

航空材料学报 专题资料(1)

GH903 低膨胀高温合金

航空航天工业部六二一研究所

1 9 9 2

序 言

GH903 合金是我国仿制成功的第一个低膨胀高温合金。多年来,由上钢五厂、六二一研究所等单位组成的联合课题组经过努力,共同完成了航空航天工业部、冶金工业部、中国科学院下达的科研课题协议书及航空航天部“七五”规划的内容。该合金于 1991 年 6 月通过了两部一院的联合技术鉴定,各项性能达到了美国同类合金的水平。GH903 合金的仿制成功,为改进我国航空发动机的性能,节约燃料,提高效率和利用间隙控制技术提供了可能。

在合金的研制及其应用的研究中,对其成分含量、组织结构、工艺性能、热处理制度、零件加工制造以及防护涂层等进行了大量工作,取得了一定成绩,从而使该合金在某些方面比国外同牌号合金更为优越。在研制工作中先后写出了各种技术总结和工艺文件共 26 份。

为了向设计、使用部门提供零件设计、寿命估算、工艺选择及性能考察等方面所需的技术数据,在合金鉴定会的基础上,我们将上述技术总结和工艺文件经过整理汇编,并以《航空材料学报专题资料》形式出版,供设计、工艺制造和使用部门的技术人员参考。

本专题的编委会组成人员如下:

主 编:张绍维、田世藩。

编 委:江贵藻、陈 琼、李蕴欣、段文彬、谭菊芬、王广生、郑汉平、陈淦生、郭建亭。

技术审校:刘才穆、刘伯操、杜 航、林 政。

责任编辑:郝应其、袁文钊。

本资料的汇编工作是在航空航天部科学技术研究院及六二一所领导的关心指导下进行的,同时得到了课题组各成员单位领导和有关人员的大力支持,在此表示衷心的感谢。

由于缺乏经验,汇编资料中错误难免,请批评指正。

编 者

1992.1.20

目 录

· 综合研究 ·

GH903 低膨胀高温合金的特点	张绍维(1)
GH903 合金的探索研究	陈淦生执笔(3)
GH903 合金全面性能研究	郑汉平执笔(11)
国外 Incoloy 903 合金零件的组织和分析	李蕴欣 江贵藻(27)
航空发动机对低膨胀高温合金的需求	李晓欣 张庆春(34)

· 组织与性能 ·

低膨胀高温合金的均匀化处理	陈 琼(38)
不同 Nb、Si、Al 含量对 GH903 合金组织和性能的影响	陈淦生(47)
热处理制度对 GH903 合金组织和性能的影响	江贵藻执笔(62)
GH903 合金中 η 相溶解析出规律及其对性能影响的研究	刘凤英执笔(81)
GH903 合金的相分析	肖芷英(87)
GH903 合金的工艺塑性及再结晶的研究	吴丕鲁 王 熠(93)
GH903 合金 650℃ 长期时效后的组织与性能	郭建亭 葛云龙 王淑和(99)

· 熔炼和热加工工艺 ·

GH903 合金的熔炼及热加工工艺	郑汉平执笔(104)
GH903 合金涂层工艺的研究	杨树梅 杨忠林 余霞飞(110)
模拟钎焊工艺对 GH903 合金性能与组织的影响	王维琴 何浩宇(125)

· 应用性能 ·

选用 GH903 低膨胀合金排除 II 导外环变形故障的分析	王旭东执笔(129)
GH903 合金外环的选用试验及试车总结	王旭东执笔(141)
某发动机用 GH903 合金低压 II 级涡轮导向器内环的研制	郑汉平执笔(149)
GH903 低膨胀合金环坯和环形件标准	课题组(161)

GH903 低膨胀高温合金的特点

张绍维

(六二一研究所)

Incoloy 903 是六十年代美国 Huntigton 公司创制的一个低膨胀高温合金，它是在铁镍合金的基础上发展的一种新型合金。由于加入了 Co、Ti、Al 等元素，改进了合金的综合性能，提高了强度和使用温度。

七十年代初，为了提高航空燃气涡轮和涡扇发动机的性能和部件的工作效率，在压气机和涡轮转动件中采用了间隙控制技术。这项技术可使发动机瞬时工作条件和巡航条件下的燃油消耗率之间达到较好的平衡。采用低膨胀系数合金作燃气轮机匣、封严圈及涡轮外环等零件，可精确控制涡轮直片与外环之间的间隙，对改善发动机性能，节约燃料，提高效率起到良好的作用。国外先进的 F101、CFM56 涡扇发动机都采用了 Incoloy 903 合金制造的压气机匣和涡轮外环。因此，低膨胀高温合金引起了人们的重视，应用范围日益扩大。现在美国航天飞机的主发动机、火箭发动机推力室、兵器、弹簧和螺栓等，都采用了这类合金。可见，低膨胀高温合金是一种具有广阔发展前景的工程材料。

一、合金成分及特性

在研制 GH903 合金过程中，除基本成分参照了国外有关资料外，在制造工艺、热处理制度及防护涂层等方面都做了一些开拓性的工作，并取得了一定成绩。现已成功地用这种合金制造出了某发动机的涡轮外环，并通过了长期试车的考验。合金的各项性能均达到了国外同类合金的水平，于 1991 年 6 月通过了技术鉴定。

GH903 合金是用 Nb、Ti、Al 等元素强化的 Fe-Ni-Co 基奥氏体高温合金，它不含 Cr，含高量 Nb，在居里点温度以下呈铁磁性。合金的主要强化相为面心立方结构的 γ' 相，还有密排六方结构的 η 相和少量碳化物。 η 相在合金中起控制组织和性能的作用，是一个很重要的组成相。合金还采用了温加工强化。组织为拉长的变形晶粒。

