

钒钛材料与应用

TC4 合金变截面构件熔模铸造工艺 优化及缺陷控制

贺同正^{1,2}, 陈玉勇^{2,3}, 吴敬玺³, 罗国军^{1,2}, 沈选金^{1,2}, 唐丽英^{1,2}

(1. 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司, 四川 攀枝花 617000; 2. 四川省航空钛合金精密铸造工程研究中心, 四川 攀枝花 617000; 3. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要:以 TC4 合金变截面构件为研究对象, 基于正交试验设计, 采用 ProCAST 软件对铸件的离心熔模铸造工艺进行了优化。同时, 对铸件的充型与凝固行为进行了数值分析, 并对铸件质量及力学性能进行了表征。结果表明, 缩松缩孔集中分布在铸件顶部, 少量缩松缩孔离散分布在铸件中部或底部, 孤立液相区是导致缩松缩孔形成的主要原因, 熔体流动停止表现出窄结晶温度范围合金特征; 应力集中主要发生在内浇道与铸件连接处, 较大的结构变化是诱使应力集中产生的主要原因。对铸件内部质量及尺寸进行表征分析, 发现铸件内部无缩松缩孔存在, 铸件尺寸可以较好地满足设计要求, 未发生明显变形。热等静压态铸件的室温抗拉强度为 953.5 MPa、屈服强度为 835.0 MPa、断后伸长率为 10.0%, 可以较好地满足实际服役要求。

关键词:TC4 合金; 变截面构件; 熔模铸造; ProCAST 数值分析; 缺陷控制

中图分类号: TF823, TG249

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)03-0046-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.03.007

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
言
与
作
者
互
动
聊
科
研

Optimization of the investment casting process and defect control for variable cross-section components of TC4 alloy

He Tongzheng^{1,2}, Chen Yuyong^{2,3}, Wu Jingxi³, Luo Guojun^{1,2}, Shen Xuanjin^{1,2}, Tang Liying^{1,2}

(1. Panzhihua Research Institute of Iron & Steel Co., Ltd., Pangang Group, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Sichuan Engineering Research Center of Aerial Titanium Alloy Precision Casting, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, Heilongjiang, China)

Abstract: In this study, the centrifugal investment casting process was optimized using ProCAST software based on an orthogonal experiment for TC4 alloy variable cross-section components. Simultaneously, the mold filling and solidification behaviors of the castings were investigated in detail, and the quality and mechanical properties of the castings were characterized. The results show that a small amount of shrinkage porosity is discretely distributed in the middle and bottom of the casting, while a large concentration is discretely distributed at the top. The formation of isolated liquid phase zones is the main reason for the shrinkage porosity, and the termination of melt metal flow exhibits the characteristics of a narrow crystallization temperature range. At the same time, the stress concentration mainly occurs at the connection between the inner sprue and the casting, and the major cause of it is the large structural change. The internal quality and dimensions of the casting were characterized, and it was dis-

收稿日期: 2024-02-23

作者简介: 贺同正, 1971 年出生, 男, 河南南阳人, 博士研究生, 高级工程师, 研究方向钛合金精密铸造, E-mail: hetongzheng@163.com。

covered that there is no shrinkage porosity, the casting dimensions better satisfy the design requirements, and there is no visible deformation. The room-temperature tensile strength (UTS) of the hot isostatic pressing (HIPed) castings is 953.5 MPa, the yield strength (YS) is 835.0 MPa, and the elongation (EL) is 10.0%, which can better meet the actual service demands.

Key words: TC4 alloy, variable cross-section components, investment casting, ProCAST numerical simulation, defect control

0 引言

TC4 合金凭借良好的综合力学性能及较低的生产成本在航空航天、海洋工程及生物医药等领域实现了广泛应用^[1-3]。然而, TC4 合金铸件中缩松缩孔、应力集中等缺陷的存在严重恶化了其服役能力, 限制了材料的大规模应用。研究表明, 充分理解合金凝固特性对有效控制上述缺陷具有重要的实际意义。Suzuki 等^[4]研究了离心转速对 TC4 合金铸件充型行为的影响, 发现提高离心转速可以有效改善金属液的充型能力, 抑制缩松缩孔形成。然而, 离心转速过高易造成金属液断流, 促使缩松缩孔形成^[5]。Xiong C 等^[6]通过探究充型压力对钛合金反重力铸造过程充型与凝固行为的影响, 进一步明确提高充型压力可以显著增强金属液的流动性, 减少热损失, 抑制预凝固区域形成, 提高金属液补缩能力。但是, 过高的充型压力不利于缩松缩孔的有效控制。邵珩^[7]通过研究对比 TC4 合金舱门结构件重力铸造与离心铸造过程的凝固特性, 成功实现缩松缩孔等缺陷的有效控制。杨亮^[8]基于钛合金叶片凝固收缩特性研究结果, 明确指出叶片应力集中的产生主要与结构设计及冷却速度有关, 而凝固收缩量则与铸件体积及冷却速度密切相关, 结构体积越大或冷却速度越大, 凝固收缩程度越高。同时, 缩松缩孔形成位置也是应力集中易产生区域。因此, 合理设计铸件结构, 尤其是避免较大的结构变化, 选择适宜的工艺参数并尽可能弱化铸件激冷, 对抑制缩松缩孔形成及大幅度凝固收缩从而减少应力集中十分重要。

然而, 对航空航天飞行器用零部件而言, 大部分关键部件的结构异常复杂且横截面积难以保持一致, 从而导致实际铸造过程面临诸多限制环节, 如模具制备难度大、蜡模及型壳质量要求高、金属型抽芯难以进行、缩松缩孔及应力集中易产生等, 严重制约高性能钛合金复杂结构件的实际生产。并且, 当前关于 TC4 合金变截面铸件凝固特性影响的研究相对较少。因此, 笔者以变截面关键零部件为研究对象, 采用 ProCAST 软件对铸件的充型与凝固行为进行了数值分析, 对离心熔模铸造工艺进行了优化。

同时对优化方案凝固过程的宏观组织演变规律进行了分析, 重点阐明了铸造工艺及结构特征对缩松缩孔、应力集中与铸件变形的作用机理, 最终获得满足用户需求的 TC4 合金铸件。

