文章编号: 1004-0609(2013)01-0082-09

K418 合金车用增压涡轮热裂倾向性分析及预测

石照夏,董建新,张麦仓,郑 磊

(北京科技大学 高温材料及应用研究室, 北京 100083)

摘 要:为解决 K418 合金用于浇注车用增压涡轮时出现的热裂问题,采用有限元模拟软件 ProCAST 的热弹塑性 模型,对不同浇注工艺下 K418 合金车用增压涡轮的充型和凝固过程进行模拟,通过对温度场、固相分数和应力 场模拟结果的分析,预测热裂缺陷的形成倾向,模拟结果与实际情况基本吻合。分析结果表明,涡轮叶稍处产生 热裂的根本原因是凝固过程中产生了拉应力,应力值越大,铸件处于热裂敏感区的时间越长,热裂倾向性越大; 采用较高的模壳温度和较低的浇注温度有利于降低铸件的热裂倾向。

关键词: K418 合金; 车用增压涡轮; 热裂; 浇注工艺; 数值模拟 中图分类号: TG249.5 文献标志码: A

Hot tearing susceptibility analysis and prediction of K418 superalloy for auto turbocharger turbine wheel

SHI Zhao-xia, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei

(High Temperature Materials Research Laboratory, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The filling and solidification processes under different pouring processes were simulated by the thermal elasto-plastic stress model in finite element simulation software ProCAST in order to solve the hot tearing problem in the K418 superalloy auto turbocharger turbine wheel. The susceptibility of hot tearing defects was predicted by analyzing the simulation results of temperature field, solid fraction and stress field. The simulation results agree well with the real circumstances. The analysis results show that the main reason for the hot tearing in the blade margin of turbine is the tensile stress induced during the solidification. Both the higher stress and the longer time in the hot tearing sensitive range will result in the higher hot tearing susceptibility of the casting. The higher shell temperature and the lower pouring temperature are advantageous to reducing the hot tearing susceptibility of the casting.

Key words: K418 superalloy; auto turbocharger turbine wheel; hot tearing; pouring process; numerical simulation

提高发动机动力性能、降低燃料消耗和减少废气 排放污染是汽车发动机发展的主要目标,采用涡轮增 压技术已成为实现上述目标的有效措施之一^[1-3]。涡轮 增压器利用发动机排出的废气能量推动涡轮室内的涡 轮,涡轮带动同轴的叶轮,叶轮将来自空气滤清器的 空气压缩,使之增压进入气缸。当发动机转速加快时, 气缸进气量增加,从而提高了发动机的输出功率。在 新一代小型发动机中,尾气温度在局部区域甚至超过 了 850 ℃,涡轮转速快,叶片长期承受多种交变应力的作用,因此,要求涡轮材料具备较好的耐热性和高 温力学性能^[4-6]。

K418 镍基铸造高温合金因具有足够的热强性、热稳定性和良好的抗机械疲劳和热疲劳性能等优点,目前被广泛用于制作汽车增压涡轮。增压涡轮叶片薄且曲率变化大,因此实际生产中采用熔模铸造的方法浇注涡轮时,叶片极易产生热裂。目前生产厂家多采用

收稿日期: 2012-04-26; 修订日期: 2012-08-27

通信作者:石照夏,博士研究生;电话: 010-62332884; E-mail: zxshiustb@163.com

"经验+试验"的方法摸索减少铸件热裂缺陷的改进 工艺,但这不仅浪费昂贵的合金和型壳材料,增加成 本,而且使得工艺改进周期延长。计算机模拟技术的 发展及其在铸造领域的应用为人们认识铸件充型和凝 固过程提供了有效途径。通过直观地观察铸件充型和 凝固过程,可以预测热裂、缩孔、缩松等缺陷的产生 情况,从而实现了铸造工艺的优化设计,以确保铸件 质量,降低生产成本,缩短试制周期^[7-10]。