由于合金成分独特和采用了热机械加工工艺，所以其性能有以下几个特点：

1. 在宽阔的温度范围内有很低的热膨胀系数

GH903 合金的热膨胀系数在 $20\sim 500^{\circ}\text{C}$ 范围内为 $7\sim 8\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ，比一般高温合金降低了一半。因此合金在温变循环中应变较小，设计时可减小公差，控制尺寸，提高涡轮效率，节省燃料，延长寿命，减轻结构重量和增加有效载荷；

2. 热疲劳性能好

GH903 合金在 $20\rightleftharpoons 650^{\circ}\text{C}$ 和 $20\rightleftharpoons 700^{\circ}\text{C}$ 的冷热循环试验中，经 1500 次循环的裂纹长度不大于 1mm，比 GH30 和 GH169 合金好得多。由于疲劳性能好，零件在长期使用时经受冷热循环变化不易产生裂纹，故可延长其使用寿命；

3. 弹性模量接近恒定

GH903 合金在 20~900℃ 范围内的弹性模量为 $17.8\sim 17.27\times 10\text{kgf/mm}^2$ ，而且几乎恒定不变。这一特性使零件具有良好的回弹特性和结构刚度；

4. 耐高压氢脆性能好

据有关资料报道，Incoloy 903 合金经过 500℃、25MPa 氢气脆化试验后，没发生强度和塑性的下降，具有很高的抗高压氢脆性能，是火箭发动机、航天飞机以及航空发动机有关零件的理想材料；

5. 拉伸强度高

GH903 合金的拉伸强度为 1350MPa 左右，屈服强度超过 1150MPa，与 Incoloy 718 合金的水平相当。

二、改进合金组织和提高合金性能的技术措施

GH903 合金良好的物理和力学性能虽然和材料的本质有关，但也应归功于制造合金时所采取的一些措施，其中包括：

1. 采用了正确的均匀化工艺

GH903 合金的 Nb 含量较高，还有 1.3% 的 Ti，这些大原子的元素易于产生枝晶偏析。如果不消除这些偏析，则会严重影响合金的性能。研究表明，采用 1140~1160℃、30 小时高温均匀化工艺可以消除严重的枝晶偏析，提高合金的持久性能。

2. 采用了温加工强化工艺

研究表明，严格的热加工开坯和温加工成形工艺，对 GH903 合金获得良好的综合性能至关重要。由于合金具有的成分特点，其纵向缺口持久性能需依靠温加工工艺来加以保证。只有采取较低的变形加热温度和大的变形量，才能达到预期的效果。在一般情况下，最终变形温度要小于 900℃，变形量大于 30%。

3. 制定了正确的热处理工艺

由于采用了温加工组织，GH903 合金的固溶处理温度必须既低于再结晶温度，又高于 γ' 相溶解温度和低于 η 相溶解温度。试验表明，为获得最佳性能，选择 845℃ 固溶温度是合适的，再配合进行二次时效处理，即 720℃ 保持 8 小时，缓冷到 620℃ 保持 8 小时，可以得到良好的强化效果。

上述技术措施的采用大大提高了合金的性能，保证了合金的使用可靠性。但是，必须指出，尽管采取了一些措施，获得了良好的综合性能，合金还是存在一些弱点，较为突出的是：(1) 合金存在应力加速晶界氧化脆性倾向，造成高温缺口持久性能偏低；(2) 温加工组织的利用，限制了后续工序的实施。当焊接工艺的温度高于再结晶温度时，可能使焊缝周围地区发生完全再结晶而导致软化，甚至出现缺口敏感；(3) 合金性能在很大程度上取决于热加工工艺，性能不容易稳定。当然加工工艺有变化时就会造成性能波动，分散性大，给热加工工艺的控制带来困难。

当然，有些弱点在使用过程中采用适当的措施是可以克服的，如用高温料浆渗 Al 提高抗氧化性，减少晶界氧化脆性倾向。有的则难以通过工艺措施完全克服，而需要调整成分，研制出性能更好的低膨胀高温合金。总的来看，该合金的研究是成功的，在使用中可以扬长避短，充分发挥其作用，为我国的航空工业作出更大的贡献。

GH903 合金的探索研究

陈淦生执笔*

(北京钢铁研究总院)

前 言

低膨胀系数 GH903 变形合金, 是以 Fe-Ni-Co 为基加入了 Al、Ti、Nb 沉淀时效强化元素, 合金在 650℃ 以下具有较低的热膨胀系数, 恒弹性模量, 较高的抗张强度和持久强度以及良好的疲劳性能。近年来又发展了新的 Incoloy 907、Incoloy 909 合金。

由于这类合金具有低的热膨胀系数, 可用于制造航空发动机涡轮外环、机匣等零件。近年来该合金在宇宙飞船、火箭发动机推力室、兵器、冷冻装置、弹簧和螺栓上也得到了广泛应用。

我国新一代发动机将采用这种低膨胀系数高温合金, 航天飞机的预研也展示了低膨胀合金使用的光明前景。

一、工艺与试验方法

冶炼工艺: 据资料报道⁽¹⁾, 美国采用真空感应炉加真空自耗炉或真空感应炉加电渣炉双联工艺重熔。首批冶炼工艺, 采用真空感应炉单炼, 锭重为 22 公斤。大批生产采用真空感应炉加真空自耗炉双联工艺。

