

燃机透平叶片热裂缺陷的形成机理研究

郭 雄^{1,2} 陶 飞^{1,2} 史卫杰^{1,2} 张琼元^{1,2} 杨照宏^{1,2}

(1.长寿命高温材料国家重点实验室; 2.东方电气集团东方汽轮机有限公司)

摘 要 以燃机导向叶片为研究对象,采用精铸工艺成形叶片。对叶片热裂纹位置取样分析,研究了热裂纹缺陷的宏、微观形貌。采用 DSC 及 THERMO-CALC 分析了 Mar-M247 合金的凝固区间特性,同时,采用 ProCAST 软件模拟了叶片凝固过程的温度场、应力场,阐述了热裂纹形成的物理场特点及形成原理。结果表明,合金凝固区间特性是形成热裂纹的先决条件,而枝晶边界周围的约束条件及拉应力是形成热裂纹的必要条件。其中,凝固速率较慢而温度梯度较大的叶片拐角部位(R)为热裂敏感区域,凝固速率较快、拉应力较大的叶盆部位为热裂非敏感区域。

关键词 燃机叶片;热裂纹;形成机理

中图分类号 TG132.3⁺2;TG250.6

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.11.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Formation Mechanism of Thermal Crack Defects in Gas Turbine Blades

Guo Xiong^{1,2}, Tao Fei^{1,2}, Shi Weijie^{1,2}, Zhang Qiongyuan^{1,2}, Yang Zhaohong^{1,2}

(1.State Key Laboratory of Long-Life High Temperature Materials;

2.Dongfang Electric Corporation Dongfang Turbine Co., Ltd.)

Abstract: Taking the gas turbine guide blade as the research object, the hot crack of blade produced by the investment casting process was analyzed, and the macro and micro morphology was investigated. DSC and THERMO-CALC were used to analyze the characteristics of the solidification interval of Mar-M247 alloy. Meanwhile, the temperature field and stress field of the blade solidification process were calculated combined with the numerical simulation software ProCAST, and the physical field characteristics and formation mechanism of thermal crack were described. The results indicate that the characteristics of the alloy solidification interval is the prerequisites for the formation of hot cracks, and the constraint conditions and tensile stress around the dendrite boundaries are the essential conditions. Thereinto, the R corner of the blade is the most sensitive area of thermal crack with slower solidification rate and larger temperature gradient, and the basin position with the faster solidification rate and the larger tensile stress is the thermal crack insensitive area.

Key Words: Gas Turbine Blade, Hot Crack, Formation Mechanism

收稿日期:2021-08-21;修改稿收到日期:2021-09-11

第一作者简介:郭雄,男,1987 年出生,男,工程师,四川德阳(618000),E-mail:704758179@qq.com

引用格式:郭雄,陶飞,史卫杰,等.燃机透平叶片热裂缺陷的形成机理研究[J].特种铸造及有色合金,2021,41(11):1 365-1 369.

GUO X, TAO F, SHI W J, et al. Formation mechanism of thermal crack defects in gas turbine blades[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(11):1 365-1 369.

参 考 文 献

[1] 玛德新,张琼元,王海洋,等.工艺条件对镍基高温合金 DD483 单晶叶片中杂晶缺陷的影响[J].铸造,2017,66(5): 439-444.

[2] REN N, LI J, WANG B Q, et al. Design of variable withdrawal rate for superalloy single-crystalblade fabrication[J]. Materials and Design, 2021, 198: 109 347.

[3] LI C H, WEI C, ZHANG R L, et al. Effects of directional solidification parameters and crystal selector onmicrostructure of single crystal of Ni-base superalloys[J]. J.Cent.South Univ., 2018, 25: 1-8.

[4] 葛丙明,刘林,张军,等.凝固参数对 DZ125 合金叶片铸件微观组织和性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2012,41(5): 840-846.

[5] 李海松,李林蓓,曾洪,等.镍基高温合金单晶叶片凝固组织模拟[J].特种铸造及有色合金,2018,38(12): 1 312-1 316.

[6] 孙德建,刘林,黄太文,等.镍基单晶高温合金叶片模拟件平台处的枝晶生长和取向演化[J].金属学报,2019,55(5): 619-626.

