

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*

杨政 田飞

郑志 朱耀宵

(西安航空发动机(集团)有限公司, 西安 710021) (中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘要 定向凝固合金可铸性的最重要标志就是它的热裂倾向性, 亦即合金在定向凝固过程中产生沿纵向晶界开裂的倾向性. 根据一种镍基高压涡轮工作叶片在试制过程中暴露出的严重热裂问题, 通过进一步的实验对比与分析, 讨论了该合金的成分因素对定向空心叶片热裂的影响.

关键词 热裂, 有效结晶温度区间, 元素 Ti, 低熔点杂质元素

中图分类号 TG132.32, TG146.15 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2002)11-1191-04

EFFECT OF ELEMENT FACTORS OF A DIRECTIONALLY SOLIDIFIED Ni-BASE SUPPERALLOY ON HOT TEAR IN TURBINE BLADES

YANG Zheng, TIAN Fei

Xi'an Aero-Engine (Group) Ltd., Xi'an 710021

ZHENG Zhi, ZHU Yaoyao

Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: YANG Zheng, senior engineer, Tel: (029)6151904, Fax: (029)6153145

Manuscript received 2002-04-17, in revised form 2002-07-27

ABSTRACT The hot-tear tendency, *i.e.*, cracking along the vertical crystal boundary produced in the course of the directional solidification, is the most important indication of the castability to a directionally solidified superalloy. This paper discussed the effect of element factors of a directionally solidified Ni based superalloy on hot tear by way of the further tests and analysis based on the fact that there are lots of hot tears in the turbine blades at the trial-produce stage.

KEY WORDS hot tear, effective crystallization interval, titanium, low melting point element

现代高性能的航空发动机几乎都采用了定向凝固、复合冷却的涡轮工作叶片. 为了加强热交换, 提高叶片的承温能力, 叶片内腔的冷却通道愈趋复杂, 内腔空间与金属体积之比越来越高, 叶片的壁厚也就越来越高. 一种镍基合金制造的高压涡轮工作叶片的壁厚只有 0.56—1.42 mm, 这就对合金的高温强度等性能有了更高的要求. 但是, 高强度的高温合金往往可铸性差, 采用定向凝固方法浇注具有复杂内腔的薄壁叶片尤为如此.

某合金是依据低偏析理论, 在美国 Rene'125 合金的基础上, 去掉其中严重影响凝固偏析的元素 Hf 和 Zr, 适当调整强化元素 Al 和 Ti, 严格控制 P, S, B, Si 等微量

及杂质元素, 降低合金元素的凝固偏析程度, 提高合金的高温力学性能, 同时达到改善铸造工艺性能的目的, 成分对比见表 1. 该合金的高温蠕变强度很高, 但在工程化应用初期, 成批叶片沿纵向晶界开裂 (见图 1). 涡轮工作叶片出现裂纹, 即意味着报废.

1 定向凝固叶片热裂机理分析

铸件热裂一般有以下三个特征: (1) 热裂发生在铸造应力集中部位; (2) 热裂断面因氧化或元素贫化而发生颜色变化; (3) 热裂纹沿晶界或枝晶间产生和扩展.

热裂形成是在合金凝固温度范围内, 接近固相线温度时形成的, 或者是在有效结晶温度区间形成的, 此时合金处于固液两态^[1]. 1 号合金叶片热裂纹的断口特征呈现较多的凝固自由表面 (见图 2), 可以说明热裂是在实际固相线温度以上形成的. 所谓有效结晶温度区间, 其上限是

* 收到初稿日期: 2002-04-17, 收到修改稿日期: 2002-07-27

作者简介: 杨政, 男, 1969 年生, 高级工程师

表 1 合金的名义成分比较
Table 1 Comparison of the nominal composition for three alloys

Alloy	(mass fraction,%)										
	C	Cr	Co	W	Mo	Ta	Al	Ti	B	Hf	Zr
Rene'125	0.11	9	10	7	2	3.5	4.6	2.5	0.015	1.5	0.05
No.1	0.10	9	10	7	2	3.5	4.8	3.0	0.010	-	-
No.2	0.11	9	10	7	2	3.5	5.0	2.2	0.010	-	-