热加工工艺: 采用了两种工艺。一种是在 815~1120℃ 范围内的高温加工工艺, 简称普通加工。另一种在 816~871℃ 范围内进行的加工, 简称温加工。首批钢锭采用锻造开坯。加热温度为 1120℃。在 750 公斤蒸汽锤上经 3~4 火锻成 $\phi 40\text{mm}$ 。然后经两火轧制成 $\phi 20\text{mm}$ 。轧制加热温度有两种: 一种为 850~1120℃ 温度下的普通轧制; 另一种为 800~950℃ 温度下的温加工工艺。

热处理制度:

- (1) $845^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷 + $720^{\circ}\text{C} \times 8\text{h} \xrightarrow[\text{炉冷}]{55^{\circ}/\text{h}} 620^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 空冷
- (2) $940^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷 + $720^{\circ}\text{C} \times 8\text{h} \xrightarrow[\text{炉冷}]{55^{\circ}/\text{h}} 620^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 空冷

金相腐蚀剂:

磷酸 65ml, 硫酸 15ml, 水 20ml, 电解抛光腐蚀。

电镜组织腐蚀剂:

盐酸 50ml, 硝酸 10ml, 甘油 90ml, 电解腐蚀。

* 参加单位还有上钢五厂和六二一研究所。

二、试验结果

1. 化学成分

根据资料综合分析结果，初步确定了一种化学成分，见表 1。

表 1 GH903 合金化学成分(Wt%)

合 金	C	Si	Ni	Fe	Co	Ti	Al	Nb	B
设计成分	0.02	<0.1	38	余	15	1.5	0.7	3.2~3.5	0.006
分析成分	0.024	<0.1	37.9	余	15.1	1.53	0.68	3.24	0.0056
	0.029	0.08	37.8	余	14.8	1.51	0.86	3.46	—
综合资料	≤0.05	≤0.2	36~39	余	14~17	1.4~1.7	0.7~1.15	2.7~3.5	0.005~0.01

由表 1 看出合金成分的特点是：(1) 不含 Cr，Cr 是最易提高膨胀系数的元素之一。不含 Cr 会降低合金抗氧化性能；(2) 含有一定量的 Nb、Ti 元素，两者皆可稍稍提高膨胀系数，但能形成 γ' 相沉淀，使合金综合强度提高，而不增高合金的膨胀系数；(3) 合金中含 Nb 量为 3.3%，比沉淀强化镍基 GH169 合金低些，可以减少偏析区。Ti 含量为 1.5%，比 GH169 合金低些，可以提高 γ' 相的稳定性；(4) 含碳量低，使合金减少碳化物量，又减少带状偏析。

2. 合金性能

合金热加工工艺采用普通加工与温加工，热处理采用以下两种：

(1) $845^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷 + $720^{\circ}\text{C} \times 8\text{h} \xrightarrow[\text{炉冷}]{55^{\circ}/\text{h}} 620^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 空冷；

(2) $940^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷 + $720^{\circ}\text{C} \times 8\text{h} \xrightarrow[\text{炉冷}]{55^{\circ}/\text{h}} 620^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 空冷。

性能检验结果见表 2。

由表 2 看出，不管采用温加工还是普通加工方法，也不管采用再结晶温度以下固溶，还是采用再结晶温度以上固溶，对合金室温强度和塑性都没有多大影响。 σ_b 保持在 1353~1461MPa， $\sigma_{0.2}$ 在 1049~1265MPa， δ 在 12% 以上， ψ 在 32% 以上。但对 650°C ，549MPa 应力下的持久寿命有较大的影响。温加工工艺后经再结晶温度以下的固溶处理，持久寿命最高，最稳定，平均持久寿命达 250 小时以上。普通加工工艺经再结晶温度以下固溶处理，持久寿命次之，平均持久寿命达 144 小时。普通加工工艺经再结晶温度以上固溶 (940°C) 处理，持久寿命最低，平均达 50 小时，持久寿命的不稳定性增加。

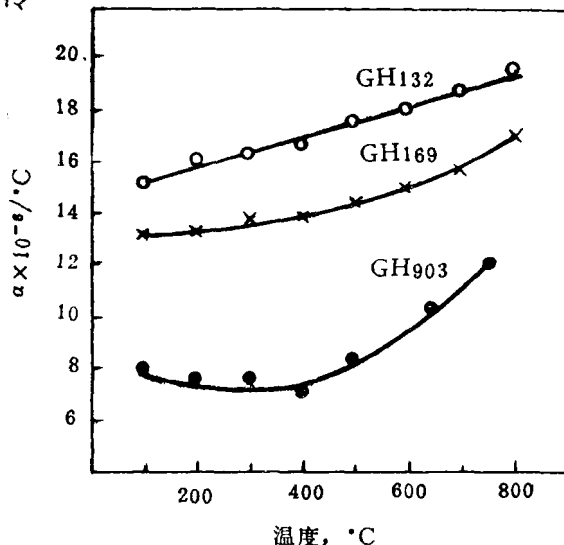


图 1 GH903 合金的热膨胀系数

热膨胀系数测定结果, 见图 1。由图 1 看出, GH903 合金的热膨胀系数比 GH169、GH132 合金低, 是 GH169 合金的一半。所得结果与文献报道一致⁽²⁾。

