

定向凝固对K5铸造高温合金 组织和性能的影响*

六二一所定向合金研究题目组

前 言

定向凝固高温铸造合金是为满足先进航空发动机和工业燃气轮机的迫切需要而研制的。自1965年美国普拉特·惠特尼公司将高温铸造合金涡轮叶片定向凝固技术引入航空工业后,尤其近年来国外对高温铸造合金的定向凝固作了比较系统的研究,结果表明:定向凝固新技术能大幅度提高材料及零件的综合性能,延长使用寿命。现在这一技术已经应用于民用及军用飞机多种先进的气冷涡轮叶片和实心涡轮叶片,例如美国 F100/401 发动机(用于F-15飞机)的一级涡轮和导向叶片、JT-9D-59A/20 发动机(用于波音747飞机)一、二级涡轮叶片、英国罗耳斯·罗伊斯公司的“斯贝”改型发动机的一级涡轮叶片等均采用了定向凝固技术。目前,美、英等国定向凝固涡轮叶片已开始进入较大规模的商业生产阶段,苏、日、德等国正在加速研究定向凝固涡轮叶片技术。定向凝固技术的应用标志着铸造高温合金进入到一个新的阶段,并为研制更高温度使用的涡轮叶片材料开辟了新的途径。

我们从1968年开始进行定向凝固高温合金的研究,观察测定了多种定向凝固高温合金的组织 and 性能,其中K3、K5 定向凝固高温铸造合金具有优越的热疲劳性能、良好的高、中温综合性能及好的薄壁效应。本文概述了定向凝固 K5 高温铸造合金的组织特征,详细列出并且对比了定向与非定向该合金的主要力学性能,探讨

了定向凝固合金获得优异性能的原因以及进一步提高性能的可能途径。

在我们的工作中采用“功率降低法”制备定向凝固板坯和叶片,试板尺寸:长120×宽70×厚16毫米,以切取直径5毫米的纵向、横向力学性能试样,由叶片零件切取直径3毫米试样。定向凝固K5合金化学成分范围(重量%)如下:

元素	C	Cr	Co	W	Mo
含量	0.05/ 0.12	10.0/ 11.0	9.5/ 10.5	4.5/ 5.2	3.5/ 4.2
元素	Al	Ti	B	Zr	Ni
含量	5.0/6.0	2.0/3.0	0.015/0.030	0.01	余量

一、定向K5合金的组织

1. 低倍组织和枝晶组织

图1为定向凝固和等轴晶K5合金涡轮叶片的低倍和纵向枝晶组织,普通铸造叶片表面经孕育细化后得到较细的等轴晶粒,定向凝固后的低倍组织特征是具有[001]择优取向的柱状晶平行排列于应力轴,宏观上消除了横向晶界。

定向凝固纵向枝晶主干有规则地沿[001]平行排列,与等轴晶紊乱组织有显著的区别。

定向凝固中的冷却速度,在很大程度上决定了晶粒和枝晶的大小,在采用“功率降低法”的条件下,晶粒和枝晶都随冷却板的距离增加而变粗,同时晶粒度和枝晶的发展还与零件形状有关,见图2、图3。