[7] 卢玉章,申健,郑伟,等.单晶铸件凝固过程工艺优化的数值模拟[J].材料工程,2016,44(11): 1-8.

[8] 张璞,侯华,赵宏宇,等.基于 CAFE 模型的镍基合金定向凝固过程显微组织模拟[J].中国有色金属学报,2016,26(4): 782-789.

[9] 潘东,许庆彦,柳百成.考虑炉壁温度变化的高温合金叶片定向凝固过程模拟[J].金属学报,2010,46(3): 294-303.

[10] 于靖,许庆彦,李嘉荣,等.镍基高温合金叶片定向凝固过程数值模拟[J].金属学报,2007,43(10): 1 113-1 120.

[11] 李金国,金涛,赵乃仁,等.单晶高温合金 HRS 定向凝固过程凝固参数的计算机检测与分析[J].稀有金属材料与工程,2002,31(3): 197-200.

[12] 郭如峰,刘林,李亚峰,等.液态金属冷却法制备 DD403 合金过程温度场和晶粒组织的数值模拟[J].铸造,2014,63(2): 145-151.

(编辑:刘晨辉)

高温合金作为燃机透平叶片承温、承力的载体,其高温性能及稳定性严重影响着机组的运行效率 and 安全性。为提高透平初温,同时提升高温抗蠕变等性能,透平叶片材料往往采用合金化程度高的铸造高温合金^[1~4]。此外,叶片还会设计成空心结构以加强叶片冷却,防止叶片的高温失效^[5,6]。复杂的空心结构及高温合金给铸件成形性能带来了极大的挑战,型芯阻碍了合金的凝固收缩,铸造高温合金因添加元素多也加大了合金糊状区宽度,极易形成缩松、缩孔、热裂纹等缺陷。其中,热裂纹缺陷报废率高、可修复性能差,严重制约着叶片毛坯合格率的提高。

对于叶片热裂纹缺陷形成机理,主要有以下两种观点^[7,8]:①液膜理论,该理论认为热裂纹的形成是由于铸件在凝固末期晶间存在液膜和铸件在凝固过程中受拉应力共同作用的结果;②强度理论,该理论认为,铸件在凝固后期由于收缩受阻,会产生拉应力及变形行为,当应力或变形超过合金在该温度下的强度极限或变形能力时,铸件便产生热裂纹。本课题认为液膜的产生会加剧热裂倾向,但其只是热裂先决条件的表象之一,并非最根本原因,而强度理论并未考虑凝固区间熔体的力学状态和材料基础。本课题选用自主研发的某重型燃机透平导向叶片为研究对象,重点分析了裂纹宏微观形貌、凝固区间、温度场及应力场,阐述了热裂纹的形成机理,并提出对应的解决措施。

1 试验及计算方法

1.1 试验方法

某燃机高温透平叶片及浇注系统见图 1。叶片最大尺寸约为 250 mm,叶身气道面通过 4 个挂钩连接,叶片为两联体结构。采用熔模铸造,造型材料选用 EC95,通过挂浆-淋砂-干燥反复操作,形成的型壳厚 10 mm,叶片材质为 Mar-M-247 镍基高温合金,其名义成分(质量分数):Cr 为 8.2%,Co 为 9.2%,Mo 为 0.5%,W 为 9.4%,Al 为 5.6%,Ta 为 3.2%,Ti 为 0.7%,C 为

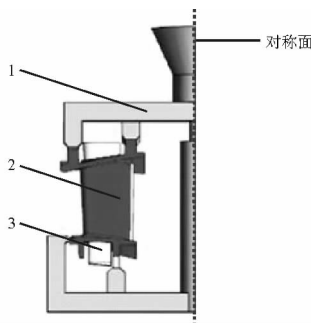


图 1 透平叶片及浇注系统结构

Fig.1 Structure of turbine blade and gating system

1.浇注系统 2.叶片 3.陶瓷型芯

0.08%,Hf 为 1.1%,Ni 为余量。浇注温度为 1 450 ℃,型壳预热温度为 1 100 ℃。热处理后,对铸件进行 X 射线、FPT 无损探伤。对 FPT 热裂纹缺陷部位进行解剖,制成试样后采用光学显微镜观测裂纹缺陷的形貌及组织状态。