表 2 持久、拉伸性能数据

炉号	加工方法	热处理制度	室温拉伸性能				650℃, 549MPa 持久寿命		
			σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %	φ , %	τ	δ , %	ψ , %
78	温加工	845℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1450	1143	18.9	34.6	310 : 10	7.4	21.9
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1502	1120	13.2	37.5	331	8.8	19
79	温加工	845℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1400	1115	16.6	39.6	128 : 10	6.5	27.4
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1358	1057	16.8	40.3	235 : 45	3.0	21.7
2	温加工	845℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1385	1103	9.3	32.5	1240 : 25	7.8	
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1499	1214	13.6	32.8	142 : 15	9.4	61.6
78	普通加工	845℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1454	1128	12.8	39.6	99 : 45	14.3	35.9
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1430	1088	14.3	39.2	118 : 25	14.2	33.4
79	普通加工	845℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1430	1094	14.8	37.3	191	13.3	26.3
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1420	1116	14.4	33	169 : 50	7.0	23.5
78	普通加工	940℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1453	1177	19.8	48.4	118 : 30	4.5	8.2
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1464	1202	18.2	45.7	13 : 20	2.0	11.9
79	普通加工	940℃ × 1h 空冷, 720℃ × 8h	1455	1269	19.1	44.3	60 : 30	2.6	8.2
		55℃ / h → 620℃ × 8h 空冷	1450	1194	17.3	43.7	9 : 00		

3. 合金组织

观察了持久断裂后的组织, 见图 2、3、4、5。



图 2 温加工持久断口试样 ×16

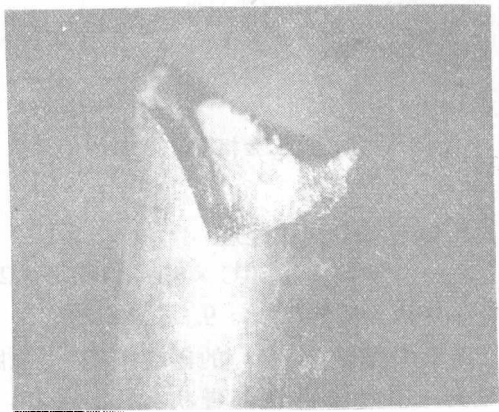


图 3 普通加工持久断口试样 ×16

图 2 为温加工持久断裂后的表面组织, 明显地表现出伸长塑性断口。图 3 为普通加工经 940℃ 固溶处理的表面组织, 伸长小, 表现出脆断特征。图 4 为温加工高倍合金组织, 晶粒沿纵向拉长, 晶粒度为 2~5 级, 属未再结晶组织。基体内存在黑色条带, 沿纵向不均匀分布。经能谱分析黑色条带区 Nb、Ti 含量高, 这是由于钢锭凝固偏析残留痕迹所引

起的。持久裂纹产生于 Nb、Ti 含量偏低的白色区，是沿晶断裂，见图 5。图 6 为普通加工经 940℃ 固溶处理的高倍金相组织，是等轴晶粒，晶粒度为 5~7 级，属完全再结晶组织，分布比较均匀，是沿晶断裂。



图 4 温加工金相组织 ×500



图 5 温加工持久断裂裂纹 ×500

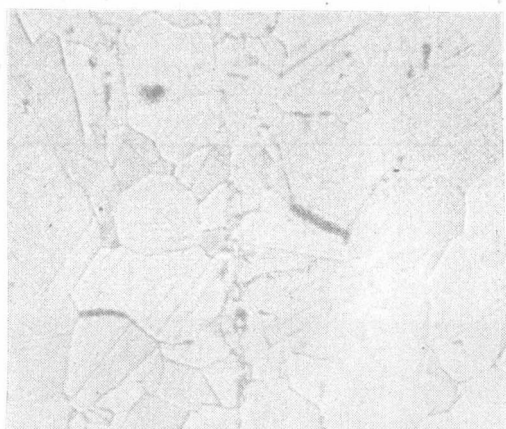


图 6 普通加工金相组织 ×500

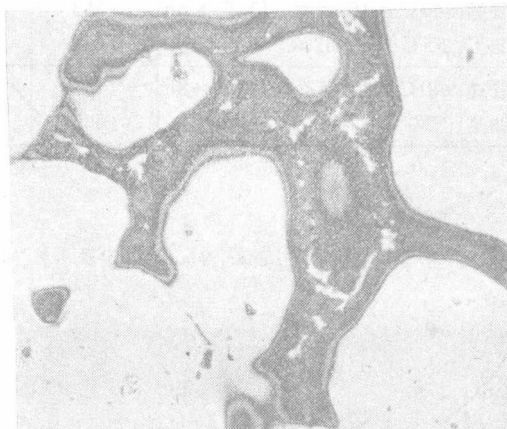


图 7 合金铸态组织 ×500

4. 钢锭均匀化热处理

试验方案为：1150℃ × 8h，1160℃ × 25h，1180℃ × 2h，1200℃ × 2h，1220℃ × 2h，空冷。其结果见图 7、8、9。

图 7 为钢锭 (5kg) 的铸态组织，经相结构分析确定，合金铸锭中存在 γ' 、MC、 η 、Laves 等相。白色筋骨状为 Laves 相，分散颗粒状为 MC 相，黑色区为树枝晶间 Nb、Ti 含量偏析区。图 8 为钢锭经 1160℃ × 25h 均匀化热处理后的金相组织。在 1150℃ 以上热处理后，Laves 相固溶了，黑色偏析区消失了，只存在一次的 MC 相 (NbC、TiC 等) 呈颗粒状分布。图 9 为合金 1200℃ × 2h + 850℃ × 10h 处理后的金相组织，在铸态树枝晶间析出针状 η 相。850℃ 是该合金针状相析出峰。而经 1220℃ × 2h 和 1160℃ × 25h 处理的试样没有针状相析出。把 1220℃ × 2h 与 1160℃ × 25h 处理试样再经 800℃ × 20h

