

文章编号:1000-8055(2012)01-0104-06

定向凝固涡轮叶片不同部位材料持久强度差异

邓 瑛, 孙瑞杰, 谢建文, 闫晓军

(北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191)

摘 要: 为了研究定向凝固涡轮叶片因不同部位显微组织不同而引起的宏观持久强度的差异, 根据典型涡轮叶片几何特征, 设计了两类叶片模拟件(缘板、叶冠模拟件)和对比试件(标准平板试件), 开展了持久试验及对比研究. 试验结果表明: 缘板、叶冠模拟件的持久寿命分别为对比试件持久寿命的 94.22% 和 75.65%, 这说明了定向凝固涡轮叶片不同部位的持久强度存在差异, 这种差异需要在定向凝固涡轮叶片结构、寿命设计中加以考虑. 研究结果对提高定向凝固涡轮叶片设计水平、改进定向凝固成形工艺具有重要意义.

关 键 词: 定向凝固; 涡轮叶片; 持久强度; 叶片模拟件; 显微组织

中图分类号: V321.95

文献标志码: A

Creep property variation at different regions on a directionally solidified turbine blade

DENG Ying, SUN Rui-jie, XIE Jian-wen, YAN Xiao-jun

(School of Jet Propulsion,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: In order to study the creep property variation at different regions on a directionally solidified (DS) turbine blade caused by microstructure difference among those regions, three types of DS specimen (platform-like specimen, shroud-like specimen and sheet specimen) were presented to investigate the difference by creep rupture tests at elevated temperature. The tests data shows that the performance of platform-like specimen and shroud-like specimen are 94.22% and 75.65% of sheet specimens' performance, respectively. Therefore, the difference of creep property among different regions on a DS turbine blade should be considered in blade structure design and creep life assessment. The research results may also help to improve the manufacture processes of directional solidification.

Key words: directionally solidification (DS); turbine blade; creep strength; blade-like specimen; microstructure

持久强度是指材料在一定的温度下, 在规定时间内断裂的应力. 它是材料抗高温断裂能力的衡量指标. 材料的持久强度通过持久试验测定: 在给定温度下, 给试样施加一定的应力, 得到该试样至断裂的时间^[1]. 当应力、温度相同时, 持久寿命(断裂时间)的长短反映出持久强度的高低. 燃气轮机涡轮叶片工作在高温燃气中, 其主要失效模

式之一为持久断裂^[2]. 由于定向凝固镍基涡轮叶片具有沿 $\langle 001 \rangle$ 方向(叶高方向)生长的柱状晶组织, 理论上消除了垂直于叶片离心载荷方向的横向晶界, 避免或减弱了“晶界滑移”、“扩散蠕变”对叶片持久强度的不利影响^[3], 极大提高了涡轮叶片持久强度. 因此, 采用定向凝固技术制造的涡轮叶片已在航空发动机、电站及舰艇用燃气轮机

收稿日期: 2011-01-30; 修订日期: 2011-05-13

基金项目: 国家自然科学基金(10872015); 航空科学基金(2008ZB51017)

作者简介: 邓瑛(1980—), 男, 云南昭通人, 博士生, 主要从事叶轮机械高温结构强度研究.

等众多领域得到了使用。

定向凝固是一种先进的铸造技术,其通过采取适当的措施来避免合金熔液内部出现横向传热,同时在固—液界面及其附近的熔液中维持适当的温度梯度^[4-5],这直观表现为等温线与预定凝固方向相垂直。对于外形规则的等截面铸件,该目标容易实现;然而,真实铸件外形复杂,存在几何过渡和几何突变,而几何突变附近区域可能存在横向传热,造成固—液界面以及其附近区域的温度场扭曲,凝固成形的显微组织必然偏离预期。如果叶片不同部位的显微组织不同,那么取决于显微组织的宏观力学性能也会存在差异^[6-11]。

借助显晶检测技术,已经证实了定向凝固铸件几何突变部位显微组织特征与无几何突变部位存在差异^[12-15],但这种差异对于持久强度的影响有多大,是否应该在叶片设计中加以考虑,很少看到相关的研究和报道。现行的定向凝固涡轮叶片设计方法仅考虑材料的各向异性,直接利用材料手册上的标准试件(从铸造平板上利用机械方法取样)的持久强度数据来设计涡轮叶片,而未考虑叶片各部位材料性能不一致的特点^[16-17]。针对这一问题,本文将结合某型发动机所使用的材料为DZ22B的定向凝固涡轮叶片,研究定向凝固叶片不同部位的材料持久强度的差异。

