

管轴透盖裂纹失效机理及铸造工艺优化

史继之¹, 吴少旗¹, 汤帅¹, 杨超^{2, 3}, 陈崇生¹

(1. 徐州徐工精密工业科技有限公司, 江苏徐州 221600;

2. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240;

3. 上海交通大学内蒙古研究院, 内蒙古呼和浩特 010010)

摘要: 针对大型旋转机械用管轴透盖易出现裂纹失效的问题, 通过多尺度表征与数值模拟相结合的方法, 系统分析了HT250透盖裂纹失效机理, 并优化了铸造工艺。研究发现, 裂纹失效主要由局部E型石墨富集导致, 其破坏了基体连续性, 在交变载荷作用下引发微裂纹并扩展。通过将碳当量提高到3.9, 一次孕育剂加入量增加到0.43%, 可有效抑制E型石墨形成。同时, 采用MAGMASOFT软件优化铸造工艺和冷却速率, 在壁厚变化处增加冒口并调整熔炼工艺, 显著减少了铸件缺陷, 大幅提升了铸件合格率。

关键词: 裂纹失效; 灰铸铁; E型石墨; 碳当量

中图分类号: TG244⁺.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 01-0081-06

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0012

作者简介:

史继之(1985-), 男, 学士, 工程师, 主要从事铸造产品工艺开发工作。E-mail: shijizhi111@163.com

通信作者:

杨超, 男, 博士, 助理教授。E-mail: yangchao1987@sjtu.edu.cn

基金项目:

上海市自然科学基金面上项目(25ZR1401430); 内蒙古自治区上海交通大学科技合作专项“科技兴蒙”上海交通大学行动计划(2023XYJG0001-01-01); 徐工精密-上海交通大学联合攻关项目“基于人工智能技术的铸件成本优化”(SA0501495)。

收稿日期:

2025-08-20 收到初稿,
2025-10-14 收到修订稿。

引用格式:

史继之, 吴少旗, 汤帅, 等. 管轴透盖裂纹失效机理及铸造工艺优化[J]. 铸造, 2026, 75(1): 81-86.
SHI Jizhi, WU Shaoqi, TANG Shuai, et al. Cracking failure mechanism of tube shaft through-cover and optimization of casting process[J]. Foundry, 2026, 75(1): 81-86.

管轴透盖作为大型旋转机械(如水轮机、汽轮机和风力发电机等)的核心承力部件, 承担着密封轴系、传递扭矩和承受复杂交变载荷的重要功能^[1]。其结构完整性直接关系到整个机组的安全运行与服役寿命。在高速重载工况下, 管轴透盖需要同时满足高强度、高韧性和优异的抗疲劳性能要求。然而, 工程实践表明, 由于铸造工艺缺陷和服役应力集中的双重作用, 管轴透盖经常出现早期裂纹失效问题。这些裂纹往往起源于铸造缺陷处, 在交变载荷作用下快速扩展, 最终导致部件断裂甚至引发灾难性事故。这不仅造成巨大的直接经济损失, 还可能危及人员安全。因此, 深入研究管轴透盖的裂纹失效机理, 并在此基础上优化铸造工艺, 对提升设备可靠性和延长服役寿命具有重要的工程价值。

目前针对管轴透盖裂纹问题的研究主要存在三个方面的局限性: 首先, 在材料层面, 传统铸铁的合金成分设计往往未能充分考虑实际工况要求, 碳当量控制不当或孕育不足导致基体组织不均匀, 严重影响材料的抗裂性能; 其次, 在工艺层面, 现有铸造工艺存在浇注系统设计不合理、冷却速率控制不当等突出问题, 这些不合理工艺直接导致了缩松、气孔和夹杂等铸造缺陷的形成; 再者, 在研究深度上, 现有研究多局限于宏观尺度的断裂形貌分析, 缺乏对材料微观组织演变和铸造缺陷之间协同作用的系统研究^[2]。特别是对多因素耦合作用下的裂纹萌生与扩展机制认识不足。这些研究空白严重制约了管轴透盖质量与可靠性的提升。