处理后晶界上析出针状相，数量很少，见图 10。把 $1160^{\circ}\text{C} \times 25\text{h}$ 试样再经 $800^{\circ}\text{C} \times 40\text{h}$ 处理后，晶界上析出针状相的量有所增加，但还是很少，而且分布得较分散，见图 11。

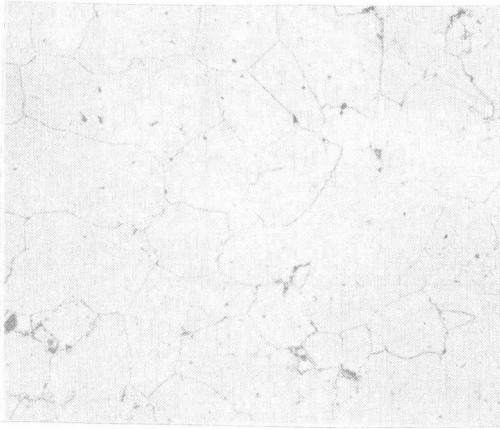


图 8 经 $1160^{\circ}\text{C} \times 25\text{h}$ 均匀化处理 $\times 100$



图 9 经 $1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{h} + 850^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$ 处理 $\times 500$

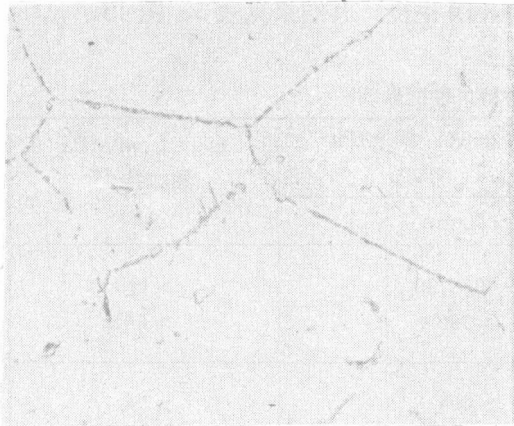


图 10 经 $1160^{\circ}\text{C} \times 25\text{h} + 800^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$ 处理 $\times 500$

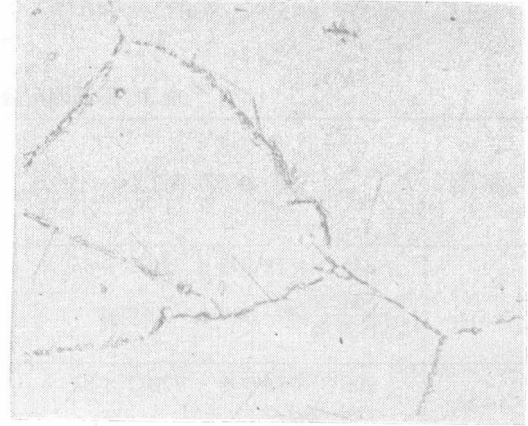


图 11 经 $1160^{\circ}\text{C} \times 25\text{h} + 800^{\circ}\text{C} \times 40\text{h}$ 处理 $\times 500$

从上述均匀热处理试验结果来看，要达到铸锭组织均匀化，不但要使偏析相溶入基体，而且要使偏析元素（如 Nb、Ti）扩散均匀，才能达到目的。从试验结果看， $1160^{\circ}\text{C} \times 30\text{h}$ 均匀化热处理可以消除黑色条带的偏析区，使合金获得比较均匀的组织。

5. 晶粒长大倾向性试验

试验方案为： 800°C 、 850°C 、 900°C 、 950°C 、 1000°C 、 $1120^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ ，空冷。其结果见图 12。

由图 12 看出，合金经 $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷处理，为未再结晶拉长组织。 $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷处理，一般情况为拉长未再结晶组织，但有些区域出现再结晶小晶粒，分布在大晶粒周围。 $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷处理，为完全再结晶组织，晶粒度为 5~6 级。 $1120^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷处理，晶粒度为 2~4 级。

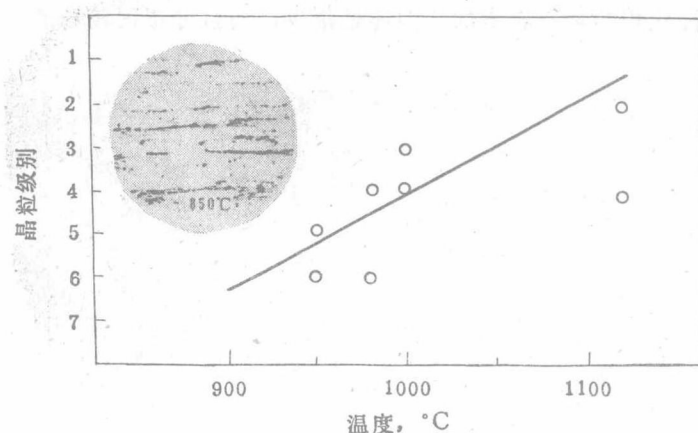


图 12 不同温度下晶粒长大倾向

6. 不同固溶温度对持久、缺口持久性能的影响

试验方案为：845℃、900℃、940℃、980℃ × 1h 空冷。其结果见表 3、图 13。

表 3 不同固溶温度对持久性能影响

编号	热 处 理 制 度	650℃, 549MPa 持久		650℃, 549MPa 缺口持久 τ, h
		τ, h:min	δ, %	
1-1A 1-1B	845℃ × 1h空冷 + 720℃ × 8h 55℃ / h → 620℃ × 8h空冷 炉冷	> 405 : 30 > 336		> 170 > 170
1-2A 1-2B	900℃ × 1h空冷 + 720℃ × 8h 55℃ / h → 620℃ × 8h空冷 炉冷	> 404 305 : 50	5.6	> 190 > 190
1-3A 1-3B	940℃ × 1h空冷 + 720℃ × 8h 55℃ / h → 620℃ × 8h空冷 炉冷	4 : 00 272 : 15	2.0 2.0	3 : 35 5 : 10
1-4A 1-4B	980℃ × 1h空冷 + 720℃ × 8h 55℃ / h → 620℃ × 8h空冷 炉冷	4 : 55 26 : 10	3.2 0.8	2 : 05 10 : 35

