

# 高 $\gamma'$ 含量高温合金整体细晶叶盘铸造凝固行为和组织特征模拟研究

马祎炜<sup>1</sup>, 姚志浩<sup>1</sup>, 李大禹<sup>1</sup>, 刘梦飞<sup>1</sup>, 董建新<sup>1</sup>, 盖其东<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 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:** 使用 ProCAST 软件模拟热控法细晶整体叶盘的铸造, 将传统的 Udimet720Li 变形高温合金作为整体叶盘铸造材料, 模拟整体叶盘的凝固过程、孔隙率分布、应力分布和晶粒生长情况, 研究该高  $\gamma'$  含量高温合金用于细晶整体叶盘铸造的凝固行为和组织特征。整体叶盘的凝固始于叶片尖端, 结束于冒口中心位置。整体叶盘的主体区域孔隙率为 1.5%~3%, 凝固过程中由于缩松偏聚, 部分区域会形成孔隙率相对较大的区域。确立评估该材料整体叶盘铸件孔隙缺陷的安全阈值为  $13(\text{K s})^{1/2}/\text{cm}$ , 用于评估铸造工艺参数的可行性。整体叶盘各位置的最大切应力、有效塑性应变和热裂指数均为 0, 但在叶片尖端和边缘棱角区域存在有效应力大于 1200 MPa 的应力集中现象。整体叶盘平均晶粒尺寸为 0.88 mm, 满足热控法应达到的水平, 但热控法不易控制晶粒度的均匀性, 更应该结合动力学方法, 提高晶粒度的均匀性。

**关键词:** ProCAST; 热控法; 整体细晶叶盘; Udimet720Li

**中图分类号:** TG132.3<sup>+3</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)12-4519-08

航空发动机涡轮盘和涡轮叶片工作环境恶劣, 而对于在中低温条件下工作的航空发动机整体叶盘来说, 需要有更高的疲劳性能尤其是低周疲劳性能, 但通过普通熔模铸造工艺条件得到的平均晶粒尺寸大于 4 mm 的铸件, 疲劳性能不能满足使用要求<sup>[1]</sup>。等轴晶镍基铸造高温合金具有中低温力学性能优异的特点, 细晶铸造可以大幅度提高铸件在中低温 ( $\leq 760\text{ }^\circ\text{C}$ ) 条件下的低周疲劳寿命, 一定程度上改善铸件的抗拉性能和持久性能, 可使铸件具有良好的热处理性能, 显著减小铸件力学性能数据的分散度, 改善机械加工性能, 通过细晶铸造技术制造的整体细晶叶盘更能满足实际应用需求<sup>[1-3]</sup>。

细晶铸造主要是通过增加熔体中的形核数量, 使铸件的晶粒数量增多, 尺寸减小, 整体细晶叶盘铸造方法一般分为热控法、动力学法和化学法 3 类。热控法通过控制熔体的温度、冷速和合金液与模壳之间的温度梯度, 保持较低的浇注温度, 提高冷却速率以增大过冷度, 增大形核率, 同时限制晶粒长大, 从而细化晶粒尺寸, 获得细小的等轴晶, 热控法是最简单且易在普通熔模铸造工艺基础上实施的细晶铸造工艺<sup>[4-6]</sup>。热控法由于浇注温度和模壳温度较低, 使得熔体黏度增大, 合金的

流动性差, 凝固时间缩短, 易产生浇不足和缩松等缺陷, 且对于大型复杂铸件, 不易控制其晶粒度, 但热控法操作方便、容易实施, 目前仍是应用较广泛的一种细晶铸造工艺, 再加上后续的热等静压和热处理等工序, 可获得较高质量的产品<sup>[4,5,7]</sup>。

国外在 20 世纪 70 年代已经开始了高温合金细晶精铸工艺方面的研究, 80 年代已经将大量成果应用到航空发动机上<sup>[8]</sup>。美国 AiResearch 公司采用热控法, 制备出 IN 713LC 和 Mar-M247 合金整体细晶叶盘, 相比使用传统铸造工艺制备的整体叶盘, 晶粒大幅度细化<sup>[9]</sup>。北京钢铁研究总院也采用浇注过热度为  $20\text{ }^\circ\text{C}$ , 模壳温度为  $900\text{ }^\circ\text{C}$  的热控法工艺制备出直径 250 mm, 平均晶粒尺寸  $d=0.3\sim 1\text{ mm}$  的 K418B 合金整体细晶涡轮, 相比普通熔模铸造涡轮, 低周疲劳寿命提高 3 倍, 拉伸和中温持久性能也有一定程度的提高<sup>[4]</sup>。如今国外整体细晶叶盘铸造技术成熟可靠, 已大规模应用, 在小型航空发动机民航 APU (位于飞机尾端的辅助动力装置, 核心为小型涡轮发动机) 上亦有很大的应用空间; 而国内细晶铸造整体叶盘起步较晚, 相关工艺及真空精密铸造设备也落后于国外<sup>[10]</sup>。

整体叶盘质量受到结构、工艺、材料、以及实际

收稿日期: 2021-12-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51771017)