国内外对车用增压涡轮用 TiAl 合金进行了大量 研究,如成分和组织对 TiAl 合金持久性能的影响以及 TiAl 合金的组织和力学性能等研究^[4-5]。此外,众多 学者对 Inconel713C 和 GMR235 等车用增压涡轮用高 温合金的研究主要集中在组织控制和性能提高等方 面^[11-13]。由于热裂这一铸造缺陷的存在不仅使涡轮生 产厂家的成品率仅维持在现有水平,一定程度上也制 约了涡轮产品质量的提高。因此,寻求快捷、合适的 方法预测涡轮热裂,进而防止和控制热裂的产生,并 探索铸件热裂倾向最小的浇注工艺具有重要意义,但 目前关于这方面的研究鲜见报道。

本文作者以K418合金车用增压涡轮为研究对象, 采用已经实际工程验证的铸造专用数值模拟软件 ProCAST 对涡轮铸造过程进行模拟,动态地观察涡轮 的充型和凝固过程。在此基础上,结合热裂产生机理 与预测判据,模拟并预测不同浇注工艺下涡轮的热裂 情况,讨论了浇注温度和模壳温度对涡轮热裂的影响, 以期为获得高质量涡轮产品的优化工艺提供参考。

1 凝固过程数值模拟

1.1 试验铸件及模型的建立

某型号车用增压涡轮采用 K418 镍基铸造高温合 金通过无余量整体熔模铸造成型,其外形如图 1(a)所 示。涡轮由 12 个叶片及轮盘组成,涡轮盘尺寸较大, 最大尺寸为 d 98 mm,最小壁厚仅为 2.5 mm,带有 d 29 mm 的涡轮轴;涡轮叶片长而薄,叶片高约为 31.5 mm,叶片自叶根向叶尖方向厚度逐渐减小,叶尖处 壁厚不足 1 mm。此熔模铸造涡轮属小型件,为了提 高生产效率和成品率,多采用组树的方法,一型多件 同时浇注。为便于工艺上的研究分析,本文作者取单 个带内浇道的涡轮进行模拟。铸件内浇道采用 Pro/Engineer 三维实体造型软件进行造型,具体尺寸如 图 1(b)所示。K418 合金涡轮精铸过程采用热壳浇注, 模壳温度很高,冷却过程必须考虑模壳与周围环境的 辐射换热,因此模拟中考虑模壳与车间环境的辐射换



图1 某型号车用增压涡轮外形及内浇道实体造型

Fig. 1 External appearance of certain type of auto turbocharger turbine wheel and solid modeling of internal sprue (Unit: mm): (a) External appearance; (b) Solid modeling of internal sprue

热,造型时建立一个 d 138 mm×147 mm 的圆柱形扣 箱将整个铸件内浇道包裹于其中。

1.2 网格剖分

铸件浇道的几何模型从 Pro/Engineer 软件中导出 IGS 格式,随后导入 ProCAST 软件的 MeshCAST 模 块中进行面网格划分。由于涡轮不同部位厚度相差较 大,同时综合考虑薄叶片部分的计算精度和模拟计算 量,采用不同的网格长度划分铸件面网格,涡轮叶片 部分的网格大小为 1 mm,涡轮盘、涡轮轴及浇道的 网格长度为 3 mm,扣箱的网格长度为 6 mm。面网格 划分成功后,考虑到实际模壳的形状和厚度,采用 MeshCAST 中自动生成型壳的 Shell 功能,在铸件外 生成 7 mm 厚的模壳,最后进行体网格划分。铸件、 模壳和扣箱的网格划分结果如图 2 所示,模型中节点 数为 155 713,有限元体网格数为 747 870。



图 2 铸件、模壳及扣箱的网格模型

Fig. 2 Grid models of casting (a), shell (b) and enclosure (c)

1.3 材料的热物性参数和力学性能参数

模拟中铸件材料为 K418 合金, 其主要成分如表 1 所列。该合金是一种以 y'相沉淀强化为主的镍基高温

	表1	K418 合金的主要成分
--	----	--------------

Table 1Main chemical composition of K418 superalloy(mass fraction, %)

Cr	Mo	Al	Nb	Ti	Zr	Fe	С	В	Ni
12.5	4.3	6.0	2.1	0.75	0.10	0.50	0.12	0.014	Bal.

