

# 国产铁镍基高温合金GH140

黄 福 祥

## 前 言

目前在国内外航空发动机生产中, 高温部件大多采用镍基高温合金来制造, 如制造火焰筒和加力燃烧室等高温板材结构件的镍基合金, 在国外有 Nimonic75(英)、Inconel 600(美)、ЭИ435和ЭИ602(苏)等, 在国内则有GH30和GH39, 这些合金含镍量一般在75~80%左右, 采用固溶强化, 具有良好的抗氧化性、高的塑性、一定的热强性、良好的热疲劳性和组织稳定性。镍是我国目前比较缺乏的战略物资, 目前主要依靠进口。为使航空材料生产立足国内, 我们本着走自己工业发展道路的精神, 结合我国资源条件, 研制成功了GH140铁镍基高温合金, 其综合性能高于GH30镍基合金, 而与GH39合金相当, 可作为这两个合金的代用料, 制造工作温度在850℃以下的航空发动机和民用燃气轮机燃烧室、加力燃烧室零部件。经过长期的生产和使用实践表明, 使用效果良好。采用GH140合金取代苏制镍基高温合金ЭИ435和ЭИ602制造燃烧室等部件, 可为国家节省大量的镍。另外, 由于合金工艺性能良好, 使用可靠, 因而在航空工厂中受到广大工人、干部和技术人员的欢迎。目前, GH140合金已成为我国航空工业上广泛应用的一种高温合金, 也是我国生产量最大的高温合金牌号之一。

## 化 学 成 份

GH140合金的化学成份列于表1, 它以Fe-

37Ni-20Cr为基体, 其中含有大于20%的Cr, 以保证合金具有良好的抗氧化性能, 镍含量平均为37~38%, 比镍基合金减少一半左右, 合金中加入少量我国富有的W、Mo、Al、Ti等元素, 使固溶体得到复合强化, 这样的成份使合金在固溶处理后保持单相的奥氏体组织, 并且有良好的综合性能。可采用电弧炉、电弧炉+电渣、自耗等工艺进行冶炼。Al、Ti含量对合金的高温性能有极大的影响, 为保证合金具有较好的综合性能, 采用电弧炉冶炼时, 合金中Al+Ti总量不应超过1.55%; 而采用电弧炉+电渣或自耗工艺时, 则不应超过1.75%。

表 1 合金化学成份

元素名称	C	Ni	Cr	W	Mo	Al
含量%	0.06 ~ 0.12	35.0 ~ 40.0	20.0 ~ 23.0	1.4 ~ 1.8	2.0 ~ 2.5	0.2 ~ 0.6

元素名称	Ti	Fe	Mn	Si	S	P
含量%	0.7 ~ 1.2	余	≤0.70	≤0.80	≤0.015	≤0.025

## 物理机械性能

合金各种半成品(板、棒、丝等)于供应状态的机械性能列于表2。另外, 由于火焰筒的工作条件十分复杂, 同时承受高温、应力、热交替和振动的作用, 所以对火焰筒材料必需测定其拉伸、持久、热疲劳、机械疲劳等性能和各种物理性能。冷轧薄板的拉伸试验结果见

表 2 合金的机械性能 (不小于)

品 种	技术条件	热 处 理 状 态	20°C			800°C		
			$\sigma_b$	$\delta_5$	$\varphi$	$\sigma_b$	$\delta_5$	$\varphi$
			公斤/毫米 <sup>2</sup>	%		公斤/毫米 <sup>2</sup>	%	
冷轧薄板	YB639-67	1050~1080°C空冷	65	40	—	23	40	—
热轧中板	YB640-67	1050~1080°C空冷	65	40	45	25	40	50
棒 材	YB641-67	1080±10°C空冷	63	40	45	25	40	50
丝 材	YB638-67							

