

文章编号:1000-8055(2012)05-1068-06

DD6 单晶涡轮叶片缘板裂纹与再结晶研究

马 健, 李世峰, 何爱杰, 曾 军

(中国航空工业集团公司 中国燃气涡轮研究院 涡轮技术研究室, 成都 610500)

摘 要: 针对 DD6 单晶涡轮叶片在试车后缘板出现裂纹的现象, 通过裂纹外观检查、断口形貌观察、显微组织及化学成分分析等工作, 开展基于裂纹特征的缘板失效模式研究。研究结果表明: DD6 单晶涡轮叶片缘板裂纹是由表面再结晶导致的疲劳开裂, 其形成与存在富钨白色析出相的枝晶界面有直接关系; 在试验条件下裂纹沿富钨(W)的白色颗粒链扩展, 并沿界面延伸, 导致疲劳失效。同时, 发现缘板表面再结晶在叶片使用之前已存在, 是缘板凝固区域因过大铸造热应力而形成碳化物, 进而在热处理过程形成晶界富钨白色析出相的再结晶晶粒。

关 键 词: DD6 单晶; 涡轮叶片; 缘板裂纹; 铸造热应力; 再结晶

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

Platform crack and recrystallization of DD6 single crystal turbine blade

MA Jian, LI Shi-feng, HE Ai-jie, ZENG Jun

(Research Centre of Turbine Technology, China Gas Turbine Establishment,
Aviation Industry Corporation of China, Chengdu 610500, China)

Abstract: It was found that the cracks appeared on the surface of DD6 single crystal turbine blade platform after testing. Based on the cracks character, the platform failure mode was studied by appearance check, observation on fracture surfaces, microscopic structure examination, and chemical analysis. The results show that the cracks have made from the surface recrystallization of DD6 single crystal turbine blade platform; it has relation to the grain boundary face. Under stress condition, the cracks have expensed along the white particles bond until fatigue failure. Meanwhile, it was found that the recrystallization zone already exists at its surface before application. Owing to the larger cast stress during cast process, the carbide is formatted in platform zone. Then, the recrystallization grain, which mass precipitated phases with W element are around its boundary, is formatted in heat treatment.

Key words: DD6 single crystal; turbine blade; platform crack; cast heat-stress; recrystallization

DD6 单晶涡轮叶片是目前作为高推质比航空发动机的核心部件,也是易断裂失效件。其具有持久强度高,薄壁效应小,热机械疲劳性能高,特别是承高温能力,是一种发动机先进程度的重要

标志^[1-2]。国外在推质比 10 到 12 的涡扇发动机研制中,普遍采用了第二代镍基单晶涡轮叶片,后来针对更高推质比的发动机,又成功研发了超级冷却结构的腹板式单晶涡轮叶片^[3-4]。目前,国内单

收稿日期:2011-07-03; 网络出版地址:www.cnki.net/kcms/detail/11.2297.V.20120525.1516.201205.1068_016.html

作者简介:马健(1971—),男,四川成都人,研究员,主要从事航空发动机结构设计研究。

通讯作者:李世峰(1982—),男,甘肃会宁人,工程师,博士生,主要从事航空发动机涡轮结构与制造研究。

晶对复杂冷却结构单晶涡轮叶片经过多年的探索和研究,已取得了大量研究成果,但与国外相比,叶片合格率不到30%,其中由于叶片表层再结晶导致叶片不合格的几率达50%以上,而国外单晶叶片的合格率高达70%以上,将成为制约我国新一代航空发动机发展的壁垒^[5-8]。

最近几年,北京航空材料研究院、中国钢铁研究院等采用X射线衍射、金相及扫描电镜,对镍基单晶高温合金再结晶的产生,及再结晶层的组织变化进行了大量研究^[9-11];南京理工大学陈国良院士通过对不同热区温度下的最佳抽拉速率与晶界迁移速率之间的关系研究,指出定向再结晶本质上是通过控制热流方向来控制晶界迁移方向。中国科学院金属研究所胡壮麒院士通过分析不同碳含量对单晶高温合金在不同应力状态下再结晶倾向的影响研究,指出铸态相的溶解是再结晶晶粒形成的重要条件。但到目前为止,对单晶叶片界面突变局域再结晶形成机理方面的问题,很少有研究人员专门进行研究。在此背景下,通过对DD6单晶叶片试车后缘板表面出现的裂纹性质和失效模式进行分析研究,揭示叶片缘板表面再结晶的物理本质将无疑成为一个亟待解决的问题,从而能够更好地防止DD6单晶叶片的组织缺陷,为实现单晶涡轮叶片表层组织连续性及提高叶片成品率提供保障。

