

冷却速度对K3合金组织和性能的影响

六二一所

无锡动力机厂

一、前言

铸造高温合金在航空燃气涡轮发动机上作导向叶片和涡轮叶片材料已得到了广泛的应用。对镍基铸造高温合金的大多数研究结果表明,镍基铸造高温合金机械性能的显微结构特征受着铸造工艺参数的影响^[1]。我们的研究工作证明,铸造高温合金的组织 and 性能对铸造、结晶条件的变化相当敏感,即使同一零件不同部位之间也存在着差异(图1)。

试验发现,这种同一叶片不同部位相组织的差别,是由于叶片各部位的冷却速度不同所

造成的^[2],由于组织的差别势必造成力学性能方面的差异,从而影响铸造叶片的使用性能。因此,开展冷却速度试验的目的,就是要认识这种差别,以便控制和改善这种差别。

目前,铸造涡轮叶片的生产有两种工艺:

1. 用K3合金浇注涡轮发动机的I、II级涡轮叶片和用K5合金浇注涡喷发动机的I级涡轮叶片,所采用的是预冷铸型真空铸造法。

2. 用K3合金浇注涡轮发动机的I级涡轮叶片,所采用的是般真空铸造法。

本文通过以上两种浇注工艺的特点来探讨冷却速度对合金组织和性能的影响。

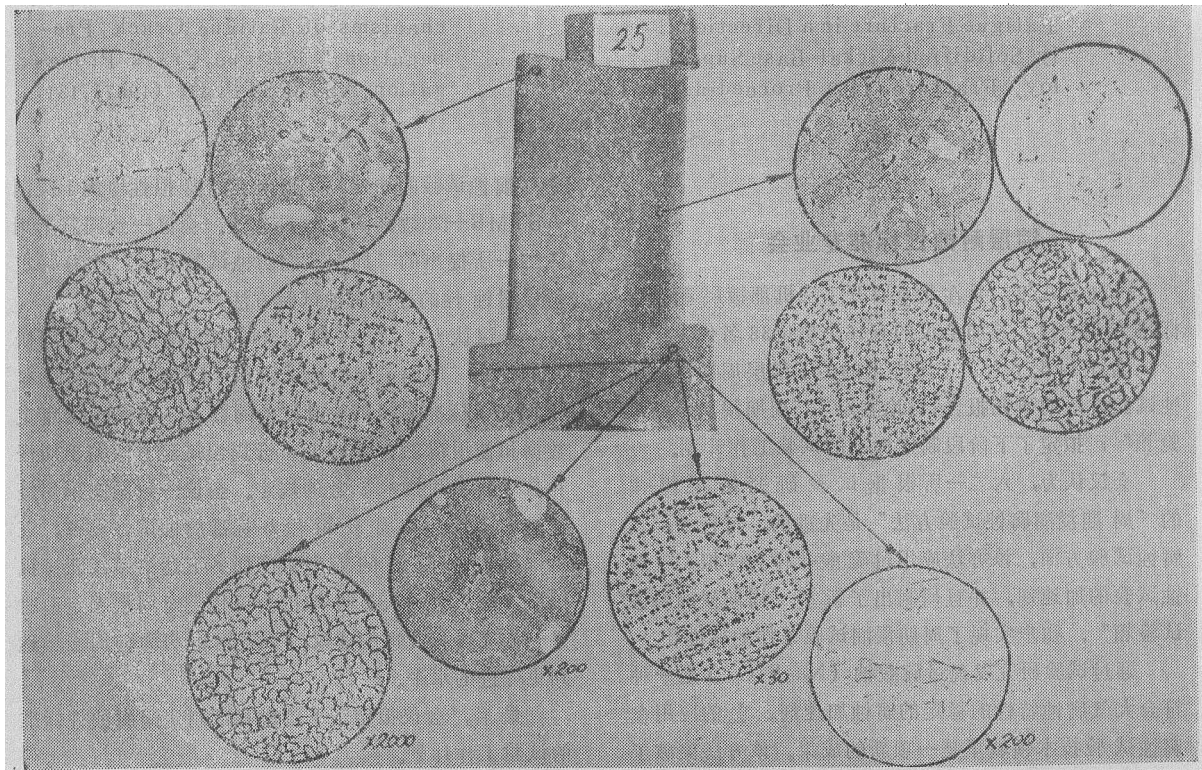


图1 涡轴发动机I级涡轮叶片不同部位的组织

二、试验方案及条件

1. 试验所采用的铸造方法

- 1) 一般真空铸造法;
- 2) 预冷铸型真空铸造法(简称预冷法)。

2. K3合金的成份

试验合金的主要成份列于表1。

表 1 试验用 K3 合金成份

元 素	C	Cr	Mo	W	Al	Ti	Co	B	Ni
重量 %	0.14~ 0.18	10.40~ 10.86	4.22~ 4.37	5.18~ 5.30	5.41~ 5.82	2.46~ 2.71	4.80~ 4.92	0.017~ 0.024	余量

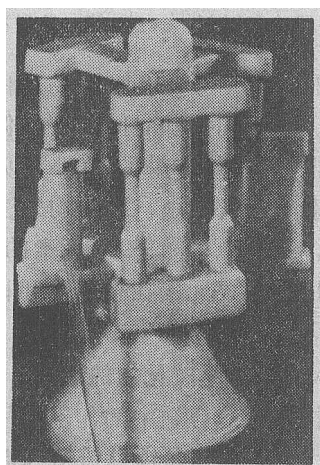


图 2 试验用模组

铸型的型腔中心——中注管插入热电偶 A, 在距砂箱壁约25毫米处的填砂中插入热电偶 B。热电偶 A、B 之间产生温差, 本试验规定温差为150~180℃。

5. 冷却速度的测定

从插入叶片型腔和铸型中的热电偶所测得的浇注前后的温度变化曲线来计算冷却速度。铸件由浇注完毕至1204℃的降温冷却时间为第一阶段的冷却时间。以1204℃至1010℃的降温时间来计算第二阶段的冷却速度。