合金, y'相的质量分数约为 55%, 枝晶间 y+y'共晶相体积分数约为 2%, 此外, 还含少量 MC 碳化物和极少量 M₃B₂硼化物。

K418 合金计算中所用的相关物性参数利用 ProCAST 自带的材料数据库,将表1中元素的质量分 数输入材料数据库中,采用软件推荐的 Scheil 模型, 通过 ProCAST 与热力学数据库和应力数据库自动连 接,计算得到合金的热物性参数和力学性能参数。模 壳材料采用锆砂,其热物性参数在 ProCAST 软件数据 库中选取。

1.4 边界条件、初始条件及运行参数设置

计算得到 K418 合金固相线和液相线温度分别为 1 178 和 1 346 ℃。实际生产中合金的浇注温度为 1 450~1 500 ℃,通常低于 1 500 ℃,模壳温度为 900 ℃ 左右。模拟计算中采用 1 450 和 1 500 ℃两种浇注温 度以及 900 和 950 ℃两种模壳温度,对比分析浇注温 度和模壳温度对热裂缺陷的影响。应力模拟计算采用 热弹塑性模型,将模壳定义为刚性,即参与接触计算, 但不进行应力计算。浇注考虑辐射换热、导热和对 流换热,设定铸件与模壳之间的换热系数为 650 W/(m²·K),采用重力浇注,浇注速度约为 0.15 m/s。 终止计算的条件设置为温度低于 800 ℃,除将 TFREQ(温度结果保存间隔)和 SFREQ(应力结果保存 结果)值改为 5 外,其余运行参数采用重力浇注默认设 置。前处理完毕后,运行 ProCAST 得到金属液充型 以及凝固过程中的温度场和应力场求解结果。

2 模拟结果及分析

2.1 充型过程

图 3 所示为在模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃的浇注工艺下金属液通过内浇道的充型过程 模拟结果。由图 3 可知,金属液浇注到内浇道后,液 态金属依靠静压力流入涡轮型腔,首先充满底部涡轮 轴,然后自下而上充满叶片,之后在内浇道的下部相 遇,最后上升到内浇道口。充型完整,不会发生冷隔、 浇注不足等缺陷,完成整个充型过程约需 1.5 s。 (a)





图3 模壳温度为900 ℃、浇注温度为1450 ℃时铸件充型过程的温度场分布

Fig. 3 Distribution of temperature field of filling process of casting at shell temperature of 900 $^{\circ}$ C and pouring temperature of 1 450 $^{\circ}$ C: (a) 0.5 s; (b) 0.8 s; (c) 1.1 s; (d) 1.5 s

2.2 凝固时间分布

图 4 所示为模壳温度为 900 ℃,浇注温度为 1 450 ℃的浇注工艺下铸件的凝固时间分布。由图 4 可知, 铸件凝固时间最长的部位为图中红色区域的内浇道, 凝固时间最短的部位为紫色区域的叶片前端。叶片、 涡轮轴部、涡轮盘及内浇道等不同部位凝固时间相差 极大,叶片前端在 30 s 内即完全凝固,涡轮轴部及涡 轮盘凝固减缓,内浇道最后凝固。此凝固顺序有利于 保证涡轮自下而上的凝固顺序,使缩孔、缩松等缺陷 集中在最后凝固的内浇道部位,从而保证了涡轮的质 量。