* 本文部分图片曾得到上海交通大学520教研室大力协助,特致谢意。——作者

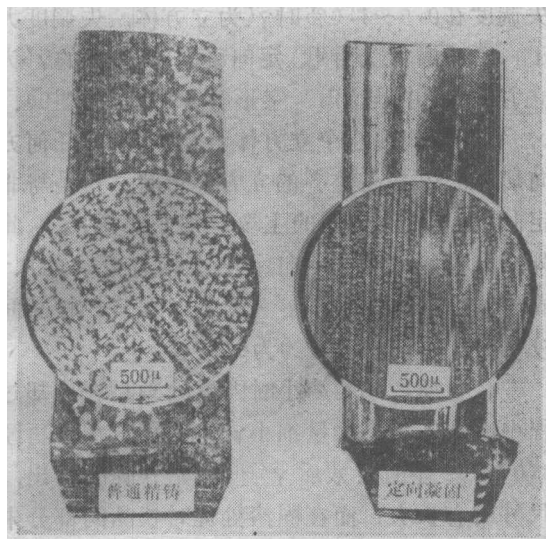


图 1 涡轮叶片低倍和纵向枝晶组织

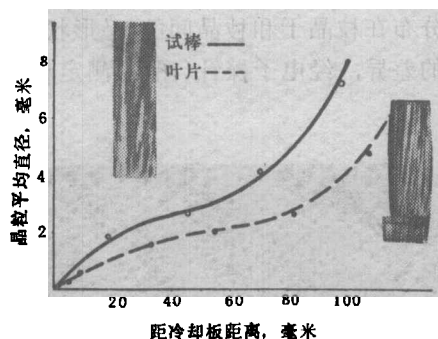


图 2 试棒和叶片晶粒度与冷却板距离的关系

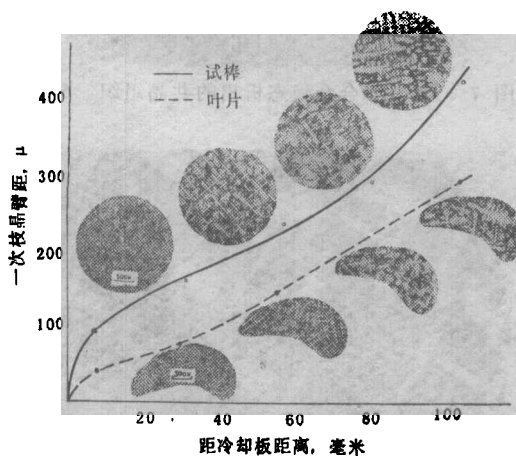


图 3 试棒和叶片的一次枝晶臂距与冷却板距离的关系

2. 显微组织

1) 硼化物和碳化物相

M_3B_2 型硼化物是定向 K5 合金中的微量相, 在零件冷却速度较慢的部位才能较明显的观察到。 M_3B_2 大多数分布于共晶 γ' 边界。

定向 K5 合金铸态碳化物主要是 MC 型的, 多数分布在柱状晶界和枝晶间, 冷却速度对 MC 的形态有极大的影响(图 4)。由图 4 可见, 叶片下部 MC 尺寸细小, 分布弥散, 上部 MC 碳化物彼此相连, 尺寸较大, 呈骨骼状分布。MC 碳化物在非定向合金中一般无方向性排列, 在定向凝固时零件顶部有一定数量 MC 碳化物之间呈互相平行排列, 见图 5。

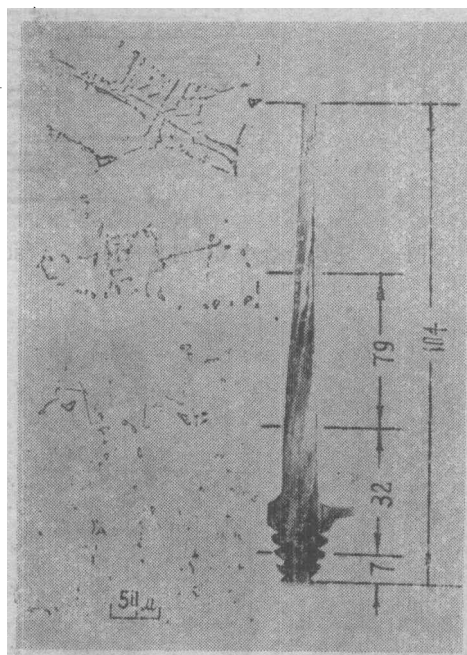


图 4 定向凝固涡轮叶片 MC 沿截面的分布

2) γ' 相

约占合金 60% (重量百分比) 的 γ' 相是合金主要强化相, 它的数量、成分、尺寸、形态直接影响合金性能, 而定向凝固中的冷却速度又影响了 γ' 的尺寸、形态和数量的分布, 见图 6。定向 γ' 共晶上部比下部粗大, 数量上部为 3.2% (体积), 下部为 2.0% (体积); γ' 相尺寸上、下部相差不大, γ' 的数量下部为 59.9%, 比上部 56.6% 多, 而普通铸造 K5 合