1 试验方法

单晶涡轮叶片经某试验后,发现34.2%的叶片缘板出现裂纹。为揭示叶片缘板表面裂纹的物理本质,采用DK7730B型线切割机对裂纹部位取样,经进行机械研磨、抛光和腐蚀后,用O-LYMPUS-SZ61型体视显微镜下对叶片榫头进行外观检查;然后将裂纹打开,利用超声波清洗裂纹断口,并运用JSM-6301F型扫描电镜进行断口形貌观察;再利用HI-Scope KH-2700型光学显微镜进行显微组织观察;最后在裂纹部位和非裂纹部位上截取试样,通过AQ6370C型光谱分析仪对其化学成分进行检测与对比。

2 试验结果与分析

2.1 裂纹外观特征

单晶涡轮叶片经某试验后,分解检查发现34.2%的叶片缘板出现裂纹,位置集中于缘板叶背侧边缘I, II两处。其中有28.7%的叶片裂纹位于I处,5.5%的叶片裂纹位于II处,如图1所示。

通过荧光显示的裂纹形态和长度来看,普遍存在从源发性1mm初始裂纹到10mm以上裂纹、从未穿透裂纹到三面穿透裂纹;如果继续试验,极有可能发生叶片缘板掉块,造成严重后果。



图1 叶片缘板裂纹部位

Fig. 1 Position of crack in the platform

从图1中可看出,出现裂纹的位置是缘板叶背侧从距边缘面至13mm,再从缘板排气边一侧穿透缘板端面,与缘板顶尖呈扇形区,长约17mm左右(图1中I, II处);但在缘板叶盆侧边缘未出现任何形式的裂纹;其他叶片上出现的裂纹位置也在这个范围内,这显示出DD6单晶叶片缘板局部裂纹分布的规律特征。

2.2 断口形貌分析

选取试验后荧光检测有裂纹的叶片,将其沿裂纹方向人工打断后,在JSM-6301F型扫描电镜下进行断口形貌观察,发现整个断口可分为源区(A区)、扩展区(B区)和瞬断区(C区)三部分。如图2(a)所示,A和B为裂纹断口区,C是人工打断断口区;从图2(a)可以看出,A区与C区大致平行,属于横断口,且与B区横断口斜交,呈现斜断口。这主要是因为叶片表面所受的应力最大,裂纹断口A的形成先于B,即部分A区为裂纹源区,B区为裂纹扩展部分。其中源区均较粗糙,对应高倍如图2(b)中A部分,是由取向不同的一些小面组成,呈现出韧窝+沿晶(或沿枝晶)的断裂特征。断口B区可见较多的疲劳弧线,疲劳弧线方向由缘板叶背侧边缘指向缘板排气边侧边缘,高倍下可见细密的疲劳条带(图2(c)中B区)。断口C区以明显的平滑表面特征为主,属沿晶脆性断裂特征(图2(b)中C区)。