2.3 温度场和固相分数分布

图 5 所示为模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃的浇注工艺下,铸件凝固初期的温度场分布和相应 的固相分数分布情况。由图 5 可知,金属液充满型腔 后,厚度最薄的叶片前端温度首先降至 1 178 ℃(合金 固相线温度)以下,即完成凝固。此时叶片根部、涡轮



图 4 模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃时铸件凝固时间分布

Fig. 4 Distribution of solidification time of casting at shell temperature of 900 $^{\circ}$ C and pouring temperature of 1 450 $^{\circ}$ C

轴部、涡轮盘及内浇道温度虽已降低至1346 ℃(合金 液相线温度)以下,但仍高于合金的固相线温度,这些



图 5 模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃时铸件温度 场和固相分数分布

Fig. 5 Distribution of temperature field and solid fraction of casting at shell temperature of 900 $^{\circ}$ C and pouring temperature of 1 450 $^{\circ}$ C: (a) Temperature field; (b) Solid fraction

部位的合金液此时处于固液两态共存区。

2.4 应力场分布和热裂倾向分布

ProCAST 软件除了在应力场计算方面较其他同 类软件具有较大优势外,还可以在应力计算中对热裂 敏感性进行计算。在 ProCAST 软件中定义了热裂指 数,通过启用热裂指示器来表达该指数,从而定性地 描述铸件发生热裂的倾向。热裂指示器是一种应力驱 动模型,其理论基础是基于凝固过程中产生的全部应 力,当固相率为 50%~99%时,计算给定节点的弹性和 塑性应力变形。

图 6 所示为在模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃的浇注工艺下,铸件凝固初期的应力场分布 和相应时刻的热裂倾向分布情况。由图 6(a)可以看出, 凝固开始时,随着叶片前端的即刻凝固,叶片部位首 先产生拉应力,最早凝固的叶稍处应力最大,其中曲



图 6 模壳温度为 900 ℃、浇注温度为 1 450 ℃时铸件应力 场分布和热裂倾向

Fig. 6 Distribution diagram of stress field and hot tearing at shell temperature of 900 $^{\circ}$ C and pouring temperature of 1 450 $^{\circ}$ C: (a) Stress field; (b) Index of hot tearing

率较大的部位应力集中最为严重。由图 6(b)所示的铸件热裂倾向模拟结果可知,凝固初期涡轮的热裂情况与应力场的模拟结果一致,即叶片前端热裂倾向较大,曲率较大的部位热裂倾向最大。

图 7 所示为实际生产中涡轮叶片产生热裂的部位。由图 7 可知,热裂纹通常出现在涡轮叶片上曲率较大的叶稍部位。由此可知,模拟得到的热裂结果与实际生产中的热裂情况基本吻合。

为深入分析涡轮叶片的热裂机制,在叶稍上从垂 直于涡轮轴的方向等距离选择7个节点,以研究凝固 过程中叶片上热裂的产生过程,如图 6(b)所示。图 8 所示为涡轮叶稍处节点的温度、固相分数和应力随时 间的变化。由图 8 可知,位于叶片最下端的节点1不 到 13 s 即完全凝固,叶稍处其他几个节点的凝固时间 相差不大,均约为 18 s。在凝固过程的前 8 s 内,各个 节点的固相分数均小于 0.9,在此前的凝固过程中几



图 7 铸件实际热裂部位

Fig. 7 Practical cracked area of casting: (a) Turbine 1; (b) Turbine 2; (c) Turbine 3

乎不产生应力。随着凝固过程的进行,当固相分数大于 0.9 时,叶稍各节点处开始产生拉应力。当固相分数接近 1.0 时,拉应力急剧增大,其中节点 3 和 4 处产生的拉应力最大,均大于 50 MPa,其余节点在固相

