

ЭП220——一种叶片用 高强度难变形镍基高温合金

田世藩 王炳林

ЭП220合金是苏联于1961年前后研制成功的,1964年发展为真空自耗熔炼的ЭП220 ВД.在苏联定型牌号高温合金中是水平最高的,主要用于制造930~950℃使用的涡轮工作叶片,已在最新的发动机上得到广泛的应用。但关于合金成分控制、冶炼和加工工艺、热处理、组织结构和性能水平以及涂层等方面比较系统的研究未见报导。不过苏联的一些科研单位、工厂和高等院校从不同方面对合金都进行了深入的研究,并且这种努力一直到近期亦未间断。这可以从一个侧面反映出合金的使用和技术上的难度。为配合我国航空和冶金工厂生产中的实际需要,现将ЭП220合金简介如下。

一、关于合金的生产工艺

合金的冶金生产工艺流程是:1吨感应炉熔炼,经半连续浇铸装置铸成 $\phi 120$ 毫米电极(长2000毫米,三支)自耗重熔成 $\phi 170 \times 700 \sim 1000$ 毫米锭子(重约130~180公斤),经扒皮切成 $\phi 142 \times 250/300$ 毫米坯料,在2000吨挤压机上(挤压筒 $\phi 150$ 毫米)于1060~1080℃挤压开坯,用ЖС6-К模具,挤压速度0.06~0.3米/秒,挤成 $\phi 80/85$ ($\mu = 3.1 \sim 3.5$)坯,然后再在450轧机上轧成 $\phi 32/45$ 毫米的棒材。这样的加工工艺路线有利于合金的成形,生产率高,性能也好。

不同熔炼工艺(大气熔炼、电渣和真空自耗重熔)对合金气体含量、夹杂物、晶粒大小、

加热时晶粒的长大以及某些性能,是有不同影响的。自耗重熔的合金,其气体含量低,工作温度下的塑性高,但氮化钛夹杂比较多。同时应考虑研究氮在液态ЭП220合金中的溶解度和氮化钛的形成条件,以减少其有害影响。此外,在铸锭浇铸过程中,以磁场搅拌减轻枝晶偏析,铸锭经超声波处理等对改善合金的性能都是较为有效的。

在ЭП220合金中加入适量的金属镁,对改善合金的工艺塑性和提高合金的性能,是特别引人注目的。

二、关于合金成分

任何一种合金都有一个最佳的成分范围可作为合金生产的成分控制。苏联技术条件规定的ЭП220合金成分限比较宽,实际成分如何控制可从报导的ЭП220实验材料成分(见表1)得到一些启发。

1.从表1可以看出,与技术条件比较,除硅含量外,所有合金元素均符合1973年新技术条件的要求。而在此技术条件中最大的变化是作为杂质的硅、锰的允许含量,较1965年版技术条件降低了一个数量级。在真空熔炼条件下,锰的去除极易,而硅则较难消除,它在合金中的残余量主要取决于原材料。关于硅的有害影响一般出现在0.3~0.4%以上,因此硅对此合金的影响值得注意。