作者简介: 马祎炜, 男, 1999 年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: m18810860190@163.com

生产过程等多方面因素的影响,采用传统试错法必将耗费大量人力物力,因此采用数值模拟技术进行结构设计和工艺优化,在提高生产效率和降低研发成本上面具有重要意义<sup>[11]</sup>。精密铸造数值模拟软件的迅猛发展,使得铸造过程流场、温度场可以实现较为准确的定量表征,有利地促进了铸造技术的发展。近年来,数值模拟技术在优化铸造工艺以及改善铸件质量上发挥出越来越大的作用<sup>[12]</sup>。

ProCAST 数值模拟软件在铸造领域被广泛应用,大量学者使用该软件进行模拟研究,优化了铸造工艺,也进一步验证了该数值模拟软件的准确性。何波等<sup>[13]</sup>采用 ProCAST 模拟研究了 IN792 合金叶轮铸件的充型以及凝固过程,最终获得了最佳的铸造工艺方案,明显减少了铸件中的疏松数量和尺寸。李峰等<sup>[14]</sup>运用 ProCAST 软件对叶轮铸造工艺过程进行了数值模拟,分析了型壳初始温度、浇注温度和浇注速度对铸件的影响,并进行了相关的实验验证,找到了更为适合的工艺。Szeliga 等<sup>[15]</sup>应用 ProCAST 软件对 CMSX-4 镍基高温合金定向凝固的晶粒长大过程进行了模拟研究,结合实际实验,确定了成核系数和晶粒长大系数,并且验证了模拟的正确性。

目前国内外在铸造研究领域广泛使用 ProCAST 软件进行模拟研究,并且取得了许多研究进展,对于该软件的专业性和可靠性也有了一定验证,但目前在复杂铸件的晶粒模拟方面相关报道较少,也没有在整体叶盘铸造模拟方面研究的相关报道。

Udimet720Li 合金 (GH4720Li) 一般采用传统铸造加锻造的工艺制备涡轮盘和叶片类部件,该合金是低间隙元素含量的 Ni-Cr-Co 基沉淀硬化型高温合金,γ'强化相含量高达 40%~50%,具有较好的高温强度、抗疲劳、抗蠕变以及长期组织稳定性,适合用于航空发动机涡轮盘和涡轮叶片的制造,以及服役温度不超过 730 °C 的燃气涡轮发动机用关键转动部件,如涡轮盘、涡轮叶片等<sup>[16,17]</sup>。但该合金作为高 γ'相含量的高温合金,其加工冷却时存在的时效硬化倾向,降低了合金的热加工性能,给其微观组织和力学性能控制带来了很大的难度,这也是影响产品成品率和成本的因素<sup>[18,19]</sup>。

对于 Udimet720Li 合金,近年来粉末冶金工艺也有一定发展,但相比传统的铸造成型工艺其成本较高,该合金目前并未有整体叶盘铸造的相关报道。本研究使用 Udimet720Li 合金作为整体叶盘铸造材料,在整体叶盘铸造领域寻求新的突破,使用 ProCAST 软件模拟使用热控法进行整体细晶叶盘的铸造,模拟整体叶盘的凝固过程、孔隙率分布、应力分布和晶粒生长情况,研究了该高 γ'相含量高温合金用于整体叶盘铸造

的凝固行为和组织特征。整体叶盘铸造工序完成后,一般会根据实际情况进行后续的热等静压、热处理、机加工等,本研究只关注其铸造工序。研究结果对于先进航空发动机用整体叶盘的制造提供了参考路径,在提升高温合金装备性能方面将发挥重要作用。

## 1 模拟方法

### 1.1 模型和网格划分

ProCAST 熔模铸造数值模拟流程如图 1 所示。使用 UG 软件建立整体叶盘模型,如图 2 所示,整体叶盘包括 43 个叶片,最大直径约 260 mm,总高度约 240 mm,铸件主体区域为距底端 140 mm 高的部分,如图 2c 所示,该主体区域为铸件的有效区域,本模拟研究主要关注铸件主体区域的情况。由于凝固过程中金属液补缩严重,且最后凝固区域易产生较大缩孔缺陷,为保证整体叶盘主体区域的铸造质量,所以设置有较高的冒口。

将模型导入 ProCAST 软件中的 Mesh 模块,划分网格并建立熔模铸造所需要的模壳以及扣箱。铸件的叶片部分结构复杂,网格划分为 0.9 mm,铸件其余部分网格最大为 3 mm。网格划分完毕后总网格数约 467 万,包括铸件、模壳以及外侧的扣箱 3 个部分,如图 3 所示。

