

# 工序间热处理对零件疲劳性能的影响

六二一所X光结构分析组、疲劳组

## 前 言

金属零件的热处理是为了使材料获得良好的组织结构,从而使零件在工作中具有较高的物理与机械性能。此外,一些航空零件在加工过程中为了下述目的也需要对半成品件进行热处理:(1)消除有害的残余拉应力(如焊接结构件,机械加工件等);(2)消除冷作硬化恢复材料的塑性(如冷成形件);(3)改变由于冷加工面引起的组织结构上的变化(如奥氏体不锈钢在冷加工过程中引起的奥氏体-马氏体相转变,即 $A \rightarrow M$ 转变)。为达到上述目的,应根据不同的目的、要求和条件,恰当地选择热处理工艺制度,切不可千篇一律。不恰当的热处理制度往往会对零件带来很大害处。本文主要讨论上述这种工序间热处理对零件机械性能的影响。

在一切情况下,零件工序间的热处理不应该产生以下负作用:(1)零件关键部位(危险断面)产生较高的残余拉应力;(2)基体金属晶粒度发生明显长大;(3)在组织结构上形成有害的新相(如奥氏体不锈钢晶界上碳化物的大量析出);(4)表层金属产生严重的合金元素贫化;(5)几何形状的明显变化。显然,上述这些变化均会导致航空零件抗疲劳破坏和抗应力腐蚀性能的下降,以及影响零件的装配。

本文以喷气发动机Cr18Mn8Ni5不锈钢的燃烧室机匣(焊接结构件)的热处理制度为例,讨论工艺制度对材料及零件疲劳性能的影响。

## 燃烧室机匣的故障

图1为燃烧室机匣焊接结构示意图。安装边与外筒的连接原为电子束焊接,而支板与外筒的连接为氩弧焊接。机匣在长期试车中,约经350小时后,电子束主焊道焊缝熔合线处发生裂纹。后将电子束焊改为埋弧焊后,顺利地通过500小时的长试,安装边与外筒的焊接连接处不再产生裂纹。然而,支板与外筒的连接焊缝区,仍然出现长短不一的裂纹,这是一种低应力高循环疲劳性质的裂纹。为什么支板

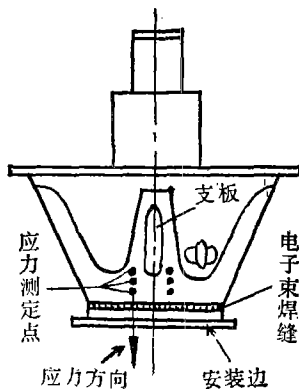


图1 燃烧室机匣结构示意图

焊缝区在长试中会产生疲劳裂纹?除了其它因素之外,加工过程中工序间热处理制度不当显然是导致疲劳裂纹的原因之一。下面分析热处理对Cr18Mn8Ni5材料物理和疲劳性能的影响。

## 燃烧室机匣组焊件的热处理

燃烧室机匣是多个焊接性组合焊接的结构

件, 每经焊接一次需经一次热处理, 其中有的件 (如支板) 的工序间热处理需经 5 次之多。除了最后一次组焊后的整体机匣在氩气保护中退火之外, 其它几次均在空气气氛中退火。退火热处理工艺制度如图 2 所示。

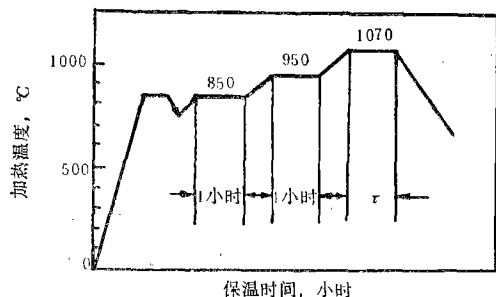


图2 焊接件（单件或整体机匣）的退火热处理工艺制度（对单件  $\tau=15$  分；对整体机匣组合件  $\tau=1$  小时）

## 燃烧室机匣材料的物理和疲劳性能测定结果

为了分析支板产生疲劳裂纹的故障原因, 试验研究了热处理对机匣表面残余应力、组织结构和疲劳性能等影响。

### 1. 机匣外筒表面残余应力

机匣表面残余拉应力的存在, 会降低焊缝区的疲劳性能, 因此, 需要了解退火处理所造成的焊缝附近的残余应力分布。

利用X射线法测定关键部位 (安装边电子束焊缝区) 的残余应力, 测定部位示于图1。测定机匣的种类有: 电子束焊的新机匣; 电子束焊后长试500小时无裂纹机匣; 电子束焊后长试500小时有裂纹机匣; 埋弧焊机匣 (苏产)。图1所示各部位测试点的残余应力均为压应力, 其值处于  $\sigma_r = -20 \sim -70$  公斤/毫米<sup>2</sup> 范围。大量试验表明〔1〕, 残余压应力提高材料的疲劳强度, 由此可见, 机匣残余应力分布状态只会有利于抗疲劳破坏能力的提高。