2.碳含量的控制较低,符合苏联沉淀硬化型高温合金一般合金化原则对碳的使用。虽然,清楚地知道适当提高碳量能限制热处理时

表1 ЭП220合金实验材料的成分

序号	化 学 成 分, %														注
	C	Si	Mn	S	P	W	Cr	V	Mo	Ti	Al	Fe	Co	B	
1	0.06	0.09	0.020	0.008	0.008	5.43	9.98	0.32	5.43	2.35	4.19	0.8	15.6	—	
2	0.04	0.17	0.020	0.006	0.008	5.30	9.68	0.32	5.43	2.35	4.17	0.6	15.37	—	自耗
3	0.04	0.1	0.020	0.008	0.008	4.84	10.70	0.40	5.68	2.74	4.90	0.69	15.21	0.02	真空感应
4	0.03	0.1	0.020	0.006	0.008	5.45	9.79	0.35	5.48	2.34	4.12	—	15.38	0.019	Mg0.047
5	≤ 0.08	≤ 0.035	≤ 0.03	≤ 0.009	≤ 0.015	5/6.5	9/12	0.2/0.8	5.0/7.0	2.2/2.9	3.9/4.8	≤ 3.0	14/15.5	≤ 0.02	ГОСТ 5.1797-73
6	≤ 0.1	≤ 0.5	≤ 0.5	≤ 0.009	≤ 0.015	5.0/ 7.0	9/12	0.2/0.8	5.0/7.0	2.2/2.9	3.9/4.8	≤ 3.0	14/16	≤ 0.02	ЧМТУ 1318-65

晶粒长大及提高合金抗疲劳性能, 但是仍然追求作为主要设计指标的持久性能, 并认为高的碳含量对合金长期时效后的性能不利。

3. 铬含量仍保持在ЭИ929合金的水平, 较英、美同类型合金要低得多。钨、钼同时使用, 反映苏联高温合金强化理论中强调多元复合的强化效果, 主要也是着眼于对高温持久强度的考虑。

4. 实验用材料中各主要合金化元素的含量多偏于中、下限, 从实物叶片分析结果也可看出这一特点。对于这种高强度难变形合金来说, 这样的成分控制, 反映了保证合金的成型性和高温下长期使用的结构稳定性, 而不得不在合金强度方面作出必要的牺牲。

三、关于合金热处理与组织结构

目前见到的合金热处理规范有两种, 一种是合金技术标准规定的热处理规范, 即: 1220℃×4小时, 空冷+1050℃×4小时, 空冷+950℃×2小时, 空冷。另一种是在论及ЭП220合金铝涂层试验中提到的热处理规范: 1190℃×4小时, 空冷+1050℃×4小时, 空冷+950℃×2小时, 空冷。两种规范的唯一差别在于第二种规范的第一次固溶处理温度比标准规范降低了30℃。关于ЭП220B合金于1160~1220℃加热后, 合金γ固溶体的晶粒度长 大情

况示于表2。

表2

固 溶 温 度, °C	平均晶粒级别, ×100
1160	4.6
1190	1.7
1220	1.3

经标准热处理后的ЭП220合金包括如下各相: γ (3.5862 Å)、 γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$)、 M_6C 、 TiC 、Y相。析出量: γ' 含量为40%, 碳化物等0.9%。ЭП220合金中的Y相为 M_3B_2 , 具有 U_3Si_2 型结构。

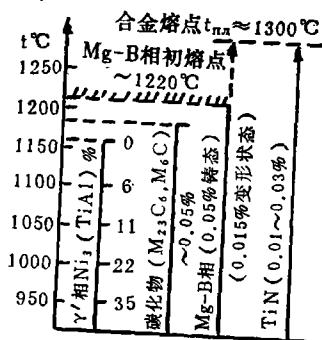


图1 ЭП220B合金相组成随温度的变化

图1给出了ЭП220B合金的相组成与温度的关系, 示出在熔点以下的合金中存在的各相以及大致的含量。在熔点以下, 有以偏析带状堆积、分散存在于合金中的TiN (含量在0.01~0.03%)、初熔点约为1220℃的镁硼化合物

($\sim 0.015\%$)、含量 $\sim 0.05\%$ 的碳化物相($M_{23}C_6$ 和 M_6C)，其熔解温度约为 1180°C ，略高于 γ' 相。 γ' 相约占 40% ，熔解温度为 1160°C 。关于 γ' 相的完全熔解温度，以电阻和膨胀法测定的结果为 1180°C 。