表 3。根据不同炉号板材的持久试验结果,画出了板材的持久强度拉逊-密勒曲线,见图 1。从图上可以近似地测定出板材于固溶状态在各

种温度和时间条件下的持久强度极限。合金的持久和疲劳强度列于表 4, 板材作弯曲试验时的疲劳曲线见图 2。

表 3 板材的拉伸性能

热处理规范	温 度 °C	E动	E静	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$
		公斤/毫米 <sup>2</sup>				%
淬火1080°C 保温10分 空 冷	20	19800	18600	66~69	26	44~48
	300	18300	—	59~60	—	46
	400	17700	—	60~61	—	47~48
	500	16900	14900	54~57	18~21	46~50
	600	16300	13700	51~56	17~21	42~49
	700	15400	12700	42~45	17~36	37~58
	800	14750	10600	25~28	15~20	46~79
	900	14000	—	13~14	—	77~85

表 4 板材的持久和疲劳强度

热处理规范	温 度 °C	持 久 强 度 极 限 公斤/毫米 <sup>2</sup>			疲劳强度 $\sigma_{-1}(10^7)$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	热疲劳次数 (产生 0.5 毫米 长的裂纹)
		10小时	100小时	1000小时		
淬火1080°C 保温10分空冷	700	36	24	16	32	—
	800	15	8	4.1	16	140~150
	900	4.4	2.7	2.0	—	60~70
	1000	—	—	—	—	36~42

从表 3 可以看出, GH140 合金具有很高的塑性水平, 这不仅是使用上的要求, 也是零件加工工艺所需要的。合金的抗拉强度在 600 °C

以上有较大幅度的下降, 但直到 800 °C 仍能保持一定的强度水平。合金的屈服强度在 700 °C 时波动较大, 主要取决于合金中 Al、Ti 的含量。试验结果也表明, 合金在 800 °C 以下具有中等的持久强度水平, 持久破断后的塑性也较高, 热疲劳性能良好。这种综合的力学性能可以满足火焰筒零件的使用要求。

GH140 合金的比重为 8.09, 比镍基合金为小, 线膨胀系数和导热系数见表 5。

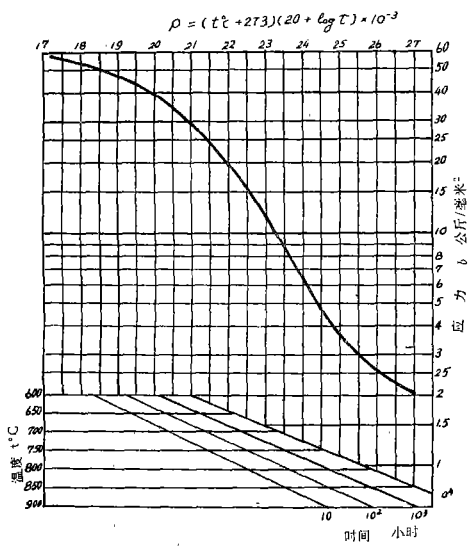


图 1 GH 140 合金板材的持久强度拉逊-密勒曲线 (1080 °C × 10' 固溶处理后试验), t 为试验温度(°C), τ 为持久时间(小时)

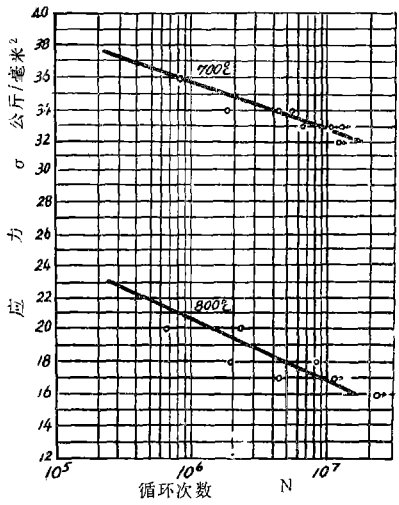


图 2 GH140 合金板材的高温疲劳曲线 (弯曲疲劳试验)