1 试验方法

1.1 数值模拟

利用 ProCAST 软件对 TC4 合金变截面构件离心熔模铸造过程进行了分析, 构件的三维模型如图 1 所示。铸件全长约为 580 mm, 最小壁厚为 6.5 mm, 从顶部至底部的横截面积存在明显差异。首先, 对铸件及铸型进行三维建模与网格划分, 铸件最小尺寸单元至少包含两个网格, 铸型区域网格平均尺寸为 10 mm, 铸件体网格数为 456 058。其中, TC4 合金的液相线温度和固相线温度分别为 1 660 °C 和 1 604 °C, 其他热物性参数与前期研究相同^[9]; ZrO₂ 陶瓷型壳的热物性参数包括密度为 5 750 kg/m³、比热容为 0.452 kJ/(kg·K)、热导率为 2.0 ~ 2.7 W/(m·K)。同时, 冷却方式选择空冷, 铸件与型壳之间的换热系数为 800 W/(m·K)。

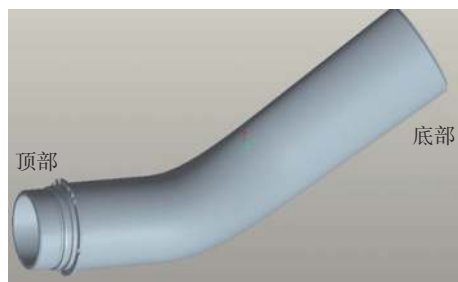


图 1 铸件的三维模型

Fig. 1 Three-dimensional models of the casting

研究选择缩松缩孔为目标优化对象, 基于 Niyama 判据 (公式 (1)) 系统分析工艺参数, 包括浇注温度、型壳预热温度、浇注速度及离心转速对缩松缩孔体积与分布的影响规律, 并确定各因素对缩松缩孔影响的主次顺序^[10]。为了提高试验效率, 设计了一组 4 因素 3 水平 (L9(3⁴)) 正交试验, 如表 1 所示。其中, 离心转速由公式 (2) 确定^[11]。对表中 9 组试验进行了数值模拟, 并根据缩松缩孔统计结果对工艺参数进行综合评价。

表1 正交试验设计
Table 1 Orthogonal experimental design

序号	A/℃	B/℃	C/(kg·s ⁻¹)	D/(r·min ⁻¹)	方案
1	1 680	300	3	350	A1B1C1D1
2	1 680	350	5	450	A1B2C2D2
3	1 680	400	7	550	A1B3C3D3
4	1 700	300	5	550	A2B1C2D3
5	1 700	350	7	350	A2B2C3D1
6	1 700	400	3	450	A2B3C1D2
7	1 750	300	7	450	A3B1C3D2
8	1 750	350	3	550	A3B2C1D3
9	1 750	400	5	350	A3B3C2D1

A代表浇注温度(℃);B代表型壳预热温度(℃);C代表浇注速率(kg/s);D代表离心转速(r/min)。

$$M = \frac{G}{\sqrt{C}} \quad (1)$$

$$n = 29.9 \sqrt{\frac{G}{r_0}} \quad (2)$$

式中, M 为映射参数; G 为温度梯度(K); C 为冷却速率(K/s⁻¹); n 为离心转速(r/min⁻¹); G 为重力系数,40~100; r_0 为铸件内表面半径(m)。

1.2 铸件质量分析

采用 iDR450X 型射线无损检测仪(X-ray Radiographic Inspection, XRI)配合 P17-A 自动清洗机及爱克发 C7 胶片对变截面铸件内部质量进行分析。具体工作参数如下:焦距为 2000 mm、管电压为 60~95 kV、管电流为 15 mA、曝光时间为 3 min。

采用 Handy SCAN 700 手持式三维激光扫描仪对铸件尺寸进行分析。具体工作参数如下:测量速率为 480 000 s⁻¹、扫描区域为 275 mm×250 mm、光源为 7 束交叉的激光线、分辨率为 0.05 mm、扫描精度为 0.03 mm、基准距为 300 mm、景深为 250 mm,附带 Vxelements 软件。试验设备在所有常规工作条件或环境下持续稳定,测量结果可重复。

1.3 微观组织表征

研究采用 Olympus GX71 光学显微镜(Optical Microscopy, OM)和 Quanta 200FEG 场发射扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscopy, SEM)对 TC4 合金铸件的微观组织进行观察。首先,利用线切割制备 10 mm×10 mm×6 mm 的试样,并将其依次采用 60[#]、240[#]、400[#]、1 000[#]、2000[#]的 SiC 砂纸磨削;随后利用金刚石抛光膏进行机械抛光,直至表面无划痕;最后,使用 Kroll 试剂(3% HNO₃+5% HF+92% H₂O)对观察面进行腐蚀。

1.4 拉伸性能

采用 Instron 5 569 电子万能试验机对变截面铸件的室温拉伸性能进行测试,拉伸速度为 0.5 mm/min⁻¹,试样规格均符合 HB5143-1996《金属

室温拉伸试验方法》,具体尺寸如图 2 所示。

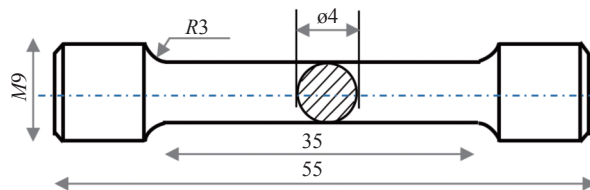


图2 拉伸试样尺寸(单位:mm)