支板处于外筒内部, 无法测定支板焊缝区的残余应力。

### 2. 残余铁素体含量

测定残余应力的同时, 发现机匣表面有大量的铁素体 ( $\delta$ -体) 出现。

利用X射线衍射法测定了各部位的残余  $\delta$ -体含量, 其结果示于图 3。机匣在热处理过程中, 由于表层合金元素的严重贫化, 金属组织产生了  $A \rightarrow \delta$  体相转变。外筒表面  $\delta$ -体含量增高至 70~85%。而未受氧化的中心部位, 即滚焊结合面上的  $\delta$ -体含量甚微 ( $\delta \approx 0$ )。从图 3 上的数据可知, 表层的  $\delta$ -体含量随深度而逐渐降低。用砂纸将表层打磨掉约 20 微米后,  $\delta$ -体含量降至 44%。苏产机匣表层的  $\delta$ -体含量约为 31%。

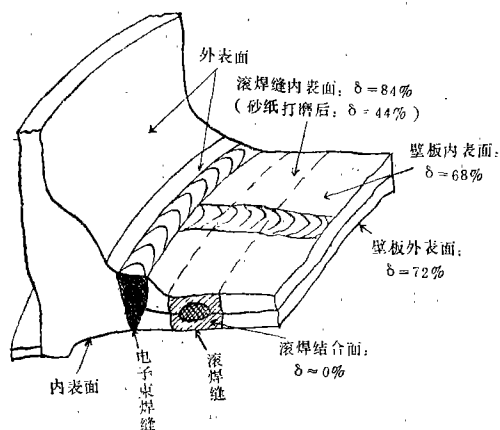


图3 安装边与外筒连接区各部位的残余  $\delta$ -体含量

### 3. 表层合金元素的贫化

为了证实表层  $\delta$ -体的大量出现是退火处理过程中合金元素贫化的结果, 利用电子探针测定了 Cr、Mn、Ni 元素在表面层的分布。发现 Cr、Mn 元素产生严重贫化, 贫化深度约 20 微米。而 Ni 元素则没有发生贫化。合金元素的贫化深度与  $\delta$ -体大量出现的深度基本一致。

疲劳试片仅采用一次退火处理, 所以贫化层深度较浅, 其深度约为 15 微米, 而对退火试样再行喷丸强化处理后, 则其贫化层厚度下降到 5 微米左右。

### 4. 板材晶粒度的变化

由于退火保温的温度很高 (1070℃), 致

使板材的晶粒尺寸出现明显长大。图4所示为原始板材和退火板材的金相照片，原始板材的晶粒度约为7级(平均晶粒直径为0.036毫米)，退火板材的晶粒度长大至2~3级(平均晶粒直

径为0.203~0.142毫米)。退火处理使晶粒长大约4倍之多。众所周知，材料的疲劳强度随晶粒直径的增大而下降。

### 5. 板材室温疲劳性能

机匣焊接组合件之所以采用多次退火工艺，是为了消除每道加工工序过程中产生的有害的残余拉应力以及改善材料的组织结构，以便提高机匣的机械性能。但是与此同时，表面合金元素的贫化以及晶粒度的变化，必然影响材料的疲劳性能。

对不同处理状态的板材作反复弯曲疲劳试验(板材厚2毫米)，加载频率为1600周/分。疲劳试验结果一并列入表1，疲劳S-N曲线示于图5。原始板材的疲劳强度极限为 $\sigma_{-1} = 39$ 公斤/毫米<sup>2</sup>，退火处理的 $\sigma_{-1} = 32$ 公斤/毫米<sup>2</sup>，降低18%；而退火后再打磨去掉表面贫化层的 $\sigma_{-1} = 37$ 公斤/毫米<sup>2</sup>，降低5%；退火板材和原始板材二者再进行喷丸强化，则疲劳强度均获得极为明显的增高，其值为 $\sigma_{-1} = 55$ 公斤/毫米<sup>2</sup>，比原始板材提高41%。