三、冷却速度对显微组织的影响

现代冶金理论的基本观点之一是性能取决于显微结构, 而显微结构往往又决定于成份和

3. 试验用模组

模组如图2, 在叶片的叶身插有测温用的石英管, 用以测量型腔及铸件浇注后的温度变化。

4. 浇注温度与铸型温度

浇注温度: 1460~1480℃;

铸型焙烧温度: 700℃、850℃、975℃。

预冷法是将焙烧好的铸型在空气中冷却。

工艺过程。当合金的成份确定之后, 则铸造工艺因素对铸造合金的显微结构起着决定性的影响^[1]。

当然, 要分别地研究和表达每一个铸造工艺参数对显微结构的影响是困难的。但这些参数的共同影响可以概括地用实测的铸件冷却曲线加以描述(图3)。

在冷却过程中合金的相, 依一定条件而形成、析出。镍基铸造高温合金的初生相是在接近1343~1204℃温度范围内于凝固期间形成的。次生相 γ' 主要是在1204~1010℃范围内析出^[3]。因此, 铸件冷却速度的大小, 对合金的组织 and 性能有决定性的影响。

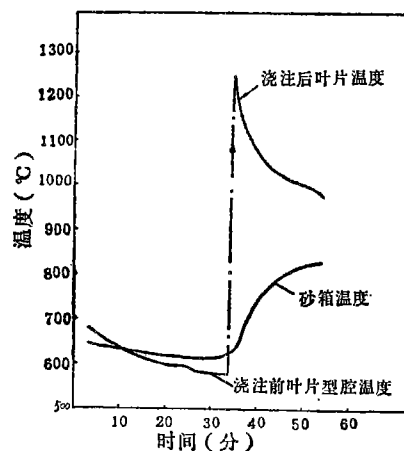


图 3 74918炉浇注前后铸型和铸件的冷却曲线

1. 对枝晶大小及偏析的影响

铸造高温合金在凝固过程中形成的枝晶是组织中的基本结构。枝晶臂间距与冷却速度有相当关系,并影响着枝晶的大小及形态。本试验得到的枝晶臂间距与第一阶段冷却时间的关系见图4。冷却时间短,冷却速度大的枝晶臂间距小,枝晶细密。反之枝晶臂间距增大,枝晶粗大。当冷却时间由2.8分增加到5.2分时(增加了46.1%),枝晶臂间距由 19μ 增大至 33μ (增加了42.4%),冷却时间再增加,枝晶臂间距增大的幅度降低,当冷却时间由5.2分增加到7.9分时(增加了34.17%),枝晶臂只增加了8.33%。预冷法的第一阶段冷却时间最短为1.2分,其枝晶臂间距为 16μ ,枝晶细密,且局部有明显的同方向性(图5)。在凝固过程中所产生的显微不均匀性起源于枝晶,以枝晶偏析的形式存在,并导致第二相在枝晶间的沉

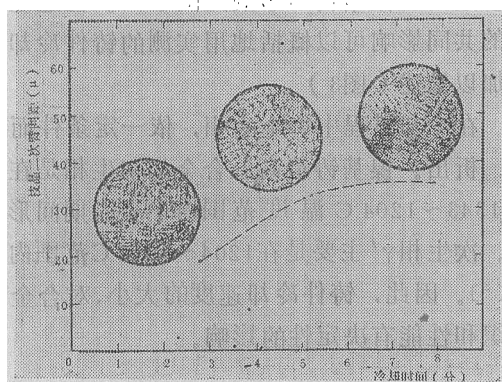


图4 枝晶臂间距与第一阶段冷却时间的关系

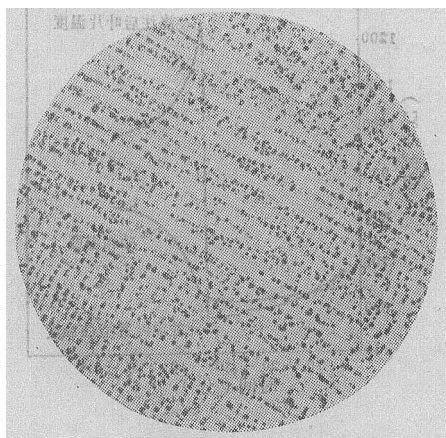
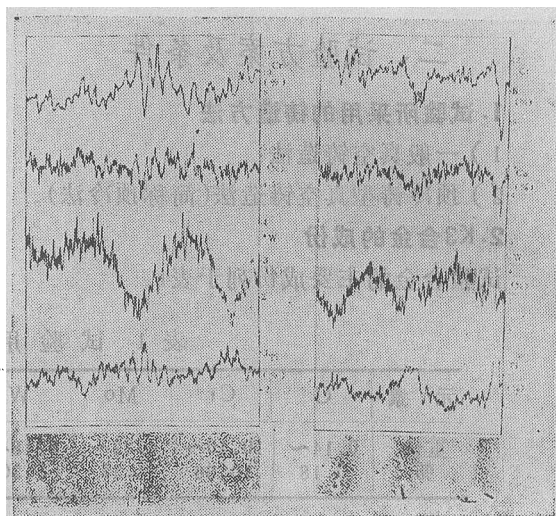


