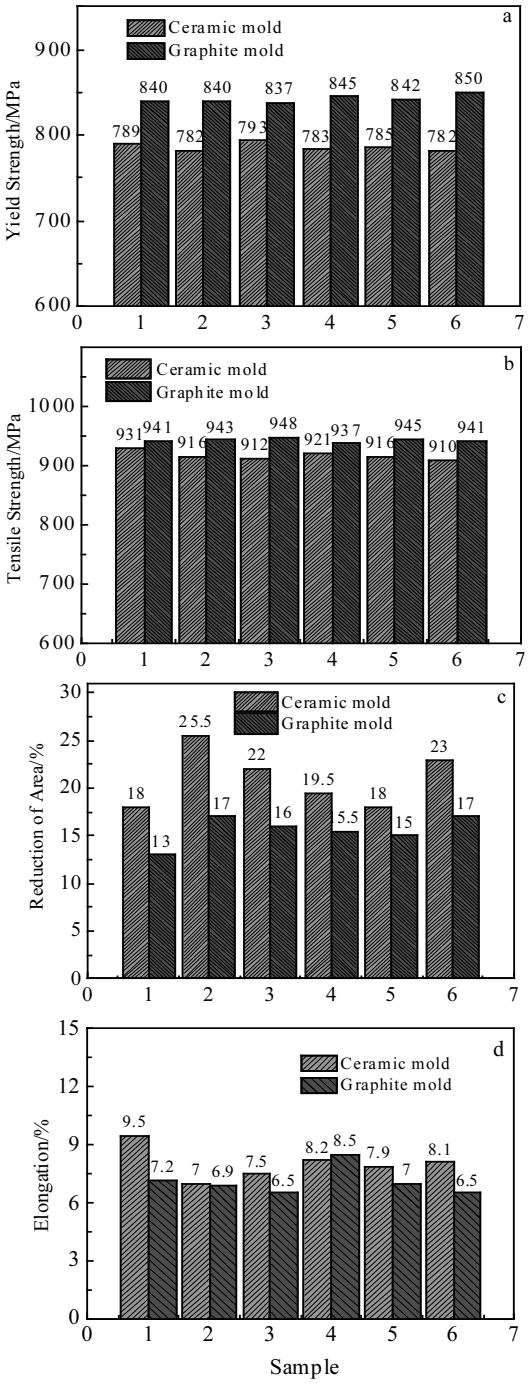


图 13 2 种铸壳方式下铸件的拉伸性能

Fig.13 Tensile properties of castings in two shell casting modes: (a) yield strength, (b) tensile strength, (c) reduction of area, and (d) elongation

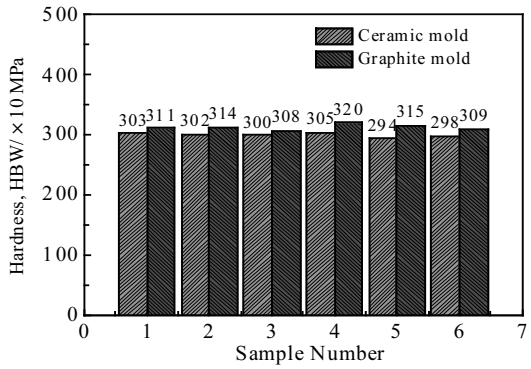


图 14　2 种铸壳方式下铸件的硬度

Fig.14　Hardness of castings in two shell casting modes

2.3.2　硬度性能

对 2 种铸壳方式下铸件的显微硬度随着试样数量增加的变化如图 14 所示。由图 14 可见，与陶瓷型试样相比，石墨型试样表面显微硬度HBW 3128 MPa, 高了 4.2%，这说明了石墨铸型热导率大，表面冷却速度高，使得晶粒细小，α层间距较小，晶间β相较多，导致硬度高于陶瓷型试样。

3　结　论

1）通过分析 2 种铸型的冷却速度可知，石墨型的冷却速度较快且相比陶瓷型冷却速度的高了 52.04%，凝固时间短，使得试样的微观组织为急冷生成的细小板条马氏体α，取向较多，层厚不均匀；陶瓷型冷却速度小，凝固时间长，试样表层组织为粗大α片层和板条马氏体 α，组织排列均匀，形态稳定，同时晶间黑色β相较少。同时，对于同种铸壳不同位置凝固冷却速度快慢依次为：中间>底部>顶部，说明了试样不同位置对冷却速度有一定的影响。

2) 通过凝固传热过程中凝固速度分析可知，与陶瓷型相比，石墨型的吸热能力强，相同条件下凝后厚度大，铸件凝固速度快，散热效果好，导致晶粒细小，α层间距较小，晶间β相较多。

3) 与石墨型相比，陶瓷型试样凝固传热的影响，促使晶粒的增大，使得伸长率和断面收缩率提升，分别提高了 11.62%和 34.2%，但是屈服强度和断裂强度降低，分别降低了 6.7%、2.6%。同时陶瓷型试样表面晶粒尺寸、粗晶层厚度大使得硬度小；石墨型钛合金铸件表面晶粒尺寸、粗晶层厚度小，使得显微硬度大，硬度变化趋势为机加石墨型 > ZrO_2、Y_2O_3 陶瓷型。