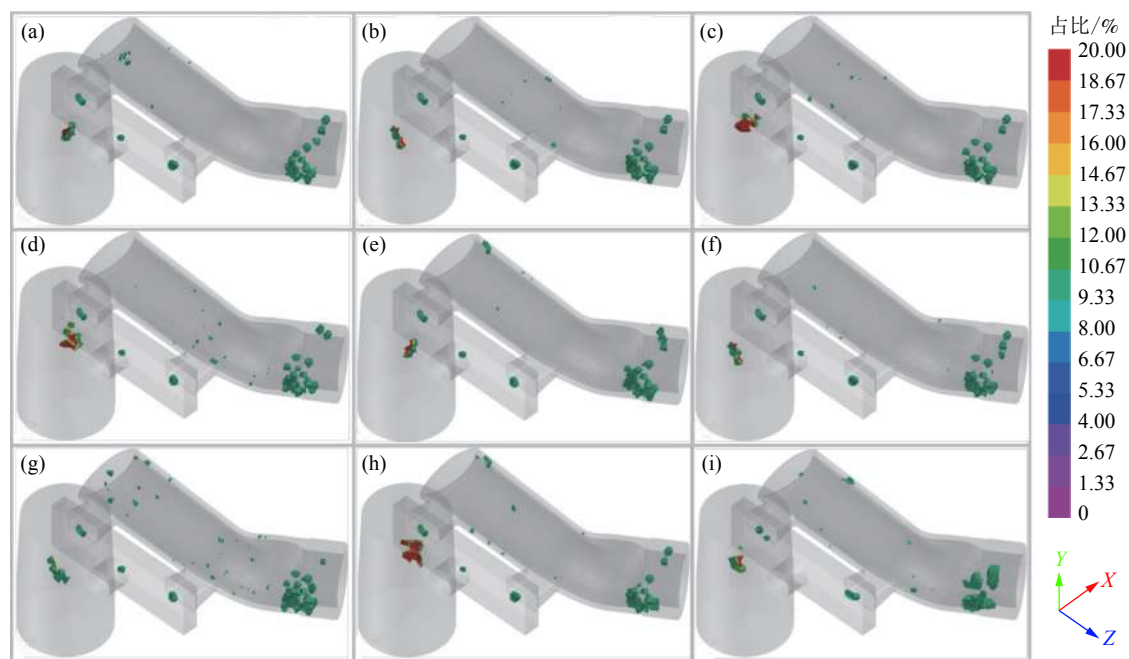
Fig. 2 Size of tensile specimens

2 结果与讨论

2.1 工艺优化

图 3 为变截面铸件正交试验模拟结果。可以看出,大量疏松缩孔集中分布在铸件顶部,其他区域疏松缩孔较少且分布相对离散。利用 ProCAST 软件内置模块对铸件(不包含浇注系统)疏松缩孔体积进行统计,并根据统计结果计算获得正交试验直观分析表 2。可以看出,方案 A1B1C1D1 具有最小疏松缩孔体积(5.041 cm³),为 9 组试验中最优方案。值得注意的是,这并不意味着方案 A1B1C1D1 即为变截面铸件的适宜铸造方案,适宜方案的获得仍需进一步对 K 值进行深入分析。其中, K 值为各水平 3 次疏松缩孔体积和, K 值越小,该因素对疏松缩孔的减小越有利。

大量研究表明^[12-13],适宜的浇注温度可以有效提高金属液流动能力,并为初始合金熔体提供充足热量,保证合金熔体具有良好的补缩能力,抑制疏松缩孔形成。然而,由表 2 可知,当因素 A(浇注温度)从 1 水平变为 3 水平时,疏松缩孔体积增大。Yang 等^[14]在探究过热度对 Ti 基合金铸件疏松缩孔影响时,也发现过高的浇注温度会加剧疏松缩孔形成。值得注意的是,过高的浇注温度还会促进界面反应发生^[15-17]。因此,笔者选择 1 680 ℃ 为铸件的浇注温度。对因素 B(型壳预热温度),当其从 1 水平变为 3 水平时,疏松缩孔体积呈减小趋势。这主要是由于型壳预热温度提高可以有效减少充型过程的热损失,保证金属液充型能力处于较高水平,从而有效抑制疏松缩孔形成^[6,14]。但是,预热温度过高时也会加剧界面反应发生^[13]。因此,选择 400 ℃ 为铸件的型壳预热温度。对因素 C(浇注速率)而言,当其从 1 水平变为 3 水平时,疏松缩孔体积增大。研究表明^[6],过高的充型速率会导致金属液充型稳定性显著降低,熔体温度快速下降,孤立液相区形成可能性显著提高,疏松缩孔体积增大。因此,选择 3 kg/s⁻¹ 为铸件的浇注速率。



(a) A1B1C1D1; (b) A1B2C2D2; (c) A1B3C3D3; (d) A2B1C2D3; (e) A2B2C3D1; (f) A2B3C1D2;
(g) A3B1C3D2; (h) A3B2C1D3; (i) A3B3C2D1

图 3 铸件正交试验缩松缩孔模拟结果

Fig. 3 Results of shrinkage porosity simulation in the orthogonal experiment of the casting

表 2 正交试验直观分析

Table 2 Intuitive analysis table of orthogonal experiment

序号	A/℃	B/℃	C/(kg·s ⁻¹)	D/(r·min ⁻¹)	方案	缩松缩孔/cm ³
1	1 680	300	3	350	A1B1C1D1	5.108 1
2	1 680	350	5	450	A1B2C2D2	5.140 9
3	1 680	400	7	550	A1B3C3D3	5.284 9
4	1 700	300	5	550	A2B1C2D3	5.501 4
5	1 700	350	7	350	A2B2C3D1	5.411 2
6	1 700	400	3	450	A2B3C1D2	5.167 2
7	1 750	300	7	450	A3B1C3D2	6.145 9
8	1 750	350	3	550	A3B2C1D3	5.323 2
9	1 750	400	5	350	A3B3C2D1	5.404 4
K1	15.533 9	16.755 4	15.598 5	15.923 7		
K2	16.079 8	15.875 3	16.046 7	16.454 0		
K3	16.873 5	15.856 5	16.842 0	16.109 5		
R	1.339 6	0.898 9	1.243 5	0.530 3		

对因素 D(离心转速)而言,当其从 1 水平变为 3 水平时,缩松缩孔体积先增大后减小。通常,适宜的离心转速可以显著抑制缩松缩孔的形成。结合熔体补缩压力计算公式 (3) 可知,随着离心转速提高,金属液所受离心补缩压力增大,合金熔体克服晶粒框架进行补缩的能力显著改善,缩松缩孔形成被有效抑制,铸件密度提高^[18]。此外,离心力增大还可以有效控制合金熔体中气泡的形核与长大,并加快气泡在熔体中的运动速度,使得气泡更易逸出,从而抑制气孔相关缺陷的形成。但是,当离心转速过高时,冒口补缩效果降低,且可能会造成金属液断流,导致缩

