

# 涡轮叶片裂纹的分析

一七〇厂 杜尚杰

## 一、概 况

上钢五厂采用双真空（真空感应+真空自耗）生产的GH49高温合金棒材，直径35毫米，炉号824-29，在我厂投料制成一级涡轮叶片并装机试车，试车80分钟后分解，用荧光探伤法进行检验，发现第28\*一级涡轮叶片有裂纹。裂纹位置在叶盆上，距叶片第一榫齿约20毫米，裂纹端头距进气边和排气边，分别为8毫米和24毫米，裂纹沿叶片横向延伸，长10毫米左右，呈锯齿状。裂纹距第五齿为36毫米，约等于叶片总长的三分之一左右，如图1所示。

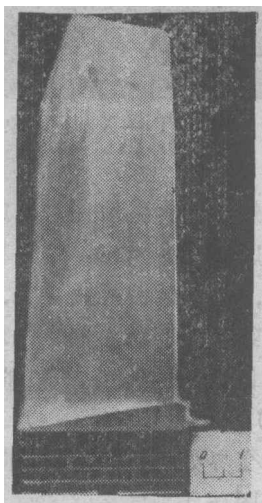


图1 叶片裂纹外观

在对故障叶片分析之前，进行了叶片尺寸和频率测定，符合相应工艺规范的要求。然后又对原材料出厂和复验情况进行了综合分析，

其化学成份、高温持久、高温瞬时性能和低倍断口均符合YB636—67技术条件的要求。

## 二、故障分析方法与步骤

将叶片榫头制成低倍试样，其晶粒度细而均匀，晶粒的最大直径约等于0.5~1.0毫米，见图2。

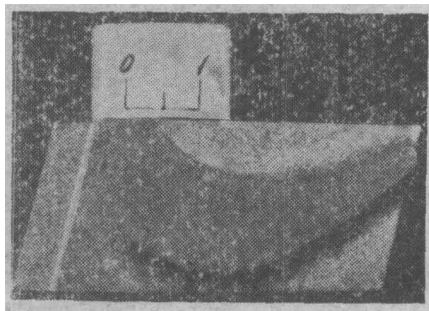


图2 榫头处低倍晶粒度

将叶片裂纹处制成金相高倍样品，在显微镜下观察，裂纹深为0.44~1.02毫米。叶片渗铝层深度为0.010毫米（渗铝层深度要求为0.005~0.025毫米）。放大115倍观察晶粒度，相当于YB27—64标准评级图的1~3级。裂纹与叶盆表面约呈45°角开裂，而后沿晶扩展，同时发现裂纹两侧呈亮条带，见图3。经放大后观察，裂纹处有小颗粒状堆积物及针状组织。为此，又将样品在MS-46型电子探针上进行微区成份分析，定性扫描结果见图4~10。

