

高温合金低倍图谱

冶金工业出版社

前 言

我国在高温合金方面，经过二十多年的努力，已建立了自己的合金系统，基本上满足了国内有关部门对高温材料的需要，为今后的发展奠定了初步基础。

在长期生产、使用和科研工作中，高温合金生产厂、使用厂、修理部门以及有关研究机构积累了大量的低倍图谱工作经验，需要加以总结、归纳和整理。这必将对生产、科研和故障分析起重要的作用。为此，由马培立、张素兰（冶金部钢铁研究总院），谭菊芬、王树清（航空部六二一所），刘长秋（抚顺钢厂），陈远亨（大冶钢厂），丁成林（上钢五厂），张德泉（马鞍山钢铁公司）和徐志超、杨莲隐（北京钢铁学院）等同志组成编写小组，共同编写了这本《高温合金低倍图谱》。

本《图谱》分成冶炼加工、铸造和使用故障三部分，收集了68个图例，共500张图片，详细介绍了缺陷的低倍特征。为了弄清缺陷的性质，进一步阐明缺陷产生的原因，适当地列入了高倍或其它检验手段的图片。此外，还扼要介绍了缺陷改善和消除的方法。

本《图谱》的各图例只作为研究缺陷原因和探讨消除缺陷方法的参考，不作为材料判度的依据。

为本《图谱》提供资料的主要单位是：大冶钢厂、上钢五厂、抚顺钢厂、马鞍山钢铁公司、齐齐哈尔钢厂、长城钢厂一分厂、长城钢厂三分厂、冶金部钢铁研究总院、中国科学院金属研究所、航空部六二一所、北京航空学院、新都机械厂、红旗机械厂、黎明机械厂、湘江机械厂、中国人民解放军五七〇二厂、中国人民解放军五七一厂。

本《图谱》成稿后，高良、杨锦炎等同志作过全面审阅，特此表示感谢。

由于我们水平所限，书中难免有缺点和不妥之处，望广大读者批评指正。

《高温合金低倍图谱》编写组

一九七九年十二月

目 录

概 论	1
一、高温合金的冶炼工艺	1
二、高温合金的热加工工艺	2
三、高温合金的精密铸造工艺	4
四、涡轮喷气发动机主要部件的工作条件及常见故障	6
图 谱	9
一、冶炼加工部分	11
1. 铜锭结晶组织	11
2. 电渣锭渣沟	21
3. 缩孔残余	21
4. 中心疏松	21
5. 树枝状组织	31
6. 点状偏析	31
7. 气泡与斑点偏析	40
8. 方形偏析和异形偏析	49
9. 碳化物聚积	49
10. 外来夹杂	56
11. 外来金属	60
12. 板材的剪切裂口及板材分层	66
13. 钢、轧件的表面缺陷	69
14. 过烧	78
15. 热应力裂纹	78
16. 裂纹	84
17. 晶粒不均组织	101
二、铸造部分	111
18. 夹砂	111
19. 铝酸盐面层涂料溃散	111
20. 砂眼	111
21. 夹渣	115
22. 氧化膜夹杂	115
23. 化学粘砂	127
24. 皱皮	127
25. 麻坑	127
26. 毛刺	132
27. 熄火、飞翅、鼓胀	132
28. 缩孔	136
29. 疏松	139

30. 冷裂	139
31. 烧不足	139
32. 热裂纹	145
33. 显微疏松裂纹	145
34. 冷裂纹	145
35. 气孔	149
36. 针孔	149
37. 偏芯	153
38. 断芯	153
39. 晶粒粗大	158
40. 晶粒不均匀	158
41. 柱状晶	158
42. 酸冷晶带(细晶带)	165
43. 定向凝固叶片的缺陷	165
三、使用故障部分	170
44. 火焰筒氧化烧蚀	170
45. 火焰筒孔边裂纹	170
46. 火焰筒周向裂纹	174
47. 火焰筒斜置裂纹	174
48. 火焰筒掉块	177
49. 火焰筒加强圈裂纹	177
50. 叶片叶身缩颈	182
51. 叶片过烧	182
52. 叶片磨蚀	182
53. 叶片掉晶	182
54. 叶片电解加工表面麻坑	189
55. 叶片磨削裂纹	189
56. 叶片加工掉块	189
57. 叶片根部横裂	189
58. 叶片叶身打断	190
59. 叶片榫头打断	204
60. 叶片共振折断	208
61. 涡轮盘榫内裂纹和掉块	208
62. 涡轮盘表面腐蚀	213
63. 涡轮盘销孔、销钉孔裂纹	213
64. 涡轮盘槽底裂纹	213
65. 涡轮盘封严齿裂纹	222
66. 涡轮盘爆裂	222
67. 加力筒体纵向裂纹	229
68. 加力筒体爆破	229