分数接近 1.0 时产生的拉应力为 18~45 MPa。

热裂是铸件在凝固末期,固相分数高达 0.9、几乎 接近 1.0 时形成的一种铸造缺陷,此时温度处于线收 缩开始温度到固相线温度区间内,即有效结晶温度范 围^[14-16]。强度理论认为,在有效结晶温度范围内的合 金本身处于"脆性"阶段,合金的强度和塑性极低。 铸件凝固末期,处于脆性区的铸件,当固相骨架已经 形成并开始线收缩后,由于收缩受阻,铸件局部产生 收缩应力及塑性变形。若收缩应力或塑性变形超过合 金在该温度下的强度极限和伸长率,铸件即发生热 裂^[17-19]。凝固过程中产生的应力或塑性变形越大,铸 件的热裂倾向性越大。此外,CLYNE 和 DAVIES^[20] 及 HATAMI 等^[21]有关热裂形成的判据中定义了一个 热裂倾向系数(Hot-cracking susceptibility coefficient, $\eta_{\rm HCS}$),即

$$\eta_{\rm HCS} = \frac{T_{\nu}}{T_R} = \frac{t_{0.99} - t_{0.9}}{t_{0.9} - t_{0.4}} \tag{1}$$

式中: *t*_{0.99}、*t*_{0.9}和 *t*_{0.4}分别代表固相分数为 0.99、0.9和 0.4 所对应的时间。可以看出,合金凝固过程中固相分数处于 0.99~0.9 这一阶段的时间越长,热裂倾向性越大。因此,可以从凝固过程中产生的拉应力和处于热裂敏感区的时间两方面来考察铸件的热裂倾向性。

增压涡轮结构复杂,各个部分厚薄不同,导致叶 稍、叶根和涡轮轴部的冷却情况不同,薄的叶片部分 凝固较快,尺寸较大的涡轮轴和涡轮盘凝固较慢,因 此造成各部分温度分布不均匀,凝固时间和收缩量不 同。同时涡轮各部分联为一个整体,彼此间互相制约, 因而在先凝固的叶稍部分首先产生了拉应力,当拉应 力达到一定值时通过产生裂纹来释放,即发生热裂。 对照图 7 可知,涡轮叶片实际热裂部位基本位于节点 3 和 4 之间的叶片部位。由此可知,当固相分数接近 1.0 时,叶稍处各节点均产生拉应力。叶片曲率变化大 的区域易形成应力集中,因此,节点 3 和 4 所在区域 的拉应力大于其他部位的拉应力,导致此处更易发生 热裂。

2.5 不同浇注工艺下的热裂对比

通过充型和凝固过程的数值模拟,较真实全面地 反映了涡轮的实际凝固过程,模拟过程中的热裂倾向 也与实际情况吻合良好。为了考察工艺对涡轮产生热 裂的影响,选取1450和1500℃的浇注温度及900 和950℃的模壳温度,采用不同的温度参数交叉模拟 涡轮的热裂情况。图9所示为不同浇注温度和模壳温 度下热裂倾向较严重的节点4的温度随时间的变化。



图 8 叶稍处节点温度、固相分数和拉应力随时间的变化 曲线

Fig. 8 Variations of temperature (a), solid fraction (b) and tensile stress (c) with time at different nodes in blade margin

从图 9 可以看出,模壳温度为 900 ℃时,1 450 和 1 500 ℃两种浇注温度下节点 4 的凝固所需时间差别 不大。模壳温度提高后,冷却速率减缓,凝固时间延



图 9 不同模壳温度和浇注温度下节点 4 的温度随时间的 变化

Fig. 9 Variation of temperature with time for node 4 at different shell temperatures and pouring temperatures

长,其中高模壳温度、高浇注温度下节点4凝固所需 时间最长。这是由于模壳温度与浇注温度越高,凝固 过程中铸件与模壳的界面温差越小,铸型冷却作用减 弱,铸件凝固所需时间延长。