### 1.2 合金及模拟条件

在 Cast 模块中设置合金材料以及其他模拟参数。Udimet720Li 合金典型化学成分如表 1<sup>[20]</sup>所示,根据合

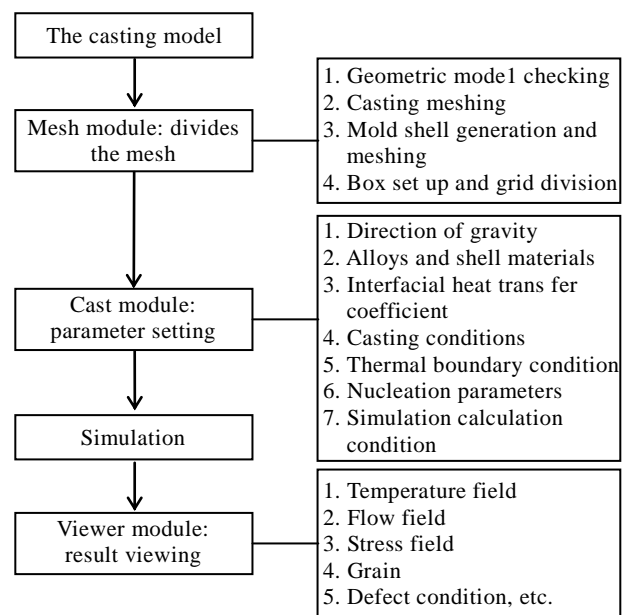


图 1 ProCAST 熔模铸造数值模拟流程

Fig.1 Numerical simulation process of ProCAST investment casting

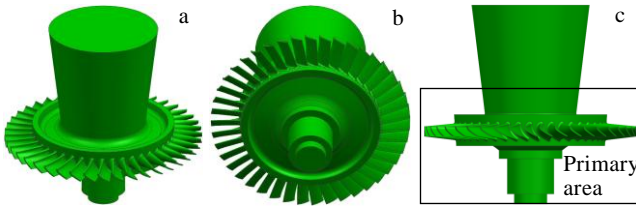


图 2 整体叶盘模型

Fig.2 Model of the blisk: (a) top, (b) bottom, and (c) primary area

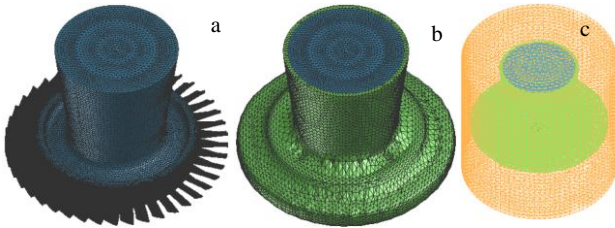


图 3 熔模铸造网格划分情况

Fig.3 Mesh division of investment casting: (a) castings, (b) mold shells, and (c) enclosure

金成分，使用 ProCAST 软件直接计算合金的各项物性参数，计算所得液相线温度为 1333 °C，固相线温度为 1108 °C。

表 1 Udimet720Li 合金典型化学成分

Table 1 Typical chemical composition of the alloy Udimet720Li (wt%)<sup>[20]</sup>

Cr	Co	Ti	Mo	Al	W	C	B	Zr	Ni
16.0	14.7	5.0	3.0	2.5	1.25	0.015	0.015	0.030	Bal.

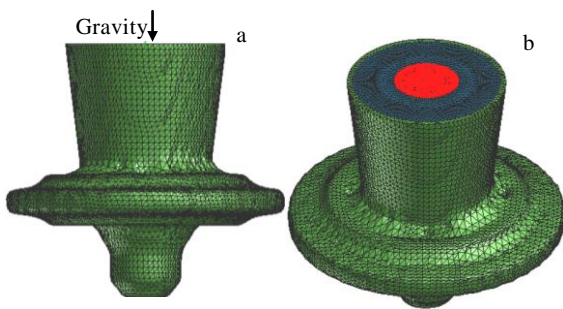


图 4 浇注条件

Fig.4 Casting conditions: (a) gravity direction and (b) pouring area

## 2.2 整体叶盘孔隙率分布

整体叶盘凝固完成后孔隙率模拟结果如图 6 和图 7 所示。图 6 为整体孔隙率情况，整体叶盘的主体区域孔隙率为 1.5%~3%，冒口中心最后凝固的区域孔隙

为采用热控法实现整体叶盘细晶铸造，使用较低的浇注温度和模壳预热温度，提高过冷度，抑制晶粒长大，促进其晶粒细化。浇注过热度取 17 °C，设定浇注温度为 1350 °C，模壳温度为 1050 °C。

浇注条件如图 4 所示，图 4a 显示重力方向，图 4b 为浇注区域，设置浇注的圆形区域在冒口顶端中心，直径为冒口顶端直径的一半，因浇注温度和模壳预热温度比较低，为保证传热均匀，浇注时间设置为 3 s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 整体叶盘凝固过程

整体叶盘凝固过程如图 5 所示，实体部分为完全凝固区域，显示了一般情况下整体叶盘的凝固过程。从开始浇注的时刻计时，264 s 时叶片部分凝固完成，如图 5a 所示；之后继续向中心凝固，同时轮盘最底端开始向上凝固，344 s 时的凝固情况如图 5b 所示，584 s 时的凝固情况如图 5c 所示；之后冒口顶端的外环区域开始凝固，沿模壳内壁向轮盘中心凝固，794 s 时的凝固情况如图 5d 所示；910 s 时靠近模壳的冒口外环已经凝固完成，整体叶盘的主体区域基本凝固完成，如图 5e 所示，之后继续向冒口中心凝固；直到 1124 s 时整体叶盘完全凝固，如图 5f 所示。