为了彻底澄清缘板裂纹本质,进行断口形貌对比分析,在缘板其他部位人为制取断口试样,通过扫描电镜(SEM)观察断口形貌,如图3所示。

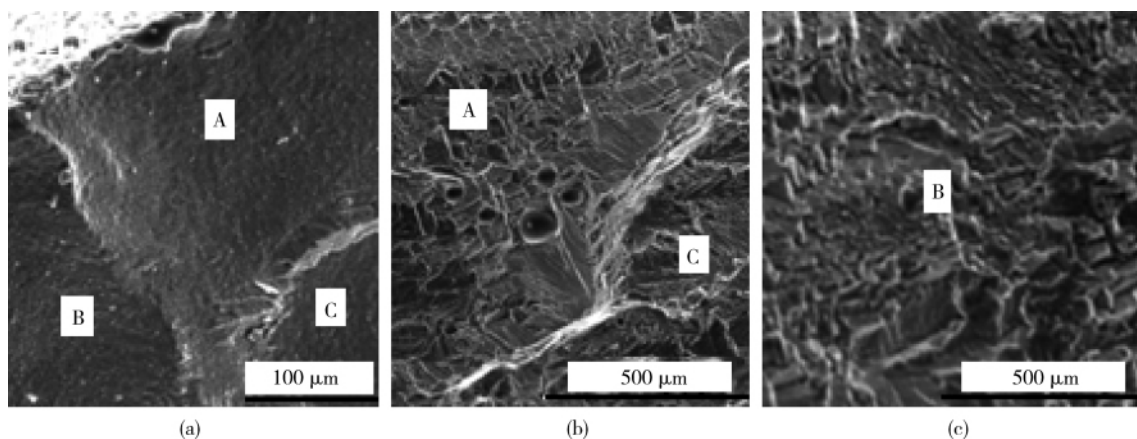


图 2 缘板裂纹断口形貌

Fig. 2 Fracture of platform crack

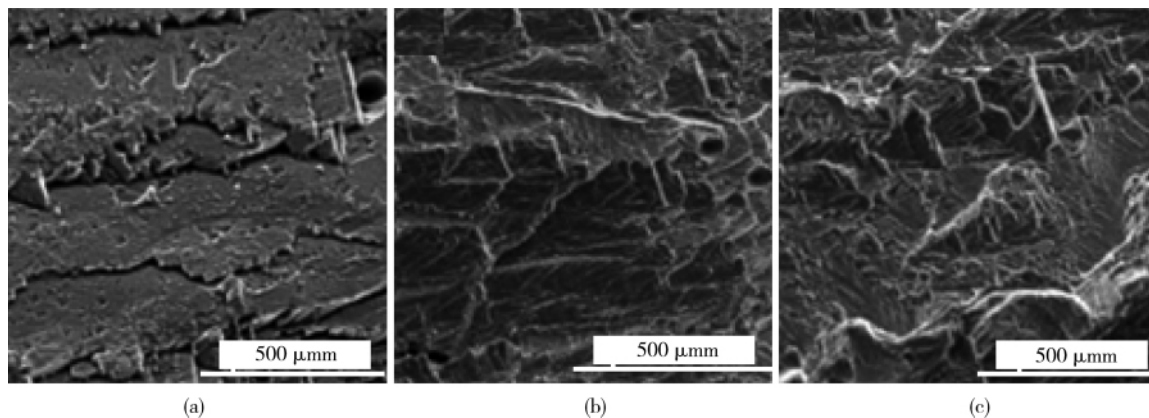


图 3 缘板人为断口形貌

Fig. 3 Artificial fracture of platform crack

断口形貌表明,人为制取试样的裂纹断口在高倍下呈河流花样特征,如图 3(a)所示,主要是 DD6 单晶合金为面心立方晶格材料,其层错能较低,从而使得位错交互作用难以产生,故仅在裂纹尖端处相交面上产生滑移,使之出现类解理特征。而在疲劳裂纹扩展区,主要表现出疲劳弧线及弧线间细密的疲劳条带,疲劳条带是在交变应力作用下留在断口上的微观塑性变形迹线,见图 3(b)、图 3(c)所示。由此看来,人工打断区断口大部分为纤维状、层状撕裂断口,表现为典型的穿晶韧窝断裂特征。

由此可以判断:如果由于应力超过单晶叶片缘板的设计允许应力,其裂纹断口或者以穿晶的韧窝断裂特征为主,或者以疲劳扩展的特征为主,而此次叶片缘板的裂纹断口为沿界面脆性断裂特征(或沿界面开裂),断裂区未见疏松、夹杂等缺陷,这些现象表明单晶叶片缘板裂纹的形成与试验应力大小无直接关系。

2.3 显微组织分析

DD6 单晶涡轮叶片经完全固溶处理后,其组织可见大量细小均匀的 γ' 相以立方体形状均匀地分布在 γ 相中,如图 4(a)所示。然后对其裂纹部位进行高倍下显微组织观察,发现在裂纹部位的枝晶界面上存在大量富钨(W)白色析出相(图 4(a)中已标注)。由此可见,裂纹的形成可能与存在富 W 的白色析出相的枝晶界面有关。

其缘板部位裂纹走向见图 4(b)箭头所示。从裂纹的张开程度可看出:该裂纹属于典型穿透性裂纹,其走向沿图 4(b)中 A、B、C、D 顺序扩展,并在 C 点发现一条链状的白色颗粒,一直延伸到 D 点。能谱分析表明这些白色颗粒富 W,且白色颗粒链在裂纹附近仅发现了一条,裂纹是沿这种富 W 的白色颗粒链扩展的。将裂纹轻轻打开,其断口形貌呈平滑表面,断口呈蓝褐色,由此可知裂