图6示出了原始板材和退火板材试样的疲劳断口。细晶粒原始板材具有细致而较为平坦的断口，而粗晶粒的退火板材的断口较为粗糙，且表面层有许多台阶，这是多疲劳源的特征。

此外，从电子断口金相照片上可以明显地看到(图7)，原始板材疲劳裂纹扩展后在断口上形成的疲劳条带较之退火板材的为细。由此可见，粗晶粒的疲劳裂纹扩展速率高于细晶粒的扩展速率。



a



b

图4 Cr18Mn8Ni5 原始板材(a)和一次退火处理板材(b)的金相组织照片 ×100

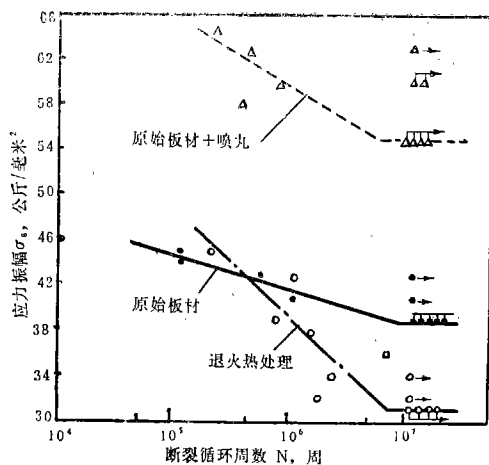
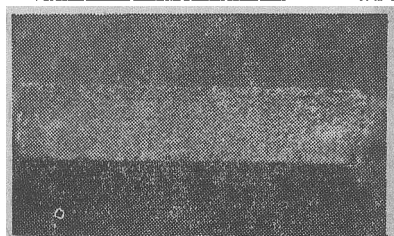


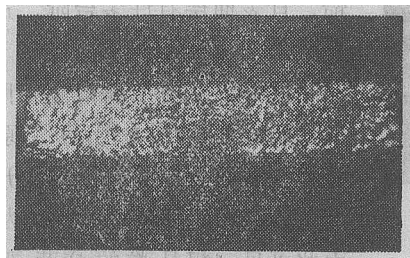
图5 不同状态的Cr18Mn8Ni5 板材反复弯曲  
疲劳S-N曲线

表1 不同状态板材的弯曲疲劳性能

板材状态	疲劳强度极限 $\sigma_{-1}$ ( $N=10^7$ ) (公斤/毫米 <sup>2</sup> )	疲劳强度极限变化率 $\Delta\sigma_{-1}/\sigma_{-1}$ (%)
原始板材	39	—
退火处理	32	-18
退火+表面打磨	37	-5
原始板材+喷丸	55	+41
退火+喷丸	55	+41

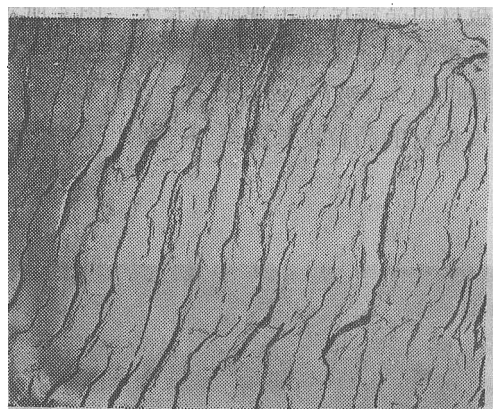


(a)



(b)

图6 Cr18Mn8Ni5 原始板材(a)和一次退火板  
材(b)试样反复弯曲疲劳断口低倍照片  $\times 5$



(a)



(b)

图7 Cr18Mn8Ni5 原始板材(a)和一次退火材料  
(b)反复弯曲疲劳试样电子断口金相照片  $\times 500$

## 讨 论

综上所述,燃烧室机匣退火处理后材料发生以下三种变化:(1)晶粒尺寸长大(由7级长至2~3级);(2)高温氧化致使板材表层产生严重的合金元素贫化(深度约为20微米);(3)表层内形成大量的铁素体。以上三种变化无疑是导致板材疲劳强度下降的主要因素。