松缩孔体积增大^[5]。因此,选择 350 r·min⁻¹ 为铸件的离心转速。综上所述,变截面铸件优化离心熔模铸造方案为 A1B3C1D1(浇注温度: 1 680 ℃;型壳预热温度: 400 ℃;浇注速率: 3 kg/s⁻¹;离心转速: 350 r/min⁻¹)。经模拟验证后,该方案缩松缩孔体积为 4.932 6 cm³,小于方案 A1B1C1D1,这有力证实了优化方案的合理性。

$$P_{\text{补}} = \frac{\omega^2 \rho}{2g} (R_2 - R_0^2) \quad (3)$$

式中, $P_{\text{补}}$ 为离心补缩压力 (Pa); ρ 为金属液密度 (kg/m⁻³); R 为离开旋转中心距离 (m); R_0 为自由表面处到旋转中心距离,无自由表面时取 0; g 为重力加速度 (m/s⁻²)。

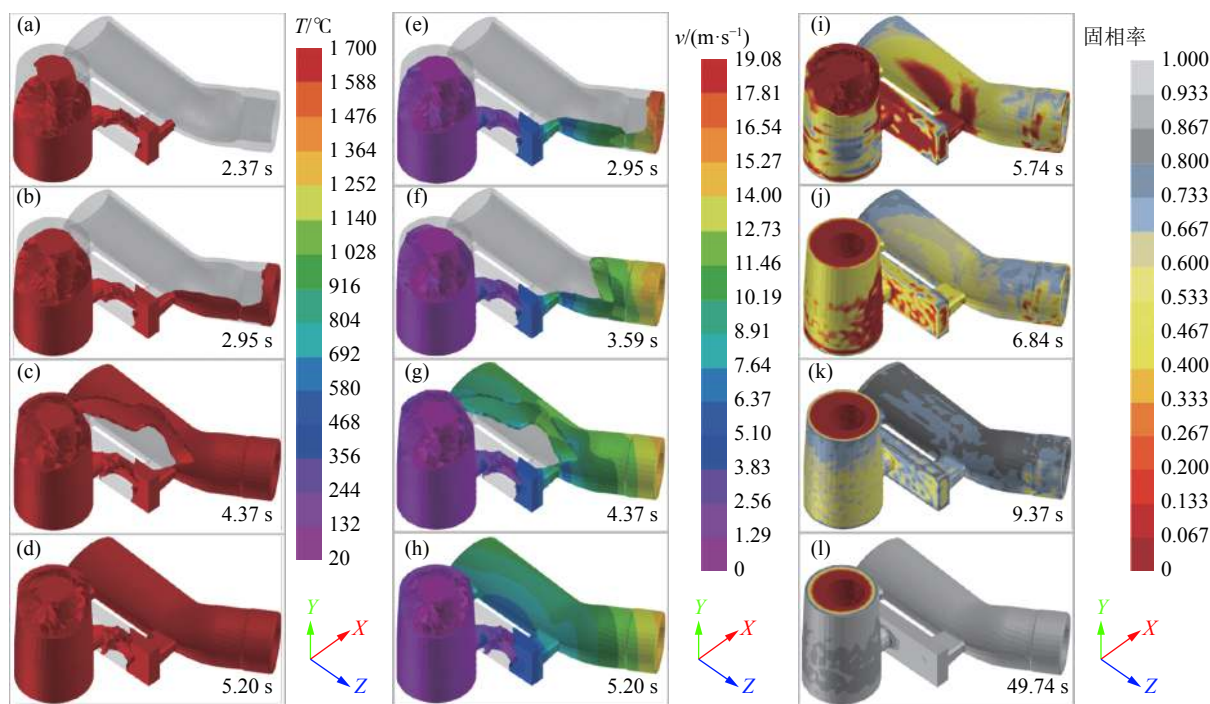
结合表 1 中的 R 值 (R 值为各因素下 K 值的极差,反映了各因素对试验指标的影响幅度, R 值越大,该因素对缩松缩孔的作用越强)进一步可知, $R(A)=1.339 6>R(C)=1.243 5>R(B)=0.898 9>R(D)=0.530 3$,所以上述四因素对铸件缩松缩孔的影响程度依次为浇注温度、浇注速率、型壳预热温度、离心转速。

2.2 充型与凝固过程

图 4(a)~(d) 为变截面铸件的充型过程(优化方案)。2.37 s 时,金属液到达铸件(图 4(a));随后,金属液在离心力作用下优先流入铸件顶部(较厚区域,图 4(b));随着充型过程的进行,金属液逐渐流入铸件中下部,并由铸件外侧向内侧填充(图 4(c));

5.20 s 时,铸件充型完全(图 4(d))。结合图 4(e)~(h)可知,金属液最大流动速度为 19.09 m/s^{-1} ,且顶部区域的流动速度始终高于其他区域,这表明顶部区域充型稳定性始终处于较低水平。图 4(i)~(l)为铸件的凝固过程。由图 4(i)可知,整个铸造系统充型完全时,顶部和底部已发生明显凝固。这主要是由于充型过程中金属液前端与低温型壳接触,导致金属液散热严重;同时,远离浇注系统区域金属液难

以获得内浇道温度补偿,从而使得上述区域优先凝固。结合图 4(j)~(k)可知,铸件中部区域凝固时间明显晚于铸件两端。分析认为,浇道内高温金属液对中部区域的温度补偿是该区域较晚凝固的主要原因。49.74 s 时,铸件完全凝固,如图 4(l)所示。整体而言,铸造系统的完全凝固顺序为铸件底部→顶部→中部→浇道,该凝固顺序可以有效保证浇道对铸件的凝固补缩,抑制缩松缩孔形成。



(a)~(d) 充型过程; (e)~(h) 充型速度; (i)~(l) 凝固过程

图 4 充型与凝固过程(优化方案)

Fig. 4 Filling and solidification processes (optimization scheme)