通过图4~10定性扫描结果可以看出，裂纹处铝、钛、氧、碳、硼的含量均比基体含量为高。电子探针半定量微区分析结果见表1（数据未修正）及图11。

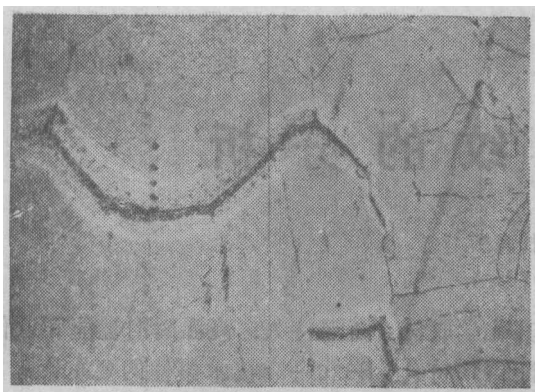


图 3 沿晶裂纹及亮条带  $\times 115$

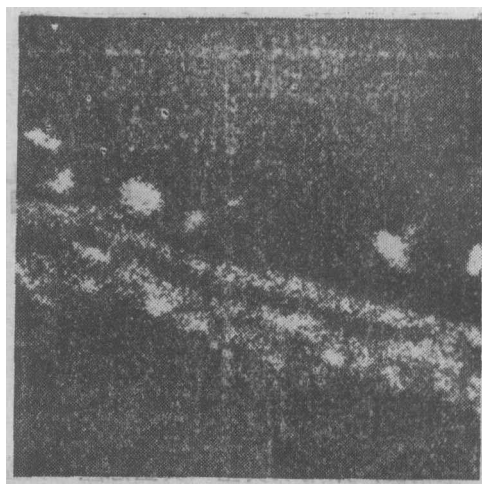


图 5 Al—X射线图象

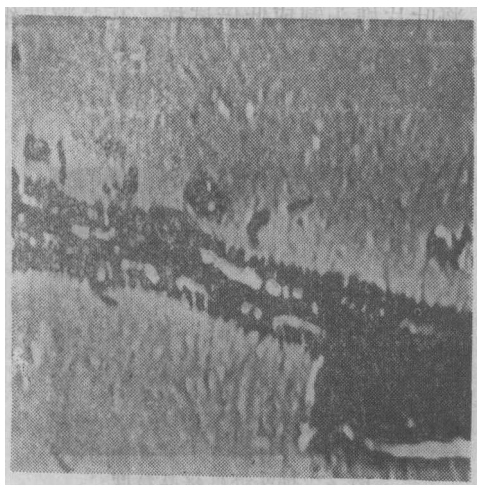


图 4 扫描位置图 吸收电子负图象

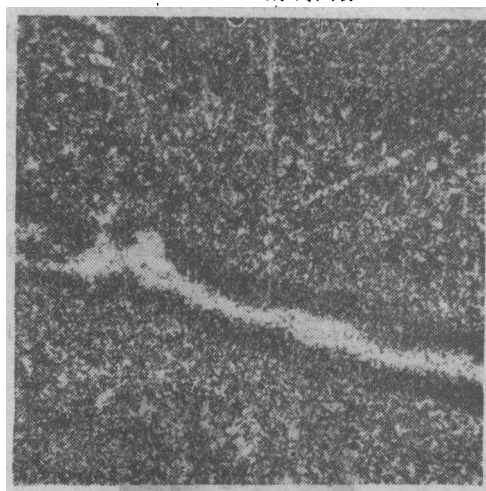


图 6 Ti—X射线图象

## 1. 金相组织

叶片模压温度为 $1160\sim 1180^{\circ}\text{C}$ 堆冷。

热处理制度为：一次淬火： $1200\pm 10^{\circ}\text{C}$ 保温 2 小时空冷；二次淬火： $1050\pm 10^{\circ}\text{C}$ 保温 4 小时空冷。时效： $950\pm 10^{\circ}\text{C}$ 保温 2 小时空冷。

基体组织为  $\gamma$  固溶体 +  $\gamma'$  即  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  相 + 碳化物，晶界为链状碳化物如图 12 所示。

根据电子探针 X—射线图象图 5、6 和表 1 的数据可以看出，裂纹里铝含量高达  $12.45\sim 18.78$ ，近裂纹处是铝的贫化层 含量为  $0.59$ ，而裂纹中心，钛为  $10.26$ ，裂纹边缘钛为  $1.59$ ，比基体钛含量为高。另外裂纹里氧、碳、硼也较基体含量高。同时，裂纹区又常常是各种杂质

或合金元素偏析的择优地点，在这里形成了各自的浓度梯度，或者析出第二相粒子（或连续膜）。因此，裂纹区的机械性能、物理性质、化学性质和组织形态就不同于晶粒内部。由于裂纹边缘铝低钛高的特点，该处的组织为无  $\gamma'$  相区（图 13）的针状组织（图 14）。同时，无  $\gamma'$  相区与基体交界处为点状  $\gamma'$  相向针状有序化转变阶段（图 15）。

根据有关资料介绍，针状组织为  $\eta$  相，属于六方结构的  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  相，形态为白色针状，在  $800^{\circ}\text{C}$  以上形成。 $\eta$  相的出现使强度降低，导致性能变坏。有人利用电子空位数理论，对镍基高温合金的  $\eta$  相的形成进行过相计算。认为  $\eta$  相

表 1 半定量分析结果

分析元素	分析部位 半定量值%	裂 纹 区				基 体	个 别 点			
		1	2	3	4		5	6	7	8
碳	0.09	—	—	—	0.61	检不出	—	—	—	—
硅	2.11	3.63	1.43	2.22	1.08	—	—	—	—	31.66
氧	9.67	23.79	0	15.14	0	—	—	—	—	—
铝	2.03	17.06	0.59	12.45~ 18.73	1.12	31.57	—	—	—	—
铁	—	9.34	1.59	10.26	1.48	—	11.88	24.04	—	—