1.2 数值计算

1.2.1 温度场数学模型

其热传导过程遵循傅里叶定律:

$$q = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \tag{1}$$

热传导平衡微分方程遵循能量守恒方程:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + Q \tag{2}$$

式中, c 为比热容, $J/(kg \cdot K)$; ρ 为流体密度, kg/m^3 ; λ 为热导率, $W/(m \cdot K)$; T 为温度, K ; Q 为合金的凝固潜热, kJ/kg 。

1.2.2 应力场数学模型

型壳/型芯为陶瓷材料,具备弹性材料特点,遵循胡克定律:

$$\sigma = E_1 \epsilon \tag{3}$$

高温合金材料选用弹塑性材料本构模型,一般采用最为经典的描述金属材料物性特征的双线性强化模型:

$$\begin{cases} \sigma = E_1 \epsilon & (\epsilon \leq \epsilon_s) \\ \sigma = \sigma_s + E_2 (\epsilon - \epsilon_s) & (\epsilon > \epsilon_s) \end{cases} \tag{4}$$

式中, σ 为应力, MPa ; σ_s 为屈服强度, MPa ; ϵ 为应变; ϵ_s 为屈服下的应变; E_1 、 E_2 为材料的弹性模量, MPa 。

1.2.3 模拟仿真

采用 ProCAST 软件模拟叶片凝固阶段的温度场及应力场。对模组进行网格划分,网格尺寸为 3 mm,网格数量约 80 万。陶瓷型芯与型壳间界面传热系数为 300 $W/(m^2 \cdot K)$,高温合金与陶瓷材料间的界面传热系数为 750 $W/(m^2 \cdot K)$,型壳与环境传热系数为 10 $W/(m^2 \cdot K)$ 。叶片浇注温度为 1 450 ℃、型壳预热温度为 1 100 ℃。陶瓷型芯、型壳、高温合金的物性参数见表 1。

表 1 材料的物性参数

Tab.1 Physical parameters of materials

材料	热导率/ (W · m ⁻¹ · K ⁻¹)	密度/ (g · cm ⁻³)	比热容/ (kJ · kg ⁻¹ · K ⁻¹)	潜热/ (kJ · kg ⁻¹)	弹性 模量/ GPa	泊松 比	线膨胀 系数/ (10 ⁻⁷ K ⁻¹)	屈服 强度/ MPa	硬化 系数/ GPa
MAR-M247	30	7.43	0.8	0.74	0.2~150	0.36	150	850	100
型壳	8	3.97	1.2	—	5	0.25	70	—	—
硅基型芯	2	2.32	1.1	—	94	0.25	6	—	—

2 试验结果

图 2 为叶片裂纹形貌。FPT 结果表明,缺陷为高亮线性缺陷,从形貌上看,裂纹弯扭无序,且裂纹宽度较大,有明显的氧化色,可判定为热裂纹。从裂纹尺寸及位置上看,裂纹主要存在于叶片缘板与叶身的 R 角处,而此处为截面突变位置。裂纹长度约为 10 mm,当打磨缺陷深约 5 mm 后,热裂纹缺陷消失。

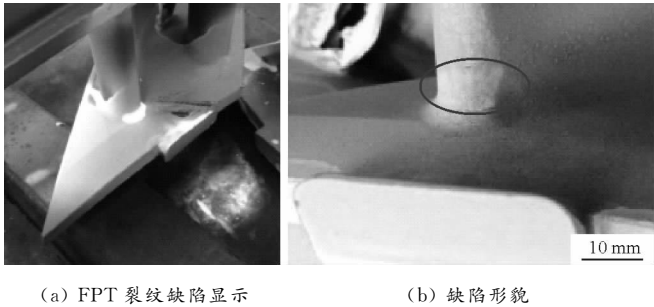


图 2 叶片裂纹
Fig.2 Crack on blade

3 分析及讨论

3.1 热裂纹缺陷微观形貌分析

对叶片热裂纹缺陷区域解剖,并制备试样,观察其微观形貌,见图 3。可以看出,裂纹表面存在明显的贫化层,说明裂纹是在高温状态下形成。裂纹沿途的枝晶呈裸露不连续状态,说明裂纹形成于凝固末期,在枝晶间尚存少量液态金属时发生张开位移。裂纹沿途及附近的枝晶间有大量不连续分布的共晶组织,其平均面积占比约为 12%。而从二次枝晶间距上看,裂纹沿途平均二次枝晶间距约为 60 μm ,推算冷却速率约为 0.4 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,说明裂纹形成区域冷却速率相对较慢。另外,在裂纹附近区域出现显微缩松也验证了此位置冷却较慢。