图5 预冷法枝晶特征 $\times 30$



a. 第一阶段冷却时间: 7.9分 b. 第一阶段冷却时间: 1.2分

图6 不同冷却时间的枝晶元素分布

淀和析出。对不同冷却时间的枝晶偏析程度进行了电子探针分析,结果见图6。可见冷却时间短,各元素的偏析减小,趋向均匀。Ti元素在枝晶间的含量高于枝晶干,W元素的偏析较大,冷却时间长的,W元素在枝晶干和枝晶间的分布变化显著。

2. 对MC型初生碳化物的影响

碳化物在铸造合金中的作用是复杂的、动态的。MC型碳化物是镍基铸造高温合金中最主要的碳化物,在合金的两相区内形成,分布在枝晶间〔5〕,K3合金铸态MC相的成份列于表2〔6〕。MC相中Ti含量高,在凝固过程中,枝晶间Ti的富集促成了MC相的形成。试验发现不同的第一阶段冷却时间所形成的MC相形态、分布各异,见图7。图7中三个炉次的碳含量为0.166~0.174%。冷却时间长,冷却速度小的炉次,MC相粗大,多数为条形呈骨骼状分布。随着冷却时间缩短,冷却速度增大,MC相呈短小的细条和小块。当采用预冷法进一步缩短冷却时间至1.2分时,MC相呈颗粒状,分布比较均匀(图8)。MC相在高温时对强度起着相当重要和有利的影响,而形态则影响合金的塑性〔5〕。预冷法MC相的分布和形态,对K3合金的强度和塑性都极为有利。

表 2 K3合金铸态MC相成份〔%〕

合金	炉号	试样号	状态	MC 碳化物成份 (重量%)							总量
				Ni	Cr	Ti	W	Mo	Co	Fe	
K3	85	355	铸态	0.009	0.041	0.39	0.37	0.28	0.0023	痕迹	1.16
				~ 0.011	~ 0.055	~ 0.42	~ 0.39	~ 0.29	~ 0.0023		~ 1.19

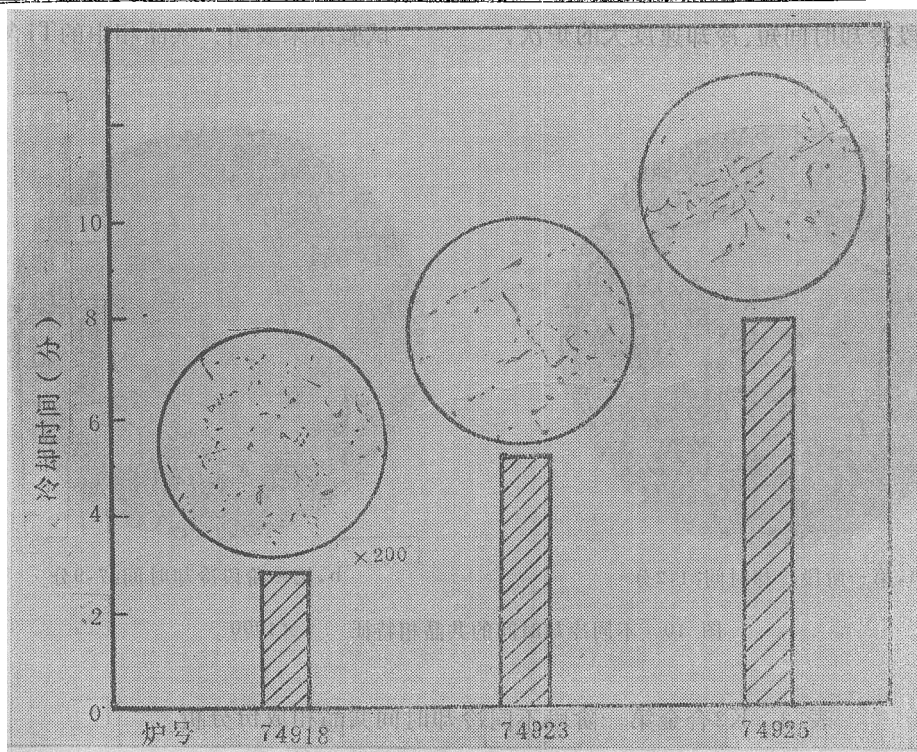
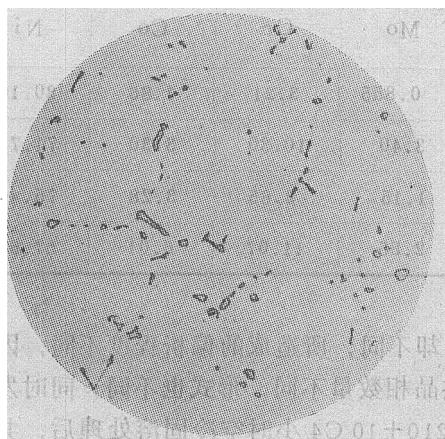