本研究通过多尺度表征与数值模拟相结合的方法, 系统研究管轴透盖的裂纹失效机理与工艺优化策略。在失效机理研究方面, 采用扫描电镜观察、能谱仪分析、金相观察和硬度测试等技术, 揭示裂纹的萌生位置与扩展路径。在材料优化方面, 通过调整碳当量和改进孕育处理工艺, 获得具有更优抗裂性能的铸铁材料。在工艺改进方面, 运用MAGMASOFT软件优化铸造工艺设计、优化冷却速率、减少铸件缺陷的产生。研究成果不仅可为管轴透盖的生产合格率和可靠性提升提供理论指导, 还可为类似铸件的制造工艺优化提供技术参考。

1 工艺简介及生产情况

1.1 工艺简介

本研究涉及的管轴透盖铸件材质为HT250，铸件质量10.5 kg，铸件轮廓尺寸为D300 mm × 60 mm。该铸件在水平造型线上生产，一箱一件，结构最厚大区域设置热冒口进行补缩，顶部圆柱最高点设置溢流柱以消除浇不足、冷隔等问题。

采用半封闭式，在冒口前部设置阻流，阻流前横浇道、直浇道及浇口杯在浇注过程中充满，阻流后冒口径开放，使其流速变缓，降低铁液流速。具体工艺如图1所示。

具体熔炼工艺如下：

配料：废钢30%，回炉料40%，铁屑30%，孕育剂0.42%。碳当量CE值为3.77，具体化学成分控制如表1所示。



图1 修改前管轴透盖铸件铸造工艺

Fig. 1 Casting process of tube shaft through cover casting before modification

1.2 生产问题描述

按上述工艺铸造了第三批管轴透盖，每批150~200件，粗加工后未发现异常，但装配阶段出现局部裂纹。裂纹均位于内孔至外圆的薄壁区，其相邻壁厚有急剧变化（壁厚由40 mm骤降至10 mm），批次缺陷率为1.5%~2.5%，裂纹形貌呈45°方向延伸，长度约20 mm，贯穿整个壁厚。铸件断裂区域如图2（a）圈出部位所示，局部放大图如图2（b）、（c）、（d）所示。

2 裂纹失效机理分析

2.1 宏观分析

铸件裂纹源于内孔边缘，沿铸件最薄弱的薄壁截面路径，稳定地向一个方向扩展。断裂部位未存在明显的塑性变形痕迹，裂纹呈现为人字纹或河流花样，且断裂部位位于倒角的加工孔位置，综合特征符合脆性断裂^[3]。分析对比铸件圆周的其他装配孔，在相同的装配条件下均未出现裂纹；对比多件裂纹产品，断裂均为相同位置，说明此处断裂具有一致性和规律性。铸件的断裂原因可能是该位置存在组织异常，或者铸件内部存在夹杂物等铸造缺陷，在装配时受到装配螺栓的拧紧力后出现断裂失效。