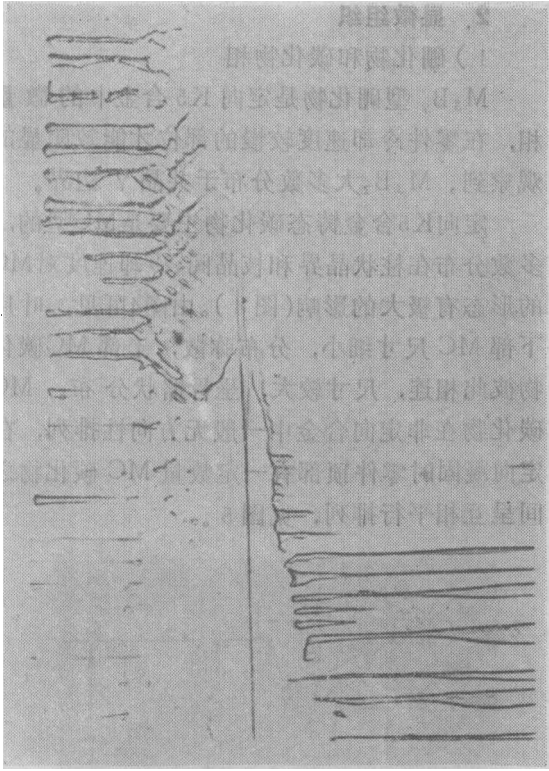


图 5 定向合金中MC的平行排列 800×

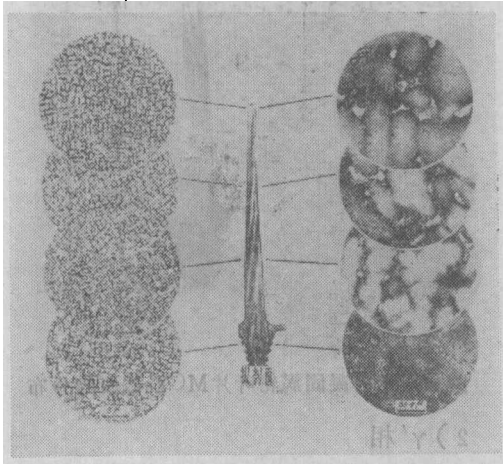


图 6 定向涡轮叶片沿不同高度 γ' 和 $(\gamma+\gamma')$ 共晶的变化

金 γ' 为57.3%。

定向 K5合金中 γ' 相以二种形态析出，一种是从液态金属中析出的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶，见图7；另一种是从固态金属中析出的 γ' 相，见图8。

Hagel认为^[1] γ' 的形状与 γ 和 γ' 晶格失调度有关，晶格失调度在0~0.2%时 γ' 为球状，

失调度在0.5~1.0%时 γ' 为立方体，失调度大于1.25%时 γ' 为片状。定向凝固K5合金的 γ' 为立方体状，并呈“田”字形整齐排列，见图9a、b，它在空间由八个立方体 γ' 构成^[2]，任何方向切取的 γ' 都是整齐的立方体形状，这是与非定向K5合金 γ' 排列的主要区别（如图10）。此外，无论定向或非定向K5合金均有少量的从 γ 固溶体中析出的细小 γ' 相颗粒，尤其在枝晶间较明显，它们的尺寸约为0.1 μ 。

合金经1210℃/4小时固溶处理后在冷却过程中由基体析出大量细小 γ' ，见图9c、d，再经870℃/32小时时效后 γ' 得到充分弥散析出，尺寸略有长大；而在固溶处理时枝晶间部分未溶解的 γ' 则集聚长大成为不规则的大块 γ' 相，见图9e、f。