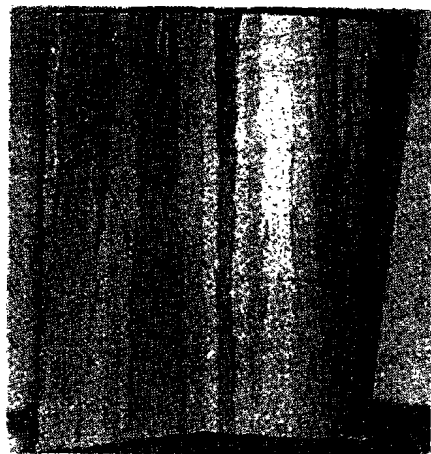


图 1 1号合金定向叶片热裂纹形貌

Fig.1 Hot tear appearance in DS blade made of alloy No.1

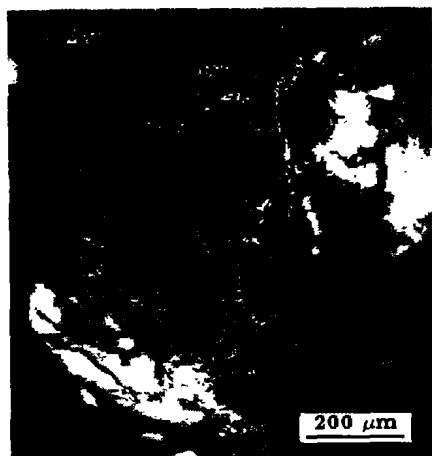


图 2 1号合金叶片热裂纹的断口特征

Fig.2 Fracture surface characteristic of hot tear in DS blade made of alloy No.1

指形成晶体骨架,堵塞补缩通道,合金开始线收缩的温度,其下限为凝固结束时的实际固相线温度,图 3 为叶片在定向凝固时液-固界面的示意图。

有研究表明^[1],有效结晶温度区间愈大,凝固期间的线收缩愈大,而合金在此区间的强度(σ_b)和塑性(δ)是极低的,一般地, $\sigma_b < 4$ MPa, $\delta < 0.5\%$ 。因而从力学性能角度,有效结晶温度区间也称为“脆性温度区间”,脆性区越大,合金凝固时处于脆性区的时间越长,热裂就越

容易形成。

铸件在合金凝固期间如能自由收缩,不受外部和内部阻力,即使在此时呈现极低的强度和塑性,也不致形成裂纹,但实际的凝固收缩过程,往往受到壳型、型芯、铸件及浇注系统的结构等各种阻力,致使铸件内部产生应力,如果应力超过合金在该温度下的强度,即产生热裂。

研究还表明^[1],合金在凝固期间的热裂还与合金结晶末期晶体周围的液体性质及其厚薄密切相关。当铸件凝固到固相线附近时,晶体周围还有少量未凝液体,构成一层液膜,随着固相线温度的接近,液膜由厚变薄,当铸件全部凝固时,液膜即消失。合金中若含有如 S, P 等较多的低熔点溶质或化合物,会使实际固相线下移,扩大凝固温度范围,液膜存在时期相应延长,并相应增加凝固期间的收缩量。在结晶末期,当凝固收缩致使晶体和晶间液膜内所产生的拉伸应力足够大时,液膜就会开裂。

拉断液膜所需的应力(P, N)为

$$P = 2\sigma F/b$$

式中, σ 为液体的表面张力, N/m; F 为晶间液膜的面积, m^2 ; b 为液膜的厚度, m。

这反映了晶间液膜的表面张力和其厚度对铸件抗裂性的影响。从上式可见,拉断液膜所需应力(P)与液体的表面张力(σ)及固体同液体的接触面积(F)成正比,而与液膜的厚度(b)成反比。液膜的表面张力与合金的化学成分和铸件的冷却条件有关。液膜厚薄决定于晶粒大小,晶粒愈细,晶界面积就愈大,单位面积上的液膜数量和厚度就愈小,故增加了铸件的抗裂性。因此,可以推断,凡是能够降低晶体和液膜之间表面张力的表面活性元素,都能够促使合金抗裂性下降,高温合金中的 S, P, O 等都属于表面活性元素,随着其含量的增加,合金的抗裂性也随之下降。