图 7 第一阶段冷却时间与碳化物形态、分布的关系



冷却时间: 1.2分 ×3000

图 8 预冷法MC相的特征

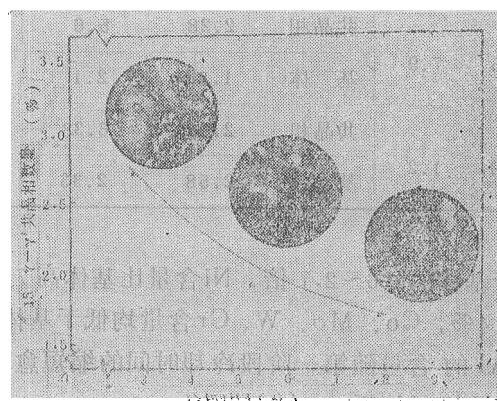


图 9 第一阶段冷却时间与共晶相数量的关系

3. 对 $(\gamma-\gamma')$ 共晶相的影响

目前几乎所有高合金化的镍基铸造高温合金都含有不同量的 $(\gamma-\gamma')$ 共晶,它是在合金凝固期间由液态 $\rightarrow \gamma + \gamma'$ 的共晶反应在枝晶间析出的。试验发现 $(\gamma-\gamma')$ 共晶的大小、形态和数量与第一阶段冷却时间有直接关系(图9)。

第一阶段冷却时间短、冷却速度大的炉次,

共晶相数量多达 2.7%, 块度小, 往往局部比较密集, 共晶特征显著, 饱和程度小呈花状(图10a), 第一阶段冷却时间长、冷却速度小的炉次, 共晶相数量少, 为 1.7%, 块度大, 饱和程度较大, 共晶相的花纹不明显(图10b)。

对不同冷却时间的共晶相进行了电子探针分析, 结果见表3。

试验结果表明, 共晶相中的Ti含量大约相

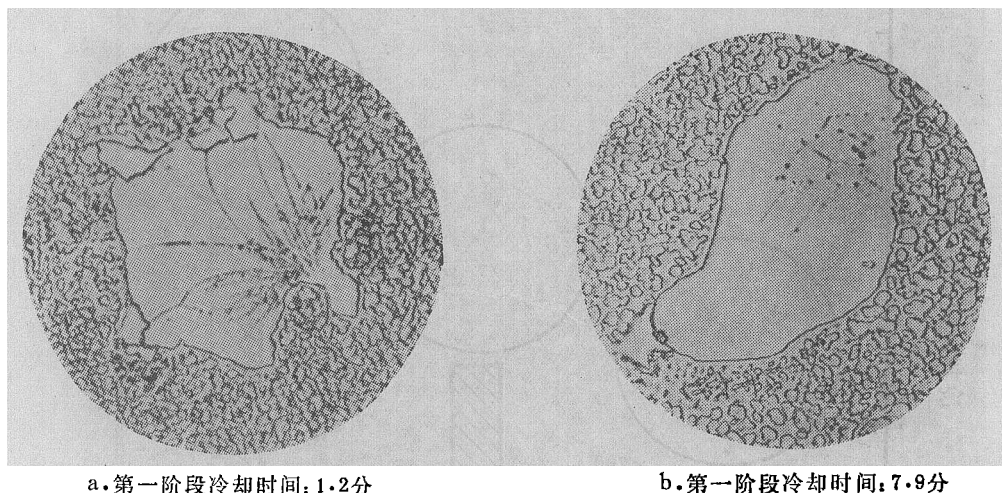


图 10 不同冷却时间的共晶相特征 $\times 1000$

表 3 K3合金第一阶段不同冷却时间共晶相成份分析

炉号	第一阶段冷却时间	分 析 部 位	元素含量(重量%)						
			Al	Ti	W	Mo	Cr	Co	Ni
25	7.9	共晶相	2.28	5.6	0.56	0.855	3.21	1.86	80.10
		基 体	1.82	2.1	2.41	3.40	10.30	3.30	71.73
19	1.2	共晶相	2.65	6.38	0.90	1.15	3.65	3.28	75.40
		基 体	2.58	2.33	3.17	2.85	11.07	6.01	67.60

当于基体的2.6~2.7倍, Ni含量比基体高7.8~8.4%, Co、Mo、W、Cr含量均低于基体, 而Al的含量随第一阶段冷却时间的缩短愈趋与基体含量接近。

如前所述, 试验发现 K3 合金第一阶段冷

时间却不同, 所造成的偏析程度不同, 因此形成共晶相数量不同, 形式也不同; 同时发现经过 $1210 \pm 10^\circ\text{C}$ 4小时空冷固溶处理后, 共晶相的数量比铸态减少了, 减少的程度也与第一阶段冷却时间有关(表4)。

表 4 K3合金固溶处理前后共晶相数量的变化

炉 号		74925	74923	74918
第一阶段冷却时间, 分		7.9	5.2	2.8
共晶相数量, %	铸 态	1.7	2.2	2.7
	1210±10°C 4小时空冷后	1.6	1.03	1.0
消除量, %		0.58	53.1	62.9