率大于 3%，见图 6a；孔隙率小于 1.5% 的区域位于冒口顶端，见图 6b。图 7 为整体叶盘孔隙率分布情况，铸件边缘区域凝固早的部分孔隙率较小，铸件内部凝固晚的区域孔隙率较大，叶片中间部位的孔隙率比周围要大，冒口中间最后凝固区域的孔隙率最大。通常来讲，当缩松含量超过 3% 的时候，高温合金铸件的力学性能会大幅度下降，易导致铸件报废<sup>[21]</sup>，该整体叶盘铸件主体区域的孔隙率不超过 3%，铸件性能在安全范围内。

在凝固过程中由于金属液向周围补缩导致缩松发生偏聚，使得部分区域孔隙率相对较大，凝固完成后整个铸件上分布着一些孔隙率局部较大的区域，这些孔隙率较大的区域形成了图 7 所示的这种相互平行但不连续的片层结构。片层结构的形成与软件处理的算法有关，实际铸造过程不可能形成如此整齐的结构，但模拟显示的这种缩松偏聚的现象和规律可以为实际

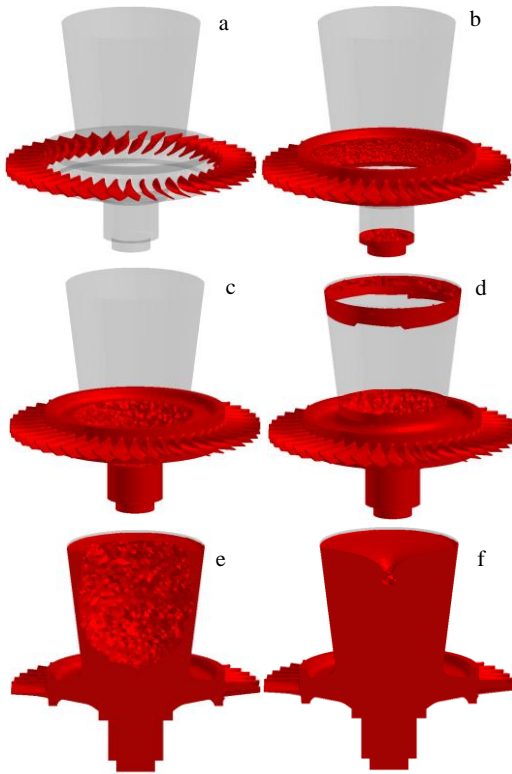


图 5 整体叶盘凝固过程

Fig.5 Solidification process of the blisk: (a) 264 s, (b) 344 s, (c) 584 s, (d) 794 s, (e) 910 s, and (f) 1124 s

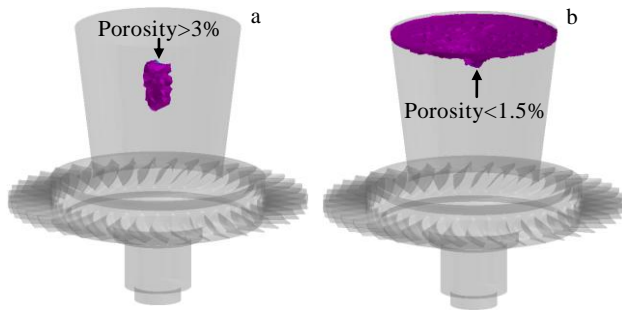


图 6 整体叶盘的孔隙率情况

Fig.6 Overall porosity of the blisk: (a) porosity>3% and (b) porosity<1.5%

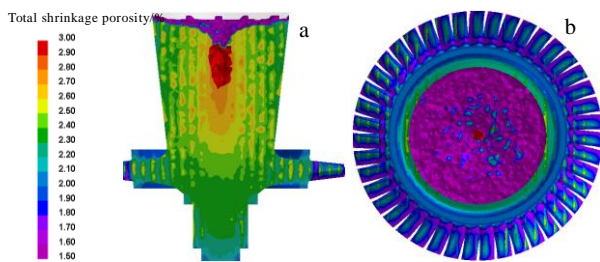


图 7 整体叶盘孔隙率分布

Fig.7 Porosity distributions of the blisk: (a) main view of longitudinal section and (b) vertical view

提供参考。

而且可以发现在凝固越晚的区域，如靠近冒口中心处，由于压力减小，金属液补缩能力减弱，这些疏松偏聚区域的范围越大，这些疏松偏聚区域的存在是导致铸件报废的主要原因。相比于铸件冒口区域，主体区域的致密度更好一些，但铸件的致密度并不高，应在后续的热等静压处理中改善。