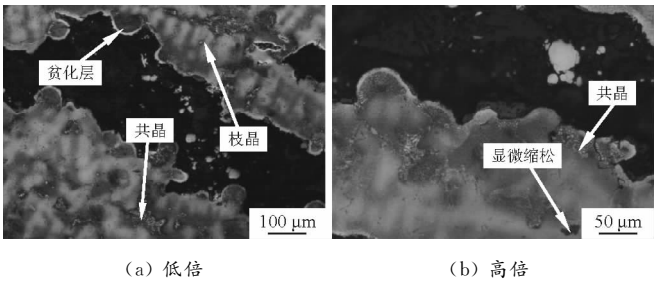


图 3 热裂纹的微观形貌
Fig.3 Micro morphology of hot cracks

3.2 高温合金凝固区间

热裂纹主要形成于凝固阶段,尤其是凝固末期。选用 Netzsch DSC 404F3 型设备进行热分析,同时,借助热力学计算软件 Thermo-calc 计算了固相率与温度的

对应关系,测试谱图及计算结果见图 4。

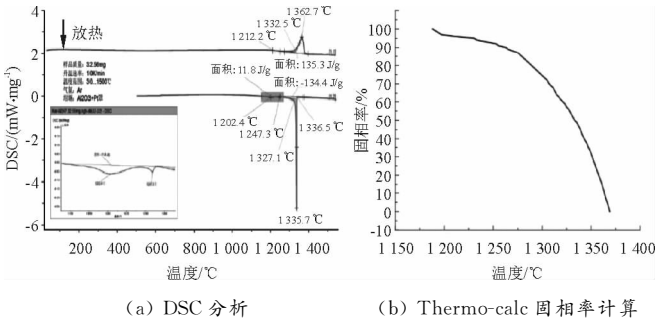


图 4 Mar-M247 合金的凝固区间分析
Fig.4 Solidification interval analysis of Mar-M247 alloy

从图 4a 看出,在升温阶段,试样在 1 212.2 $^{\circ}\text{C}$ 出现一个极小吸热峰,推测为低体积分数的低熔点相熔化。随后,在 1 332.5 $^{\circ}\text{C}$ 开始逐渐显现一个极大吸热峰,并于 1 362.7 $^{\circ}\text{C}$ 达到顶峰,推测为基体相的持续熔化,测得该阶段热焓为 135.3 J/g,终了温度为 1 370 $^{\circ}\text{C}$ 。在降温阶段,试样在 1 336.5 $^{\circ}\text{C}$ 开始出现尖锐的放热峰,判断为试样的大体积凝固结晶,结晶峰的峰值温度为 1 335.7 $^{\circ}\text{C}$,该阶段结晶峰的热焓为 134.4 J/g。另外,试样在 1 247.3 $^{\circ}\text{C}$ 以及 1 202.4 $^{\circ}\text{C}$ 出现放热峰,分别推测为试样中共晶部分的凝固及 γ' 相的析出。通过升温阶段及降温阶段的热分析,推测凝固温度范围为 1 202.4~1 370 $^{\circ}\text{C}$,而通过 Thermo-calc 计算出来的固液相温度为 1 190~1 370 $^{\circ}\text{C}$,两者接近。需要强调的是,由于 DSC 热分析法主要通过测定峰值来判定相变,对于低体积分数的相变往往标定困难,存在一定的误差。从计算的固相分数与温度曲线上看,固相率在 80%~100% 之间的温度范围为 1 190~1 290 $^{\circ}\text{C}$,这说明凝固释放的相变潜热主要形成于 1 290~1 370 $^{\circ}\text{C}$,与 DSC 热分析法测量结果一致。