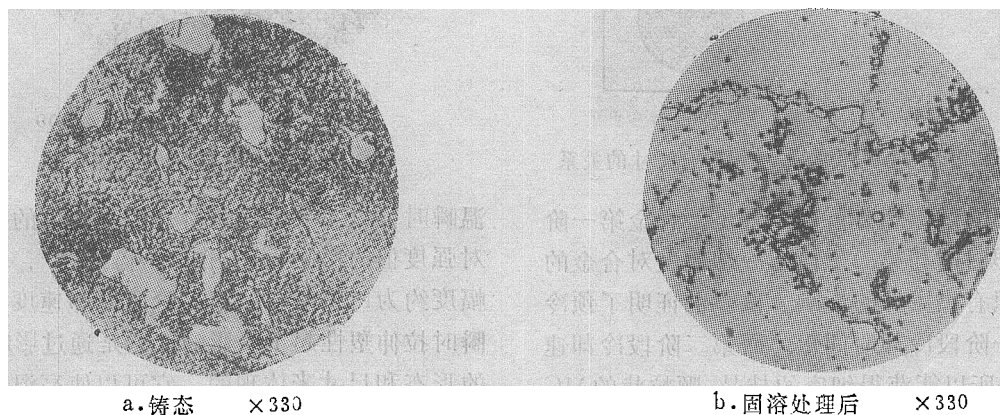


图 11 K3合金固溶处理前后的共晶相特征

第一阶段冷却时间短、冷却速度大时所形成的共晶相数量多, 固溶处理后, 共晶相数量显著减少, 内部花式条纹趋于消失(图11)。

这是因为第一阶段冷却时间短, 冷却速度大, 所形成的枝晶臂间距小, 固溶处理时元素偏析易于均匀, 而使相当一部份共晶相消失了。由此可见, K3 合金成份虽未达到形成 ($\gamma-\gamma'$) 共晶相的成份, 但由于凝固过程中所造成的偏

析同样能产生共晶相, 因此 K3 合金中的 $(\gamma-\gamma')$ 共晶是一种非平衡相, 具有伪共晶性质。

4. 对 γ' 相的影响

γ' 相的性质、大小和分布是决定镍基铸造合金高温性能的重要因素之一，它决定于合金中 Al+Ti 的量和 Al/Ti 比，对 K3 合金的 γ' 相分析表明， γ' 总量达到 58%。 γ' 相的成份见表 5〔6〕。

表 5 K3合金 γ' 相的成份

合金	炉号	试样号	状态	γ'相化学成份(重量%)							
				Co	Ni	Cr	Fe	Al	Ti	W	Mo
K3	85	354	铸态	1.69 ~ 1.75	43.75 ~ 43.91	1.66 ~ 1.66	0.021 ~ 0.026	5.19 ~ 5.23	2.29 ~ 2.31	2.60 ~ 2.63	0.99 ~ 1.06

合金中的 γ' 相主要在1204~1010℃温度范围内析出,铸型温度和隔热介质决定了这一温度范围的冷却速度^[3]。试验证明,在以上温度范围内不同冷却速度所形成的 γ' 相尺寸相差很

大(图12)。当冷却速度降低到 $3.62^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 时, γ' 相的平均尺寸增加到 25800\AA 。

在冷却速度较小的条件下,大幅度地增大冷却速度,对 γ' 相尺寸的影响更为显著。

预冷法浇注的炉次，冷却速度为7~10℃/分， γ' 相的尺寸为13000~15000 Å (图13)。

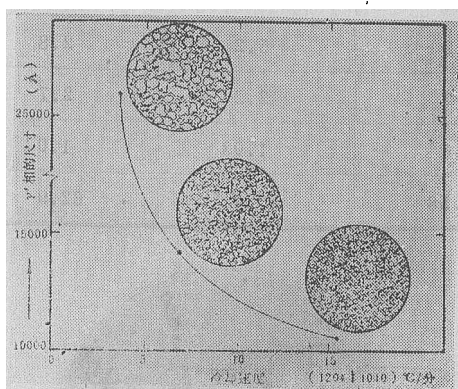


图 12 第二阶段冷却速度与 γ' 相平均尺寸的关系

综合上述的试验和分析可以看出，合金第一阶段的冷却时间和第二阶段的冷却速度对合金的显微组织有决定性的影响。试验也证明了预冷法的第一阶段冷却时间短，而第二阶段冷却速度较小，所以能获得细密的枝晶，颗粒状的MC碳化物，较小的 $(\gamma-\gamma')$ 共晶和中等尺寸的 γ' 相。

四、冷却速度对机械性能的影响

1. 对高温瞬时拉伸性能的影响

本试验对不同冷却速度的炉次测定了高温瞬时性能。图14是 800℃ 高温瞬时拉伸强度、延伸率与冷却速度、显微组织的关系。

冷却速度大，高温瞬时强度高，而塑性较低，其组织特征是：枝晶较细，MC相呈细条以不明显的骨骼状分布， $(\gamma-\gamma')$ 共晶块度小， γ' 相尺寸小。高温瞬时强度低而塑性高的组织特征是：枝晶粗大，MC相呈条形骨骼状分布， $(\gamma-\gamma')$ 共晶块度大， γ' 相尺寸大。

图15显示了高温瞬时拉伸塑性与显微组织中 γ' 相大小的关系，第二阶段冷却速度大，形成的 γ' 相尺寸小，对塑性不利，反之冷却速度小，形成的 γ' 相尺寸大，有利于塑性的提高。所以影响高温瞬时拉伸塑性的主要是 γ' 相的尺寸，它与冷却速度密切相关。

根据以上试验结果分析认为：K3 合金高

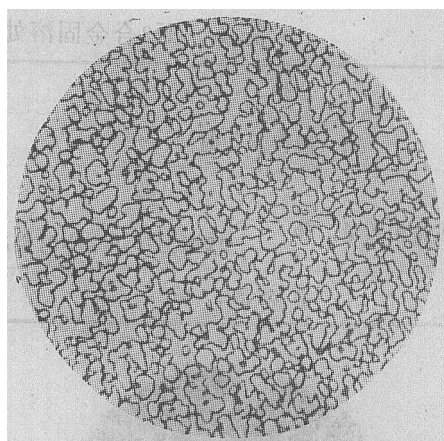


图 13 预冷法的 γ' 相 15000 Å

温瞬时强度主要受第一阶段冷却速度的影响。对强度值的影响为10~20公斤/毫米²，变化的幅度约为15%左右。第二阶段冷却速度对高温瞬时拉伸塑性起主要影响，它是通过影响 γ' 相的形态和尺寸来体现的。它可以使高温瞬时拉伸的延伸率成倍地变化。