2.3 铸造缺陷分析

2.3.1 缩松缩孔

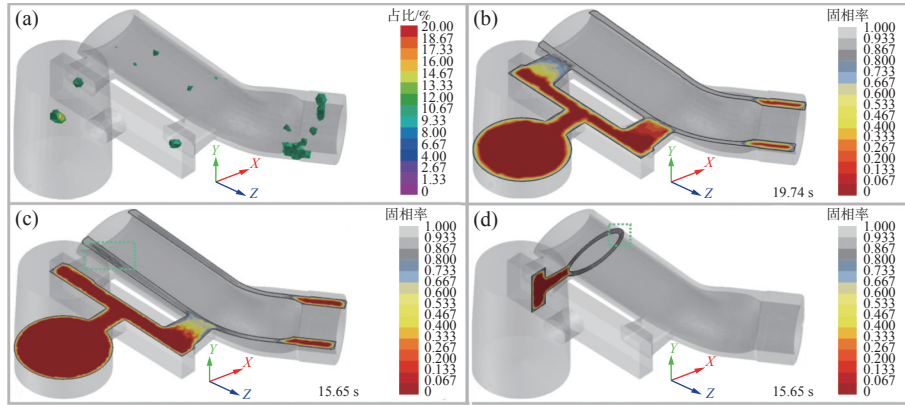
图 5(a) 为采用优化方案 A1B3C1D1 时铸件内部缩松缩孔分布特征。与正交试验模拟结果一致,该方案中大量缩松缩孔集中分布在铸件顶部,少量缩松缩孔离散分布在中部或底部。首先,结合孤立液相区模拟结果对顶部集中缩松缩孔的形成原因进行深入分析,如图 5(b) 所示。可以看出,铸件顶部形成了孤立液相区,且其存在区域与缩松缩孔形成位置基本一致,这有力证实了孤立液相区是导致缩松缩孔形成的主要原因。分析认为,铸件顶部孤立液相区形成的主要原因是该区域与临近区域相比有效横截面积较大(顶部壁厚较大),导致补缩难以进行。同时,该区域较差的充型稳定性(图 4(e)~(h))也是加剧缩松缩孔形成的重要因素之一^[12, 19]。对中部或底部分散缩松缩孔而言,除了孤立液相的影响

外(图 5(c)~(d)),充型过程的卷气也可能是造成缩松缩孔形成的重要因素。杨亮^[8]研究了充型过程对 TiAl 合金叶片缩松缩孔的影响,发现金属液在铸件充型最底端会发生回流,从而导致少量气体卷入且难以排除,最终形成缩松缩孔。

结合组织模拟结果,铸件凝固初期(图 6(a)~(b)),金属液冷却速度较大,柱状晶优先沿垂直型壁方向形核并长大;随着凝固过程的进行,柱状晶充分发展,铸件心部冷却速度逐渐降低,这为等轴晶形核提供了有利条件,当大量柱状晶与少量等轴晶共同作用构成晶粒框架后,孤立液相区形成,如图 6(c)~(e) 所示;凝固结束后(图 6(f)),铸件组织由大量柱状晶及少量等轴晶组成。根据 Dahle 等^[20]介绍的窄结晶温度范围合金特征,本研究中的 TC4 合金熔体流动停止表现出窄结晶温度范围合金特征,熔体流动终止机制如图 7 所示。对于窄结晶温度范围合金,液相区存在于整个浇注过程,“糊状区”(固液共

存区域)在凝固末期才会出现,即过热量完全耗尽前金属液保持纯液态流动^[16]。相似地, Wang 等^[21]在探究 B_4C 对 TC4 合金流动性的影响时,也发现合金

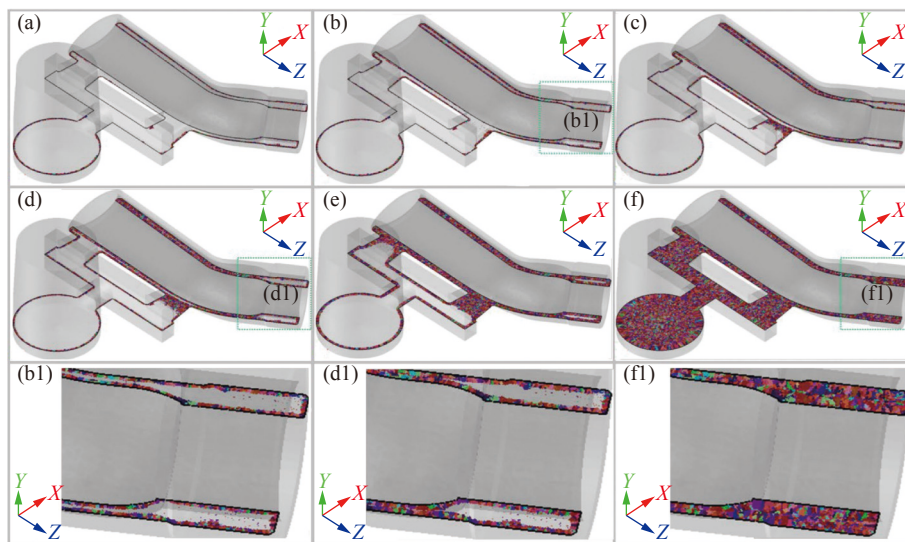
熔体流动终止表现出窄结晶温度范围合金特征,并指出缩松缩孔的形成主要是由于大量柱状晶与少量等轴晶共同作用形成了晶粒框架。



(a) 缩松缩孔; (b) 顶部孤立液相区; (c)、(d) 中部和底部的孤立液相区

图 5 缩松缩孔与孤立液相区(优化方案)

Fig. 5 Shrinkage porosity and the isolated liquid-phase zones (optimization scheme)

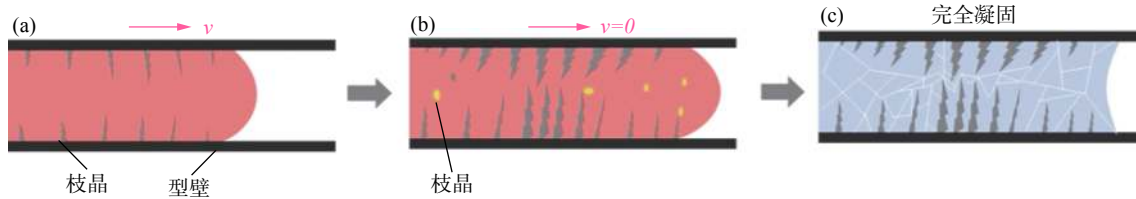


(a)、(b) 凝固初期; (c) ~ (e) 凝固中期; (f) 凝固末期; (b1) 图 (b) 中虚线框部分的局部放大; (d1) 图 (d) 中虚线框部分的局部放大;