图 10 所示为不同浇注温度和模壳温度下节点 4 的固相分数和应力随时间的变化。由图 10 可知,不同 浇注工艺下节点 4 的应力都在固相分数达到 0.9 时产 生,且在固相分数逐渐接近1.0时急剧增加。低模壳 温度和低浇注温度及高模壳温度和高浇注温度的浇注 工艺下,固相分数接近1.0时,产生的应力均大于50 MPa, 且模壳温度为 950 ℃、浇注温度为 1 500 ℃时, 应力高达约 60 MPa;采用低模壳温度和高浇注温度及 高模壳温度和低浇注温度的浇注工艺,凝固终了时产 生的应力均低于 50 MPa, 且当模壳温度为 950 ℃、 浇注温度为1450 ℃时,产生的应力小于40 MPa。观 察节点 4 在不同浇注条件下固相分数处于 0.9~0.99 的 时间可知,采用 950 ℃的高模壳温度和 1 500 ℃的 高浇注温度时约为11 s,其他浇注条件下此时间约为 7 s。由此可知,采用高模壳温度和高注温度不仅导致 节点4在凝固过程中所受应力增大,而且使节点处于 热裂敏感区的时间延长,不利于控制铸件的热裂倾向。 而同时采用高模壳温度和低浇注温度的浇注条件时, 一方面降低了凝固过程中产生的应力,另一方面还缩 短了铸件处于热裂敏感区的时间,因而有利于降低铸 件的热裂倾向。因此,对于该涡轮铸件,采用较高的 模壳温度和较低的浇注温度有利于降低铸件的热裂 倾向。



图 10 不同模壳温度和浇注温度下 4 节点固相分数和粒应力随时间的变化

Fig. 10 Variations of solid fraction and tensile stress with time for node 4 at different shell temperatures and pouring temperatures: (a) Shell temperature of 900 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (b) Shell temperature of 900 °C and pouring temperature of 1 500 °C; (c) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 1 450 °C; (d) Shell temperature of 950 °C and pouring temperature of 950 °C and pouring temperature of 950 °C and 950

3 结论

1) 利用 ProCAST 铸造模拟软件模拟了不同浇注 温度和模壳温度下 K418 合金车用增压涡轮的充型和 凝固过程,分析了铸造过程中铸件的流场、温度场、 固相分数和应力场模拟结果,预测了涡轮的热裂倾向 与分布,模拟结果与生产实际基本吻合。

2)凝固过程中涡轮各部分厚度不同,导致叶稍与 其他部位的冷却情况不同,造成涡轮各部分温度分布 不均匀,凝固时间和收缩量不同,因而在最先凝固的 叶稍部位产生了拉应力,拉应力达到一定程度即通过 产生热裂来释放;凝固过程中铸件所受拉应力越大, 处于热裂敏感区的时间越长,热裂倾向性越大。

REFERENCES

- SUNG S Y, KIM Y J. Economic net-shape forming of TiAl alloys for automotive parts[J]. Intermetallics, 2006, 14(10/11): 1163–1167.
- [2] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331: 582–588.
- [3] 张晋东,李洪武. 车用柴油机涡轮增压技术的新发展[J]. 车用发动机, 2002(1): 1-4.
 ZHANG Jin-dong, LI Hong-wu. Recent progress of vehicle turbochargers[J]. Vehicle Engine, 2002(1): 1-4.
- [4] TETSUI T, ONO S. Endurance and composition and microstructure effects on endurance of TiAl used in turbochargers[J]. Intermetallics, 1999, 7(6): 689–697.

2013年1月

- [5] JOVANOVIĆ M T, DIMČIĆ B, BOBIĆ I, ZEC S, MAKSIMOVIĆ V. Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbochargers wheel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 167(1): 14–21.
- [6] 郭建亭. 高温合金在能源工业中的应用现状与发展[J]. 金属
 学报, 2010, 46(5): 513-527.
 GUO Jian-ting. The current situation of application and

development of superalloys in the fields of energy industry[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(5): 513–527.