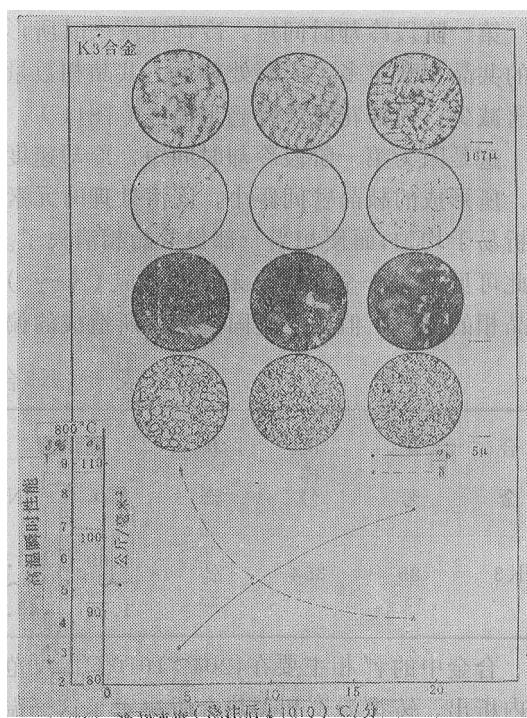


图 14 冷却速度与K3合金800℃高温瞬时性能的关系

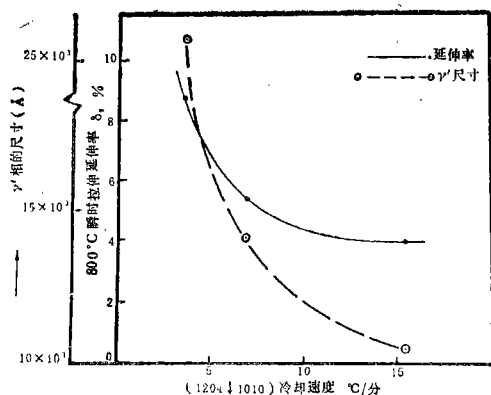


图 15 第二阶段冷却速度与 γ' 尺寸、瞬时拉伸塑性的关系

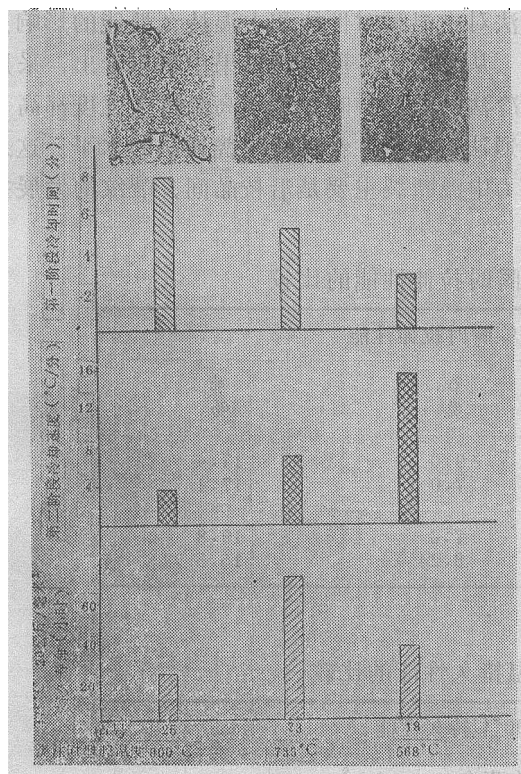


图 16 不同阶段冷却速度与持久性能和组织的关系

2. 对高温持久寿命的影响

众所周知，晶界强度对合金的持久性能影响极大，K3合金铸态的晶界主要是由MC型碳化物和 γ' 相组成，碳化物多数在晶界析出，通

过阻止晶界滑移来提高合金的持久强度和寿命，晶界的 γ' 相造成了沿晶界的 γ' 链（膜），认为这种晶界 γ' 相产生最佳的持久性能^[5]。因此，第一阶段冷却速度与第二阶段冷却速度对合金的持久寿命影响同时存在。图16示出K3合金不同的第一阶段冷却时间、第二阶段冷却速度的显微组织与975℃、20公斤/毫米²条件下高温持久寿命的关系。第一阶段冷却时间长、第二阶段冷却速度小的炉次和第一阶段冷却时间短、第二阶段冷却速度大的炉次所形成的显微组织和晶界，其持久寿命都比较短。第一阶段冷却时间和第二阶段冷却速度处于中等条件所形成的铸态晶界，是由细小的条形和块状的MC碳化物和尺寸较大的 γ' 相组成，MC相与 γ' 相交替组成链状晶界，晶界明显，这样的显微组织能得到较长的持久寿命。

五、预冷法浇注涡轮叶片的特点

涡轮叶片在发动机上的工作条件十分复杂，叶片不同截面的工作温度和受力条件是不同的，因此希望叶片不同部位的力学性能能处于最佳状态。但现有的真空铸造法采用简单的铸造参数来控制铸件的冷却速度是很难使中温、高温均达到较好性能水平的。为此，在考虑到常规的铸造参数——金属浇注温度和铸型温度的同时，还应注意到铸型的热传导系数、温度梯度和温度场分布对第一阶段冷却时间、第二阶段冷却速度的影响。预冷铸型法是将铸型通过浇注前的预冷，使铸型的内腔与外壁产生温度梯度，以此来调整1343~1204℃和1204~1010℃这两个温度区域的冷却速度，以使综合性能达到较好水平。表6所示的是本试验中两种方法所形成的第一阶段冷却时间和第二阶段冷却速度对K3合金800℃瞬时拉伸性能和975℃、20公斤/毫米²持久寿命的影响。