2 对比实验

合金的化学成分对铸件的凝固组织及其特性有决定性的影响。其中那些易偏析于晶界的元素,对合金的热裂影响最大。

2.1 合金成分中强化元素 Ti 的影响

选用 3 种不同 Ti 含量的实验合金,按同一条件进行等温凝固对比实验^[3],测试结果见表 2。其中 1 号合金

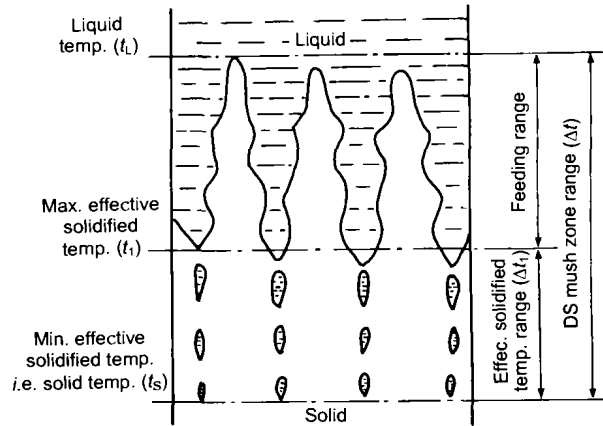


图 3 定向凝固过程液 - 固界面糊状区示意图

Fig.3 Sketch of mush zone at the liquid-solid interface during directional solidification

表 2 3 种合金的有效结晶温度区间

Table 2 Effective solidified temperature range of three alloys

Alloy	Special element, mass fraction,%		t_L °C	t_1 °C	t_S °C	Δt °C	Δt_1 °C	Proportion of hot-tear blade
	Ti	Hf						
1	2.93	-	1370	1330	1180	190	150	100
			1370	1330	1215	155	115	5--20
2	2.30	-	1370	1310	1240	130	70	0
3	0.76	1.51	1370	1290	1220	150	70	0

Note: t_L —liquid temperature, t_1 —max. effective solidified temperature, t_S —min. effective solidified, i.e., solid temperature, Δt —liquid-solid temperature range, $\Delta t = t_L - t_S$, Δt_1 —effective solidified temperature range, $\Delta t_1 = t_1 - t_S$

为高钛合金，2 号合金为降钛合金，3 号合金为加 Hf 的低钛合金。

表 2 中 1 号合金的两组数据是经重熔精炼前后的测定结果。从表可见，1 号合金的热裂倾向性最大，随合金 Ti 含量的下降，有效结晶温度上限降低，区间缩小，叶片热裂有显著改善。

2.2 低熔点元素的影响

合金中低熔点元素一般均偏聚于晶界，表 3 所列结果是 1 号合金中含量波动较大的低熔点元素与叶片热裂的统计结果。

综合表 2 与 3 结果可以看出，合金随低熔点元素含量增加，合金实际固相线温度下降，有效结晶温度区间增大，叶片热裂数量也随之急剧增大。经二次重熔精炼可降低合金中 P, Ag, B 等低熔点元素含量，减小有效结晶温度区间，降低叶片热裂倾向。

3 实验结果分析

对 1 号合金叶片纵向剖面的显微组织进行对比 (见图 4a, b)，可以看出，热裂叶片的晶界及枝晶间距离明显宽大，并且晶间有严重的线性链接的显微疏松。

高温合金中作为沉淀强化元素的 Ti，同时由于它属强正偏析元素^[4]，在合金凝固过程中，富集于液-固界面的液相部分，因此对合金凝固特性影响很大。另外，Ti 在基体 Ni 中的熔点 (1672 °C) 远远高于沉淀强化元素 Al 的熔点 (660 °C)，因而致使合金具有较高的有效结晶温度上限，这就决定了合金凝固时所形成的枝晶骨架，堵塞合金液的补缩通道。有关资料指出^[2]，当 Ti 在合金中超过 1% 后，将明显增大有效结晶温度区间，恶化合金的流动性，是铸件热裂与疏松不可忽视的因素之一。