在孔隙率的模拟结果分析方面，Niyama 判据也被广泛使用，该判据具体的函数表现形式为温度梯度和冷却速度二次方根的比值，其值越低表明越容易产生孔隙。Niyama 判据适用于预测显微疏松还是宏观疏松缩孔也有一定的争议存在，潘利文等<sup>[22]</sup>对 Niyama 判据的适用性进行了研究，研究认为 Niyama 判据是一种基于枝晶间显微疏松的预测判据，其判据值适用于评定显微疏松产生的倾向性，并能用确定统一的临界判据值判断显微疏松是否产生，但并不适用于宏观疏松缩孔。对于简单铸件以及凝固区间较宽的合金，在宏观的疏松缩孔周围更容易产生显微疏松，若凝固完成后显微疏松与宏观疏松缩孔产生于同一区域，Niyama 判据也可用于预测产生宏观疏松缩孔的位置。

图 8 为整体叶盘凝固结束后的 Niyama 判据值模拟结果。由图 8a 和图 8b 可知，Niyama 判据值小的区域主要分布在叶片尖端以及冒口中心区域，叶片根部以及靠近冒口外壁的区域 Niyama 判据值较大，按照 Niyama 判据值大小可以推测在叶片尖端和冒口中心区域产生显微疏松的倾向性最大。冒口区域结构简单，冒口中心处存在显微疏松以及宏观缩孔缩松，Niyama

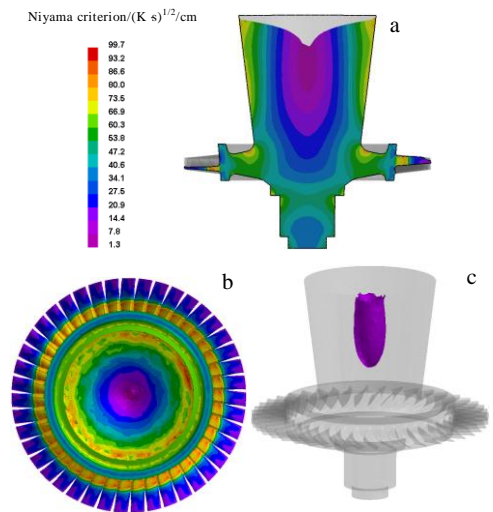


图 8 整体叶盘 Niyama 判据分布

Fig.8 Niyama criterion distributions of the blisk: (a) main view of longitudinal section, (b) vertical view and (c) areas with Niyama criterion values less than 13 (K s)<sup>1/2</sup>/cm

判据预测结果与图 7 孔隙率分布结果相符；叶片部分为复杂薄壁件，叶片尖端最早凝固，Niyama 判据值与图 7 的孔隙率分布情况并不一致，应当寻找到 Niyama 判据的临界值用于整体叶盘的评估。图 8c 显示了 Niyama 判据值小于  $13 (K s)^{1/2}/cm$  的区域，只分布在冒口最后凝固的区域，而叶片尖端 Niyama 判据的最小值略大于  $13 (K s)^{1/2}/cm$ ，说明当 Niyama 判据值大于  $13 (K s)^{1/2}/cm$  时不能很好地预测显微缩松情况，因此该材料整体叶盘的临界判据值小于 13，可以判断整体叶盘铸件主体区域的显微缩松情况良好。图 8c 中的区域完全覆盖了图 6a 所示的孔隙率大于 3% 的区域，说明 Niyama 判据值大于  $13 (K s)^{1/2}/cm$  的区域孔隙率均小于 3%，铸件性能良好。可以设定评估该整体叶盘铸件孔隙缺陷的安全阈值为  $13 (K s)^{1/2}/cm$ ，当主体区域的 Niyama 判据值大于  $13 (K s)^{1/2}/cm$ ，说明铸件性能较为安全可靠，可用该 Niyama 判据安全阈值评估该材料整体叶盘铸造工艺参数的可行性。

### 2.3 整体叶盘应力分布

图 9 为凝固完成后整体叶盘有效应力分布模拟结果，整体有效应力分布范围是 2.36~2000 MPa，叶片尖端和棱角处应力值较大。有效应力最小值为 2.36 MPa，位于冒口中心最后凝固的缩孔处，轮盘中心位置的有效应力范围是 100~300 MPa，叶片和轮盘过渡的环状区域有效应力范围是 500~1200 MPa，有效应力大于 1200 MPa 的区域位于叶片尖端的一小部分区域。

选取叶盘纵剖面 6 个不同的位置，描绘每个位置有效应力值随时间的变化曲线，如图 10 所示，凝固完

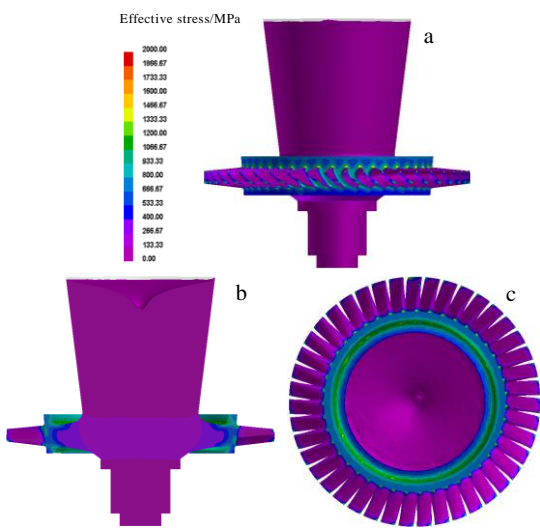


图 9 整体叶盘有效应力情况

Fig.9 Effective stress distributions of the blisk: (a) main view, (b) main view of longitudinal section, and (c) vertical view