由于 $\Theta\Pi 220$ 合金含有大量的形成金属间化合物 γ' 相的元素， γ' 相的含量在热处理后高达 $40\sim 45\%$ ， $\Theta\Pi 220$ 合金的主要强化元素与另一高级合金 $\Theta\Pi 929$ 相同，主要有Al、Ti、W、Mo等。Al、Ti在镍基高温合金中形成有序的面心立方金属间化合物 γ' (Ni_3Al , Ti)相，起沉淀强化作用， $\Theta\Pi 220$ 合金 γ' 相中Al+Ti量达 13.2% ，由于 γ' 相与 γ 固溶体的点阵错配度很

小，界面能低，使 γ' 相具有相当高的高温稳定性。 $\Theta\Pi 220$ 是在 $\Theta\Pi 929$ 合金的基础上，把Al+Ti提高了 $1.1\sim 1.2\%$ ，但在 $\Theta\Pi 220$ 合金中Al+Ti的总量达 7.8% 。

合金中的W、Mo与C形成碳化物并溶入 γ 固溶体中使基体强化及加入 γ' 相的组成。W、Mo能提高 γ' 相的固溶温度。 $\Theta\Pi 220$ 合金的W、Mo含量比 $\Theta\Pi 929$ 分别提高 0.5% 和 $1\sim 0.5\%$ ，从而使合金的使用温度高达 950°C 。

四、关于合金的性能水平

苏联技术标准规定的验收指标，前后亦曾有如表3的变化。

表 3

标 准	热 处 理 状 态	高 温 瞬 时 拉 伸				高 温 持 久 强 度			RB	注
		t, °C	σ_b , 公斤/毫米 ²	δ , %	ψ , %	t, °C	σ , 公斤/毫米 ²	τ , 小时		
ЧМТУ 1318-65	1220°C × 4小时 + 1050°C × 4小时 +	950	50	6	8	940	22	≥ 40	3.3/3.6	大气熔炼
ГОСТ 5.1797-73	950°C × 2小时 空冷	950	50	8	11	940	22	≥ 40	3.3/3.6	白耗重熔
						900	28	≥ 55		

目前人们比较关心的是 $\Theta\Pi 220$ 合金的 950°C 持久强度水平究竟如何。

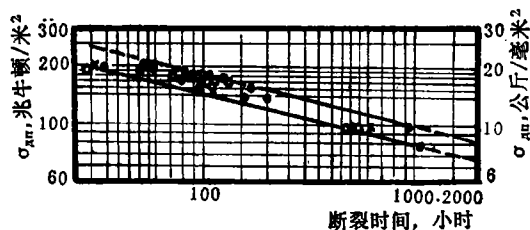


图 2 $\Theta\Pi 220$ 合金 950°C 持久强度

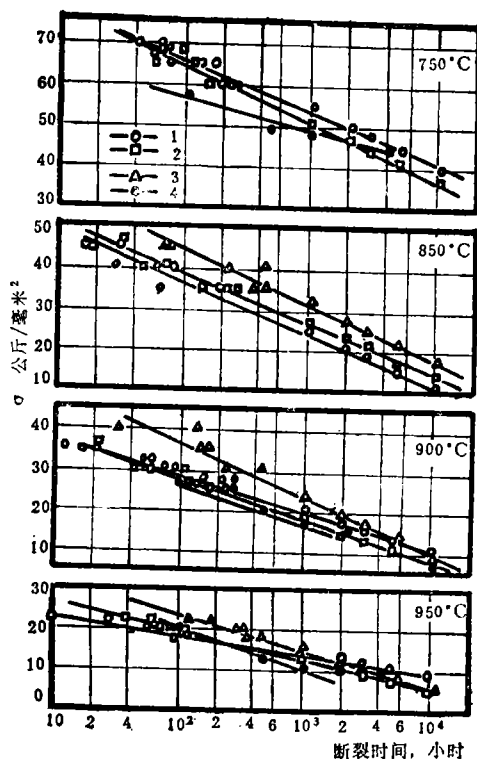
1. 材料手册笼统地提及 950°C ，100小时的持久强度极限为 20公斤/毫米^2 ；