因此,Mar-M247 高温合金在凝固末期长期存在低体积分数的低熔点相,可以推断该低熔点相为共晶相。

3.3 温度场数值计算

由于热裂纹形成于凝固区间,因此,着重分析叶片凝固过程温度场及应力场,温度场结果见图 5。可以看出,随着凝固进行,冷却速率逐渐减慢。而从凝固顺序上看,叶片首先凝固于排气侧,随后为叶身气道面,最后为缘板挂钩,该凝固顺序基本符合壁厚特点。另外,叶身由于是等壁厚,因此在一定范围内温差较小,也即叶身高度方向温度梯度较小。而叶身与缘板钩挂连接处,温度数值相对于叶身部位要高,说明凝固相对较慢。另外,此处位于截面突变处,温度梯度较大,从而补缩驱动力充足,不易形成宏观缩松/缩孔缺陷,但过大的温度梯度会导致区域间固相率相差过大,且在凝固较慢端易形成显微缩松。热裂纹产生的位置为共晶含量较高的部

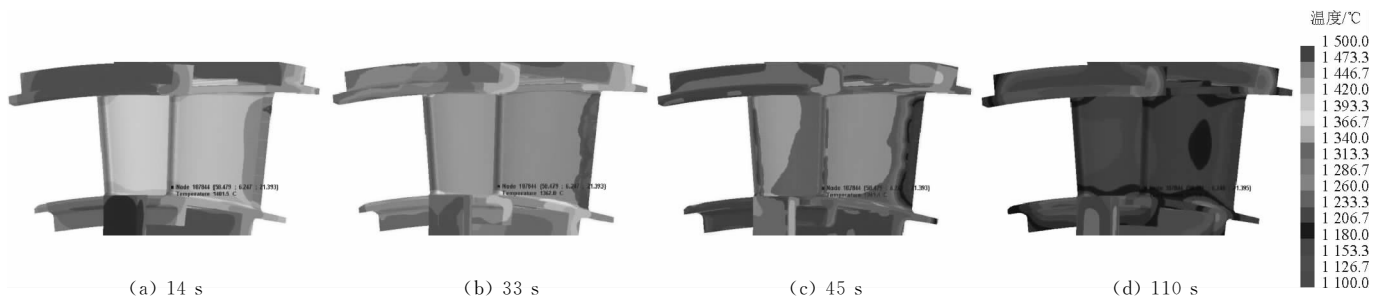


图 5 叶片温度场分布

Fig.5 Temperature field distribution of blades

位,而共晶组织主要形成于晶间或枝晶间,并且在凝固最缓慢的地方形成,因此,结合温度场分析可以推测,热裂产生于凝固缓慢、共晶含量较高的部位,且此处多为温度梯度较大的截面突变位置。

3.4 应力场数值计算

为更好阐述应力对热裂纹的影响,选取叶片拐角位置 A 点和叶盆面中间部位 B 点进行应力数值分析,见图 6。结果表明,A、B 点应力值在固相率为 0~100% 范围内始终保持正值,说明选择点在凝固阶段呈现持续拉应力状态,且随着凝固的持续进行,拉应力不断增大,并在固相率为 100% 时达到顶峰,约为 25 MPa。从曲线变化趋势可以看出,应力在固相率为 80%~100% 之间增幅极大,说明凝固末期应力增速较快,由此可以推测,若固相率在 80%~100% 之间持续时间较长,则累积的拉应力越大,也即凝固区间越大,凝固末期的拉应

力也越大。而比较 A、B 两点看出,B 位置的应力在凝固过程中始终要大于 A 位置的应力,而较小应力的 A 位置出现了热裂纹缺陷,而较大应力的 B 位置却从未出现热裂纹缺陷,说明较大的拉应力只是热裂纹缺陷形成的必要条件,热裂纹的形成还与其他重要因素相关^[9]。

A 点处于截面突变位置,温度梯度较大,且凝固较慢。而 B 点位置凝固则相对要快的多,且与周围区域无明显温度梯度。因此认为此温度场条件造成 A 点更容易形成热裂纹。