概 论

一、高温合金的冶炼工艺

二十世纪四十年代,由于航空工业的发展,产生了一类新型金属材料——高温合金。高温合金主要使用于航空喷气发动机、动力工业和舰艇燃气轮机及某些火箭发动机的高温部件。这些部件是在高温、燃气腐蚀、复杂应力下长期工作的,因此要求材料在高温下具有良好的强度、塑性、疲劳性能、蠕变性能和抗氧化、抗燃气腐蚀的能力。为满足上述要求,高温合金就成分而言,具有如下特点:(1)合金组元多,并且合金化程度高,必须精确控制化学成分;(2)含大量易氧化、易氮化的元素(如铝、钛)和微量活性元素(如硼、铈、锆等);(3)合金各组元的比重和熔点差异大(如铝、钛、钨、钼、铌等),易偏析;(4)对杂质元素(如硫、磷、铅、锡、砷、锑、铋等)、纯洁度和气体的含量要求很严格。

根据上述特点,在生产高温合金时,一方面原材料必须使用精料,即原料中的硫、磷、铅、锡、砷、锑、铋和气体的含量要低,原材料必须无锈、无油污,使用的原料和辅助材料都要经选择和烘烤;另一方面必须选择合适的冶炼工艺,保证材料质量和性能。

起初,冶炼高温合金多采用电弧炉或非真空感应炉,普通铸锭工艺。大气熔炼和浇注的主要缺点是合金成分(特别是一些较活泼元素的含量)由于烧损,不易控制,合金的气体含量较高,脱氧产物大量残留在钢中,炉衬和盛钢桶的耐火材料使合金受到污染,在浇注过程中还发生二次氧化,在合金中形成夹杂、气泡等缺陷,使合金的质量和性能较差且不稳定。普通的铸锭工艺,因其结晶特点,使钢锭产生缩孔、疏松、偏析等缺陷。

五十年代以来,由于航空喷气发动机的发展,对材料的质量提出了更高的要求,真空冶炼、真空熔铸、真空自耗重熔和电渣重熔等冶炼工艺日益广泛地获得应用。

真空感应炉冶炼能严格控制合金成分,尤其是对活泼元素的控制;去气条件良好,可使某些有害杂质在真空中挥发。由于利用碳进行预脱氧而不需渣液,因而较易保证合金的纯洁度。真空感应炉冶炼的这些特点,可使合金的质量和性能大为提高。

真空感应炉,尤其是倒罐式真空感应炉的不足之处,主要是出钢后在高温下坩埚的氧化,使用坩埚成为污染下一炉合金的来源。另外,铸锭工艺与一般电弧炉、非真空感应炉相同,因此难以避免合金在一般铸模中结晶时产生的各种缺陷。

目前,在高温合金的生产中,除少数低合金化的合金仍采用电弧炉(或感应炉)冶炼工艺并浇注成普通钢锭外,大多数已采用二次重熔工艺。主要的二次重熔设备有电渣炉和真空自耗炉两种。

在电渣重熔过程中,由于自耗电板的端部金属呈薄层状熔化,形成熔滴,因此与熔渣的接触面很大,加上渣池中部温度很高(1800℃左右),而且强烈运动,这就使金属液与熔渣充分作用而得到有效精炼。由于重熔过程与结晶过程同时进行,重熔速率与结晶速率易于控制,使之相互匹配,结晶前缘(熔池形状和温度梯度)条件优越,可以得到纯洁度

高,组织均匀、致密,偏析度较小和表面良好的合金锭。由于电渣锭在凝固时主要靠轴向导热,因此在一定条件下还可获得基本上是定向结晶的电渣锭,这对改善合金的热加工性能,具有很大意义。

但由于电渣重熔过程在空气中进行,空气中的氧可通过渣中低价钛离子的传输作用,不断进入金属熔池,使合金中的铝、钛等活性元素氧化;又由于从结晶器底部到顶部,液面上空气的流通情况不同,熔渣成分也有所变化,易产生沿轴向的不均匀烧损。电渣重熔过程的去气能力也很小,甚至在自耗电极气体含量较低的情况下,重熔时还有增氢或增氮的现象。如果电渣炉结构及自动控制系统不合理、不完善,操作不仔细,还可造成钢锭表面流淌,内部夹杂、夹渣,气泡,结晶组织紊乱,钢锭上部偏析严重等缺陷。

有些合金经电渣重熔后,在组织结构上(如碳化物的类型、数量及分布等)会有一些变化,有时需要在热处理制度上略加调整。

真空自耗炉重熔和电渣重熔一样,也是一种熔炼与结晶同时进行的冶金过程,其特点是在真空下熔炼,去气效果好,除锰等蒸气压较高的元素易损失外,其它合金成分都易于控制,且分布均匀,这对重熔钛高、铝低的高温合金是一个极为有利的条件。但由于金属熔池的过热度不如电渣工艺,熔池较深(即熔池液-固相线之间的距离较宽,温度梯度小),因此与电渣工艺相比较易产生偏析。由于熔池部位的金属直接与水冷结晶器接触,故侧向冷却强度较大,不易形成定向结晶组织,这对重熔锭的热加工性可能有重要影响。另外,真空自耗重熔锭的表面质量较差,去除氧化物夹杂的能力也不如电渣重熔工艺。