4)与石墨型铸型相比，陶瓷型铸壳能代替石墨铸型激冷造成的铸件表面缺陷。2 种铸型中，陶瓷型表面的ZrO_2、Y_2O_3 涂料与钛液稳定性最佳，仅物理粘附于铸件表面，铸件表面光泽高、粗糙度小、成形精度高；石墨铸型由于表面孔隙率较高，热导率大，冷却速度快导致铸件表面粗糙光洁度低，有明显的冷隔和流痕现象。

参考文献　References

[1] Anthony R McAndrew, Paul A Colegrove, Clement Bühr *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 225

[2] Liu X, Chu P K, Ding C. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2004, 47(4): 49

[3] Ning Congqin(宁聪琴), Zhou Yu(周　玉). *Materials Science & Technology*(材料科学与工艺)[J], 2002, 10(1): 100

[4] Gorynin I V. *Materials Science & Engineering A*[J], 1999, 263(2): 112

[5] Shu Qun(舒　群), Guo Yongliang(郭永良), Chen Ziyong(陈子勇) *et al. Materials Science & Technology* (材料科学与工艺)[J], 2004, 12(3): 332

[6] Wang Zhe(王　哲), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018(3): 810

[7] Liang Shujin(梁书锦),　Hou Fengqi(侯峰起), Li Yinghao(李英浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2203

[8] Feng Zhihua(冯芝华), Wang Honghong(王红红), Xie Chengmu(谢成木) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2005, 25(3): 25

[9] Tong Dihua(童第华), Wu Xueren(吴学仁), Liu Jianzhong(刘建中) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2015, 43(6): 60

[10] Lou Guantao(娄贯涛). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003, 20(2): 9

[11] Liu Hongwu, Li Zhenxi, Gao Fan *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J] , 2017, 698: 898

[12] Cheng Xiaole(成小乐), Zhou Sijun(周思君), Fu Hangguang(符寒光) *et al. Journal of Xi'an Jiaotong University*(西安交通大学学报)[J], 2019, 53(3): 111

[13] Liu Guohuai(刘国怀), Li Tianrui(李天瑞), Xu Mang(徐　莽) *et al. Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2017(9): 16

[14] Feng X, Qiu J, Ma Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016(4): 362

[15] Bao C L, Zhang S Q, Ren Y Y *et al. China Foundry*[J], 2018, 15(1): 1

[16] Gong Haichao, Fan Qunbo, Yu Zhou *et al. Materials and Design*[J], 2019, 180: 107 962

[17] Caio Castanho Xavier, Diego Rafael Nespeque Correa, Carlos Roberto Grandini *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 727: 246

[18] Hyun J J, Jaeho C, Byoung-Soo L *et al. Materials Science and Technology*[J], 2019, 35(3): 248

[19] Xu Q, Wang X, Guo Y G *et al. China Foundry*[J], 2019, 16(2): 105

[20] Imayev V M, Gaisin R A, Imayev R M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 762: 555

[21] Wei Huan, Cui Yanchao, Cui Huiqi *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 707: 392

[22] Ulrich E Klotz, Legner C, Bulling F. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 103: 343

[23] Wei Y M, Hu K H, Lu Z G. *China Foundry*[J], 2018, 15(1): 23

[24] Li C, Li M, Zhang H *et al. Surface and Coatings Technology* [J], 2017, 320: 146

[25] Zhao Jun(赵 军), Zhang Jing(张 静), Jin Lei(金 磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46 (S1): 190

[26] Zhang Hao(张 浩), Bai Lu(白 瑀), Huang Liang(黄 亮). *Special Casting & Nonferrous Alloy*(特种铸造及有色合金)[J], 2018(2): 183

[27] Lu Yuzhang(卢玉章), Shen Jian(申 健), Zheng Wei(郑 伟) *et al. Journal of Materials Engineering* (材料工程)[J], 2016, 44(11): 1

[28] Gao Yimin(高义民) . *Metal Solidification Principle*(金属凝固原理)[M]. Xian: Xi'an Jiaotong University Press, 2010: 134

Effect of Different Molds on Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys

Zong Xuewen[1] , Liu Wenjie[1], Gao Zhongtang[1], Xu Wenbo[2], Gao Qian[1], Wang Lei[1]

(1. Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China)

(2. Henan Institute of Technology, Xinxiang 453003, China)

Abstract: The effects of different casting molds on the microstructures and mechanical properties of ZTC4 titanium alloy were studied. The effects of cooling rate, solidification rate and solidification time on the microstructures and mechanical properties of ZTC4 titanium alloy were studied by numerical simulation and experimental analysis. The results show that compared with the ceramic sample, the graphite sample has better heat dissipation effect, faster cooling speed and higher solidification speed, which makes the microstructure of the sample be fine lath martensite α produced by quenching, with smaller grain size, more orientation and larger solidification thickness. The yield strength, tensile strength and hardness of the mechanical properties are increased by 6.7%, 2.6% and 4.2%, respectively, but the elongation and section shrinkage are decreased by 11.62% and 34.5%, respectively. Besides, different positions of the same mold have some influence on the cooling rate. The cooling rate at different positions of the sample is in the order of middle > bottom > top.

Key words: titanium alloy; ceramic mold; graphite mold; cooling rate; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Zong Xuewen, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, P. R. China, E-mail: a15236617652@163.com