(f1) 图 (f) 中虚线框部分的局部放大

图 6 组织模拟(优化方案)

Fig. 6 Simulation results of macrostructure (optimization scheme)



(a) 充型过程; (b) 流动终止阶段; (c) 完全凝固阶段

图 7 熔体流动终止示意

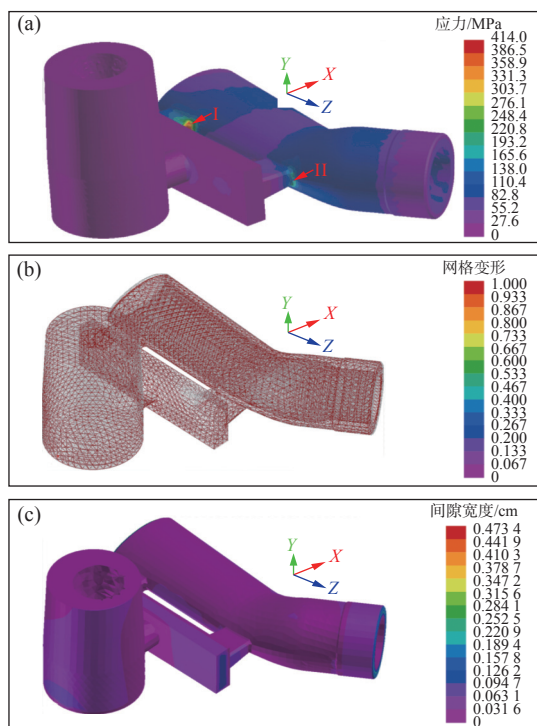
Fig. 7 The cessation mechanism of flow

2.3.2 应力集中与变形

图 8 为采用优化方案 A1B3C1D1 时铸件有效应力模拟结果。可以看出,应力集中主要发生在内

浇道与铸件连接处(区域 I 和 II,最大有效应力值为 414.0 MPa),而铸件自身有效应力处于较低水平。对区域 I 和 II,内浇道与铸件连接处结构变化较大,

凝固收缩时受到的约束力较大,从而导致该区域存在较高水平的应力集中^[8, 22]。而对铸件自身,其结构无明显变化,仅铸件顶部与中部过渡处存在相对平滑的弧度,所以铸件自身不会产生较大应力集中。结合网格变形及凝固收缩模拟结果可知(图 8(b)、(c)),完全凝固后,铸件产生了较小程度收缩,最大收缩量仅为 0.473 4 cm,这与上述应力集中模拟结果完全吻合。综上所述,铸件无明显凝固变形且应力集中程度较低,但铸造过程仍需充分考虑内浇道与铸件连接处的应力集中,避免裂纹产生。



(a) 有效应力; (b) 网格变形; (c) 间隙宽度

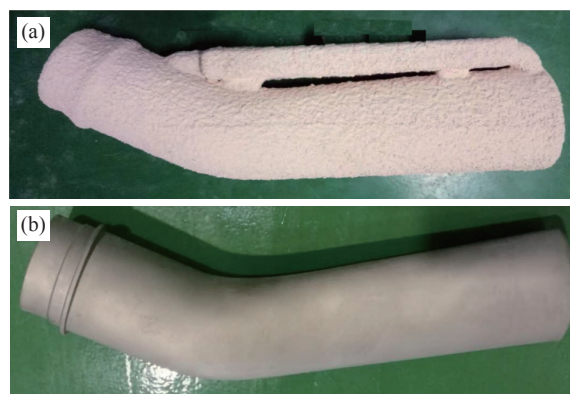
图 8 有效应力及变形(优化方案)

Fig. 8 Effective stress and deformation (optimization scheme)

2.4 铸件制备及质量分析

图 9(a)、(b) 分别为 ZrO₂ 陶瓷型壳及利用数值模拟获得的最佳工艺参数制备的 TC4 合金变截面铸件。可以看出,铸件整体结构完整,无明显浇不足、裂纹、飞边、毛刺、大尺寸变形等缺陷,这有力证实了本研究所采用的离心熔模铸造工艺的合理性。采用 X 射线无损探伤设备对铸件的内部缺陷进行检测(由于铸件尺寸较大,受检测设备规格影响,需要对铸件进行分段检测),结果如图 10(a) ~ (d) 所示。可以看出,铸件无疏松缩孔存在,这与数值模拟结果存在一定差异,但同样可以有力证实数值模拟优化方案的合理性。为了进一步验证这一结果的可靠性,对铸件进行实物解剖,具体解剖方案如图 10(e) 所示。其中,为了保证解剖面可以有效反应铸件整体质量,解剖方向与铸件中轴线严格一致,观察面均与

解剖方向垂直。根据解剖结果(图 10(f))可知,铸件内部无疏松缩孔等缺陷存在,这进一步表明本研究采用的优化铸造工艺可以有效制备高质量 TC4 合金复杂构件,也为后续相似结构钛合金构件的制备提供了一定的理论基础与技术指导。利用手持式三维激光扫描仪对四个铸件的尺寸进行分析,数模拟合结果如图 10(g) 所示。其中,剖面图(图 10(h))中红色线为目标尺寸线,黑色线为实际铸件尺寸线。可以看出,铸件的实物扫描结果与模拟结果具有较高的吻合度,实际尺寸仅略大于目标尺寸,这意味着后续仅需要较小程度的机械加工即可。换句话说,铸件未发生明显的凝固收缩或大幅度变形,相关特征尺寸能够较好满足设计需求。