在实际生产中,用电弧炉、非真空感应炉或真空感应炉冶炼母材,以电渣炉或真空自耗炉作二次重熔。根据各厂的设备条件和钢种特点,有各种不同的配合,形成不同的工艺路线。但是,一般来说,在冶炼母材和二次重熔两个工序中,其中应有一个工序采用真空冶炼,以达到降低气体含量和改善钢锭结晶组织两个目的。

除电渣炉和真空自耗炉外,还有电子轰击炉重熔工艺。电子轰击炉是利用高速电子轰击母材产生的热量进行重熔的。电子轰击炉真空度较高,又能较好地控制熔化和结晶过程,因此去除气体、夹杂物及有害杂质的效果比真空自耗重熔要好。这种工艺目前主要用于难熔金属的提纯和熔炼。由于设备和生产费用较高,易挥发元素的控制等问题尚未完全解决,此工艺在高温合金方面使用得还很少。

二、高温合金的热加工工艺

高温合金的变形条件与一般结构钢有很大的区别。高温合金具有以下特点:

(1) 导热性较差。一般钢的导热系数 λ 为0.15卡/厘米·秒·°C左右。高温合金的导热系数在200~300°C区间约为0.03卡/厘米·秒·°C,在800~900°C区间约为0.05卡/厘米·秒·°C左右。高温合金由室温到700~800°C范围内具有较小的导热性,所以它们的加热方式应当先缓慢地加热到700~800°C,然后才可以以较快的速度加热到压力加工温度。如果一开始升温速度过快,会产生很大的热应力,易引起加热件开裂或炸裂等缺陷。

(2) 热加工温度范围窄。一般钢的热加工温度范围为400°C左右。高温合金中加入了合金元素,因而其熔点比较低。另一方面,高温合金的再结晶温度比较高,为了获得均匀的晶粒组织,一般说应保证在再结晶温度以上进行热加工。因此,高温合金可以进

行热加工的温度范围是比较窄的。合金化程度较低的GH36合金的热加工温度范围为200℃,合金化程度中等的GH37合金为160℃左右,而合金化程度很高的GH15合金仅为80℃。由于热加工温度范围窄,加热时稍有不慎,很容易发生温度控制不当,温度过高易引起过热或过烧等缺陷,温度过低易产生低温锻造裂纹或由于混合变形而出现晶粒不均匀等缺陷。

(3) 热加工塑性较低。高温合金的合金化程度高,因而热加工塑性比较低。普通结构钢的一次变形量可达80%以上,铁基高温合金约在60%左右,镍基高温合金约在40~50%左右。这类材料由于加工塑性低,使热加工变得困难,因此要求多次次加工,并且每次次的变形量必须在允许的范围內,否则会产生热加工裂纹。

(4) 变形抗力大。为了满足高温机械性能的要求,在高温合金中加入大量合金元素。随着合金化程度的增大,固溶体的强度也随之提高,从而也增加了合金的变形抗力。加工温度为1000℃时,高温合金的变形抗力比普通结构钢大4~7倍,并且随着温度的降低,其硬化系数或变形抗力的增长程度比普通结构钢高得多。高温合金的变形抗力大与再结晶开始温度高、再结晶速度小也有关。冲击变形使变形抗力增大。当变形速度减小时,合金的塑性增加,变形抗力降低。这就是高温合金,特别是高合金化的高温合金要采用低速变形的原因。

(5) 没有相变重结晶。高温合金的基体从低温到高温都是奥氏体组织,在加热过程中不产生多晶转变和相的重结晶,一旦形成粗大晶粒组织后,不能使用相变重结晶的办法进行改善。所以,加工再结晶对变形高温合金的晶粒组织影响甚大。因此,在高温合金热加工时,一定要谨慎地选择变形程度和变形温度,尤其是最后一火次的变形温度及变形量,要避开临界变形区,以免得到粗大或很不均匀的晶粒组织。

锻造的主要目的在于破坏铸态组织,得到均匀的晶粒组织,并获得一定的外形。应特别控制好加热温度,使钢锭温度均匀,内外烧透,防止过烧。锻件的内部裂纹,除钢锭本身由于浇铸、凝固、冷却不当已存在先天性裂纹外,大多与过热和局部过烧有关。对合金化程度较高,锭型较大的钢锭,要特别注意加热速度。加热速度要缓慢,保温时间应适当长一些。锻造过程中,最初的锤击应轻,锤击面应尽可能小。由于铸态组织塑性较差,如果开始锤击过重,容易产生开裂,并且变形速度太快,使坯料内部温升过高,造成局部过热而引起中心裂纹。如果锤击过轻或速度过慢,坯料表面温降大,容易引起角裂。对于低塑性难变形合金可实行包套锻造工艺,即在合金锭外面包以塑性较好的钢套。钢套有保温的作用,并且在锻造时给予钢锭一定的侧压力,以改善变形时的应力状态。