研究思路如下:设计两类具有某型涡轮叶片几何突变部位几何和工艺特征的模拟件(缘板模拟件和叶冠模拟件);利用几何规则的等截面定向凝固标准试件(用机械方法从定向铸造平板上切取)作为对比试件,其加工方法和材料手册上标准试件相同,由于显微组织(参见本文1.2节)和叶片叶身中部接近,因此可以代表叶身中部的力学性能,通过开展持久试验,对比试验结果,从而得到定向凝固叶片不同部位材料持久强度的差异,同时也可以了解现有直接利用标准试件(即本文的对比试件)的持久强度数据来设计叶片带来的偏差。

1 试件设计

为了对比三类试件的持久强度、研究叶片不同部位材料持久强度的差异,试件设计和试验必须满足如下条件:①模拟件具有叶片典型部位的几何特征;②模拟件的考核区域与叶片对应部位的显微组织相似,对比试件和材料手册上的标准试件的工艺、制造方法相同;③持久试验中,各类试件考核部位应力水平、温度相同。

1.1 试件几何特征

三类试件(两类模拟件、一类对比试件)外形如图1所示,两类模拟件(图1(a),图1(b))的形状和尺寸完全相同,模拟件外形的突变比例、高度、过渡部位的圆角等参数均与某型叶片对应区域相似,可以反映该型叶片缘板和叶冠部位的几何特征。其中,图1(a)所示凸台位于试件下侧,为缘板模拟件;图1(b)所示凸台位于试件上侧,为叶冠模拟件;图1(c)为对比试件,其尺寸选择参照《GB2039-80—金属拉伸蠕变试验方法》中的相关规定。

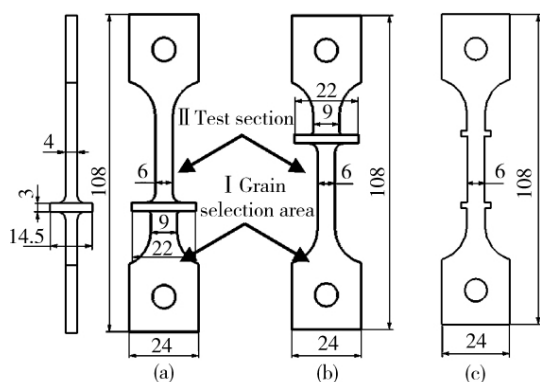


图1 三类试件外形尺寸

Fig. 1 Geometry of three specimens

1.2 试件显微组织

铸件的显微组织和熔液凝固过程中的等温线分布及演化规律密切相关,这由铸件几何外形及工艺参数共同决定。在模拟件与叶片对应区域几何特征相似的基础上,进一步保证材料相同(均为DZ22B),凝固工艺(如凝固方向、冷却条件、抽拉速度等)和真实叶片相同,从而确保了两者的显微组织特征也相似;对比试件从同批次材料、与叶片相同定向凝固工艺铸造的板块上切取,其显微组织特征和材料手册上的标准试件相同。

缘板模拟件的典型显晶照片如图2(a)所示,凝固起始于试件底部,故该区域晶粒数目多,随后,模拟件横截面缓慢收缩(图中“Ⅰ选晶区域”)使得柱状晶呈现出一定的择优生长,晶粒数目有所减少,凸台处横截面突然收缩重复了晶粒择优生长过程,但晶粒择优生长的效果更为明显,到达试验段的晶粒数目明显减少。叶冠模拟件典型显晶照片如图2(b)所示,凝固也起始于试件底部,晶粒到达试验段前仅经历一次择优生长过程(图中“Ⅰ选晶区域”),因而试验段底部区域的晶粒数

目较多,晶粒在试验段内的生长伴随着一定的选择淘汰过程,试验段顶部晶粒数目减少,随后晶粒经过凸台,截面突然扩张并未使晶粒出现合并或停止生长的现象.通过对比可知,缘板、叶冠模拟件显微组织特征与图 3 中叶片对应部位的显微组织相似.对比试件显微组织如图 2(c)所示,其试验段内晶粒外形规则、排列整齐,这与叶片叶身中部的显微组织接近.