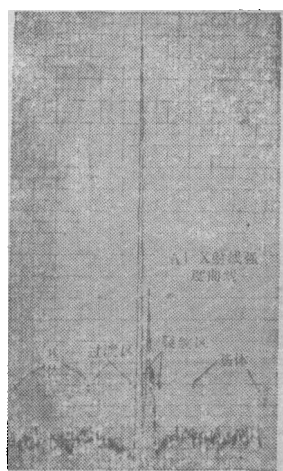


图 7 Al—X射线强度曲线

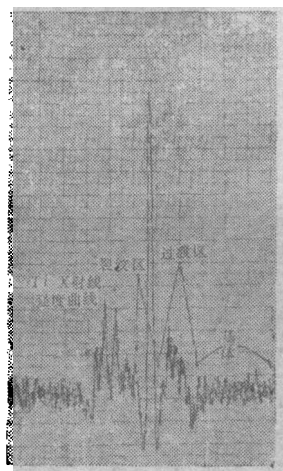


图 8 Ti—X射线强度曲线

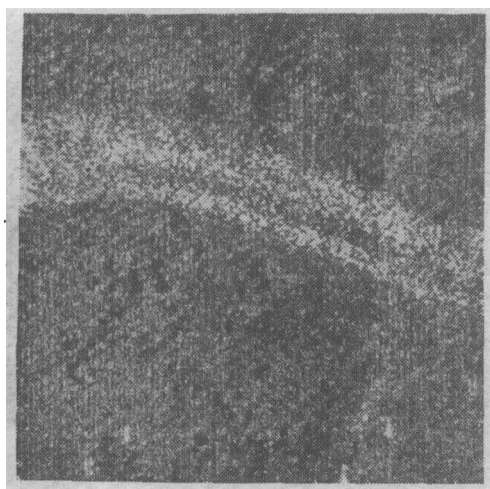


图 9 O—X射线图象

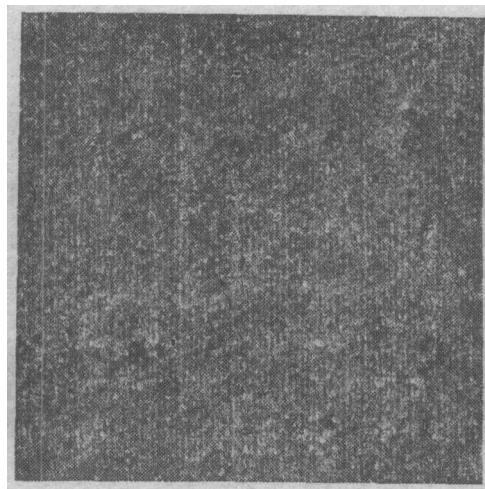


图 10 B—X射线图象

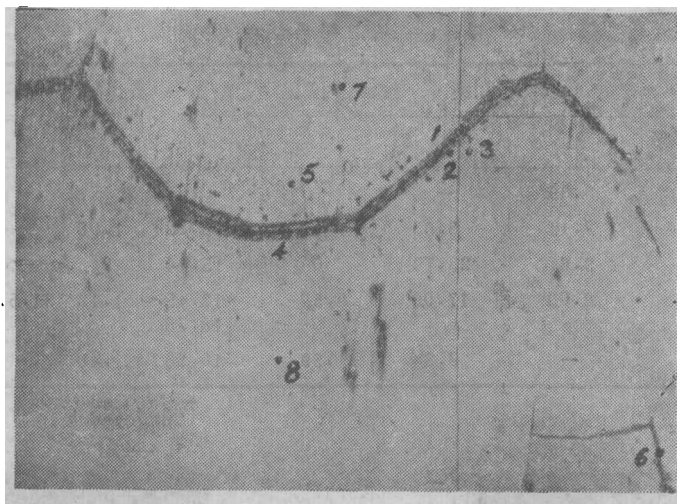


图 11 电子探针半定量分析示意图  $\times 200$

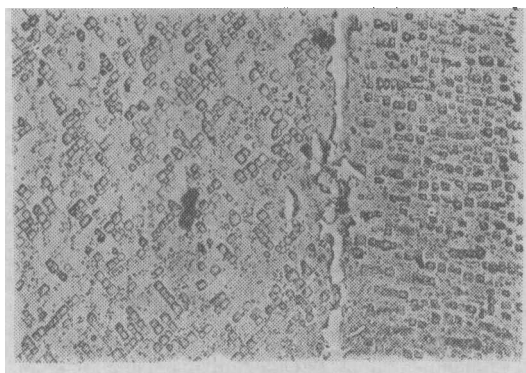


图 12 基体和晶界

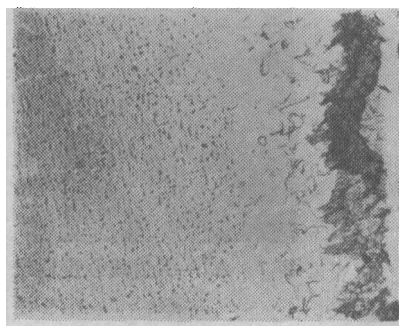


图 13 基体与裂纹中间为无 $\gamma'$ 相区  $\times 1500$



图 14 无 $\gamma'$ 相区的针状组织  $\times 800$

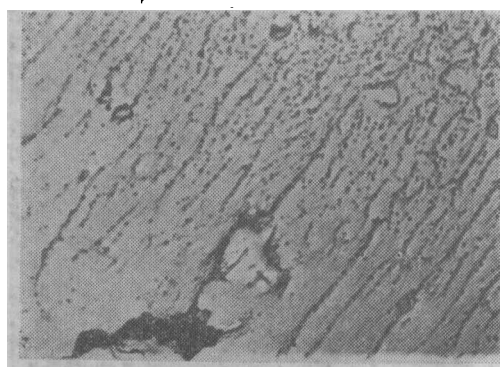


图 15 基体与无 $\gamma'$ 相区交界处 $\gamma'$ 质点有序排列  $\times 8000$

的形成与否和 $\gamma'$ 相中的铝、钛含量比值有关。当 $\gamma'$ 相中的 $Al/Ti < 3/7$ 时,即 $Ni_3(Al\ 0.3, Ti\ 0.7)$ 时,容易出现 $\eta$ 相。如 $Al/Ti = 4/6$ ,  $Ni_3(Al\ 0.4, Ti\ 0.6)$ 时,难以出现 $\eta$ 相,只有当时效温度在 $900^\circ C$ 保温1000小时以上时才出现 $\eta$ 相;而当 $Ni_3(Al > 0.4, Ti < 0.6)$ 时不出现 $\eta$ 相。其特点是 $\eta$ 相的出现,无残余 $\gamma'$ 相沉淀析出。 $\eta$ 相形成的前奏是某些 $\gamma'$ 相质点沿结晶面逐渐排列成行,表现出针状。这种 $\eta$ 相是由于富钛的而且是不稳定的 $\gamma'$ 相聚集排列而形成的。 $\gamma'$ 相的 $(111)$ 面上通过堆垛层错而完成六方对称的 $\eta$ 相结构。所以, $\eta$ 相的析出和基体奥氏体间具有一定的取向关系,即