热轧对棒材合金是最后一道工序。热轧的变形条件比锻造好,因此合金化程度比较高的GH49等合金,采用锻造开坯难于成形,但可用直接轧制开坯。轧制高温合金时,轧制速度一般比普通钢要慢,并且轧辊的孔型也不同。普通钢采用箱形—扁孔—菱形—方形的孔型,每一道次的变形量都较大。高温合金常采用棱方—棱方—椭圆—圆的孔型,每一道次的变形较缓和,并且受力状态较好。合金化程度很高的GH15合金等,即使采用直接轧制开坯也很难成形。为此,对这类合金需采用包套轧制工艺或包套挤压工艺。

三、高温合金的精密铸造工艺

随着航空喷气发动机的发展,涡轮前的燃气进口温度不断提高,因而对高温合金的要求更加苛刻。为了满足使用要求,采取了各种措施,主要有两个方面。(1)不断增加高温合金的强化元素的种类及其含量,使合金化程度越来越高。(2)采用冷却技术使叶片材料的使用温度显著提高。

合金化程度不断提高,结果使合金的热变形和机械加工愈来愈困难。精密铸造高温合金不需要经变形和大量机械加工,而是直接精密铸造成型并经抛光及少量机加工后就能使用。

冷却技术的采用,但叶片内部复杂的冷却孔道是机械加工难以实现的。通过熔模精密铸造工艺,则可铸成带有复杂型腔的涡轮叶片。

因此,近年来铸造高温合金得到了迅速地发展和广泛地使用。

除上述两项优点外,精密铸造还具有设备简单,投资少,返废料可以充分利用,采用细化剂可控制铸件表面晶粒组织等优越性。此外,近年来又发展了定向结晶,单晶叶片和定向共晶叶片等新工艺。这些都基于精密铸造的基础,用变形方法是无法解决的。

铸造高温合金的缺点是合金的机械疲劳性能较低,冲击韧性和塑性较差,还有铸造疏松、偏析和夹杂等缺陷使性能波动较大。

铸造高温合金的生产工艺可概括为两大部分:铸型的制备和熔炼及浇注。

(1) 铸型的制备。目前铸造高温合金主要采用熔模精密铸造工艺。其主要的工艺流程是:制造熔模压型—制成可熔性的模型(蜡模)—制造模壳—作成铸型。

可溶性模型的质量应作严格检查,否则熔模上的缺陷将会带到铸件上,造成类似缺陷。

在可溶性模型外面涂挂耐火材料层,然后将可溶性模型熔化掉,得到模壳。为了得到优质的模壳,对于铸造高温合金一般用硅酸乙酯水解液或硅溶胶作粘结剂,以电熔氧化铝砂或铝矾土等耐火度高、膨胀系数小、含杂质少、与合金液之间不发生化学反应的耐火材料作挂砂,经干燥、硬化等工艺过程后制成模壳。

一般模壳的常见缺陷有:型壳分层与鼓胀、变形、表面起皮、强度低、裂纹等。由此造成铸件的夹砂、“多肉”与“缺肉”、变形、表面粗糙及毛刺、跑火等缺陷。

当耐火材料不纯,可能导致铸件表面粘砂、气泡、麻点等。

涂料粘度过大,比重过高,撒砂过多和不均匀,干燥与硬化不充分,容易引起型壳的分层、鼓胀及裂纹。

涂料粘度小,撒砂粒度又较粗,容易引起型腔表面粗糙及出现“蚁孔”,而导致铸件表面粗糙及“毛刺”。

水解液中 SiO_2 、 H_2O 含量过低,涂料的粘度小,比重低,撒砂粒度过细,浮砂过多,型壳厚度过薄,导致模壳强度低,易引起壳裂和模壳变形,浇注时跑火等,而造成铸件变形和飞边。

水解液中 SiO_2 、 H_2O 含量过高,停放时间过长,也会使型壳变脆,而易产生裂纹。

如果模壳强度太高,退让性小,易引起铸件热裂纹。

浇注系统是把单个模壳连成一体,构成组合模组,在浇注时,成为液态金属进入模壳的通道,并对铸件起补缩作用。所以选择和设计浇注系统是熔模精密铸造中一个极为重要的问题。浇注系统大体可分为顶注、底注、侧注和混合注等四种方式,各有优缺点。顶注法能减少冒口体积,但合金液浇入时,容易产生冲击、飞溅、涡流,冲坏模壳和型芯,并卷入气体及杂质。底注法则与此相反,有利于减少夹渣和气孔等缺陷,但也存在冒口补缩温度偏低等缺点。如果浇注系统设计不合理,可能造成补缩不良,使铸件产生缩孔、疏松等缺陷。