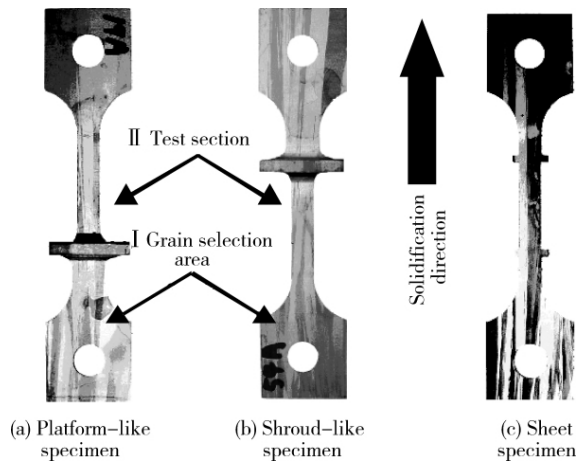


图 2 试验件典型显微组织特征
Fig. 2 Microstructure of specimens

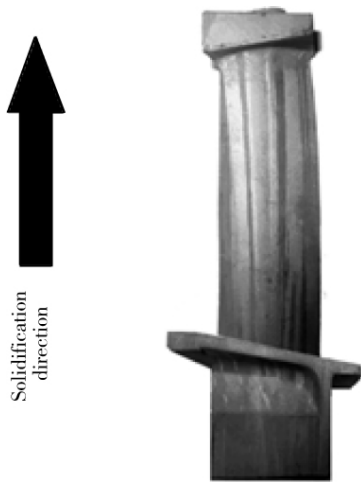


图 3 涡轮叶片典型显微组织特征
Fig. 3 Typical microstructure of turbine blade

由图 2、图 3 中显晶照片也可以看出,几何因素对定向凝固涡轮叶片不同部位的显微组织的影响很大:①缘板模拟件、对比试件试验段晶粒生长挺直、连续,而叶冠模拟件试验段靠近凝固起始部位一侧晶粒数目较多,生长方向略微偏离模拟件高度方向,在试验段内生长过程中存在一定的择优生长,靠近凸台一侧晶粒数目减少;②晶粒的横向尺寸(试验段宽度除以对应部位的晶粒数目)存在差异,对比试件试验段晶粒数目较少,横向尺寸

略大.

1.3 试件应力分析

在设计好试件后,对三类试件进行了应力分析.缘板模拟件和叶冠模拟件的几何形状相同,因此,在同样的载荷下,其应力水平和分布必然相同,因此仅对比缘板模拟件和对比试件的应力分布.利用有限元方法模拟试件持久试验,得到蠕变应变率处于稳定阶段时的 Von-Mises 应力分布,如图 4 所示.可知两者应力最大部位均位于试验段,并且应力水平相同.

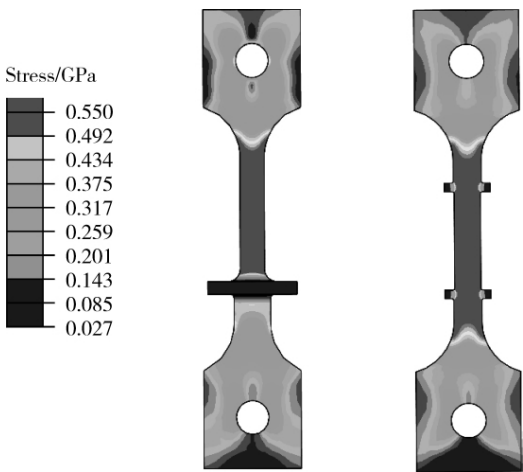


图 4 模拟件、对比试件 Von-Mises 应力分布特征
Fig. 4 Von-Mises stress field of specimens

2 持久试验

2.1 试验条件

此次研究中,利用表 1 所列的试验条件,图 5、图 6 所示的试验装置针对三类试件,开展高温持久试验,根据持久寿命数据分析定向凝固涡轮叶片不同部位持久强度的差异.

试验时,试件两端固定在高温合金制造的夹具中,通过销钉将试验机的拉伸载荷传递到试件上;试件、夹具均位于电阻炉中,由电阻炉提供均匀、恒定的高温环境;利用石棉绳将 3 个热电偶分别安装在试件上、下端连接销钉处以及试验段中部(图 6 所示),以便对温度进行监控.