表 5 物 理 性 能

温 度 °C	线 膨 胀 系 数 毫米/米·°C	温 度 °C	导 热 系 数 卡/厘米·秒·°C
20~100	12.7 × 10 <sup>-6</sup>	100	0.036
20~200	13.8 × 10 <sup>-6</sup>	200	0.040
20~300	14.3 × 10 <sup>-6</sup>	300	0.043
20~400	14.6 × 10 <sup>-6</sup>	400	0.046
20~500	15.1 × 10 <sup>-6</sup>	500	0.050
20~600	15.4 × 10 <sup>-6</sup>	600	0.053
20~700	15.8 × 10 <sup>-6</sup>	700	0.056
20~800	16.3 × 10 <sup>-6</sup>	800	0.060
20~900	16.7 × 10 <sup>-6</sup>	900	0.063
20~1000	17.5 × 10 <sup>-6</sup>		

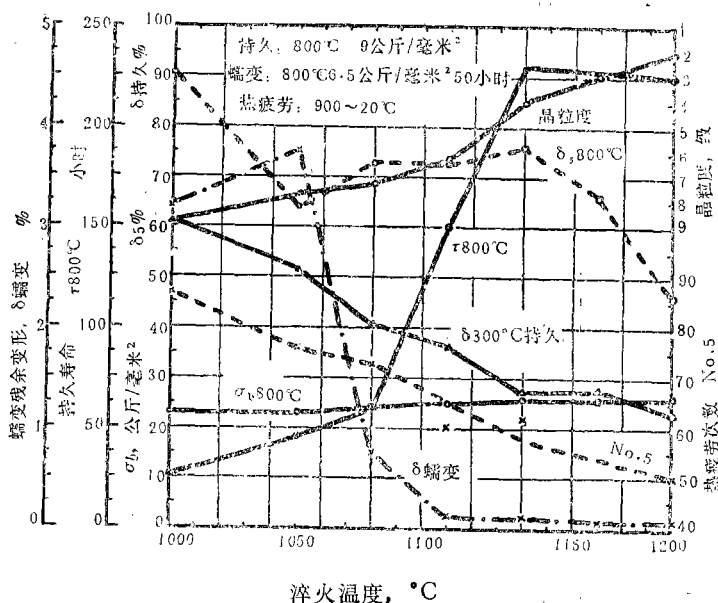


图 3 淬火温度对GH140 合金板材综合机械性能的影响 (淬火保温10分, 空冷)

## 热处理和金相组织

固溶强化的合金一般均于高温固溶处理后使用, 正确的选择固溶处理温度对合金的性能有着决定性的影响。试验结果表明, 在1000~1200°C范围内, 随着淬火温度的提高, 合金的晶粒长大, 持久和蠕变强度提高, 高温瞬时强度也略有提高, 而热疲劳性能和高温塑性则下降 (见图3)。

为了获得良好的综合性能, 由GH140板材制造的火焰筒零件可于1080°C进行最终淬火, 零件多次冲压成形时的中间热处理可于1050°C进行, 此时可获得均匀细小的晶粒组织。加力燃烧室零件可于1150°C淬火, 以获得较高的持久强度。在个别情况下, 对于像外环和安装边等承力零件, 则可于1080°C固溶处理后, 再在700°C时效15小时, 以获得较高的屈服强度, 但对这类零件应选择Al、Ti含量较高的GH140合金。

板材零件在热处理前需将表面清洗干净, 热处理时在氧化性气氛中加热, 保温时间应尽量短些, 并于空气中冷却。

GH140合金经固溶处理后除奥氏体基体外, 还有一次Ti(CN)以夹杂物形式存在, 其数量约占合金重量的0.4%左右。在550~800°C长期时效后, 由于固溶体的脱溶, 又有 $Cr_{23}C_6$ 、 $\gamma'$ 、 $\sigma$ 和Laves等相补充析出, 以700°C长期时效后析出量较多, 总量约8%左右, 见图4。