由表 3 看出，随着固溶温度的增高，650℃、549MPa 应力下的持久寿命降低，845℃ × 1h 固溶处理，组织为拉长的晶粒，持久寿命达 400h 以上。980℃ × 1h 固溶处理，持久寿命只有几小时，而且性能不稳定性也随之增加。缺口持久性能也类似。

图 13 为不同固溶温度处理的组织。845℃ × 1h 固溶，组织为拉长未再结晶。900℃ 以上固溶处理，组织为等轴晶。随温度增加，晶粒度随之增大。900℃ × 1h 晶粒度为 6~7

级, $940^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$, 晶粒度为 5~7 级, $980^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 晶粒度为 4~6 级。

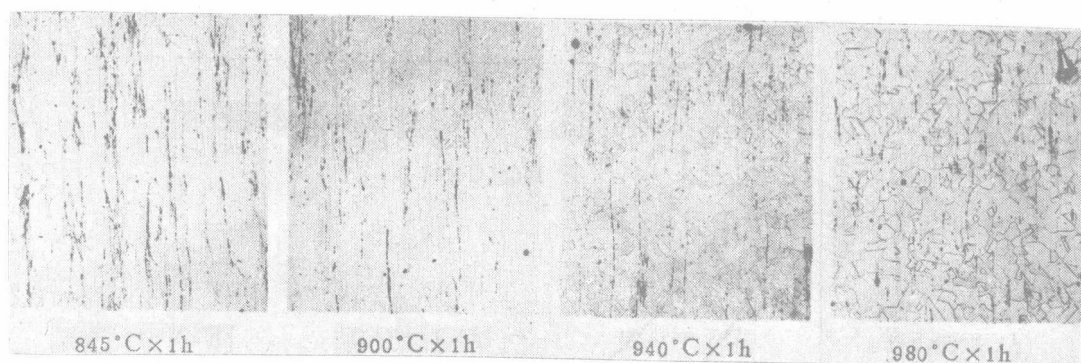


图 13 不同固溶温度组织

7. η 相析出 C 曲线

试验方案为:

(1) 轧态 + $\left\{ \begin{array}{l} 720^{\circ}\text{C} \times 50, 80, 110\text{h} \\ 750^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 800^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 850^{\circ}\text{C} \times 2, 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 900^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 930^{\circ}\text{C} \times 10, 20, 30\text{h} \end{array} \right.$

(1) 轧态经 $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 固溶 + $\left\{ \begin{array}{l} 720^{\circ}\text{C} \times 100, 150\text{h} \\ 750^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 800^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 850^{\circ}\text{C} \times 2, 5, 10, 20, 50\text{h} \\ 900^{\circ}\text{C} \times 5, 10, 20, 50\text{h} \end{array} \right.$

试验结果见图 14。

由图 14 看出, C 曲线的拐点温度约在 850°C 。轧态经 $850^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ 析出 η 针状相。轧态经 $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 处理, 再经 $850^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$ 析出 η 相。“C”鼻子以上析出的 η 相, 形态短而粗。“C”鼻子以下析出的 η 相, 形态细小。 $930^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$ 以上时效, 不析出针状相。针状 η 相的固溶温度为 980°C 。

由于 Nb、Ti 含量高, 合金凝固时易产生树枝晶偏析, 在偏析区易析出针状 η 相。该合金析出范围大约在 $720 \sim 900^{\circ}\text{C}$ 之间。与资料〔3〕报道相符合。虽然 GH903 合金易析出针状 η 相, 但由于其使用温度低于 650°C , 不会影响合金的使用寿命。

据资料〔1〕报道, 采用温加工工艺加低温 (再结晶温度以下) 固溶, 可消除缺口脆性, 但存在性能方向性, 即纵向性能高于横向性能。而采用普通高温锻造可能存在缺口脆