(2) 熔炼及浇注。精密铸造一般采用先冶炼母合金,然后再重熔浇注的工艺。

铸造高温合金大都含有较高的铝、钛、铌以及微量元素硼、锶、铈等。为了防止这些元素的氧化,所以铸造高温合金的母合金一般都采用真空感应炉熔炼。母合金在重熔前,表面要打磨干净,缩孔部位要切除,防止重熔时带入铸件,导致产生气孔、针孔、氧化物夹杂和夹渣等缺陷。

为了使合金在重熔过程中再一次精炼,进一步降低气体和夹杂物的含量,所以一般仍采用真空感应炉重熔,在真空下浇注成零件。

重熔浇注工艺参数包括浇注温度、浇注速度和铸型温度等。它们对铸件质量有很大的影响。

浇注温度、铸型温度均高时,容易生成大晶粒,也加剧了化学粘砂、表面毛刺等缺陷。

浇注温度高,铸型温度低,容易产生柱状晶。

浇注温度、铸型温度均低,一般得到细晶粒组织,但易引起铸件内部疏松。

浇注温度低,而铸型温度高,有利于同时凝固生成等轴晶,但可形成分散性疏松。

浇注速度太快,使模壳和型芯受到钢液较大的冲刷力。当模壳和型芯强度较低时,易发生夹砂、断芯和偏芯等缺陷。

浇注速度过慢或浇注温度太低,容易引起冷隔和浇注不足等缺陷。

航空喷气发动机涡轮叶片在高温和复杂应力等苛刻条件下工作,因此要求叶片有均匀、细小等轴晶粒组织。但是仅依靠调整模壳温度和浇注温度不能解决晶粒度控制问题。为此广泛采用表面晶粒细化方法,即在模壳内表面涂上细化剂来达到控制晶粒度的目的。

在选择细化剂时要考虑合金的成分等因素。对于高温合金,特别是镍基和钴基合金,应用最广泛的是氧化铬类型的细化剂,其中以铝酸铬的细化效果最好。

对细化剂原料的纯洁度、成分的配比和整个工艺过程要严格控制,否则不仅起不到细化晶粒的效果,反而造成模壳的种种缺陷,使铸件报废。

为了适应叶片使用温度不断提高的要求,发展了空心叶片。根据空心气孔的大小和复杂程度,选用涂排芯、陶瓷材料预制型芯或有英芯管等工艺。对型芯材料要求有较高的耐火度,有较好的强度和韧性,收缩率和膨胀系数要小,不与合金液起反应,而且制作工艺简单,便于脱芯。否则,容易引起断芯、偏芯,冷却孔道不规整等缺陷。

四、涡轮喷气发动机主要 部件的工作条件及常见故障

高温合金材料用于航空发动机、舰艇燃气轮机、火箭发动机以及其它类型的燃气轮机。目前以航空发动机使用得最为广泛,反映的问题也最多。因此,仅介绍航空涡轮喷气发动机主要部件的工作条件及常见故障。

(1) 火焰筒的工作条件及常见故障 燃油雾化、油气混合、点火、燃烧等过程都是在火焰筒内进行的,因此火焰筒是发动机中工作温度最高的部件。当火焰筒内燃气温度达到 $1500\sim 2000^{\circ}\text{C}$ 时,筒壁合金材料承受的温度可达 $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ 以上,局部可达 1100°C 以上。火焰筒在工作时,除受燃气的冲击力和热应力外,其它机械载荷不大。

在发动机工作状态改变时,火焰筒内温度急剧升降,温度变化最快时可达 $150\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。这样的温度变化所造成的热应力是相当大的。火焰筒材料承受着激烈冷却而产生的循环热应力。在激烈冷却时,火焰筒外表面受拉应力,内部受压应力。表面拉应力促使材料破坏,特别是在孔的边缘,由于应力集中,裂纹常在此处产生。因此,冷热疲劳性能是火焰筒材料一个很重要的指标。

由于燃油燃烧不均匀,燃油射流流型畸变、积碳等原因使火焰偏斜,造成火焰筒壁局部过热。局部过热处因膨胀变形进一步引起热应力,使筒壁最热部位出现翘曲,严重时甚至烧穿。

燃油中的杂质和燃烧后的产物粘附在筒壁上产生腐蚀作用。因腐蚀而造成的缺陷,在热应力的作用下易成为裂纹源。

火焰筒受燃气的冲击会产生振动,特别是孔边受气流脉动而引起微振,产生疲劳裂纹。有时机械疲劳迭加到热疲劳上,发生交互作用。

火焰筒的主要故障有裂纹、翘曲、变形、烧伤、裂纹封闭产生掉块、焊缝热影响区开裂、脱焊、联焰管及火焰筒安装边的磨损等。

为了减少火焰筒的故障,延长使用寿命,主要措施是改进火焰筒结构,加强气膜冷却效果,降低筒壁温度。就材料而言,提高板材的高温强度,改善冷热疲劳及中温疲劳性能,提高抗氧化及抗热腐蚀的能力。