大量的试验结果业已表明,金属材料的疲劳强度极限 $\sigma_w$ 与晶粒直径 $d$ 间存在以下关系:

$$\sigma_w = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$$

式中 $\sigma_0$ 、 $k$ —与材料有关的常数。图8为In-744(奥氏体-铁素体)钢的疲劳强度极限 $\sigma_w$ (拉-拉疲劳,应力比 $R = +0.2$ ,  $N = 10^7$ 周)与晶

粒尺寸 $d$ 的关系〔<sup>2</sup>〕。对于In-744 钢,上式中的常数 $\sigma_0 = 40$ 公斤/毫米<sup>2</sup>,  $k = 20.8$ 。

由图8的试验数据可以得出:当晶粒度由7级( $d = 36$ 微米)增长至2级( $d = 203$ 微米)时,疲劳强度极限下降4.7%。而对Cr18Mn8Ni5 板材,晶粒度发生上述变化时,其疲劳强度极限下降5% (见表1)。两种不锈钢的疲

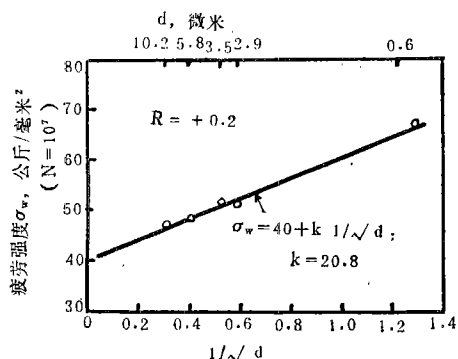


图8 In-744 不锈钢的疲劳强度极限 $\sigma_w$ 与晶粒直径 $d$  (或 $1/\sqrt{d}$ ) 的关系

劳强度随晶粒度变化数据基本吻合,这说明晶粒度对不锈钢疲劳强度的影响似乎具有相同的性质。

此外,板材表面层由于退火处理而形成的低碳低合金 $\delta$ -体是促使板材疲劳强度下降的另一因素。如扣除晶粒尺寸的影响,则表层 $\delta$ -体使板材的疲劳强度下降13%。有试验表明,在奥氏体-铁素体不锈钢中,适当地增加 $\delta$ -体含量并且使它具备合理的分布形态,这种钢的疲劳强度会得到一定程度的增高。但是,退火处理不会使Cr18Mn8Ni5钢的表层获得上述那样的组织结构,由于高温氧化结果,表层形成的主要是低碳低合金化的 $\delta$ -体组织。众所周知,这种组织的疲劳强度低于高合金化的奥氏体。

奥氏体组织不仅比铁素体组织具有更长的无裂纹扩展寿命,而且由于它具有更高的加工硬化率( $n$ )以及平面型滑移特征,当疲劳裂纹扩展进入第Ⅱ阶段并且处于较低的扩展速率( $da/dN < 10^{-4}$ 毫米/周)范围内,奥氏体组织比铁素体组织具有更低的裂纹扩展速率(前者比

后者约低一个数量级)〔<sup>3</sup>〕。由此可见,铁素体在板材表层内的出现,既降低无裂纹扩展寿命又增高裂纹扩展速率,所以它是削弱板材疲劳强度的主要因素。

退火处理使原始板材的疲劳强度极限下降7公斤/毫米<sup>2</sup>,其中晶粒长大的影响占28.6%,而表层铁素体的影响占71.4%。

试验结果指出(见表1),无论是原始板材还是退火板材,喷丸强化均能显著地提高它们的疲劳强度。晶粒粗大并且表面含有贫化层的退火板材,喷丸强化仍可将其疲劳强度提高到与喷丸强化原始板材的相同水平。这一结果表明:板材的疲劳强度极限主要地取决于材料的表面层的应力状态和组织结构,而板材心部的组织结构对材料疲劳强度的影响是第二位的;喷丸强化能使原始板材和退火板材的表面强化层具备基本相同的残余压应力状态和微观组织结构(亚晶粒尺寸和位错结构),而上述二者是影响材料疲劳强度的主要因素〔<sup>4</sup>〕。