2. Э.И.Беликова等人的工作结果(见图2)是 950°C ，100小时的持久强度水平在 $16.5\sim 18.5\text{公斤/毫米}^2$ 之间；

3. 从Ф.Ф.Химушин提供的750、850、900

图 3 $\Theta\Pi 220$ 合金 $750\sim 950^\circ\text{C}$ 长期持久强度

1—光滑试样(据Д.Я.Каган)；2—光滑持久；3—缺口试样；4—光滑试样(据Ф.Ф.Химушин)。



和950℃持久性能曲线(见图3)可看出, 950℃, 100小时的持久性能仅 Химушин 的一个点落在20公斤/毫米²上, 而Д. Я. Каган等人的数据均没达到。由此可见, ЭП220合金的950℃的持久水平尚不能定论, 有待今后解决。

此外, 从图3可看出, 除750℃以外均给出了相应的缺口持久数据, 只在950℃, 2×10³小时以后, 缺口数据低于某些光滑数据, 其余850、900、950℃(10³以前)缺口数据均高于光滑的, 显示出无缺口敏感性。恰恰接近于锁根工作温度的750℃没有给出缺口持久数据,

而此处缺口性质比较重要, 一般情况属于必测的范围。因此, ЭП220合金750℃是否存在某些缺口敏感倾向尚待今后的实验加以证实。

五、其它方面

ЭП220合金中加入0.01%钐, 对其室温和950℃拉伸性能和900℃, 28公斤/毫米²的持久性能反映出有利的影响, 因此适量的钐使合金中氧含量大大下降, 从而大幅度提高持久寿命。

静液挤压成型对ЭП220合金性能的影响见表4。

表 4

炉 号	变 形 状 态	950 °C			$\sigma_{940^{\circ}\text{C}}$ 22公斤/毫米 ² τ 小时—分
		σ_b 公斤/毫米 ²	δ , %	ψ , %	
19222	热 轧	55.9	17.6	23.1	77—17
	热轧+ $\lambda=2$ 静液挤压	59.7	15.3	16.9	88—08
19155	热 轧	56.2	24.2	32.5	60—48
	热轧+ $\lambda=2$ 静液挤压	53.0	11.0	16.4	87—45
20582	热 轧	55.9	11.0	19.4	82—08
	热轧+ $\lambda=2$ 静液挤压	56.0	12.9	19.2	68—23
ЧМТУ1318—65要求		50	6	9	50

六、结 语

综上所述, 苏联对这样一个高合金化合金, 从合金的生产到零件的使用, 是作过多方面研究的, 反映了要完全掌握这样一个高性能水平合金在技术上存在一定困难, 需要进行认

真的分析研究。尤其是对于ЭП220合金成份的精密控制、微量元素的影响、热处理制度(特别是针对零件结合涂层工艺)与组织结构调整 and 性能关系方面, 应该作为今后研究的重点。

本文在整理过程中得到李云盛同志的协助, 在此表示感谢。(稿件收到时间: 1980年1月21日)

会议动态

熔模精铸11*模料 (RML-1, RML-2)通过鉴定

部技术局于1980年9月3日至6日在北京召开了“熔模精铸11*中温模料鉴定会”, 出席会议的有部内外13个单位的20多名代表。

会议听取了六二一所关于“熔模铸造用11*液状中温模料的研制”和“成型工艺对蜡模尺寸精度的影

响”的报告以及一二〇厂、三七〇厂关于11*模料在工厂中的生产试验报告, 审议了技术条件、生产工艺说明书等有关技术文件, 经过讨论一致通过了鉴定报告。

代表们认为, 六二一所研制成功的11*液状中温模料(标准牌号为RML-1, RML-2), 通过生产验证, 成功地压制了实心 and 空心叶片蜡模, 制成了尺寸精度和表面光洁度符合要求的精铸件。11*模料性能达到国内先进水平, 建议推广应用。

(本刊讯)