(2) 导向叶片的工作条件及常见故障 导向叶片是引导从燃烧室出来的燃气以预定的角度冲击涡轮叶片。除了由燃气流引起的应力外,导向叶片所承受的其它机械应力不大。它安装在紧靠火焰筒的部位,承受的温度很高,一般比涡轮叶片的工作温度高 100°C 左右。

发动机一经启动,导向叶片很快就达到工作温度,一停车,因吸入冷空气,导向叶片很快就冷却。这样,使导向叶片反复承受冷热的交替作用。导向叶片被刚性固定在内、外环上,在受热或变冷时,使导向叶片的自由膨胀和收缩受到约束,产生了很大的热应力。经测定,导向叶片叶缘和叶身的温差很大。由于叶片温度不均匀,也产生热应力。经过多次反复热应力循环以后,使导向叶片产生弯曲、裂纹,以致最后发生断裂。这种破坏过程称为“热疲劳”。导向叶片前后缘都易产生裂纹,通常后缘裂纹严重。导向叶片裂纹与

相对火焰筒的位置有关。正对着火焰筒中心位置的导向叶片,裂纹的程度要更严重一些。高的热应力还能使内、外环翘曲或变形。

吸入发动机的外物打伤导向叶片仅次于热应力的故障。外物使导向叶片表面产生压伤和凹坑,甚至打成深缺口。

由于过热启动,人为误差,仪表失灵或压气机失速引起燃气超温,使导向叶片发生“轮廓鼓胀”,局部熔化或不同程度的烧伤。

导向叶片所接触的燃气有腐蚀性。燃气一般含有硫、钠、钼、钽等元素的化合物,在高温下对合金的侵蚀作用较大。海面航行的飞机还有严重的硫酸钠盐的高温腐蚀问题。

燃气流中的杂质对导向叶片有磨损作用,使叶片表面发生腐蚀。

减少导向叶片故障和延长寿命的办法如下:

解除对导向叶片的束缚,可将叶片一端固定在外环,而另一端在内环的叶片槽内,其长度可以自由伸缩。使导向叶片上的温度分布尽可能均匀。加强叶片冷却措施。选用耐热性和抗腐蚀性更好的材料。叶片表面采用涂层等防护措施。

(3) 涡轮叶片的工作条件及常见故障 涡轮叶片是发动机重要的转动部件,工作温度较高,运转中承受很大的离心力和气动力作用,产生拉伸应力和弯曲应力;由于高速燃气流的脉冲,使叶片受到振动力,由于叶片各处温度分布不同,造成温差应力;叶片上的温度还因发动机启动或停车而急剧变化,使叶片承受热疲劳。燃气和大气中的杂质,使叶片产生腐蚀。涡轮叶片是喷气发动机中工作条件最恶劣的零件。

涡轮叶片最常见的故障是裂纹和折断。涡轮叶片折断会打坏其它叶片或击穿外环,可能造成发动机停车或毁坏事故。1953年,美国空军记载的由于涡轮喷气发动机发生故障而引起的205次飞行事故中,有16次是由涡轮叶片的故障造成的。

叶片在受应力与温度的综合作用遭到破坏之前,有一定的工作时间,称为持久寿命。叶片上各处的离心应力和温度分布不同,经测量后可推出叶片在沿其长度上每一点的寿命。如把推测的寿命与叶片长度作成关系曲线,曲线上最小值标志着叶片的临界区——该区即是叶片最容易因应力破坏而断裂之处。临界区因叶片的类型而不同,一般在离叶根 $\frac{2}{3} \sim \frac{3}{5}$ 叶片长度范围之内。

应力破坏故障是以不规则的晶间裂纹形式出现在叶片的临界区内。这种裂纹往往不局限于叶片的进、排气边,而是散乱地分布在叶弦方向上。在断口邻近的型面上有很多裂纹。因为是晶间断裂,断口表面一般较粗糙。温度和应力微小变动都能大大地改变叶片的寿命。其它环境因素如振动应力、腐蚀、热应力以及冲击力都会使叶片的持久寿命降低。

激起叶片振动最主要的原因是通过导向器间隔的气流给叶片的脉冲。叶片的振动可以是简单弯曲、扭转,也可以是复杂的综合振动。大部分叶片折断都是振动应力引起的疲劳破坏。疲劳裂纹往往以单条的横向裂纹出现,或叶尖部位的径向裂纹出现。而应力破坏时,裂纹的数目比较多。疲劳裂纹通常是穿晶裂纹,其断口表面比较光滑,并且一般有典型的疲劳条带。振动应力和持久应力往往是迭加一起作用于叶片的,它们的断口既有应力破坏的特征,又有疲劳破坏的特征。当叶片的自然频率和激发频率谐振时,就会引起共振。这时,振幅变大而且产生的应力也变得很大,能在短期内把叶片折断。因此避免引发共振条件是非常重要的。共振产生的裂纹或折断,仅发生在叶片的背面,是非常有规