表 1 持久试验参数
Table 1 Creep rupture test conditions

控制参数	数值
压力/MPa	608
温度/℃	850



图 5 持久试验机、电阻炉

Fig. 5 High temperature creep rupture test facility and resistance furnace

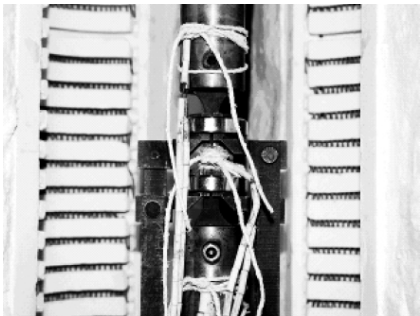


图 6 试件夹具

Fig. 6 Fixture for creep rupture tests

2.2 试验结果

按照上述试验条件,对缘板模拟件、叶冠模拟件和对比试件分别进行了 3 个子样的高温持久试验.试件的破坏照片如图 7 所示,从图中可知:各类试件的破坏部位均位于试验段内;缘板、叶冠模拟件的破坏部位均靠近试验段下侧(即靠近凝固起始部位).试验数据如表 2 所示.

表 2 持久试验数据

Table 2 Creep rupture test data

试件名称	持久寿命/h		
	1	2	3
缘板模拟件	16.2	17.4	15.4
叶冠模拟件	12.0	13.4	13.1
对比试件	18.18	16.86	18.98

2.3 数据分析

对各类试件的持久寿命数据进行对数正态分布处理,采用存活率 99.87%,置信度 50%的安全寿命作为持久寿命的对比参量,试验数据处理结



(a) Platform-like specimen



(b) Shroud-like specimen



(c) Sheet specimen

图 7 试件破坏照片

Fig. 7 Creep rupture feature of specimens

果如表 3 所示;为了更为直观的了解模拟件持久寿命的差异,以对比试件的安全寿命为基准,定义各试件的相对安全持久寿命为

相对安全持久寿命 = $\frac{\text{模拟件安全寿命}}{\text{对比件安全寿命}} \times 100\%$ (1)

表 3 试件持久寿命数据分析
Table 3 Analysis of creep rupture life data

试件名称	对数正态参数		99.87%, 50% 安全寿命/h	相对安全持久寿命/ %
	寿命时值/h	标准差		
缘板模拟件	16.31	1.076	13.04	94.22
叶冠模拟件	12.81	1.069	10.47	75.65
对比试件	17.56	1.081	13.84	100

根据表 3 中的数据,试件持久寿命由高至低依次为:对比试件、缘板模拟件以及叶冠模拟件。结合三类试验件的持久寿命数据(表 3)、破坏照片(图 4)以及显微组织照片(图 2),可以得出如下结论:

1) 叶冠模拟件的破坏区域靠近凝固起始部位,而不是接近叶冠凸台的区域,说明了凝固起始部位的材料持久强度弱于叶冠凸台附近区域材料的持久强度;

2) 缘板模拟件的破坏部位接近缘板凸台,说明叶片叶身下部及缘板附近材料的持久强度弱于叶身中、上部材料持久强度;

3) 缘板模拟件的晶粒的排列方式和对比试件(标准平板试件)接近,所以两者的持久寿命也接近,分别为 94.22%和 100%;

4) 试件寿命与试件断裂部位晶粒的横向尺寸有一定的联系,晶粒的横向尺寸越大则持久强度越好。结合图 3 中所示叶片不同部位晶粒特征和此次试验结果推测:对于定向凝固涡轮叶片来说,叶身中部材料持久强度最好,叶身下部次之,伸根下部最差。

从上面的试验数据可以看出:在定向凝固涡轮叶片的设计中,如果直接利用标准试件(如标准平板试件)试验得出的材料性能数据进行寿命估算,而不考虑铸造工艺造成的影响,可能会给出超过叶片材料真实持久强度的数据,设计出来的涡轮叶片将存在安全隐患。

3 结 论

为了研究定向凝固叶片不同部位持久强度的差异,本文设计了代表定向凝固涡轮叶片不同部位材料力学性能的试件,并开展了持久试验,结合试件显微组织特征、破坏模式和持久寿命数据对比分析,得到如下结论:

1) 定向凝固涡轮叶片不同部位材料持久强

度差异明显,需要在叶片结构及寿命设计中予以考虑。对于此次研究的试件:缘板模拟件、叶冠模拟件的持久寿命分别为对比件持久寿命的 94.22%和 75.65%。

2) 本文提出的叶片模拟件设计思路和对比研究方法能够定量地获得叶片不同部位材料持久强度的差异程度,对定向凝固叶片设计水平和使用可靠性的提高具有重要意义。

参考文献:

[1] 《机械工程材料性能数据手册》编委会. 机械工程材料性能数据手册[M]. 北京:机械工业出版社,1995.