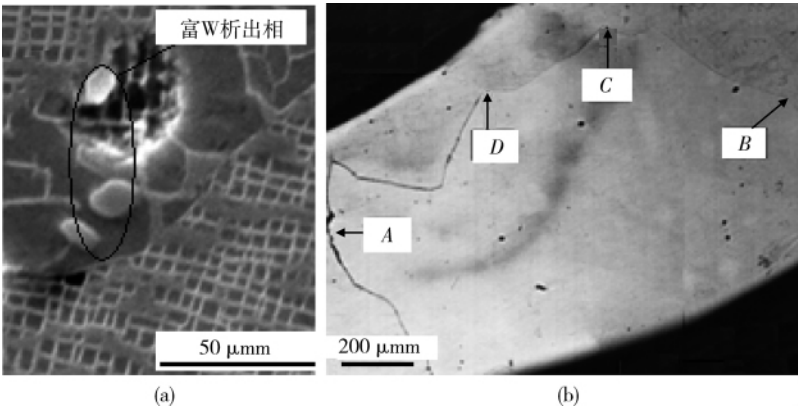


图 4 缘板裂纹部位的富 W 白色析出相(a)与裂纹走向(b)
Fig. 4 Position of crack in the platform with mass precipitated phases with W element (a) and the crack trend (b)

纹经历过高温. 这说明裂纹在热处理前就已经存在,也就是在毛坯交付时就已经存在.

2.4 化学成分分析

通过 AQ6370C 型光谱分析仪对叶片缘板部位化学成分的检测结果见表 1. 由表 1 可知,出现裂纹缘板和完好缘板的化学成分均符合技术要求.

表 1 DD6 单晶涡轮叶片缘板化学成分检测结果
(单位: %)

Table 1 Chemical composition of DD6 signal crystal turbine blades in the platform
(unit: %)

元素	标准	裂纹部位
Cr	3.8~4.8	4.26
Co	8.5~9.0	8.73
Mo	1.5~2.5	1.64
W	7.0~9.0	5.75
Al	5.2~6.2	5.18
Ta	6.0~8.5	7.23
Re	1.6~2.4	1.49
Hf	≤0.20	0.19
C	≤0.04	0.03
Mn	≤0.20	0.17
Si	≤0.20	0.22
Fe	≤0.30	0.31
Nb	≤1.0	0.56

3 讨 论

3.1 缘板失效形式

叶片缘板出现的裂纹失效区较粗糙,均可见沿晶断裂(或沿界面开裂裂纹).断裂区未见疏松、夹杂等缺陷,而源区的组织均为再结晶组织,且再结晶的晶粒尺寸与粗糙区沿晶断裂的晶粒尺寸相一致.因此有表面再结晶的裂纹萌生发生在再结晶区内,且裂纹在再结晶区破坏后所形成的最大应力集中处萌生并向表面扩展,但再结晶区的形状对叶片的损伤发展模式起着至关重要的作用.由于单晶涡轮叶片从叶身到缘板,属于截面畸变区域,所以在缘板净成形过程造成凝固收缩不均,从而在缘板一些部位形成较大的铸造残余热应力,致使凝固组织中析出一定量的碳化物,再通过热处理后形成晶界富钨(W)白色析出相的再结晶晶粒.同时,当经受高温和大应力的联合作用下裂纹沿富 W 的白色颗粒链扩展,并沿界面延伸,进而形成疲劳扩展至断裂.

3.2 再结晶的形成过程

叶片缘板出现裂纹的根本原因是局部存在再结晶组织,因此需对再结晶组织产生的过程与原因进行分析.由文献[12-16]可知,金属材料出现再结晶组织有两个途径:

- 1) 金属材料经过一定的冷变形(塑性变形),在高温下(超过再结晶温度)可发生再结晶.
- 2) 金属材料在再结晶温度以上,在慢速拉伸条件下产生动态再结晶.对于 DD6 单晶叶片而言,叶片缘板部分位置出现再结晶组织由以下三个途径所致:①叶片固溶热处理前在缘板部分位置存在应力集中(铸造残应力集中)或局部应力

水平较高,经固溶处理导致再结晶组织.②叶片固溶热处理前缘板部位存在一定的冷变形(塑性变形),在固溶热处理过程形成再结晶组织.③叶片在固溶处理之后,使用之前缘板存在一定的塑性变形(导致局部应力集中),在使用温度下发生再结晶.