3.5 铸造热裂纹形成机理分析

通过显微组织、凝固区间、温度场及应力场分析,可以看出,热裂纹具有以下特点:①热裂纹主要形成于凝固末期,此时液相体积分数较少,难以对裂纹补充液态金属,且随着凝固进行,凝固末期所累积的应力也达到最大值;②热裂纹形成于一次枝晶间,此位置极易形成大量的低熔点共晶组织;③热裂纹形成于截面突变处或 R 角处,此处具有较大温度梯度以及较慢凝固速率的特点;④热裂纹缺陷位置在凝固末期承受较大的拉应力。

图 7 为热裂纹的形成条件以及边界约束状态。由于铸造高温合金凝固区间较大,叶片呈现体积凝固,在凝固末期枝晶间存在大量的低熔点共晶相,枝晶在受到拉应力作用下发生位移,且得不到液相补充,最终形成热裂纹,见图 7a。枝晶 a 与枝晶 b 间的液相形貌及状态是形成热裂纹的充分条件,而枝晶边界的约束状态则

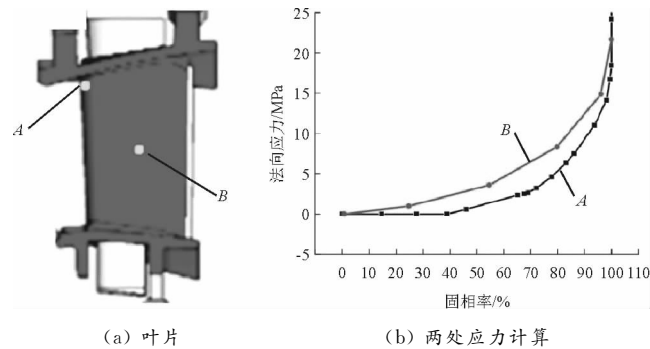


图 6 不同位置的应力计算

Fig.6 Calculation of stress at various positions

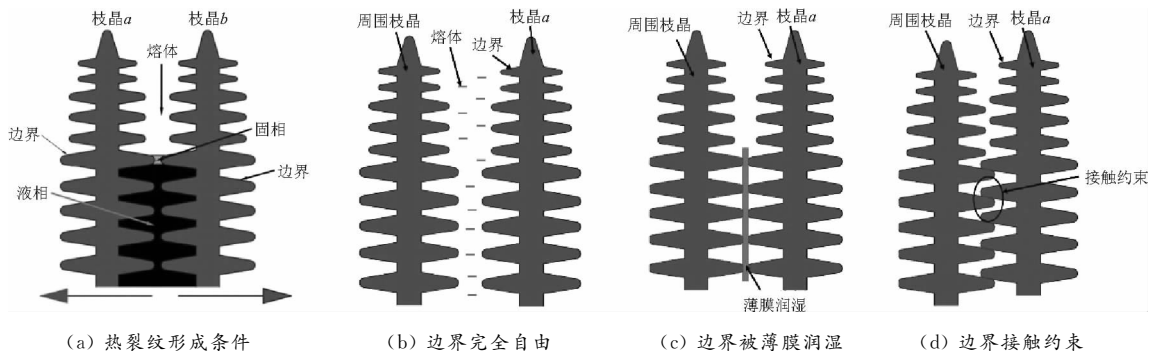
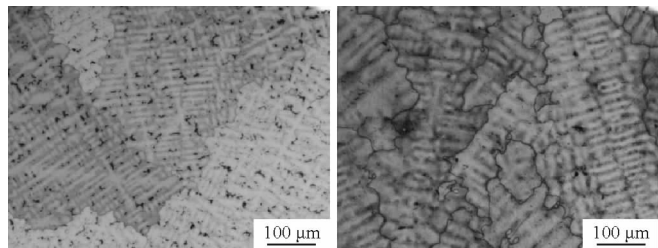