喷丸强化能够改善退火板材的疲劳强度这一试验结果,显然对于航空零件的生产具有重要的实际意义。

综上所述可知,退火工艺制度不当,会使材料的机械性能(疲劳强度,屈服强度以及应力腐蚀强度等)发生降低。当然,对于燃烧室机匣支板焊缝区的疲劳断裂不能认为完全是退火弊病造成的(焊接工艺不当也是导致疲劳裂纹的因素之一),但是板材本身疲劳强度的明显下降,确是导致支板产生疲劳裂纹的一个重要因素。如果适当地改变退火工艺制度,降低退火温度至950℃,并采用氩气防护,这样既可避免晶粒明显长大、减少合金元素贫化从而降低表层 $\delta$ -体的含量,又可达到消除残余应力的作用。显然,这种退火工艺制度不致使板材的机械性能发生明显的下降。顺便应该指出,对奥氏体不锈钢,退火温度一般不宜低于900℃,以避免产生晶界腐蚀。如果采用低于900℃的退火制度则应慎重确定保温时间,以防止发生晶界腐蚀。

## 结 束 语

航空零件生产过程中,工序间的热处理往往是不可缺少的。而这种热处理往往是为了满足加工上的需要,并非保证材料达到规定机械性能所必需的。所以,这种热处理工艺制度应以不损害材料性能为前提,否则必将导致零件使用寿命的缩短。

航空工厂中工序间热处理,大部分是用来作为消除零件残余应力的手段。应当指出,以消除残余应力为目的的退火处理,不宜采用过高的退火温度和较快的冷却速度。在相同的加热温度条件下,冷却速度越快,由于冷却过程中零件各部位的温差所引起的残余应力越高;在相同的冷却速度条件下,加热温度越高,由于热应力而产生的残余应力越高。因此,应根据不同的金属材料、零件尺寸和几何形状等因素恰当地确定退火工艺制度。

过去我部许多航空工厂对不锈钢焊接件所采用的消除应力的热处理制度,主要是沿用苏联五十年代的老工艺,其处理温度约为1050~1070℃。实际上这样高的温度不一定对应力的消除有利。试验结果表明,对火焰筒燃烧室焊接件,550℃下退火后消除应力的效果与900℃的基本相同〔5〕。近年来美国对 AISI410 不锈钢焊接件,其中包括燃烧室后部外机匣、燃烧室内机匣、进气导流片及机匣、压气机中机

匣、前压气机静子叶片及机匣、前压气机外机匣、后压气机静子叶片及机匣、轴承座、出口导流叶片及机匣、燃烧室外机匣、扩压机匣等,均采用下列消除应力的热处理工艺制度:260℃入炉→315℃(保温0.5小时)→430℃(保温0.5小时)→540±10℃(保温2小时)→以每分钟3.3℃的冷却速度冷至260℃出炉〔6〕。这种工艺制度是值得参考的。

此外,在那些必须采用高温退火工艺的情况下,采用喷丸强化亦可弥补由于退火而造成的材料疲劳强度下降的损失。(王仁智 执笔)

## 参 考 资 料

- 〔1〕残余应力与材料的疲劳强度和应力腐蚀的关系,第三机械工业部第六二一研究所,1976年5月
- 〔2〕H.W.Hagden, S.Floreen, The Fatigue Behaviour of Fine Grained Two-phase Alloys, Metall. Trans., Vol. 4, No2, 561 (1973)
- 〔3〕C.Bathios, R.M.Pelloux, Fatigue Crack Propagation in Martensitic and Austenitic Steels, Metall. Trans., Vol.4, No5, 1264 (1973)
- 〔4〕金属材料的疲劳强度与喷丸强化工艺,国防工业出版社,1977年4月
- 〔5〕退火温度对火焰筒燃烧室焊接件应力消除的影响,内部报告,1971年
- 〔6〕航空技术(日), No11, 1968

## 光弹性试验技术交流会

光弹性试验技术交流会于1978年5月20至28日在无锡市举行,有62个单位共97名代表参加了会议。会上交流资料56篇,大会报告7篇。会议就普通光弹性法,激光全息光弹性法,光弹性涂层法,光弹性法在断裂力学中的应用,以及热光弹、光塑性、动光弹、散光法,光弹性材料等问题进行了专题讨论和交流。

会议认为,光弹性试验是一项新技术,如果结合采用激光技术和电子计算机技术,将能

发挥其独特作用。近期,应以三维光弹的“冻结切片”法和光弹性涂层法为重点,抓紧测试仪器和模型材料的研制,普及和推广应用,解决工程设计、现场测量和故障分析问题,努力将光弹性技术应用于断裂力学研究。会议还对成立专业学会、创办学术刊物、开展学术交流及仪器与光弹模型材料研制等问题提出了相应的建议。

这次会议对普及与发展光弹性技术将起积极作用。

(王自明)