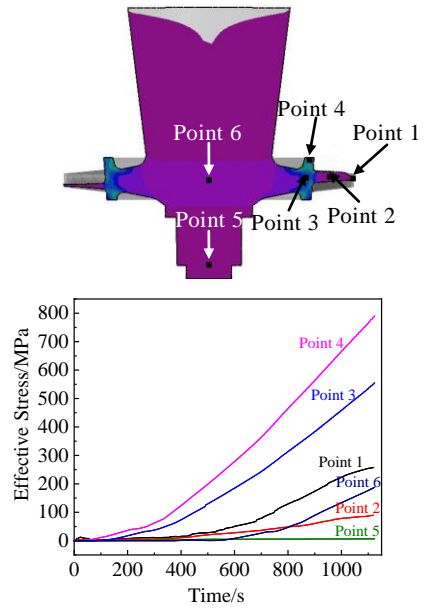


图 10 凝固过程中不同位置有效应力随时间变化曲线

Fig.10 Effective stress curves of different positions during solidification with time

成后应力值从大到小分别为叶片与轮盘过渡处边缘位置 (791 MPa)、叶片与轮盘过渡处中心位置 (555 MPa)、靠近叶片顶端位置 (258 MPa)、轮盘中心位置 (188 MPa)、叶片中心位置 (89 MPa)、轮盘底端位置 (7 MPa)。各位置有效应力大小均随时间不断增加，可见叶片与轮盘过渡处的应力集中比较严重，轮盘底端位置的有效应力一直较小，叶片中间的应力集中也并不大。

整体叶盘凝固完成后各位置的最大切应力、有效塑性应变和热裂指数均为 0，如图 11 所示，说明整体叶盘铸件性能比较好，虽然冒口中心有孔隙率大于 3% 的区域，但不会影响整个铸件的安全。由于过冷度大，在叶片尖端和边缘棱角区域凝固太快，造成局部应力集中，这些区域应力值偏大，仍存在一定安全隐患，应在后续的热处理中改善。

### 2.4 整体叶盘晶粒情况

整体叶盘晶粒模拟结果如图 12 所示，不同颜色代表不同的晶粒取向，只模拟主体区域的晶粒结果，没有显示冒口上部分区域的晶粒情况。

最早凝固的叶片为细晶组织，铸件其他区域的表面分布有柱状晶，位置越靠上凝固越晚的区域柱状晶尺寸和分布范围越大，柱状晶内侧的晶粒较细小，铸件内部凝固最晚的区域晶粒比较粗大。根据该铸件中晶粒的状态和相对大小，划分为图 13a 所示的柱状晶区、较粗等轴晶区和较细等轴晶区这 3 个部分。

叶片部分为复杂薄壁结构，金属液接触到周围模

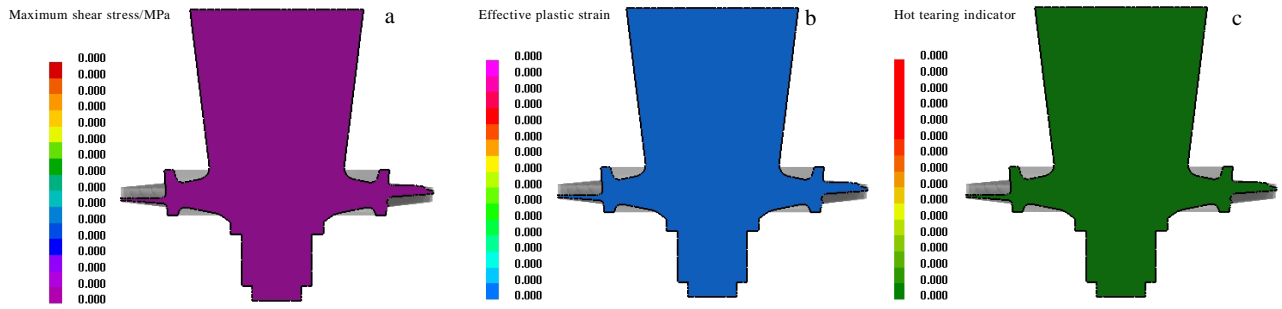


图 11 整体叶盘最大切应力、有效塑性应变和热裂指数

Fig.11 Maximum shear stress (a), effective plastic strain (b), and hot tearing indicator (c) of the blisk