2.2 微观分析

2.2.1 扫描电镜观察

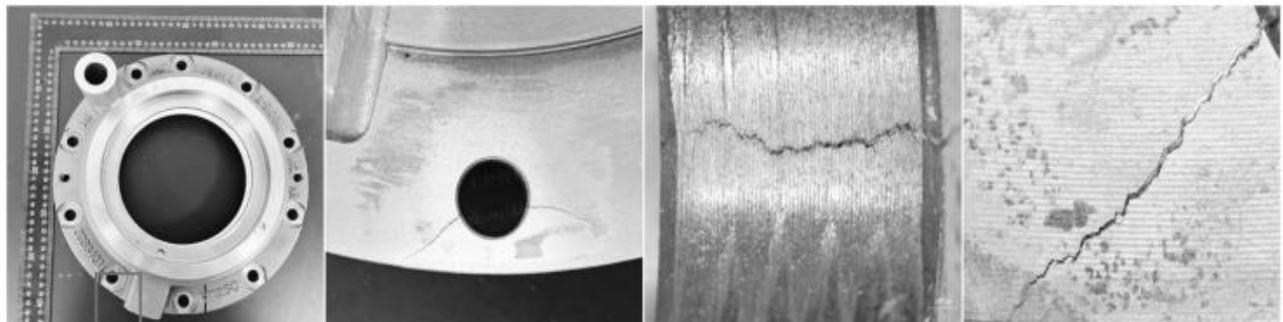
扫描电镜（SEM）观察显示（图3），裂纹区域存

表1 原工艺化学成分及孕育处理控制

Tab. 1 Chemical composition and inoculation control of the original process

w_B/%

项目	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	孕育量
原铁液	3.20 ± 0.03	1.55 ± 0.05	1.00 ± 0.03	≤0.10	0.05 ± 0.015	残余	0.17 ± 0.03	0.42 ± 0.05
终铁液	3.15 ± 0.1	1.85 ± 0.05	1.00 ± 0.03	≤0.10	0.05 ± 0.015	残余	0.17 ± 0.03	



(a) 断裂区域

(b) 断裂区域

(c) 裂纹延伸面

(d) 裂纹内孔面

图2 铸件裂纹实物图

Fig. 2 Physical drawings of the casting cracks

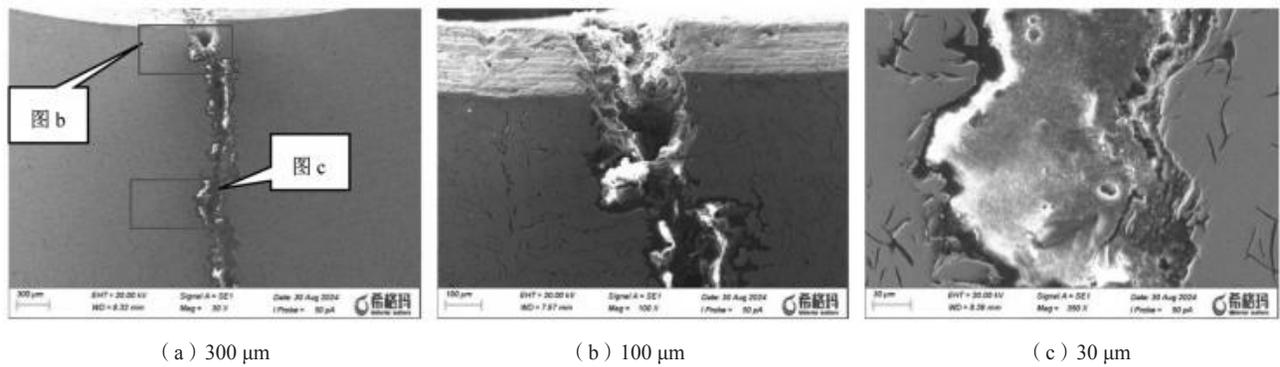


图3 裂纹微观形貌

Fig. 3 Micromorphologies of the cracks

在呈方向性排列的条状石墨，裂纹源及裂纹内存在大量条状物，且在裂纹延伸段内沿条状物存在大量细小的二次裂纹。推测如下，因石墨呈现方向性排列，严重削弱了基体的连续性，导致铸件在装配时，受到外部载荷作用下，促进了裂纹的萌生，最终导致裂纹沿着石墨片排列队列方向的薄弱路径进行扩展，造成零