$$(0001) Ni_3Ti // (111) \gamma$$

$$[1210] Ni_3Ti // [110] \gamma$$

因此,无 $\gamma'$ 相区的组织主要为 $\gamma$ 固溶体+针状的 $\eta(Ni_3Ti)$ 相。

## 2. 模拟试验

在对试车故障叶片分析其裂纹产生原因的同时,车间模压的一级涡轮叶片也在与试车故障叶片相同部位接连不断地出现叶片裂纹事故。据当时现场统计共达16个炉号之多,而且经解剖分析的三个炉号叶片均在裂纹处出现 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 等元素偏聚的现象。我们想,如果属于原材料的化学成份偏析,或不均匀而引起沿夹杂物变形开裂的话,那么在未裂处也应存在化学成份偏析或不均匀。为此,解剖了几件有裂纹叶片的未裂处进行检查,均未发现 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 等偏聚现象。再说,如属材质化学成份偏析,棒材经轧制拉长,一般来说夹杂物应纵向分布,而为什么发现裂纹处的 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 等元素都是横向分布呢?世界上的事情是复杂的,我们的头脑也要复杂一些。为此,可以设想,在模压叶片过程中,首先形成裂纹,而后由于叶片在加热过程中氧化的结果,使裂纹处对氧亲和力较强的元素发生迁移和聚集。按照设想,我们将叶片在室温于10吨压力机下预制出微裂纹,然后将预制成有微裂纹的试样模拟叶片模压加热规范,于K0-11箱式高温电

炉中,在 $850^\circ C$ 保温2小时和 $1160^\circ C$ 保温80分钟空冷,随后用电子探针扫描,其结果与试车裂纹叶片和模压裂纹叶片得出相同的试验结果,即 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 等沿预制裂纹聚集,如图16~18所示。