(a) 型壳; (b) 铸件

图 9 陶瓷型壳与铸件的宏观形貌

Fig. 9 Macromorphology of the ceramic shell and the casting

2.5 微观组织及力学性能

图 11 为铸件的附铸试样热等静压态微观组织。可以看出,热等静压处理后,附铸试样的微观组织表现出典型魏氏组织特征,由晶界 α 相(α_G)及 α/β 集束组成。同时,受 Burgers 取向关系影响^[23-24], α/β 集束在 β 晶粒内表现出不同的生长方向。利用 IPP 软件对微观组织特征进行定量分析可知,原始 β 晶粒尺寸为 1.12 mm、 α/β 集束的平均宽度为 121.89 μm 、 α_G 相的平均宽度为 3.14 μm 、 α 片层的平均宽度为 0.76 μm 。

测试了铸件的室温拉伸性能,分别做两组平行试验取平均值,其中,铸件的抗拉强度为 953.5 MPa、屈服强度为 835.0 MPa、延伸率为 10.0%,这一结果可以较好地满足实际服役要求。结合断口形貌(图 12)观察可知,热等静压态附铸试样的拉伸断口表现出颈缩现象,断面处存在大量韧窝和光滑的解理平面(韧窝占比高于解理平面),断裂模式为典型混合断裂。研究^[25]表明,解理面尺寸与 β 晶粒和 α/β 集束的大小密切相关, β 晶粒或 α/β 集束的尺寸越大,位错有效滑移长度越大,解理面的尺寸随之增大。同时,杨建辉^[26]在探究 α 型高温钛合金断裂机制的过

程中也发现, 裂纹通常在晶界处产生并沿 α_G 扩展, α/β 集束被撕裂成一个个较小的解理面, 并作为一个整体参与变形, 如图 12 中黄色箭头所示, 断口形貌

也表现出相似特征。整体而言, 本研究采用优化离心熔模铸造方案制备的变截面铸件具有相对优异的力学性能, 可以较好地满足实际服役要求。

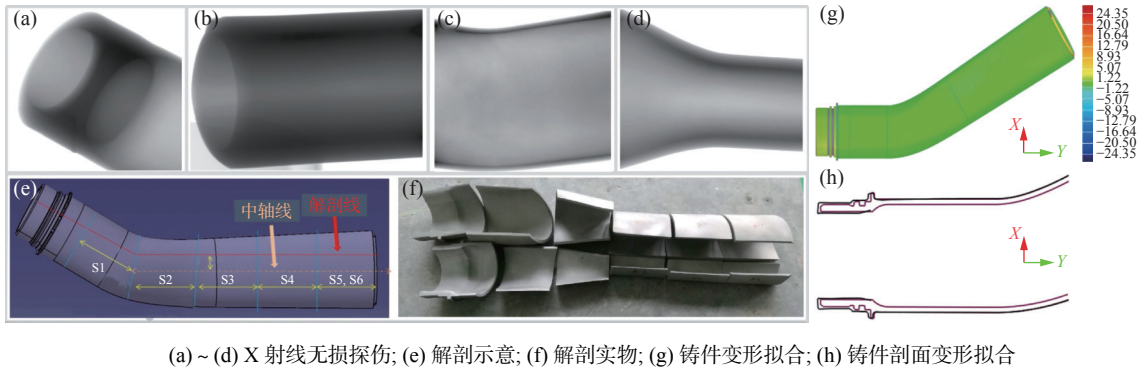


图 10 铸件质量分析

Fig. 10 Quality analysis of the casting

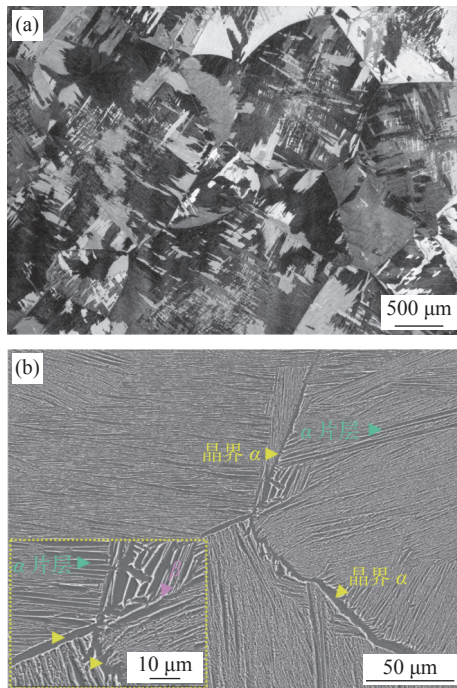
3 结论

1) 优化铸造方案: 浇注温度为 $1\ 680\ ^\circ\text{C}$ 、型壳预热温度为 $400\ ^\circ\text{C}$ 、浇注速率为 $3\ \text{kg/s}^{-1}$ 、离心转速为 $350\ \text{r/min}^{-1}$ 。金属液最大流动速度为 $19.09\ \text{m/s}^{-1}$, 且铸件顶部的充型稳定性始终低于其他区域; 整个铸造系统完全凝固顺序为铸件底部→顶部→中部→浇道。

2) 缩松缩孔集中分布在铸件顶部, 少量缩松缩孔离散分布在中部或底部, 孤立液相区是导致缩松缩孔形成的主要原因。结合宏观组织模拟, 铸件组织由大量柱状晶和少量等轴晶组成, 铸造过程 TC4 合金熔体流动停止表现出窄结晶温度范围合金特征。应力集中主要发生在内浇道与铸件连接处(最大为 $414.0\ \text{MPa}$), 凝固收缩量仅为 $0.473\ 4\ \text{cm}$ 。

3) 铸件表面质量良好, 无明显浇不足、裂纹、飞边、毛刺、大尺寸变形等缺陷; 同时, 铸件内部无缩松缩孔存在, 且铸件尺寸可以较好满足设计要求, 未发生明显变形。

4) 热等静压态组织表现出典型魏氏组织特征, 由晶界 α 相及 α/β 集束组成。铸件的抗拉强度为 $953.5\ \text{MPa}$ 、屈服强度为 $835.0\ \text{MPa}$ 、延伸率为 10.0% , 可以较好地满足实际服役要求。热等静压态附铸试样的拉伸断口表现出颈缩现象, 断面处存在大量韧窝和光滑的解理平面(韧窝占比高于解理平面), 断裂模式为典型混合断裂。



(a) OM; (b) SEM

图 11 热等静压态微观组织(附铸试样)

Fig. 11 Microstructure of HIPed (excised bar samples)