件裂纹失效。

2.2.2 能谱仪分析

采用能谱仪（EDS）对裂纹源处进行成分分析，其合金元素化学成分基本与HT250要求的材质成分一致。如图4、表2所示。

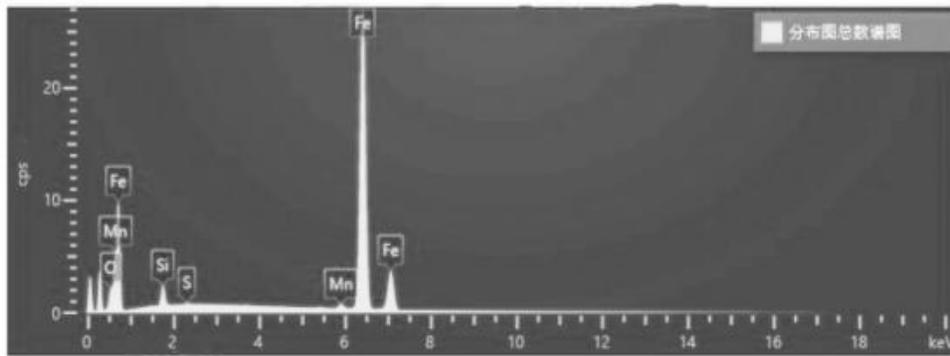


图4 裂纹源处面扫能谱图

Fig. 4 Energy spectrum diagram of surface scanning at the crack source

2.2.3 金相分析

对裂纹处及其周边进行金相分析，周边正常区域为A型石墨，它呈均匀分布，无方向性^[4]，占比达到90%，石墨长度在3~6 mm（图5）；裂纹附近，石墨形态以短小片状为主，石墨片呈方向性分布^[4]（图6，约90%），符合E型石墨特征。用4%硝酸酒精对裂纹处试样进行腐蚀，其基体主要为珠光体，珠光体含量达到95%，石墨周围分布少量铁素体，在裂纹附近少量珠光体片间距较大。未发现碳化物、磷共晶及其他异常组织（图7）。

2.2.4 硬度测试

在裂纹两侧及正常区域各取1处检测硬度，序号1、序号2为裂纹两侧的硬度值，序号3为其余未开裂部位的硬度值，其硬度均符合材质要求的HBW硬度范围（180~230），排除材料整体硬度不足引起裂纹的可能（表3）。

表2 裂纹源处面扫能谱成分

Tab. 2 Components of surface sweep energy spectrum at crack source $w_B/\%$

Fe	O	Mn	Si	S
93.53	3.07	1.12	2.19	0.09

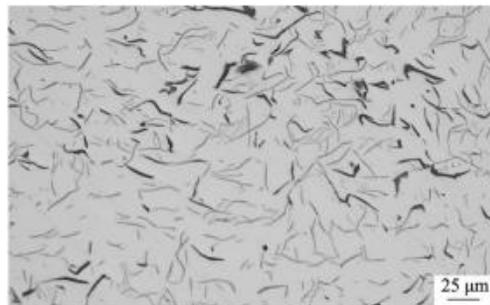
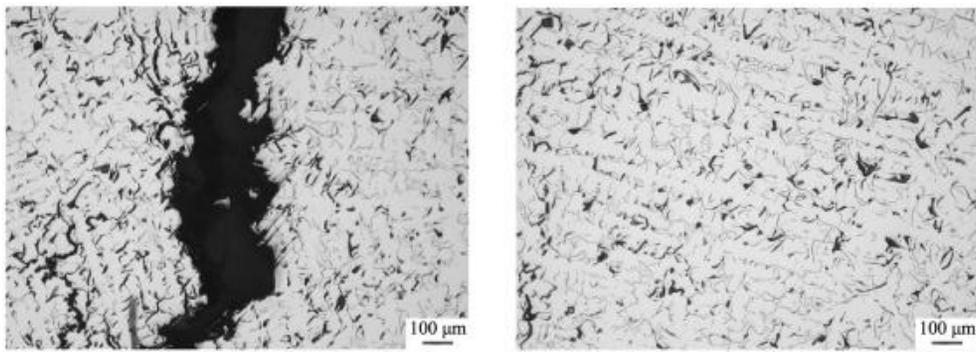