图 7 热裂纹形成二维示意图

Fig.7 2D schematic diagram of formation of hot cracks

是热裂纹形成的必要条件。从图 7b 可见,当枝晶 a 所在区域与周围区域存在较大温度梯度时,枝晶 a 已经基本凝固,而周围区域则仍存在较多液相,此时,枝晶 a 的边界完全自由,当受到拉应力时极易形成热裂纹,这与 R 角位置易产生热裂纹相符合;当枝晶 a 与周围区域温度梯度不大时,两区域凝固固相率较为接近,此时枝晶 a 与周围区域的枝晶接触状态见图 7c、图 7d,其中若合金凝固区间较大且区域凝固速率较慢,则低熔点共晶相易完全润湿在枝晶间从而导致枝晶 a 边界呈现有限约束,形成热裂纹的概率小于图 7b;而若合金凝固区间较小,或区域凝固速率较快,此时枝晶间低熔点共晶相体积分数极少且二次枝晶间距较小,枝晶间的二次枝晶更易搭桥接触,形成点对点的接触约束,此时枝晶边界约束成完全约束,变形抗力急剧增大,不易形成热裂纹,这与图 6 描述的叶盆位置尽管拉应力很大却不易形成热裂纹相符合。图 8 为叶片不同部位的微观组织。可以看出,凝固较快的叶身排气边部位二次枝晶间距更加细密,枝晶间交错性强。



(a) 叶身排气边部位 (b) 缘板挂钩位置

图 8 不同凝固速率下的叶片的微观组织

Fig.8 Microstructure of the blades at various solidification rates

因此,根据以上分析,将叶片的热裂纹倾向做以下划分:①温度梯度较大且凝固速率较慢、热应力较大的截面突变位置为热裂敏感区域;②凝固速率较慢、热应力较大的厚大部位为热裂次敏感区域;③凝固速率较快或温度梯度较小的薄壁位置为热裂非敏感区域。合金的成分及凝固区间是热裂纹产生的先决条件。热裂纹缺陷可通过减小温度梯度、减小热应力、增大冷却速率、优化合金元素等方式避免。

4 结 论

(1)热裂纹形成于凝固末期,此时热应力累计较大且枝晶间仅存少量低熔点液相,为热裂纹的形成提供了凝固条件和应力条件;热裂纹形成于截面突变的拐角位置,此处温度梯度大、凝固速率慢且热应力大;凝固速率较快、拉应力较大的叶盆部位为热裂非敏感区域。

(4)合金成分、凝固区间特性是热裂纹产生的先决条件,而枝晶边界上的约束状态及拉应力是热裂纹形成的必要条件。边界约束状态主要有完全自由、有限约束

及完全约束。熔体的温度梯度、凝固速率等凝固条件决定了枝晶边界约束状态。

参 考 文 献

- [1] 陈荣章,王罗宝,李建华. 铸造高温合金发展的回顾与展望[J]. 航空材料学报, 2000, 20(1): 55-61.
- [2] 师昌绪, 仲增墉. 我国高温合金的发展与创新[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1 281-1 288.
- [3] 郭建亭. 高温合金在能源工业领域中的应用现状与发展[J]. 金属学报, 2010, 46(5): 513-527.
- [4] 巩秀芳,杨功显. 燃气轮机热端部件用材[J]. 东方汽轮机, 2010 (4): 52-56.
- [5] 顾维藻,涂建平,刘文艳,等. 燃气轮机涡轮叶片冷却通道内的流动与传热[J]. 工程热物理学报, 1995(3): 323-327.
- [6] 张效伟,朱惠人. 大型燃气涡轮叶片冷却技术[J]. 热能动力工程, 2008, 23(1): 1-6.
- [7] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAU D M. A new hot-tearing criterion[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1999, A30 (2): 449-455.
- [8] SUYITN O, SAVRAN V I, KATGERMAN L, et al. Effects of alloy composition and casting speed on structure formation and hot tearing during direct-chill casting of Al-Cu alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2004, A35(11): 3 551-3 561.
- [9] 杨涛涛,郭雄,李海松,等. 燃气轮机叶片热裂缺陷的应力形成及演化研究[J]. 动力工程学报, 2021, 41(3): 6-10.

(编辑:刘卫)

《特种铸造及有色合金》征稿启事

《特种铸造及有色合金》杂志,是中国科学技术协会主管,中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,SA、CA、MA、AJ、Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊面向国内外广大科技工作者征稿,征稿内容包括:各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料的成形理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,此外还包括各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、新能源材料、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术和技术研究成果等。

《特种铸造及有色合金》杂志社

地址:武汉市江岸区江大路 26 号

邮编:430019

电话:027-85358206,85486024

传真:027-85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