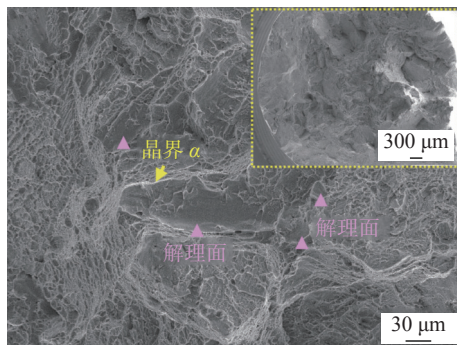


图 12 热等静压态铸件的断口形貌(附铸试样)

Fig. 12 Fracture morphology of HIPed castings (excised bar samples)

参考文献

- [1] Cui C X, Hu B M, Zhao L, *et al.* Ti-based alloy production technology, market prospects and industry development[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(3): 1684–1691.
- [2] Hou Z Q, Li B H, Feng G W, *et al.* Development and application of Ti-based alloy casting technologies in the field of aerospace[J]. *Aerospace Shanghai (Chinese & English)*, 2022, 39(1): 1–14.
- [3] Shao H, Li Y, Zhao P, *et al.* Numerical simulation of centrifugal casting process of large thin-wall Ti alloy casting[J]. *Materials Science Forum*, 2016, 850: 469–481.
- [4] Suzuki K, Yao M. Simulation of mold filling and solidification during centrifugal precision casting of Ti–6Al–4V alloy[J]. *Metals and Materials International*, 2004, 10(1): 33–38.
- [5] Jia Y, Xiao S L, Tian J, *et al.* Modeling of TiAl alloy grating by investment casting[J]. *Metals*, 2015, 5: 2328–2339.
- [6] Xiong C, Ma Y C, Chen B, *et al.* Modeling of filling and solidification process for TiAl exhaust valves during suction casting[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2013, 26: 33–48.
- [7] Shao Heng. Numerical simulation of centrifugal investment casting of large thin-wall complex Ti–6Al–4V castings[D]. Beijing: Tsinghua University, 2017.
(邵珩. 大型复杂薄壁 Ti–6Al–4V 合金铸件离心熔模铸造过程数值模拟 [D]. 北京: 清华大学, 2017.)
- [8] Yang Liang. Composition optimization and investment casting of cast high Nb–TiAl alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015.
(杨亮. 铸造高 Nb–TiAl 合金成分优化及其精密铸造工艺研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2015.)
- [9] He T, Chen Y Y. Influence of mold design on shrinkage porosity of Ti–6Al–4V alloy ingots[J]. *Metals*, 2022, 12: 2122.
- [10] Wang J Q, Fu P X, Liu H W, *et al.* Shrinkage porosity criteria and optimized design of a 100-ton 30Cr2Ni4MoV forging ingot[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 446–456.
- [11] Jia Yi. The effects of B and Y on microstructure and properties of TiAl alloy and investment casting of TiAl alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
(贾懿. 硼及钇对钛铝合金组织性能的影响及精密铸造工艺研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.)
- [12] Yang L, Chai L H, Zhang L Q, *et al.* Numerical simulation and process optimization of investment casting of the blades for high Nb containing TiAl alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2013, 747: 105–110.
- [13] Liu X J, Hao Z J, Huang M. Optimization of vacuum counter-pressure casting process for an aluminum alloy casing using numerical simulation and defect recognition techniques[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 107: 2783–2795.
- [14] Yang J R, Wang H, Wu Y L, *et al.* Numerical calculation and experimental evaluation of counter-gravity investment casting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 96: 3295–3309.
- [15] Brotzu A, Felli F, Mondal A, *et al.* Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2020, 25: 79–87.
- [16] Wu J X, Chen Y Y, Du Z M, *et al.* Modeling of investment casting of Ti48Al48Cr2Nb2 (at%) alloy air rudder skeleton[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2023, 17: 2022–2016.
- [17] Tian J, Chen Y F, Xiao S L, *et al.* Influence of pouring temperature and mold preheating temperature on investment casting of TiAl[C]// *Proceedings of 69th World Foundry Congress*. Hangzhou: World Foundry Organization, 2010.
- [18] Jia L M, Xu D M, Li M, *et al.* Casting defects of Ti–6Al–4V alloy in vertical centrifugal casting processes with graphite molds[J]. *Metals and Materials International*, 2012, 18(1): 55–61.
- [19] Liu J G, Yang Lei, Fang X G, *et al.* Numerical simulation and optimization of shell mould casting process for leaf spring bracket[J]. *China Foundry*, 2020, 17: 35–41.
- [20] Dahle A K, Karlsen S, Arnberg L. Effect of grain refinement on the fluidity of some binary Al–Cu and Al–Mg alloys[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 1996, 9: 103–112.
- [21] Wang J H, Guo X L, Wang L Q, *et al.* The influence of B₄C on the fluidity of Ti–6Al–4V–xB₄C composites[J]. *Materials Transactions*, 2014, 55(9): 1367–1371.
- [22] Yang L, Chai L H, Liang Y F, *et al.* Numerical simulation and experimental verification of gravity and centrifugal investment casting low pressure turbine blades for high Nb–TiAl alloy[J]. *Intermetallics*, 2015, 66: 149–155.
- [23] Cabibbo M, Zharebtsov S, Mironov S, *et al.* Loss of coherency and interphase α/β angular deviation from the Burgers orientation relationship in a Ti–6Al–4V alloy compressed at 800 °C[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 48(3): 1100–1110.
- [24] Yang J H, Xiao S L, Chen Y Y, *et al.* Effects of nano-Y₂O₃ addition on the microstructure evolution and tensile properties of a near- α titanium alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 761: 137977.
- [25] Zhang Shouyin. Investigation of solidification behavior and microstructure evolution in ZTC4 alloys[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.
(张守银. ZTC4 钛合金凝固行为及组织演化研究 [D]. 西安: 西北工业大学, 2016.)
- [26] Yang Jianhui. Research on deformation behavior and microstructure and mechanical properties of (TiB+TiC+Y₂O₃)/ α -Ti composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
(杨建辉. (TiB+TiC+Y₂O₃)/ α -Ti 复合材料变形行为及组织性能研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.)