律的。

由于涡轮叶片进、排气边受热和冷却比厚度较大的弦中部快得多,所以叶片弦向温度差总是出现在发动机瞬时状态的工作时候,如启动、停车、加速或减速时,进、排气边缘比弦中部受热或冷却较快,在胀缩上受到厚度较大的弦中部部位的牵制,因而在边缘引起高的压缩应力(受热时)或拉伸应力(冷却时)。经过多次反复循环后,叶片会因热疲劳而损坏。热疲劳破坏表现为叶片翘曲或沿叶缘的裂纹,多数是沿进气边的裂纹,一般是出现许多细小的裂纹。热疲劳裂纹有缓和热应力的倾向,但是这样的裂纹本身常常成为疲劳源,或者成为一个缺口而大大缩短持久寿命,这样的热疲劳裂纹会迅速发展,最后导致完全折断。

热腐蚀也是涡轮叶片故障之一,如与材料的冶金缺陷交互作用,在叶片表面产生微裂纹也可成为疲劳源。

由于发动机超转、超温或者材料的蠕变性能较低,在使用过程中叶片被拉长,造成叶尖擦伤的故障,或产生叶片缩颈现象。超温还容易产生叶身烧伤等缺陷。

(4) 涡轮盘的工作条件及常见故障 涡轮盘是发动机的重要部件之一。一般涡轮盘轮缘的温度可达550~700℃,而盘心温度只有300℃左右,整个盘件上的温差比较大。这种温差不仅表现在半径方向上,同时也存在于厚度方向上。

发动机正常运转时,带着叶片高速旋转的涡轮盘受到很大的离心力作用,离心力可达几百吨。当离心力形成的拉应力超过材料的屈服极限时,涡轮盘将产生塑性变形,引起涡轮盘胀大的故障。

涡轮盘轮缘的受力状态比较复杂,往往离心力和热应力迭加作用。当发动机启动时,轮缘部分温度很快就升高到工作温度,而辐板热得很慢,这样,轮缘就受到相当大的压应力,而辐板受很大的拉应力。在停车时,轮缘温度急速下降,原来受的压应力又变成拉应力。因此,在开车、停车过程中,轮缘都要经受一次压缩和拉伸变形。这种大应力低循环疲劳是产生涡轮盘槽底裂纹最主要的原因。

涡轮盘榫齿裂纹也是主要故障之一。由叶片离心力造成的拉应力在榫齿上的分布,取决于叶片榫齿与涡轮盘榫齿的配合状况。当叶片的内距大于盘件的内距时,盘件的第一榫齿主要受力,使第一榫齿产生裂纹和掉块。当结构作一些改进,如采用递增齿距时,该故障就能大大减少。

涡轮盘榫槽裂纹也是常见的故障,严重时会引起整个榫头脱落。

由于燃气中存在硫、钠、钒等杂质,使盘件腐蚀和氧化。榫槽附近积碳又会促进吸收水份、杂质、尘土使合金容易腐蚀。盘件表面氧化,严重腐蚀,掉块,麻坑等也都是常见的故障。如果改换抗腐蚀性能较好的材料作盘件,这些故障基本上可以避免。

封严齿常见的故障有三种:齿底径向裂纹;齿面后端转角处裂纹;还有表面缺陷,其产生的原因主要是热疲劳。

除上述常见故障外,由于涡轮盘铸造组织破碎不足,存在粗大枝晶,粗大碳化物,或由于冶炼不慎而带入盘件的大块夹杂物,致使局部应力集中,导致涡轮盘在使用时爆裂。涡轮盘这类故障,其后果十分严重,能导致飞机立即坠毁。所以,涡轮盘毛坯应该要求有足够的热加工变形量,材料要有较好的纯洁度,组织要均匀,并且要改进X射线、超声波等探伤检测手段,以免将带有缺陷的涡轮盘装上飞机。

图 谱

一、冶炼加工部分

1. 钢锭结晶组织

电弧炉铸锭组织

一般钢锭头部都存在缩孔和疏松区。钢锭的结晶组织明显地有三个区域（图1-1）：钢液一注入就与冷钢锭模壁接触，产生较大的过冷度，并且冷模壁成为大量非自发结晶核心，因此形成表面薄层细小的等轴晶粒带；随后钢锭内部向外散热的条件变坏，而只有垂直于模壁方向的散热最为有利，故形成大量垂直于模壁方向的柱状晶带；随着钢锭凝固层的不断加厚，模壁温度的升高，导热速度越来越慢，钢锭内部的温度梯度大大减小，柱状晶的生长就逐渐停止，在钢锭中心形成无定向的等轴晶带。