对于 DD6 单晶叶片,若缘板再结晶是由前一种方式引起的,则前提条件是缘板局部铸造残余热应力集中水平高于 DD6 单晶发生再结晶时的临界分切应力值.目前,对 DD6 单晶合金再结晶临界应力尚无报道,但研究单晶发生再结晶时的临界分切应力无疑成为一个彻底揭示表面再结晶本质亟待解决的问题,也是完全解决单晶叶片表面再结晶的核心技术.由于 DD6 单晶叶片在固溶热处理之前,不可避免地发生因后序工艺带来的磕碰现象,进而造成缘板局部出现一定量的塑性变形区,在之后的固溶处理过程中,塑性区就形成再结晶组织.

由此看来,DD6 单晶涡轮叶片缘板表面再结晶是由于缘板凝固区域过大铸造热应力而形成碳化物,进而在热处理过程形成晶界富钨(W)白色析出相的再结晶组织,即缘板表面再结晶在叶片使用之前已存在.这一点已通过对未使用叶片的缘板显微组织检查所证实,发现部分未使用叶片的缘板已存在再结晶组织,如图 5 所示.同时,发现叶片缘板裂纹是由表面再结晶导致的疲劳开裂,其形成与存在富钨白色析出相的枝晶界面有直接关系;在经试验条件下裂纹沿富 W 的白色颗粒链扩展,并沿界面延伸,导致疲劳失效.

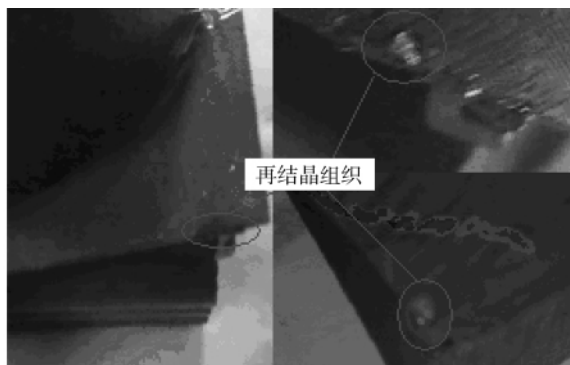


图 5 缘板表面再结晶组织

Fig. 5 Surface recrystallization in the platform

3.3 再结晶的表面效应

试验结果表明,DD6 单晶叶片缘板再结晶仅

在表面发生.主要原因是叶片生产过程中塑性变形局限于表面,在高于再结晶温度下形成表面再结晶层.另一原因是表面区域的 Al, Ti 等亲氧元素极易氧化,从而形成氧化层;在此氧化层中 γ' 相含量低于基体,位错攀移 γ' 相所需要的临界应力值降低,致使大角度晶界形成,即产生再结晶晶粒.另外,由于单晶涡轮叶片从叶身到缘板,属于截面畸变区域,所以在缘板净成形过程造成凝固收缩不均,导致缘板自由表面极易形成一定量的铸造残余应力梯度,表面自由能较高;由于自由表面的存在使新晶粒形核时增加的界面减小,且需要的界面能也较低,更提高再结晶驱动力,致使凝固组织中析出一定量的碳化物,经热处理后形成晶界富钨(W)白色析出相的再结晶晶粒.

4 结 论

1) DD6 单晶涡轮叶片缘板裂纹是由表面再结晶导致的疲劳开裂,其形成与存在富钨白色析出相的枝晶界面有直接关系.

2) DD6 单晶叶片缘板表面再结晶在叶片使用之前已存在,是缘板凝固区域因过大铸造热应力而形成碳化物,进而在热处理过程形成晶界富钨(W)白色析出相的再结晶晶粒.

3) 单晶叶片经受试验温度和应力作用下,由再结晶引起的裂纹沿其晶界富 W 的白色颗粒链扩展,并向界面延伸,导致疲劳断裂.