表6的数据说明，普通法所控制的铸造参数单一，两个阶段的冷却条件是一致的。因

表 6 K3 合金两种铸造方法性能比较

铸造方法	铸型烘烤温度 °C	第一阶段冷却时间 分	第二阶段冷却速度 °C/分	800°C 瞬时拉伸性能			975°C、20公斤/毫米 ² 的持久寿命 小时
				σ_b 公斤/毫米 ²	δ %	ψ %	
普通法	700	2.8	15.4	103.5	4.0	9.3	37
	850	5.2	7.0	93.5	5.36	12.83	73:30
	975	7.9	3.6	86.3	8.72	14.2	24:40
预冷法	850	1.2	10	96.9	10	19.05	105
	850	1.8	5.15	96.9	8.8	22.4	71

此800°C瞬时拉伸性能和975°C、20公斤/毫米²的持久寿命都由于两个阶段的冷却速度的过大和过小而降低。而预冷法除了控制铸型温度外，同时控制铸型的温度场分布，形成铸型内外明显的温度梯度，所以能使第一阶段冷却时间短，第二阶段冷却速度却较小，使显微组织具有两个冷却阶段的特征，从而得到800°C瞬时拉伸

性能和975°C、20公斤/毫米²持久寿命都较好的K3合金。表7、8所示的是两种不同铸造方法对中温瞬时性能和中温持久性能的影响。

从表7和8所示的结果中可以看出，采用预冷法的中温瞬时强度和高温持久强度都高于普通法，而塑性都保持了普通法的水平。这是因为中温断裂主要是沿枝晶间，裂纹的发展主

表 7 K3 合金两种铸造法的中温瞬时拉伸性能的比较

铸造方法	铸型焙烧温度 °C	700°C 瞬时拉伸性能		
		σ_b 公斤/毫米 ²	δ %	ψ %
普通法	900	93.7	9.0	17.4
		93.2	7.0	17.4
预冷法	900, 预冷 40分钟	102.2	7.6	19.8
		99.8	8.24	15.5

表 8 K3 合金两种铸造法的中温持久性能的比较

铸造方法	铸型温度 °C	700°C 持久性能			
		应力 公斤/毫米 ²	持久寿命 小时	δ %	ψ %
普通法	900	76	91:45	6.0	7.59
			91	6.0	5.16
预冷法	900, 铸型内 外温差 150~180	78	142	5.6	22.83
			228	5.6	11.97

要是穿晶的, 所以凡是有利于强化枝晶间的因素和延缓枝晶间裂纹产生和扩展的因素都可以提高中温性能, 而采用预冷法所获得的细密枝晶, 存在于枝晶间的颗粒状的MC 碳化物, 细小的($\gamma-\gamma'$) 共晶也正是强化枝晶间的重要因素, 因此提高了合金的中温强度。

图17所示的是两种不同铸造法的不同阶段冷却参数及组织特点与 975℃、20 公斤/毫米² 高温持久寿命的关系。虽然图中所示的普通法的持久寿命也达到了较好的水平, 但是分析两种方法的铸造参数可以发现, 预冷法的第一阶段冷却时间短, 第二阶段冷却速度较小, 从而获得了较合理的显微组织。因此使预冷法975℃的高温持久寿命超过了普通法的水平。

测定了普通法与预冷法的 K3 合金 700℃

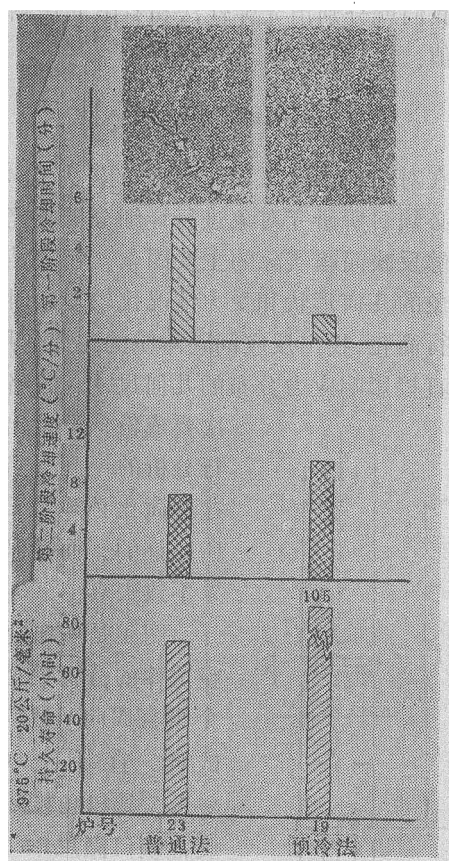


图 17 不同阶段的冷却速度对 K3 组织与持久寿命的关系

$\phi 4$ 试样 $N > 10^7$ 的旋转疲劳强度皆为 38 公斤/毫米²。

综上所述, 由于预冷法改变了铸型的温度场, 造成了铸型内腔与外壁之间较大的温度梯度, 增加了铸型的热容量, 改变了普通法的两个阶段的冷却条件。因此具有第一阶段快速冷却和第二阶段较慢冷却的特点, 形成了合金组织中各种相的形态、尺寸、分布比较合理, 改善和提高了合金的中、高温性能, 这样就提高了零件使用的可靠性。