另外将预制有裂纹的试样放在HM-4型高温金相显微镜中,真空度为 $1 \times 10^{-6}$ 毫米汞柱,加热到 $850^\circ C$ 保温2小时,再升温到 $1160^\circ C$ 保温80分钟。在裂纹处做电子探针分析结果未发现 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 的聚集现象。(图片略)

通过上述模拟试验的结果可以看出,距叶片第一榫齿20毫米左右位置处的裂纹,不是由于材质的显微化学成份的偏析引起模压叶片开裂,而是由于叶片在模压过程中形成了裂纹,随后由于氧化的关系,合金元素 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 等向裂纹处聚集所致。同时也说明,在没有氧化作用的情况下,就不存在 $Al$ 、 $Ti$ 、 $Cr$ 偏析的现象。

## 三、试验结果讨论

GH 49合金是一种合金化程度高,难变形的 $Ni-Cr-Co$ 基高温合金,它除受 $W$ 、 $Mo$ 元素强化及 $Ce$ 、 $B$ 微量元素作用外,还有 $Al$ 、 $Ti$ 第二相强化,是沉淀强化型高温合金。其特点是具有高的变形抗力,较低的塑性和狭窄的最佳塑性温度范围。因此,影响和产生GH49高温合金表面裂纹或工艺塑性降低的原因,均决定于化学成份中不同元素的含量及相结构、变形机理、表面质量和应力状态的类型等有关因素。

我厂生产的叶片是每火一次模压成型,因此,叶片热加工塑性,在化学成份符合技术条件的基础上,主要的还应取决于模压温度、停锻温度以及表面状况。我厂无论是对真空感应+电渣,或是对双真空生产的GH49棒材,其叶片模压温度均采用 $1165^\circ C$ 。因此,我们认为,可能模压温度选择不当,“停锻温度如 $\leq 1060^\circ C$ 时,合金表面便出现裂纹”。也就是说,热压力加工应在碳化物存在于固溶体内

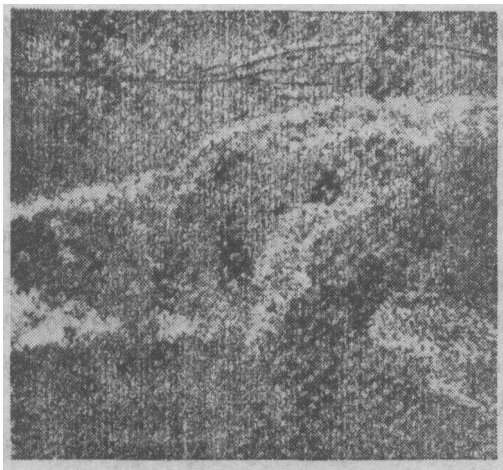


图 16 Al—X射线图象

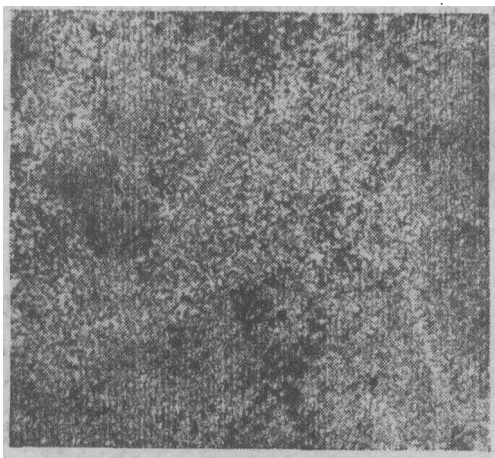


图 17 Ti—X射线图象



图 18 Cr—X射线图象

的温度下结束。虽然对 GH49 高温合金，采用 1160℃ 就超过了碳化物的全部溶解温度。如选用较低的变形温度，热压力加工可能在较低的温度下继续进行，因此有些碳化物将在变形过程中沉淀出来。当存在两相金属进行压力加工时，必然会增加其残余应力，特别是第二类的残余应力（嵌镶块之间存在的残余应力是第二类应力）因晶间塑性变形时，伴随有晶体间的相互滑移、转动和倾斜，这时变形合金就承受不均匀的压力，同时伴随有不均匀的变形。如叶片表面的台阶，以及模具设计不当，均会改变模压时叶片的应力状态。不但可以引起应力集中，而且使晶间变形困难，当这种部位受拉伸变形时，特别危险，经常引起合金产生脆性破坏或沿晶破坏。众所周知，塑性材料在三向拉伸状态下，也会产生脆性破坏；而脆性材料在三向压应力状态下，不但可以成型，而且也会发生塑性变形。所以，为了减少可能产生脆性破坏时的应力，变形必须在不会产生新相的温度时结束，或者相应改变模压时的应力状态。