同时由于低熔点元素控制不严，致使合金在凝固末期尚有较多得不到补缩的低熔点残液，最后形成显微疏松，

表 3 1 号合金低熔点元素的波动

Table 3 Effect of low melting point elements on hot tear in the blade made of alloy No.1 and its re-melting alloy

Alloy No.	P	S	Ag	Si	B	Proportion of hot-tear blade
1-1	0.003	0.001	0.00041	0.066	0.014	100
1-2	0.0009	0.001	0.0001	0.046	0.008	20
1-3	0.0004	0.001	0.0001	0.040	0.007	5

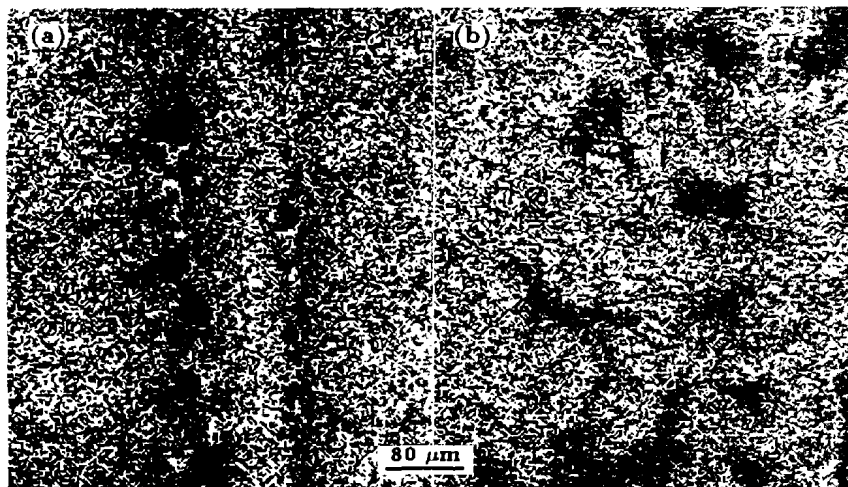


图 4 1号合金定向叶片显微组织

Fig.4 Microstructures of DS blades made of alloy No.1

(a) hot tear (b) no hot tear

这使得合金在脆性区内本身就有很低的晶界强度及塑性更加恶化, 叶片热裂在所难免.

4 结论

(1) 1号合金中 Ti 元素含量偏高, 提高了合金的有效结晶温度上限, 扩大了有效结晶温度区间, 是叶片热裂严重的根本原因.

(2) 1号合金中低熔点元素增加, 导致实际固相线左移, 进一步加大有效结晶温度区间, 一定程度上增加合金热裂的倾向性.

(3) 缩小定向高温合金的有效结晶温度区间, 是解决定向空心叶片热裂的有效手段之一.

参考文献

- [1] Li Q C. *Casting Theory*. Beijing: Machinery Industry Press, 1982: 250
(李庆春. 铸件形成理论基础. 北京: 机械工业出版社, 1982: 250)
- [2] Fu H Z. *Cast Steel and Superalloy*. Xi'an: Northwestern University of Technology Press, 1985: 165
(傅恒志. 铸钢和铸造高温合金及其熔炼. 西安: 西北工业大学出版社, 1985: 165)
- [3] Hou S E, Zheng Y R, Chen R Z. *J Aeronautical Mater*, 1997; 17(1): 9
(侯淑娥, 郑运荣, 陈荣章. 航空材料学报, 1997; 17(1): 9)
- [4] She L, Chen R Z. *Acta Metall Sin*, 1999; 35(Suppl.2): S303
(余力, 陈荣章. 金属学报, 1999; 35(增刊 2): S303)