- [7] FU P X, KANG X H, MA Y C, LIU K, LI D Z, LI Y Y. Centrifugal casting of TiAl exhaust valves[J]. Intermetallics, 2008, 16(2): 130–138.
- [8] 于彦东,雷 黎,蒋海燕,付彭怀,翟春泉,丁文江.基于数 值模拟的镁合金真空压铸浇注系统设计与优化[J].中国有色 金属学报,2005,15(12):1903-1909.

YU Yan-dong, LEI Li, JIANG Hai-yan, FU Peng-huai, ZHAI Chun-quan, DING Wen-jiang. Design and optimization of runner and gating systems for vacuum die casting of magnesium through numerical simulation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(12): 1903–1907.

- [9] SUNG S Y, KIM Y J. Modeling of titanium aluminides turbo-charger casting[J]. Intermetallics, 2007, 15(4): 468–474.
- [10] 袁有录,曾大新,董 艺,林月军. 42CrMo 复杂铸钢件熔模 精铸过程数值模拟及试验研究[J]. 铸造, 2008, 57(5): 473-476. YUAN You-lu, ZENG Da-xin, DONG Yi, LIN Yue-jun. Numerical simulation and experimental investigation on investment casting process of complex 42CrMo steel castings[J]. Foundry, 2008, 57(5): 473-476.
- [11] ZUPANIČ F, BONČINA T, KRIŽMAN A, TICHELAAR F D. Structure of continuously cast Ni-based superalloy Inconel 713C[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 329(1/2): 290–297.
- [12] ZUPANIČ F, BONČINA T, KRIŽMAN A, MARKOLI B, SPAIĆ S. Microstructural constituents of the Ni-based superalloy GMR235 in the as-cast condition[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(9): 667–672.
- [13] 史世凤,胡博炜,范 强,贾崇林,牛永吉.合金成分和工艺
 参数对镍基铸造高温合金 GMR235 组织和性能的影响[J].稀
 有金属材料与工程,2011,40(11):2038-2042.
 SHI Shi-feng, HU Bo-wei, FAN Qiang, JIA Chong-lin, NIU

Yong-ji. Effect of composition and processing parameters on microstructure and mechanical properties of nickel-base cast superalloy GMR235[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(11): 2038–2042.

- [14] RIDOLFI M R, de VITO A, FERRO L. Effect of alloying elements on thermal contraction and crack susceptibility during in-mold solidification[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2008, 39(4): 581–592.
- [15] STANGELAND A, MO A, M'HAMDI M, VIANO D, DAVIDSON C. Thermal strain in the mushy zone related to hot tearing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(3): 705-714.
- [16] 杨 政,田 飞,郑 志,朱耀宵. 定向凝固镍基高温合金的 成分因素对涡轮叶片热裂的影响[J]. 金属学报, 2002, 38(11): 1191-1194.

YANG Zheng, TIAN Fei, ZHENG Zhi, ZHU Yao-xiao. Effect of element factors of a directionally solidified Ni-base superalloy on hot tear in turbine blades[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(11): 1191–1194.

- [17] BELLET M, CERRI O, BOBADILLA M, CHASTEL Y. Modeling hot tearing during solidification of steels: Assessment and improvement of macroscopic criteria through the analysis of two experimental tests[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(11): 2705–2717.
- [18] MATHIER V, VERNÈDE S, JARRY P, RAPPAZ M. Two phase modeling of hot tearing in aluminum alloys: Applications of a semicoupled method[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(4): 943–957.
- [19] SUYITNO, KOOL W H, KATGERMAN. L. Integrated approach for prediction of hot tearing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(10): 2388–2400.
- [20] CLYNE T W, DAVIES G J. Influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems[J]. British Foundryman, 1981, 74: 65–73.
- [21] HATAMI N, BABAEI R, DADASHZADEH M, DAVAMI P. Modeling of hot tearing formation during solidification[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 205(1/3): 506-513.

(编辑 陈卫萍)