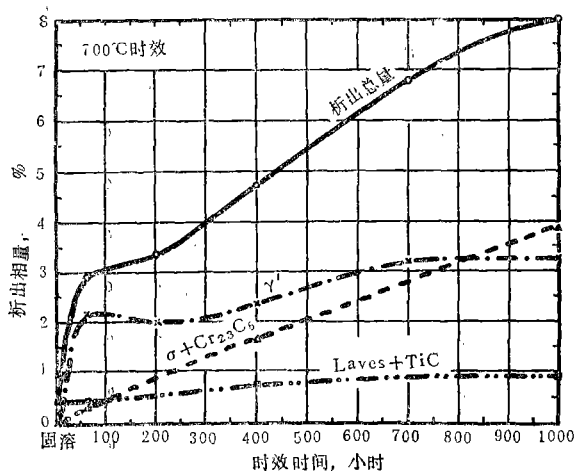
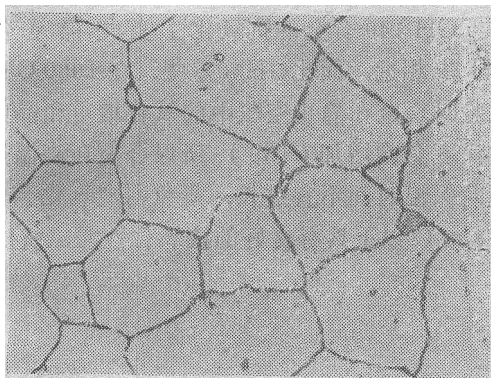


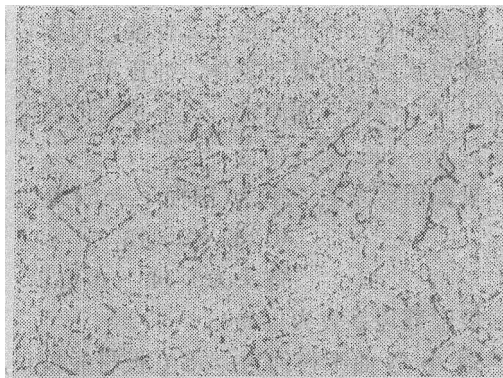
图 4 GH140 合金在 700°C 长期时效过程中析出相数量的变化 (合金含 C 0.073%、Al 0.33%、Ti 0.835%, 余中限)

$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  是晶界主要强化相, 其析出温度范围为  $550\sim 900^\circ\text{C}$ , 在温度较低时呈细小链状, 随着时效温度的提高而逐渐长大, 并聚集成块状 (见图 5a~c)。 $\gamma'$  相是时效过程析出的主要强化相, 呈细小球状质点 (见图 5d), 其补充析出的温度范围为  $550\sim 800^\circ\text{C}$ ,  $700^\circ\text{C}$  时析出

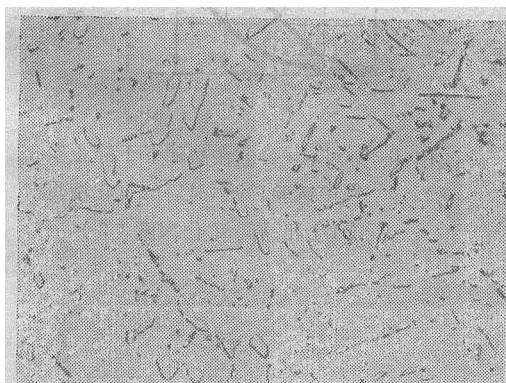
量最多,  $\gamma'$  质点的大小、数量和稳定性取决于合金中 Al、Ti 的含量, 主要分布在晶内。 $\sigma$  和 Laves 相是  $700\sim 800^\circ\text{C}$  时效析出的两种有害相, 主要分布于晶内, 呈针状 (棒材) 和块状 (见图 5b~c), 在时效过程中很快长大, 降低合金的强度和塑性, Laves 相 ( $\text{Fe}_2\text{Mo}$  型)