性。从上述初步工作中也发现了这一问题，温加工材料经高温固溶处理，持久性能出现不稳定性，许多问题有待今后解决。

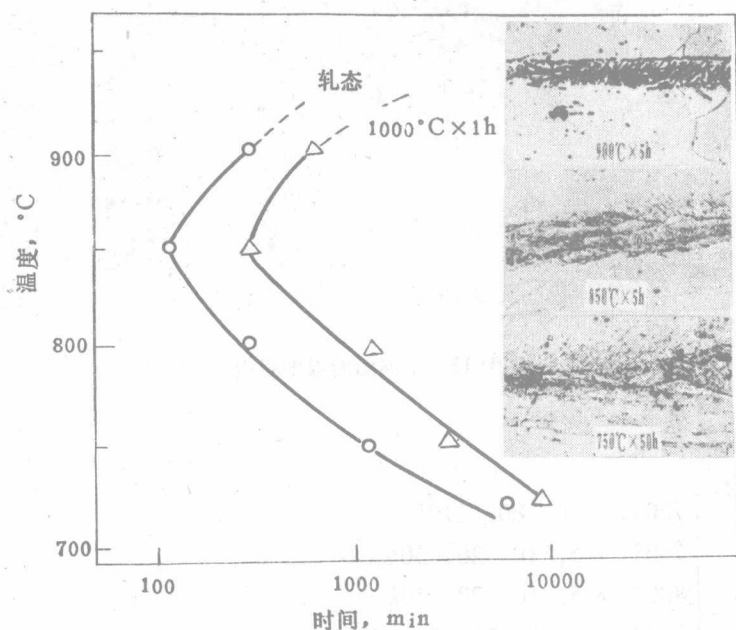


图 14 GH903 合金 η 相析出 C 曲线

三、结 论

1. 含 Ni 38, Co 15, Nb 3.2 / 3.5, Ti 1.4 / 1.6, Al 0.5 / 0.7, Si < 0.1 的 Fe、Ni 基 GH903 合金，具有膨胀系数低，拉伸、持久强度高的特性。能满足新一代发动机设计指标的要求。
2. 相分析确定，GH903 合金中含有 γ 、 γ' 、 η 、MC 相。铸态合金还含有 Laves 相。
3. 温加工工艺经低温（再结晶温度以下）固溶处理、合金性能最佳。

参 考 文 献

- (1) NASA 120673, 1975.
- (2) 燃气涡轮用的低膨胀超级合金，1985 年北京国际燃气涡轮展览资料。
- (3) Physical Metallurgy and Properties of A New Controlled-Expansion Superalloy, J.Met. July, 1975, Pl 1-15.

GH903 合金全面性能研究

郑汉平执笔*

(上钢五厂研究所)

前 言

GH903 高强低膨胀合金是仿制美国 Incoloy903 合金。该合金系 Ni、Fe、Co 基, 用 Ti、Nb、和 Al 沉淀强化, 具有在居里点温度下较低膨胀系数和较高强度以及恒定弹性膜量等特点。

上钢五厂于 1983 年对合金进行试验摸索, 在科研工作取得初步成效的基础上, 于 1987 年由航空航天部、冶金工业部正式下达课题, 根据新型发动机选用低压 II 级内环和 A 型发动机选用涡轮导向器外环两种锻件, 投入工业性试验和生产工作。

为了掌握低膨胀 GH903 合金的特点和水平, 积累合金组织与性能数据。除了按技术条件所规定性能指标之外, 还较系统地对合金与性能进行了分析和深入研究。为新一代发动机选材和可靠的使用提供了技术依据。

一、试验用料及试验方法

(一)试验用料

GH903 合金各项组织与性能试验料, 均采用上钢五厂真空感应+真空自耗双联工艺冶炼的 $\phi 360\text{mm}$ 钢锭, 经 $1140/1160 \times 30$ 小时均匀处理, 然后在 3t 蒸汽锤上锻造开坯再进行镦饼、冲孔、护环等工序加工成 $\phi 590 \times \phi 455 \times 70\text{mm}$ 环形件。其炉号锭节号 742-73-1-1 合金成分见表 1。

表 1 GH903 试验用料的化学成分(wt%)

元素 % 炉号	C	Ni	Co	Al	Ti	Nb	B
742-73	0.025	38.16	15.06	0.90	1.57	3.30	0.008
元素 % 炉号	Mn	Si	S	P	Fe	Pb	Bi
742-73	0.02	0.065	0.004	0.005	余	<0.001	>0.001

* 参加单位还有钢铁研究总院, 六二一研究所和金属研究所。

(二)试验方法

1. 取样方法

在成品环形件上沿边缘弦向取试样, 见图 1、2。同时为了鉴别 GH903 合金锻件方向性对合金性能影响的规律, 还取了一部分高度方向拉伸试样进行比较, 见图 2。

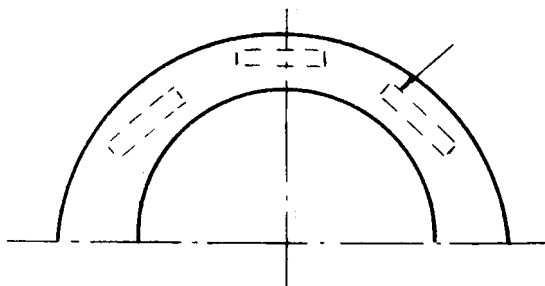


图 1 环形件取样部位

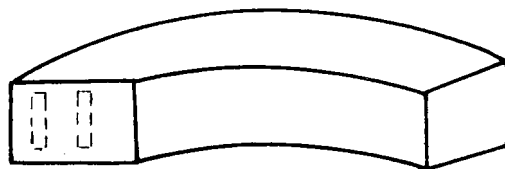


图 2 环形件高度方向取样部位

2. 试验内容

1) 试样热处理

$850^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 空冷 + $720^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 炉冷至 $620^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 空冷。

2) 试验项目及要求:

①合金金相组织: 低倍和高倍: 在环形件上切取横向、纵向低倍组织试样, 观察合金加工状态和经固溶处理后合金低倍晶粒度偏析及合金缺陷。高倍观察合金试样两种状态下的晶粒度大小、晶界状态以及夹杂物分布情况。

②瞬时拉伸性能: 测定合金从室温至 850°C 各种温度下拉伸和屈服强度及塑性 ($\delta\%$ 、 $\psi\%$) 值。

③光滑持久, 缺口持久性能: 测定合金 650°C 、 490MPa 光滑持久和缺口持久性能 ($r=0.5$)。同时求出合金从 $500\sim 750^{\circ}\text{C}$, 应力 $390\sim 890\text{MPa}$ 条件下光滑持久寿命, 并绘制出合金拉逊—米勒曲线。

④合金蠕变性能: 测定合金在 650°C / 490MPa 应力条件下 $100\sim 900$ 小时的残余变形 ($\delta_{\text{残}}\%$) 及总的塑性变形 ($\delta_{\text{总}}\%$)。