非真空感应炉或真空感应炉冶炼工艺的钢锭在结晶组织上与电弧炉基本上相同。

电弧炉铸锭轴心晶间裂纹

在铸锭等轴晶区沿结晶方向常出现裂纹，多呈八字形沿晶间开裂，称为轴心晶间裂纹。一般钢锭头部比较严重，尾部较轻。

这种缺陷与钢锭冷却时的收缩应力和热应力有关。另外，气体、夹杂物以及浇注温度过高也是促进这种缺陷形成的原因。

当轴心晶间裂纹不太严重时，合金塑性较好（图1-1），用较大的变形量锻压，有可能使之焊合。若缺陷比较严重，则在锻压时，轴心晶间裂纹会导致严重开裂（图1-2）。

图1-3为钢锭尾部的横向低倍组织，轴心晶间裂纹沿着树枝状晶裂开。

适当控制浇注温度是消除或减轻此类缺陷的重要措施。

非真空感应炉铸锭组织

非真空感应炉铸锭组织与电弧炉铸锭相似，也分为表面细小等轴晶带、柱状晶带和中心较粗大的等轴晶带三部分。

图1-4为钢锭模壁较薄的钢锭结晶组织。图1-5为钢锭模壁较厚的钢锭结晶组织。钢锭模壁厚，热容量大，有利于沿着垂直钢锭模壁方向散热，使柱状晶更为发达，但当柱状晶生长到一定程度（模壁温度也已升高到一定程度）时，厚模壁又有更好的保温作用，使钢锭中心部位钢液缓慢凝固，从而形成较粗大的等轴晶。由于钢锭模壁厚薄造成钢锭柱状晶发达程度的差异，在锭型较小时，反映更为明显。

图1-6为40公斤钢锭的结晶组织。钢锭的柱状晶过分发达，中心等轴晶带带很小，钢锭中心从头到尾都有轴心晶间裂纹。造成这些缺陷的原因：（1）锭型锥度太小；（2）锭型的高宽比太大，钢锭过于细长；（3）浇注温度过高；（4）浇注速度太快等。

真空自耗锭组织

由电弧炉或感应炉冶炼的自耗电极，在真空下，在大电流电弧作用下熔化，熔融金属以熔滴形式进入水冷结晶器中，得到二次重熔的真空自耗锭。

真空自耗锭的结晶组织一般受结晶器侧向导热的影响较大，除底部有一定的轴向柱状

晶外，上部均为倾斜柱状晶。这种结晶形式有利夹杂物的上浮和清除，得到较为纯净的组织，并且这种结晶方向有利于以后的热加工。重熔速率越大，柱状晶方向与轴线的交角就越大，因此不利于夹杂物的上浮、清除。重熔的电力制度及其稳定性对结晶组织的影响很大，必须适当选择和严格控制。封顶工艺若不合理，经常有较大的缩孔和较深的等轴细晶区，对切头率影响很大。建议在封顶最后阶段采用高质量的同钢种连接电极（上小下大呈锥形）封顶。

图1-7为GH132合金的电弧炉+真空自耗炉钢锭的纵低倍组织。钢锭重量为1吨。熔炼参数：电极直径 $\phi 255 \sim 290$ 毫米，真空度1毫米汞柱，工作电压26伏。

电渣锭组织

电渣重熔是利用电流通过渣层产生的电阻热来熔化自耗电极。金属以熔滴形式经渣层下落至水冷结晶器内，形成自下而上的轴向柱状晶（图1-8至图1-10）。

重熔参数（电压、电流、渣量及渣系特性、自耗电极的充填系数、结晶器与底垫是否绝缘等）控制是否合理和稳定对电渣锭的质量及结晶组织有很大影响。在通常情况下，熔速过大，自耗电极的充填系数过小，易形成深的熔池，影响柱状晶的轴向生长（图1-11），从而使偏析增大。为了得到定向结晶的电渣锭，必须控制熔速，使其与结晶速度相适应，同时尽可能加大充填系数。

电子轰击锭组织

电子轰击炉是利用高速电子束轰击母材产生的热能进行重熔。由于采用抽锭式水冷结晶器，加上熔池过热度比较大，钢锭具有发达的定向柱状晶组织（图1-12）。越接近锭心，柱状晶越发达，并越接近平行钢锭的轴向。柱状晶与钢锭轴线夹角一般都很小，仅 $3 \sim 10$ 度，如图1-12所示。

图1-13是带有缺陷的电子轰击炉合金锭组织。等轴晶带是冶炼不正常部位。在熔炼过程中，由于电气器件的配比不当，常发生高压跳闸，必须停电调整。这时电子枪不发射电子，熔池在无热量补充的条件下开始结晶，形成等轴晶组织。

图1-14为局部的等轴晶组织。图1-15为钢锭锻成饼坯后的组织。显然，钢锭上的缺陷已影响到锻后饼坯的质量。

钢锭结晶组织



图 1-1

0.43×

GH36合金电弧炉铸锭纵剖面组织