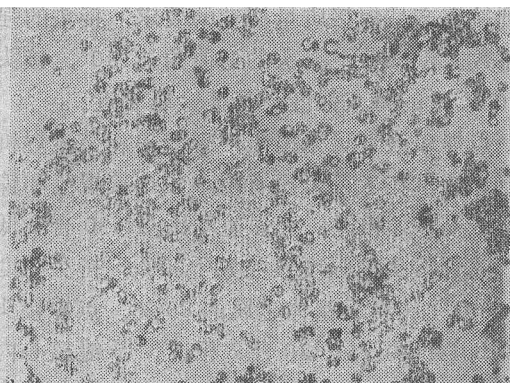
a. 状态:  $550^\circ\text{C} \times 1000$  小时时效  
组织: 晶界  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Ti}(\text{CN})$   
腐蚀剂: 5%HF + 10%甘油 + 85%水  
放大:  $\times 800$



b. 状态:  $700^\circ\text{C} \times 1000$  小时时效  
组织: 晶界  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , 晶内  $\sigma$ , Laves,  $\text{Ti}(\text{CN})$   
腐蚀剂: 同a  
放大:  $\times 800$



c. 状态:  $800^\circ\text{C} \times 700$  小时时效  
组织:  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\sigma$   
腐蚀剂: 同a  
放大:  $\times 800$



d. 状态:  $700^\circ\text{C} \times 2000$  小时时效  
组织:  $\gamma'$   
腐蚀剂: 20%磷酸腐蚀, 10%高氯酸/醋酸电解萃取  
放大:  $\times 13000$

图 5 GH140 合金在各种温度下长期时效后的金相组织 (合金含 C 0.073%, Al 0.33%, Ti 0.835%, 余中限)

在700℃和 $\sigma$ 相(FeCr型)同时析出,以 $\sigma$ 相为主,Laves相量很少,800℃时 $\sigma$ 相单独析出,最多时达4%。总的说来,由于GH140合金的合金化程度较低,长期时效过程中第二相的析出数量较少,因此对合金性能的影响是有限的。

## 工 艺 性 能

合金具有良好的冲压工艺性能,可用以制造各种形状复杂的深冲零件,冲压前零件表面需涂以932清漆。据测定,合金板材的极限深冲系数为2.105~2.176。

极限压窝系数 平头(阳模 $r_n=6$ )为

$$0.287 \sim 0.315$$

球头为0.443~0.459

极限翻边系数为1.958

最小弯曲半径约为0.5S(板材经校正, S为板厚)

零件冲压后应及时进行热处理,消除应力。

GH140合金可采用氩弧焊、点焊和滚焊等方法进行焊接。当采用工厂现有氩弧焊设备进行焊接时,在工艺上没有困难,焊接质量可以达到航空产品焊接质量标准的要求,接头的强度系数大于95%,接头的弯曲角达180°,接头在800℃下的持久强度与基体金属相近。

点焊和滚焊可采用工厂现有单相交流焊机进行焊接,在工艺上没有困难。焊接规范和镍基合金GH39相近,滚焊速度比GH30合金低些。滚焊接头的强度系数大于90%,持久强度(800℃)相当于基体金属的80%。点焊接头强度与GH30、GH39合金相近。焊缝核心内部无裂纹,缩孔尺寸小于1.5毫米。GH140合金接触焊核心热影响区的胡须组织比镍基合金稍多些,这种胡须组织不是裂纹,在生产中是允许存在的。胡须经机械抛光以后一般不显现,只是在腐蚀以后才显现,所以对焊缝金相试样在腐蚀前后都进行检查,可以有效地区分裂纹和胡须组织。GH140合金接触焊核心中有结

合线伸入现象,但单边伸入不应超过0.2毫米。试验表明,结合线伸入与零件表面在焊接前用毡轮抛光有直接关系,而改用酸洗或碱洗等化学方法代替毡轮抛光清理表面,可以有效地消除结合线伸入现象,提高焊缝质量,这种方法可在生产中加以推广。

## 腐蚀与防护

GH140合金的抗氧化性能与镍基合金GH39相近,而比GH30差些,在1000℃以上试验时合金在静止空气中的氧化增重和晶间氧化深度急剧增加(图6),所以合金在高温热处理时保温时间不宜过长,避免剧烈氧化。合金在800℃以下具有良好的抗氧化性能,所以在