⑤合金热疲劳: 测定合金从 $650^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$, $700^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$ 循环 1500 次裂纹长度。

⑥合金长期时效性能: 测定合金从 650°C 经 $200\sim 2000$ 小时长期时效后合金室温及 650°C 拉伸性能和 650°C , 490MPa 光滑持久性能。

⑦合金物理性能: 测定合金热膨胀系数, 弹性模量, 抗氧化, 导热, 电阻系数和比重。

二、试验结果

(一) 金相组织

1. 环形件低倍组织

环形件低倍试样取自成品环形件上, 包括横向和纵向两种状态组织, 横向低倍组织见图 3, 纵向低倍组织见图 4。

从图 3、图 4 可见，GH903 合金制造发动机用环形件低倍晶粒组织均匀，无任何冶金缺陷和偏析。

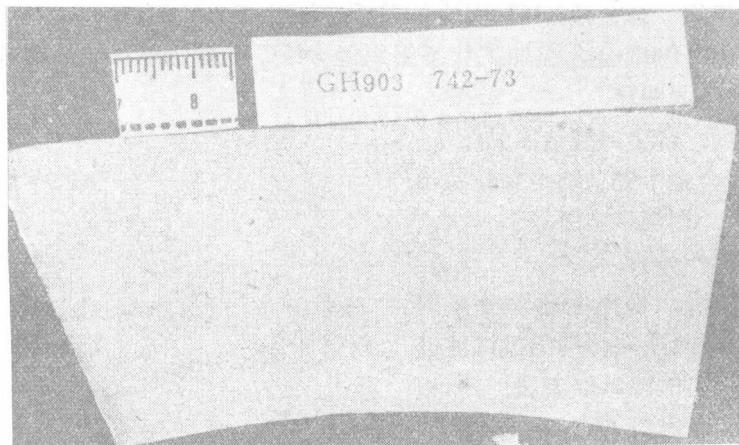


图 3 横向低倍组织(锻态)

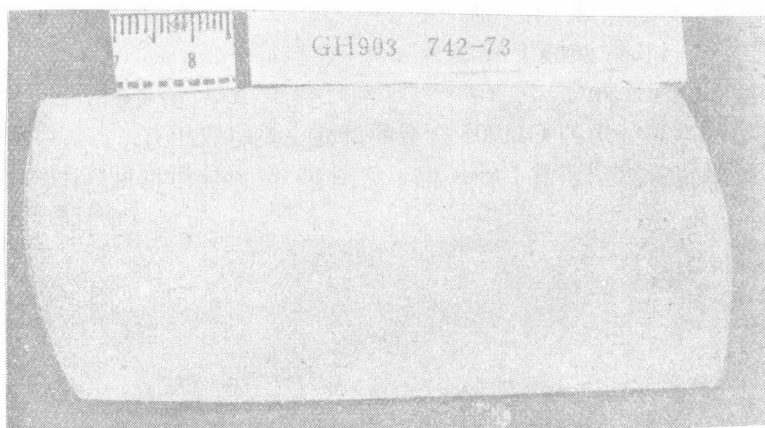


图 4 纵向低倍组织(热处理)

2. 合金显微组织

1) 热加工状态组织：见图 5。



图 5 锻态显微组织的晶粒度



图 6 合金固溶处理后的晶粒组织 $\times 100$

图 5 所示是代表典型 GH903 合金温加工状态组织，晶粒呈拉长条状，周围有细小的再结晶双重晶粒组织。

2) 固溶处理组织：合金经 845℃ 固溶处理后晶粒组织见图 6。

从图 6 可见，GH903 合金温加工状态组织经 845℃ 固溶处理后，晶粒基本保持了加工状态组织，变化不太明显。

3) 合金纯洁度：合金的纯洁度见图 7。

从图 7 可见，合金中夹杂物呈颗粒状均匀分布，其量较少，相当于 1 级。

4) 合金相的定性分析：

X 射线结构分析：采用电化学分离的方法进行电解萃取，对所获得的阳极沉淀进行 X 射线结构分析，电解萃取方法： γ' 相以 100gNH₄Cl+50g 葡萄糖+20g 柠檬酸+800mlH₂O 为电解液，电流密度 20mA/cm²，合金中碳化物用 5%HCl+25%乙二醇+1%柠檬酸甲醇液为电解液，电流密度 80mA/cm²。

图 7 合金纯洁度 ×100

X 射线衍射经标准热处理的 GH903 合金的沉淀主要组成相有： γ' ，NbC， η 相和 γ 相。另外用电子显微镜观察到还有 Laves 相，见图 8，其具体讨论见“GH903 合金的相分析”一文。



图 8 X 射线衍射照片

3. 电子显微镜观察

合金经标准热处理后在 JEM-200CX 电子显微镜上观察，合金中主要强化相及晶界状态见图 9、10。

从图 9 可见，GH903 合金强化相主要是球化 γ' 相，弥散均匀地分布在晶内，其大小为 5000 Å 左右。晶界颗粒状相为 NbC 和 TiC [Ti (NC)]。

(二) 合金力学性能

1. 合金瞬时拉伸性能

测定合金从室温至 850℃ 各种温度条件下的瞬时拉伸屈服强度和塑性 ($\delta\%$, $\psi\%$) 结果见表 2 和图 11。

从表 2 和图 11 可见：GH903 合金具有较高强度，从室温到 600℃，合金拉伸和屈服强度较高。从 600℃ 开始随着温度升高合金强度逐步下降，而塑性升高。但合金室温和