[2] Marahleh G, Kheder A R, Hamad H F. Creep life prediction of service-exposed turbine blades[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 433(1-2): 305-309.

[3] Sherby O D, Taleff E M. Influence of grain size, solute atoms and second-phase particles on creep behavior of polycrystalline solids[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 322(1-2): 89-99.

[4] 陈荣章. 航空铸造涡轮叶片合金和工艺发展的回顾与展望[J]. 航空制造技术, 2002(2): 18-24.
CHEN Rongzhang. Review and prospect of developments of cast super-alloys and technology of aeroengine turbine blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2002(2): 18-24. (in Chinese)

[5] 胡壮麒, 刘丽荣, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金的发展[J]. 航空发动机, 2005, 31(3): 1-7.
HU Zhuangqi, LIU Lirong, JIN Tao, et al. Development of the Ni-base single crystal superalloys[J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 1-7. (in Chinese)

[6] Yang X L, Dong H B, Wang W, et al. Microscale simulation of stray grain formation in investment cast turbine blades[J]. Material Science and Engineering, 2004, 386(1-2): 129-139.

[7] 许庆彦, 熊守美, 柳百成. 铸造合金的微观组织模拟研究进展[J]. 材料导报, 2002, 16(1): 11-14.
XU Qingyan, XIONG Shoumei, LIU Baicheng. Advances in microstructure simulation of casting alloy[J]. Materials Review, 2002, 16(1): 11-14. (in Chinese)

[8] 岳珠峰, 吕震宙, 杨治国, 等. 晶体取向的偏差和随机性对

- 镍基单晶叶片强度与蠕变寿命的影响[J]. 航空动力学报, 2003, 18(4): 477-480.
- YUE Zhufeng, LU Zhenzhou, YANG Zhiguo, et al. Influence of deviation and randomness of crystallographic orientations on the strength and life of nickel-base single crystal superalloy turbine blades[J]. Journal of Aerospace Power, 2003, 18(4): 477-480. (in Chinese)
- [9] Arakere N K, Swanson G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2002, 124(1): 161-176.
- [10] Zhao Y, Wang L, Li H Y, et al. Effects of recrystallization on the low cycle fatigue behavior of directionally solidified superalloy DZ40M[J]. Rare Metals, 2008, 27(4): 425-428.
- [11] Alexandre F, Deyber S, Pineau A. Modeling the optimum grain size on the low cycle fatigue life of a Ni-based superalloy in the presence of two possible crack initiation sites [J]. Scripta Materialia, 2004, 50(1): 25-30.
- [12] Wang W, Kermanpur A, Lee P D, et al. Simulation of dendritic growth in the platform region of single crystal superalloy turbine blades [J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(21): 4385-4391.
- [13] Wang W, Lee P D, McLean M. A model of solidification microstructures in nickel-based superalloys: predicting primary dendrite spacing selection[J]. Acta Material, 2003, 51(10): 2971-2987.
- [14] 孙瑞杰, 闫晓军, 聂景旭. 定向凝固涡轮叶片高温低周疲劳的破坏特点[J]. 航空学报, 2011, 32(2): 337-343.
- SUN Ruijie, YAN Xiaojun, NIE Jingxu. Failure characteristics of directional solidification turbine blade under high temperature low cycle fatigue load[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2011, 32(2): 337-343. (in Chinese)
- [15] 冯广召, 沈军, 邹敏佳, 等. 抽拉速度对高温合金 DZ125 定向凝固中缩松的影响[J]. 铸造, 2009, 58(5): 427-430.
- FENG Guangzhao, SHEN Jun, ZOU Minjia, et al. Influence of withdrawal rate on the micro-porosity of superalloy DZ125 in directional solidification[J]. Foundry, 2009, 58(5): 427-430. (in Chinese)
- [16] Yue Z F, Lu Z Z, Zheng C Q, et al. Life study of nickel-based single crystal turbine blades: viscoplastic crystallographic constitutive behavior[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 1996, 24(2): 139-145.
- [17] Chen L J, Liu Y H, Xie L Y. Power-exponent function model for low-cycle fatigue life prediction and its applications[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(1): 1-9.