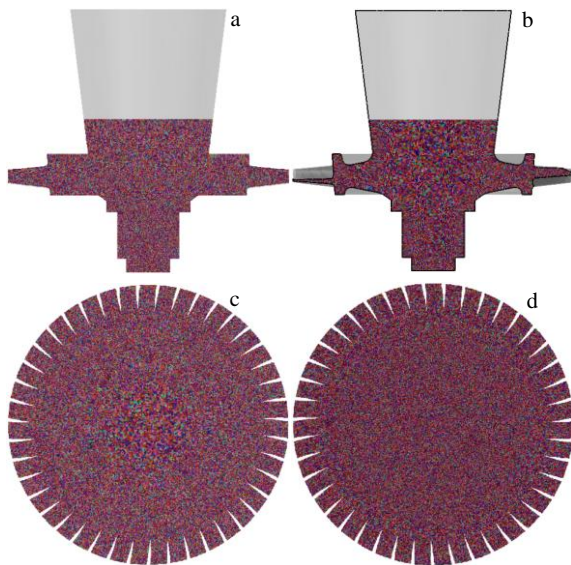


图 12 整体叶盘晶粒模拟结果

Fig.12 Grain simulation results of the blisk: (a) main view, (b) main view of longitudinal section, (c) vertical view, and (d) upward view

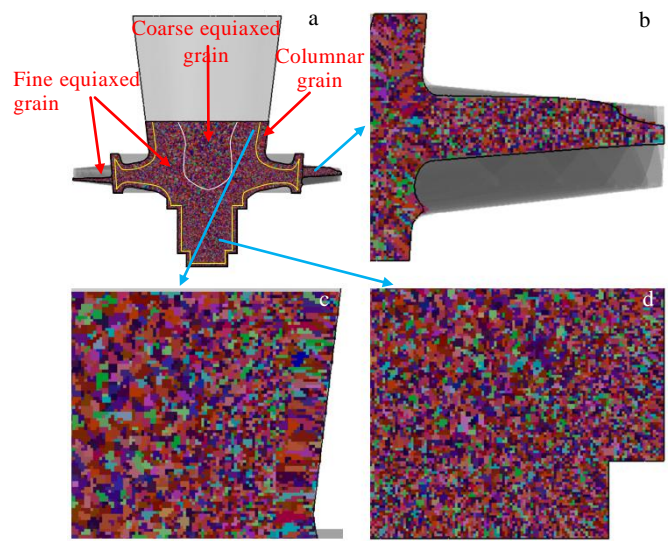


图 13 整体叶盘不同部位晶粒模拟情况

Fig.13 Grain size simulation of different parts of the blisk: (a) regions of different grain types, (b) blade section, (c) casting head, and (d) wheel bottom

壳后大量形核，很快凝固，晶粒来不及长大，形成如图 13b 所示的细晶组织。相比叶片，叶片与轮盘过渡区域的宽度稍大一些，晶粒从模壳内壁形核并生长成一定长度的柱状晶，受到内部生成的细晶阻碍后停止生长。轮盘底部区域虽然很早就充型，但其结构简单，内部宽阔易于传热，内部温度较低，大量形核，晶粒长大抑制柱状晶生长，柱状晶存在的区域很小，如图 13d。冒口凝固很晚，过冷度较小内部形核数量少，从模壳表面向内部凝固生长的柱状晶更大，如图 13c。铸件中心区域凝固时间最晚，形核最少，且生长时间最长，晶粒尺寸最大。

使用 ProCAST 软件 CAFE 模块自带功能计算出图 12b 纵剖面所显示晶粒区域的总面积为 142.55 cm<sup>2</sup>，

平均晶粒尺寸为 0.88 mm。热控法细晶铸造的典型平均晶粒尺寸的范围是 0.18~1.60 mm<sup>[1]</sup>，本次模拟的晶粒尺寸达到热控法细晶铸造的效果。虽然本次模拟使用比较低的浇注温度和模壳预热温度促进其晶粒细化，但不易控制晶粒度的均匀性，其中最大晶粒面积为 5.28 mm<sup>2</sup>，最小晶粒面积为 0.16 mm<sup>2</sup>，也出现了柱状晶，铸件中间部位凝固晚的区域晶粒容易长大，没有很好的抑制手段，对于整体叶盘来说更应该结合动力学方法来进一步细化晶粒并提高晶粒度的均匀性。

### 3 结 论

1) 整体叶盘的凝固始于叶片尖端，叶片的整个区域凝固完成后继续向轮盘中心凝固，同时从轮盘最底端也开始向上凝固，最后在中心区域汇合，下半区域

基本凝固完成。之后冒口顶端的外环区域开始凝固, 沿模壳向轮盘中心凝固, 靠近模壳的冒口外环凝固完成后继续向冒口中心凝固, 直至完全凝固。

2) 整体叶盘主体区域的孔隙率为 1.5%~3%, 铸件内部区域的孔隙率更大, 凝固过程中由于缩松偏聚, 部分区域会形成孔隙率较大的区域, 且在凝固越晚的区域, 这些缩松偏聚区域的范围越大。得出评估该材料整体叶盘铸件孔隙缺陷的安全阈值为  $13 (\text{K s})^{1/2}/\text{cm}$ , 当主体区域的 Niyama 判据值大于  $13 (\text{K s})^{1/2}/\text{cm}$ , 说明铸件性能较为安全可靠, 可用该 Niyama 判据安全阈值评估该材料整体叶盘铸造工艺参数的可行性。