图5 正常区域石墨形态

Fig. 5 Morphology of graphite at normal areas

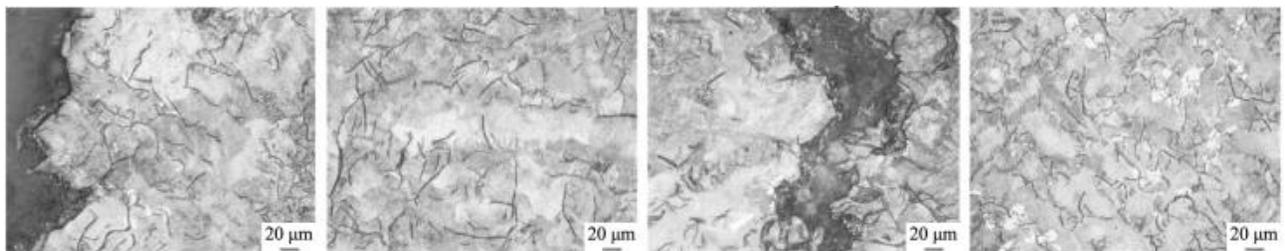


(a) 裂纹

(b) 附近石墨

图6 裂纹处及附近石墨形态

Fig. 6 The graphite morphologies at and near the crack position



(a) 裂纹处1

(b) 裂纹附近1

(c) 裂纹处2

(d) 裂纹附近2

图7 裂纹处及其附近基体组织

Fig. 7 Matrix structures at and near the crack position

2.2.5 失效机理分析

由上述理化检验结果可知,铸件断裂的直接原因是石墨形态不合格,裂纹附近存在大量E型石墨。大量的研究实验表明,E型石墨因其显著的方向性排列特征,严重破坏了铸铁基体组织的完整性和连续性^[5]。在装配的过程中,当材料受到外力作用时,这种方向性排列使应力极易沿着平行于石墨-基体界面处造成基体微裂纹,并沿着界面扩展,使裂纹得以在更低的应力水平下迅速连接、拓展和贯通,导致铸件断裂失效。

E型石墨的产生原因通常认为是铁液在凝固初期,随着铁液温度降低,铁液中的奥氏体开始形核生长成枝晶状结构,当温度继续降低至共晶温度时,铁液发生共晶反应形成奥氏体和石墨。这个过程中当冷却速度过快或者碳当量不足时,石墨片可能无法充分生长,而是沿着奥氏体枝晶的二次分枝以方向性分布的方式生长,形成E型石墨。

对本管轴透盖产品的生产过程及铸造工艺进行分析发现,本产品铁液的碳硅含量均偏低,且在裂纹处存在壁厚的急剧变化,导致局部冷却速度较大,符合E型石墨的产生条件。

因此对本管轴透盖产生E型石墨的原因总结如下:

(1) 碳当量低,如果碳硅当量低于一定范围,会导致铁液中的石墨化能力降低,初生奥氏体枝晶比例

表3 HB硬度检测结果

Fig. 3 Hardness (HB) test results

1	2	3	平均值	结论
197	202	205	201	合格

显著增加,剩余液相在枝晶间生长,从而容易形成E型石墨^[6]。

(2) 孕育不足:在灰铁件的铸造过程中,如果孕育处理不足,可能导致铁液中有效异质形核核心数量减少,形核核心不足导致共晶凝固大幅滞后,实际结晶温度远低于平衡温度,提高过冷度,促进奥氏体枝晶生长,增加E型石墨的可能性^[7]。

(3) 铸件局部冷却速度过快:高过冷度带来的快速冷却,促使奥氏体枝晶快速生长并连接成骨架,限制了石墨的生长空间,同时,凝固时间缩短,石墨的生长时间不足,导致大量细小的片状石墨只能在奥氏体枝晶最后凝固的狭窄区域内密集且方向性地生长出来,形成E型石墨^[8]。

3 采取措施

针对上述分析原因,制定以下措施:

调整熔炼工艺。将碳当量CE由3.77提高到3.9。原碳含量 $3.15\% \pm 0.1\%$ 调整为 $3.25\% \pm 0.1\%$;原硅含量

1.85% ± 0.05%调整为1.95% ± 0.05%。一次孕育加入量由0.42% ± 0.05%增加到0.43% ± 0.05%，具体成分见表4。

调整铸造工艺。数值模拟结果显示，采用原铸造工艺成形铸件的断裂区域处于铁液远端，浇注过程中低温铁液汇集于此，局部过冷，冷却速度快，加之铁液碳当量CE值偏低，石墨化能力不强，更易在此部位形成E型石墨。通过优化工艺，增加冒口，改善铸件的冷却条件，提高断裂区域的铁液温度，延缓冷却速

度，断裂区域凝固时间由3 min延长至5 min，温度提升10~20 ℃。具体工艺见图8。

4 生产验证

使用改进后的铸造工艺生产3个批次（250219、250223、250226）共计600件，加工后装配验证，未发现断裂现象（图9）。

表4 新工艺化学成分及孕育处理控制
Tab. 4 Chemical composition and inoculation control of the new process

项目	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	孕育量
原铁液	3.30 ± 0.03	1.65 ± 0.05	1.00 ± 0.03	≤0.10	0.05 ± 0.015	残余	0.17 ± 0.03	0.43 ± 0.05
终铁液	3.25 ± 0.1	1.95 ± 0.05	1.00 ± 0.03	≤0.10	0.05 ± 0.015	残余	0.17 ± 0.03	

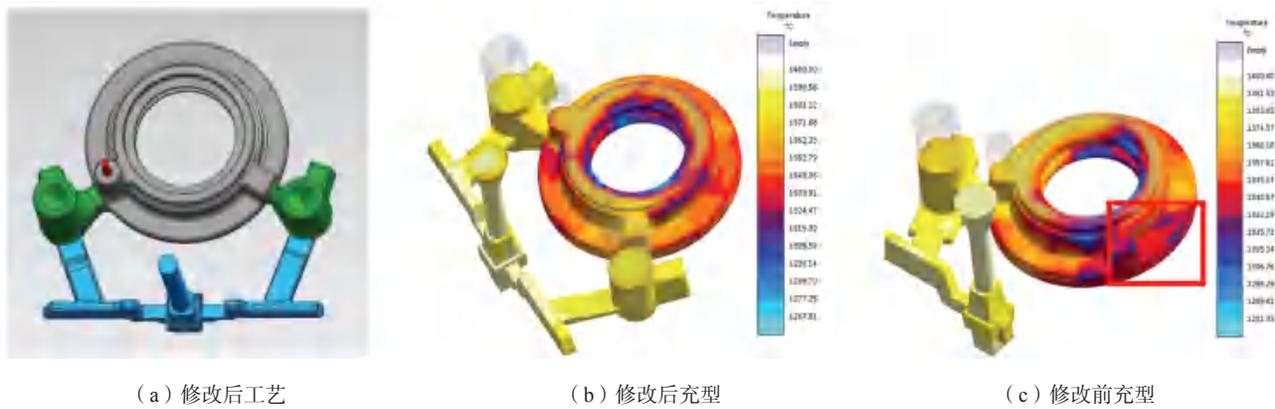


图8 修改后管轴透盖铸件铸造工艺
Fig. 8 Casting process of tube shaft through cover casting after modification