六、几点看法

从上述不同冷却速度对组织、性能影响的试验结果分析中可得出以下几点看法:

1. 增大铸件的第一阶段冷却速度, 可以细化枝晶组织, 降低 W、Cr、Al、Co 元素的偏析度, 得到呈颗粒状均匀分布的 MC 碳化物, 并使 ($\gamma-\gamma'$) 共晶数量增加, 块度减小。增大铸件第二阶段的冷却速度, 可以得到细小均匀分布的立方 γ' 相。

2. 铸件第一阶段冷却时间的长短, 第二阶段冷却速度的大小, 决定了合金的组织特征, 而合金在不同温度下的力学性能, 则由合金中相的形态、分布、数量、性质所决定。在一定条件下, 适当地增大铸件第一阶段冷却速度, 可使合金的中温、高温持久性能提高, 特别是中温持久性能有较明显的提高。

第二阶段的冷却速度主要影响 γ' 相的尺寸, 它对合金瞬时塑性影响很大, 适当地降低冷却速度能析出较大颗粒的 γ' 相, 可使高温瞬时塑性成倍地增加。

3. 采用预冷法可达到增大铸件第一阶段冷却速度, 减慢第二阶段冷却速度的目的。可得到具有两个冷却阶段特征同时存在的显微组织, 因此能得到较高的中温、高温持久强度和良好塑性的配合。当铸型焙烧 900℃ 时, 预冷温差 150~180℃ 是合适的。

用镍基铸造高温合金所生产的航空发动机
(下转第38页)

0.2N氢氧化钠溶液充分研磨后,备用。在制备电极时,可用医用注射器灌注。在灌注时,氧化汞沉积于汞的上面,而氧化汞上面的溶液可用滤纸吸去。

4. 氯化钾(或硝酸钾),分析纯,配成过饱和水溶液。

5. 铂丝(或铂片),先用酸洗液洗涤,然后用蒸馏水冲洗,用滤纸吸干。

6. 氯化钾(或硝酸钾)-琼脂:将30克氯化钾(或硝酸钾)、3克琼脂和100毫升蒸馏水微微加热成透明溶液,待所有气泡逸出后,即可使用。填充于电极处之氯化钾(或硝酸钾)-琼脂溶液冷却后,即凝成胶冻。不用时,应将其浸于氯化钾(或硝酸钾)饱和溶液中。如长期存放在空气中,胶冻会干裂,并产生气泡,造成高电阻,使之失效。配制数量可依实际用量,予以增减。

将上述物品按图1或图2予以装配,即可制得汞-氧化汞电极。

附录2

0.05N氢氧化钾标准溶液的标定

称取基准试剂苯甲酸0.015~0.02克作为试样(称准至0.0002克),按本方法]进行电

位滴定。氢氧化钾溶液的滴定度(T)以毫克KOH/毫升表示,按下式计算:

$$T = \frac{56.1G}{122.12(V-V_0)}$$

式中:56.1——氢氧化钾的分子量;
G——所取苯甲酸的重量,毫克;122.12——苯甲酸的分子量;V——滴定苯甲酸所用氢氧化钾标准溶液的体积,毫升;V₀——空白试验所用氢氧化钾标准溶液的体积,毫升。

附录3

醌氢醌的制备

将100克硫酸铁铵NH₄Fe(SO₄)₂溶于300毫升65℃水中,再将此溶液倒入含25克对苯二酚的300毫升温热水溶液中,醌氢醌即成黑色的针状结晶析出。容器置于冰中冷却后,通过吸滤,然后再用蒸馏水洗涤3~4次,即可得到醌氢醌约15克。

在醌氢醌保存一些时间后,常在结晶表面生成痕量的酸性物质。若被测溶液的缓冲作用很小,则在测定酸值时,将产生一定的误差。这时用蒸馏水洗涤醌氢醌后,即可使用。

按等分子之比,将纯氢醌和苯醌的溶液相混合,可制得十分稳定的纯醌氢醌产物。

(上接第27页)

的导向叶片和涡轮叶片,形状复杂,同一叶片的尺寸厚薄不均,铸造工艺流程很长,工序繁多,结晶条件、冷却条件对叶片性能和质量的影响十分显著。当工艺制定不当,工艺流程控制不严时,叶片生产的个体性将很明显。因此,在叶片生产中应根据合金的特点、零件的几何形状,考虑到结晶、冷却条件,严格制订和实施工艺规程,使得到的叶片既有高的冶金质量,又使叶片不同部位的组织性能趋于均匀,达到较好的水平。总之,铸造参数尤其是各个阶段的冷却条件,对镍基铸造高温合金的组织 and 机械性能有明显的影 响,但这是一种可以控制的影响因素。(穆寿昌 执笔)

参 考 文 献

- [1] 铸造参数对高温合金精密铸件机械性能的影响,〔美〕K·C·安东尼,第三届国际熔模精密铸造会议文集,国防工业出版社, P.16.
- [2] YX1-12-30 K5镍基铸造高温合金及其应用研究技术报告,三机部621所,1975年4月 P.117.
- [3] 影响镍基铸造高温合金铸件机械性能的因素,熔模铸造译文集第三辑冶金质量控制, P.26.
- [4] Inhomogeneities and thier Control Via Solidification., Met. trans., 1971, Vol.2, P.257.
- [5] The Superalloy, T.SIMS., P.52.
- [6] K3合金相分析研究总结,三机部621所.