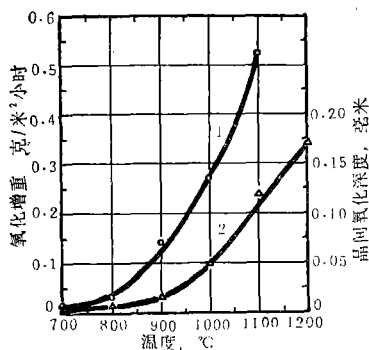


图6 GH140合金在高温下于静止空气中试验100小时后的氧化增重(1)和晶间氧化深度(2)

800℃以下长期工作时,一般不需要采取保护措施。但是火焰筒在工作时经常产生局部高温现象,温度有时在900℃以上,而且在燃气流中材料的氧化腐蚀速度比在静止空气中要快得多,所以经常在火焰筒上发生局部氧化烧伤现

象，严重时产生表面晶粒的剥落现象。晶界氧化相当于一个尖锐的缺口，可以促进裂纹的形成和发展。为了对材料进行防护，曾研制了几种高温珐琅涂层，这些涂层的焙烧温度和合金的最终热处理温度相同，即1080℃左右，所以添加涂层后基体的组织性能不会有重大的变化。试车结果证明，涂层与基体材料有良好的结合能力，并可对基体实行有效的保护，这种涂层已在一些发动机上采用。

国产航空煤油对镍基合金GH30、GH39都有腐蚀作用，在煤油中添加了CS<sub>2</sub>添加剂后可防止腐蚀，但是国产煤油无论是否有添加剂对GH140合金均无腐蚀作用。大量在国内使用的GH140火焰筒返厂修理时均未发现有腐蚀现象，而有些援外发动机返厂时却在火焰筒上发现有腐蚀坑，这个问题还必须作进一步的探讨。

### 合金的应用

GH140合金最先是为一种涡轮喷气发动机制造火焰筒（见图8），与GH39合金同时参加试车考验的，以后又进行了试飞。试车和试飞的结果都证明，火焰筒经使用后的裂纹情况与GH39合金相同，而变形故障则比GH39合金稍轻。以后又用GH140代替GH30合金制成另一种涡轮喷气发动机火焰筒（见图7）参加了长期试车考验，经相同时间试车后，GH140合金的裂纹和变形都比GH30合金要轻些。现在