关于模压叶片在裂纹出现后，Al、Ti、Cr 等合金元素向裂纹处聚集的问题，除在高温下合金元素与氧亲和力较强被氧化迁移外，还与加入合金成份中的具有某些表面张力系数的合金元素有关。现将有关的纯金属表面张力系数数值列于表 2。

表 2 纯金属的表面张力系数

金属	沸腾温度 °C	原子重量	密度	表面张力系数
Al	2473	27	2.69	490
Cr	2473	52	7.1	665
Fe	2723	56	7.86	735
Ti	2673	48	4.5	765
Mo	2923	96	10.2	875
Ni	3348	59	8.8	945
W	6073	184	19.2	1350



表面张力系数低的合金元素,可降低合金之表面能,有助于亲合力的增强,优先向裂纹处富集。这时不但以Al、Ti、Cr的氧化物的混合物析出,甚至以自由的元素形式析出,由于聚集和扩散的结果,在裂纹附近形成了各自的浓度梯度。

通过图5~6的Al-Ti-X射线图象和对应的浓度曲线(图7和图8),以及表1半定量分析结果可以看出,裂纹里铝含量高达12.45~18.78,而裂纹边缘和基体仅为0.59和1.12。由于裂纹附近化学成份聚集和扩散的结果而不均匀,表现为Ti高Al低,因而在组织上也相应地发生了变化,形成了Ni<sub>3</sub>Ti相针状组织。

根据图3的金相照片可以看出,裂纹起始于叶片表面,且和叶盆表面大致成45°角。形成这样裂纹的原因,是叶片整体或局部承受过载荷(实际应力超过 $\sigma_b$ ),或材料在此状态下具有比较低的抗剪强度极限。我们知道,拉伸(或压缩)时和轴线成45°方向的平面上切应力最大。另外,由于在裂纹的起源处或裂纹尖端与叶盆表面相交处的应力场为平面应力状态;同时,面心立方结构的单相材料的切断强度,低于正断强度;在单向拉伸或压缩条件下,一点的最大切应力与最大正应力的比值( $\frac{\tau_{max}}{\sigma_{max}}$ )较大,因此产生45°方向的切变开裂。可见这种裂纹的产生,是由于外力大于材料剪切强度极限引起的韧性裂纹。根据应力和强度原则,裂纹沿着最大应力方向和材料强度最低处扩展,并使裂纹周围被 $\eta$ 相针状组织的亮条带所围绕,而针状的 $\eta$ 相组织又是在800℃以上温度较长时间所形成的。因此,我们认为,叶片裂纹是承受外力模压时开裂,在随后的热处理过程中形成 $\eta$ 相针状组织。此故障叶片,在成品荧光检查工序,因未打印记,可能属于漏检后装上发动机。在工厂试车80分钟时,此裂纹没有明显的扩展。

## 四、结 论

涡喷型发动机一级涡轮叶片,经工厂试车后发现的叶盆裂纹是在热模压加工时产生的。而裂纹产生的主要原因与选择最佳塑性状态的热模压工艺有关。

## 五、改进措施

对于模压的一级涡轮叶片,除存在模压开裂外,以往还由于模压后的叶片表面再结晶的晶粒粗大而报废。为避免出现聚集再结晶的粗大晶粒,我们从改善模压一级涡轮叶片的应力状态着眼,对模压叶片的预锻模具,棒头到叶盆表面的圆角半径从原来的20毫米,修改为30毫米。从而改善了叶片该部位的应力状态。经两年来实践证明,已不再出现与故障件相同部位的热模压裂纹。从而保证了生产的稳定和产品的质量。

## 参 考 资 料

- (1) Nimonic合金的组织,国外航空材料专题参考资料(13),中国人民解放军0814部队,1973年
- (2) GH49试制总结,第二部分,上海第五钢铁厂,一九六六年
- (3) ЭИ617型耐热合金再结晶的研究  
(苏) И.Г.斯库加列夫, Ю.В.格登切夫



(上接第36页)

我们正进行300点DQG-201型温控系统的设计,它将以较快的速度进行控制,并对提高控温精度起一定作用。

我们的工作还存在很多缺点,线路结构还不够简化,制作的工艺水平较差,有待进一步改进和完善。