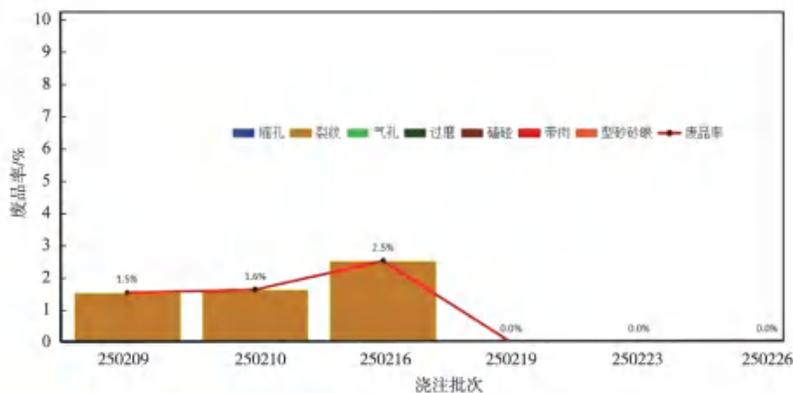


图9 质量统计结果
Fig. 9 Quality statistics results

5 结论

(1) HT250管轴透盖裂纹失效的直接原因是基体局部存在大量E型石墨，严重破坏了基体组织的完整性和连续性，在E型石墨富集区产生微裂纹，微裂纹在后

续受力过程中继续沿着E型石墨排列方向拓展，最终导致铸件断裂失效。

(2) 铁液化学成分对E型石墨的产生至关重要，通过设置合理的碳当量，强化孕育处理能降低铁液的过冷倾向，提高铁液的石墨化能力，可以有效抑制薄

壁件E型石墨的产生。

(3) 通过铸造工艺调整, 优化铸件的冷却条件, 降低薄壁部位的冷却速度, 可以显著降低E型石墨的产生。

(4) 通过多尺度表征与数值模拟相结合的方法,

分析裂纹的产生原因及对优化前后的铸造工艺进行数值模拟, 了解铸件充型和凝固全过程及铸件裂纹区域的温度场分布, 对裂纹产生机理做出初步判断, 节约了研发时间和成本。

参考文献:

- [1] 杨彦. TSL蜗杆减速器漏油的治理 [J]. 设备管理与维修, 2007 (5): 53.
- [2] 范喆. 一种减速箱透盖密封装置的研究 [J]. 交通科技与管理, 2021 (25): 97-98.
- [3] 李智慧, 师俊平, 汤安民. 金属材料脆性断裂机理的实验研究 [J]. 应用力学学报, 2012, 29 (1): 48-53.
- [4] 子澍. 灰铸铁中石墨形态分级及其特点 [J]. 铸造设备与工艺, 2009 (5): 53-54.
- [5] 冀鹏, 陈世荣. 发动机支架断裂原因及改进措施 [J]. 理化检验-物理分册, 2024, 60 (2): 21-23.
- [6] 吴友坤, 方世良, 程兆虎, 等. 薄壁灰铁箱体铸件中不良石墨形态的控制 [J]. 铸造技术, 2014, 35 (8): 1875-1876.
- [7] 吴仁贵. 灰铸铁皮带轮薄壁部位过冷石墨的消除方法 [J]. 现代铸铁, 2016, 36 (4): 36-41.
- [8] 邱复兴. D型石墨和E型石墨形成机理探讨 [J]. 内燃机配件, 1989 (1): 13-17.

Cracking Failure Mechanism of Tube Shaft Through-Cover and Optimization of Casting Process

SHI Ji-zhi¹, WU Shao-qi¹, TANG Shuai¹, YANG Chao^{2,3}, CHEN Chong-sheng¹

(1. XCMG Precision Industry Technology Co., Ltd., Xuzhou 221600, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 3. Inner Mongolia Research Institute, Shanghai Jiao Tong University, Hohhot 010010, Inner Mongolia, China)

Abstract:

Aiming at the crack failure problems of the tube shaft through covers applied for large rotating machinery, and through a method of combining multi-scale characterization and numerical simulation, the crack failure mechanism of the HT250 through cover was systematically analyzed, and the casting process was optimized. It is found through investigation that the cracking failure is primarily caused by localized accumulation of type-E graphites, whiches destroying the matrix continuity and inducing microcracks and extending under the effects of alternating loads. Through increasing the carbon equivalent to 3.9 and raising primary inoculation addition to 0.43%, the type-E graphite formation can be effectively suppressed. Furthermore, by optimizing the casting process and cooling rate by using of MAGMASOFT software, and adding riser at the position of wall thickness variations, and adjusting melting processes, the casting defects have been significantly reduced, leading to substantial improvement in product qualification rate.

Key words:

cracking failure; grey cast iron; type-E graphite; carbon equivalent