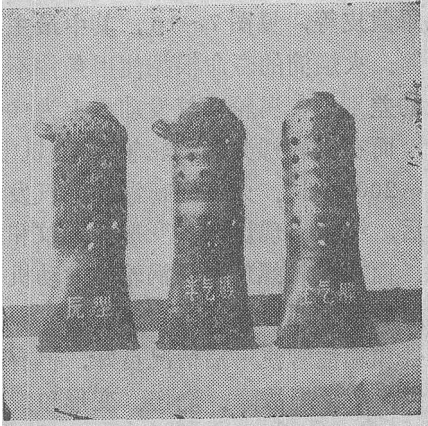


图 8 GH140合金制造的涡喷型发动机原型和改型火焰筒

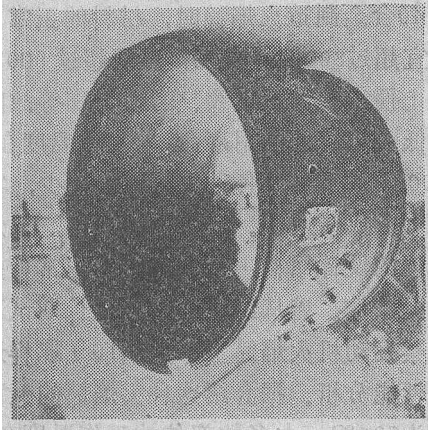


图 9 GH140合金制造的涡喷型发动机加力扩散器

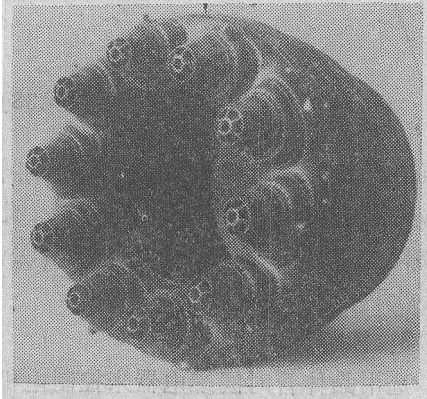


图 10 GH140合金制造的涡桨型发动机环形燃烧室火焰筒



图 7 GH140合金制造的涡喷型发动机火焰筒

GH140合金已在我国多种航空发动机和飞机上使用或试用，效果良好。制造的零部件主要有火焰筒、加力扩散器、加力筒体、加力输油圈、

机尾罩蒙皮等,见图7~10,其中最主要是的火焰筒。火焰筒的寿命根据使用条件不同而有很大的差别,在涡轮喷气发动机上为100~200小时,而在涡轮螺旋桨和涡轮轴发动机上则为1000~2000小时。火焰筒在涡轮喷气发动机上使用后,经常出现烧伤、变形、裂纹和掉块等故障,而在涡轮螺旋桨和涡轮轴发动机上经长期使用后仅出现轻微变形和少量裂纹。加力板部件和输油管使用后情况良好,但有时也出现裂纹、变形等故障。烧伤、变形和裂纹都是火焰筒的常见故障,和火焰筒的工作条件有关,其中最主要的是工作温度。使用经验证明,用GH140合金制造火焰筒时,材料的正常工作温度不宜超过800℃。当工作温度超过900℃时火焰筒上便出现大量裂纹、变形、烧伤等故障,大大降低火焰筒的使用寿命;当工作温度在800℃或800℃以下时,各种故障大大减少,零件的使用寿命成倍增长。实践同时证明,火焰筒具有合理的设计结构,是保证材料正常可靠工作的前提条件。曾从经过2000小时长期试车的涡轮螺旋桨发动机火焰筒上(见图10)取样进行了组织性能分析。据介绍这种火焰筒的最高工作温度为780℃,大多数部位的工作温度在500~

700℃之间,经长期工作后火焰筒上未发现大的故障。试验结果表明,火焰筒各部位根据工作温度不同而有 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 、 $\gamma'$ 、 $\sigma$ 和Laves等不同的相析出;各段的机械性能也有不同程度的变化,一般说来各段的高温瞬时和持久强度都有所提高,有的则有较大的提高,而塑性则有所下降,延伸率最低为15%;在气膜孔附近,材料的热疲劳性能还保持原始板材的水平。这也进一步证明了,当工作温度在800℃以下时,GH140合金是可以长期可靠工作的,上述涡轮型火焰筒在经过2000小时工作后,仍可继续长期工作下去。

事物总是一分为二的。使用经验表明,GH140合金与镍基合金相比存在着如下的弱点:①高温抗氧化性能较差,在高温(如 $\geq 800^\circ\text{C}$ )长期使用中容易出现烧伤故障;②中温(如500~600℃)疲劳强度较低,对一定结构形式的零件容易产生早期疲劳断裂,如涡喷型发动机火焰筒(图7)的帽罩裂纹就是一个例子;③高温长期使用中的组织稳定性较差,容易引起材料性能的变化。合金的上述弱点要在使用时设法避开,并应在今后的材料应用研究中继续改进。

(上接第38页)

制元件,使力矩电机正转或反转,杠杆金属感应片随之离开无接触开关感应端。此时开关于立即处“0”态输出,从而完成开关作用,以备下次再用。

### 3. 控制元件

选用晶体管时间继电器来控制电机工作的时间。电机工作时间的长短,是根据杠杆自失去平衡位置至重新获得平衡位置所需要的时间而调整的。

采用异步时间继电器时,控制系统必须加中间继电器(见图3电器原理图),若采用同步时

间继电器,控制系统可不要中间继电器(电器原理图略)。

上述两种形式均应备有限位保险开关,防止无接触开关失灵或位置距离变化等情况,依靠保险开关的作用,使试验正常进行。

晶体管时间继电器安装于操作盒内,见图1。

晶体管无接触开关,保险开关与杠杆相互安装位置,参见图2及4。

### 4. 直流电源及备用电屏电源

直流电源及备用电屏电源均应满足执行元件、传感元件、控制元件的工作要求,参见电源线路图(图5)。