参考文献:

- [1] 张卫方,高威,赵爱国,等.定向凝固合金叶片的再结晶与疲劳失效[J].航空学报,2003,24(4):377-381.
ZHANG Weifang,GAO Wei,ZHAO Aiguo,et al. Recrystallization and fatigue failure of blades made of a directionally solidified alloy[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2003,24(4):377-381. (in Chinese)
- [2] Gell M,Duhl D N,Giamei A F. The development of single crystal super alloy turbine blade[J]. Superalloys,1980,10:205-214.
- [3] Porter A,Ralph B. The recrystallization of Ni base super-alloy[J]. J. Mater. Sci.,1981,16:707-710.
- [4] 李鸿,卫广智. DZ4 合金定向凝固涡轮叶片再结晶问题研究[J]. 贵州工业大学学报,2006,35(1):39-42.
LI Hong,WEI Guangzhi. Study on DZ4 alloy directional coagulation turbine blade's recrystallization[J]. Journal of Guizhou University of Technology,2006,35(1):39-42. (in Chinese)
- [5] 赵爱国,杨健. 高压涡轮盘榫齿裂纹分析[J]. 机械强度,2006,28(4):624-627.
ZHAO Aiguo,YANG Jian. Crack failures of tenons teeth

- in turbine disk[J]. Journal of Mechanical Strength, 2006, 28(4): 624-627. (in Chinese)
- [6] Brgel R, Portell A P D, Preuh S J. Recrystallization in single crystals of nickel base superalloys[R]. Warren Dale, PA: TMS, 2000: 229-238.
- [7] 王志刚, 赵京晨, 燕平, 等. 一种镍基单晶高温合金的再结晶[J]. 钢铁研究学报, 2009, 21(2): 23-27.
WANG Zhigang, ZHAO Jingchen, YAN Ping, et al. Recrystallization of nickel base single crystal superalloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2009, 21(2): 23-27. (in Chinese)
- [8] Bond S D, Martin J W. Surface recrystallization in a single crystal Ni base superalloy[J]. Journal of Materials Science, 1984, 19(12): 3864-3872.
- [9] 张兵, 何玉怀, 韩梅, 等. 单晶高温合金涡轮叶片榫齿裂纹原因分析[J]. 失效分析与预防, 2010, 5(1): 60-64.
ZHANG Bin, HE Yuhui, HAN Mei, et al. Crack failures of tenons teeth in single crystal turbine blades[J]. Failure Analysis and Prevention, 2010, 5(1): 60-64. (in Chinese)
- [10] 陶春虎, 张卫方, 李运菊, 等. 定向凝固和单晶高温合金的再结晶[J]. 失效分析与预防, 2006, 1(1): 1-7.
TAO Chunhu, ZHANG Weifang, LI Yunju, et al. Recrystallization of directionally solidified and single crystal superalloy[J]. Failure Analysis and Prevention, 2006, 1(1): 1-7. (in Chinese)
- [11] 卫平, 李嘉荣, 钟振纲. 一种镍基单晶高温合金的表面再结晶研究[J]. 材料工程, 2001(10): 5-8.
WEI Ping, LI Jiarong, ZHONG Zhengang. Study on the surface recrystallization of Ni-based single crystal superalloy[J]. Material Engineering, 2001, 10: 5-8. (in Chinese)
- [12] 贾波, 李春光, 李运菊, 等. 定向凝固高温合金 DZ4 的动态再结晶行为研究[J]. 航空材料学报, 2009, 29(1): 43-46.
JIA Bo, LI Chunguang, LI Yunju, et al. Research on dynamic recrystallization behavior of directionally solidified DZ4 superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2009, 29(1): 43-46. (in Chinese)
- [13] Goldschmidt D, Pau L U, Sahm P R. Porosity clusters and recrystallization in single crystal components[R]. Warren Dale, PA: TMS, 1992: 155-164.
- [14] 张卫方, 田继丰, 刘高远, 等. 定向凝固合金叶片的裂纹与再结晶研究[J]. 机械强度, 2003, 25(6): 671-674.
ZHANG Weifang, TIAN Jifeng, LIU Gaoyuan, et al. recrystallization of blades made of a directionally solidification alloy[J]. Journal of Mechanical Strength, 2003, 25(6): 671-674. (in Chinese)
- [15] Cox D C, Roebuck B, Rae C M F, et al. Recrystallization of single crystal superalloy CMSX-4[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(4): 440-446.
- [16] Wang D L, Jin T, Yang S Q, et al. Surface recrystallization and its effect on rupture life of SRR99 single crystal superalloy[J]. Materials Science Forum, 2007, (546-549): 1229-1234.