3) 整体叶盘有效应力最小值为 2.36 MPa, 位于冒口中心最后凝固的缩孔处, 大部分区域应力小于 1200 MPa, 应力值更大的区域在尖端和棱角处。整体叶盘各位置的最大切应力、有效塑性应变和热裂指数均为 0, 铸件性能良好, 但在叶片尖端和边缘棱角区域存在较大的应力集中现象。

4) 整体叶盘平均晶粒尺寸为 0.88 mm, 满足热控法细晶铸造达到的平均晶粒尺寸的要求, 但是出现了柱状晶, 铸件中间部位凝固慢的区域晶粒容易长大, 对于整体叶盘来说热控法不易控制晶粒度的均匀性, 更应该结合动力学方法, 提高晶粒度的均匀性。

#### 参考文献 References

- [1] Liu Lin(刘林). *Foundry(铸造)*[J], 2012, 61(11): 1273
- [2] Zhang Xiaohong(张晓红). *Internal Combustion Engines(内燃机)*[J], 2016(2): 17
- [3] Tang Xin(汤鑫), Yu Baozheng(于保正), Liu Faxin(刘发信) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2003(4): 16
- [4] Yuan Wenming(袁文明), Tang Xin(汤鑫), Chen Rongzhang(陈荣章). *Foundry(铸造)*[J], 1996(6): 41
- [5] Tang Xin(汤鑫), Cao Lamei(曹腊梅), Li Ailan(李爱兰) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2005(3): 57
- [6] Shi Changxu(师昌绪), Zhong Zengyong(仲增墉). *Fifty Years of Chinese Superalloys(中国高温合金五十年)*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 72
- [7] Zhang Jun(张军), Jie Ziqi(介子奇), Huang Taiwen(黄太文) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(9): 1145
- [8] Tang Xin(汤鑫), Liu Faxin(刘发信), Yuan Wenming(袁文明). *Metallurgical Equipment(冶金设备)*[J], 1998(5): 42
- [9] Woulds M, Benson H. *Superalloys 1984*[C]. Torrance: TMS, 1984: 3
- [10] Song Jingsi(宋静思), Zhao Shuai(赵帅), Wang Ting(王婷) *et al. Vacuum(真空)*[J], 2019, 56(4): 44
- [11] Liu Mengfei(刘梦飞), Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新). *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2021, 13(1): 35
- [12] Wang Ke(王科). *Advanced Materials Industry(新材料产业)*[J], 2017(5): 35
- [13] He Bo(何波), Zhou Hongjiang(周泓江), Li Jianhui(李建辉) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2016, 40(3): 227
- [14] Li Feng(李峰), Zheng Fusheng(郑福生), Wang Gang(王刚) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2013, 42(7): 55
- [15] Szeliga D, Kubiak K, Burelko A *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2014, 23(3): 1088
- [16] Wang Tao(王涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Li Zhao(李钊) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(2): 182
- [17] Yu Qiuying(于秋颖), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(5): 857
- [18] Fahrman M, Suzuki A. *Superalloys 2008*[C]. Champion: TMS, 2008: 311
- [19] Chang L, Jin H, Sun W. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 653: 266
- [20] Gopinath K, Gogia A K, Kamat S V *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 57(4): 1243
- [21] Wang Yongfeng(王永锋), Meng Xiangbin(孟祥斌), Li Jinguo(李金国) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(5): 1264
- [22] Pan Liwen(潘利文), Zhen Lijing(郑立静), Zhang Hu(张虎) *et al. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics(北京航空航天大学学报)*[J], 2011, 37(12): 1534

## Simulation of Casting Solidification Behavior and Microstructure Characteristics of High $\gamma'$ Content Superalloy Fine Grain Blisk

Ma Yiwei<sup>1</sup>, Yao Zhihao<sup>1</sup>, Li Dayu<sup>1</sup>, Liu Mengfei<sup>1</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>, Gai Qidong<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** ProCAST software was used to simulate the casting of fine grain blisk by thermal controlled. Traditional Udimet720Li deformed superalloy was used as the casting material of blisk to simulate the solidification process, porosity distribution, stress distribution and grain growth of blisk. The solidification behavior and microstructure characteristics of the high  $\gamma'$  superalloy used in fine grain blisk casting were studied. The results show that the solidification of the blisk begins at the blade tip and ends at the center of riser. The porosity of the main area of the blisk is 1.5%~3%. In the solidification process, due to the shrinkage and segregation, some areas will form relatively large porosity areas. A safety threshold of  $13 \text{ (K s)}^{1/2}/\text{cm}$  was established to evaluate the feasibility of casting process parameters. The maximum shear stress, effective plastic strain and hot crack index at each position of the blisk are 0, but the effective stress is more than 1200 MPa in the blade tip and edge corner area. The average grain diameter of the blisk is 0.88 mm, which meets the requirement of thermal control method. However, thermal control method is not easy to control the uniformity of grain size, so it should be combined with kinetic method to improve the uniformity of grain size.

**Key words:** ProCAST; thermal control method; fine grain blisk; Udimet720Li

---

Corresponding author: Yao Zhihao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: zhihaoyao@ustb.edu.cn