分布在枝晶干和枝晶间的 γ' 形状、数量有很大的差异，经电子探针（图11）测定枝晶间富

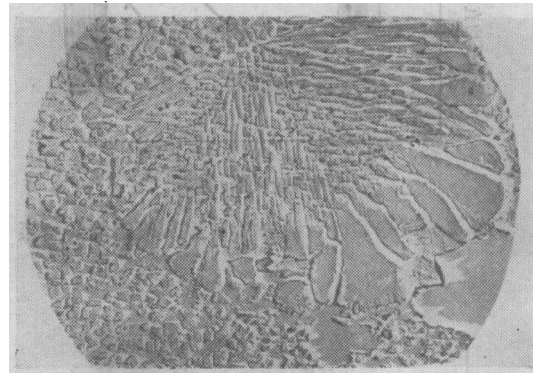


图 7 定向K5合金液态析出的共晶组织 6000×

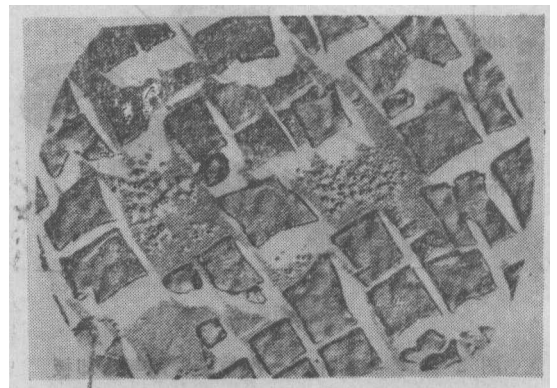
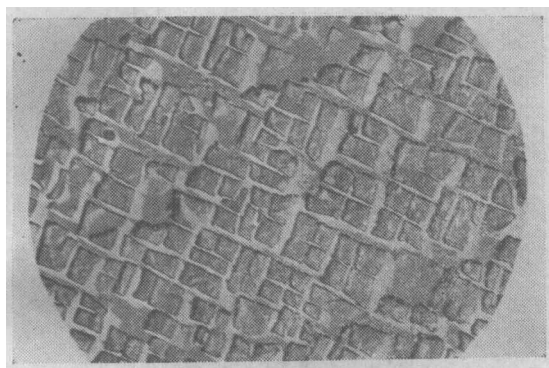
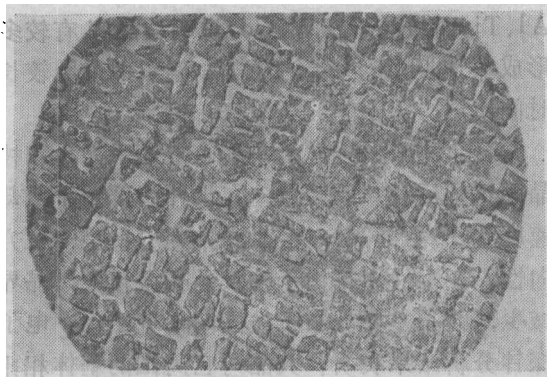


图 8 定向K5合金固态析出的 γ' 相 10000×



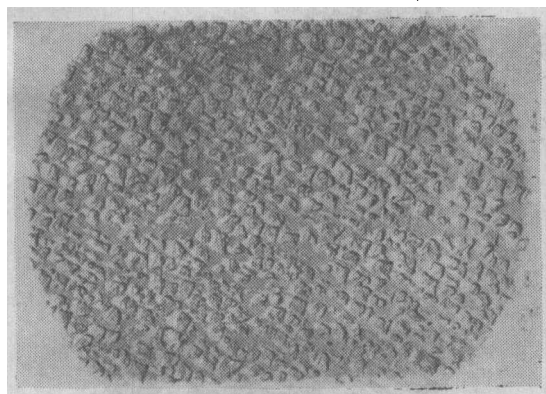
(a) 6000×

铸态枝晶干



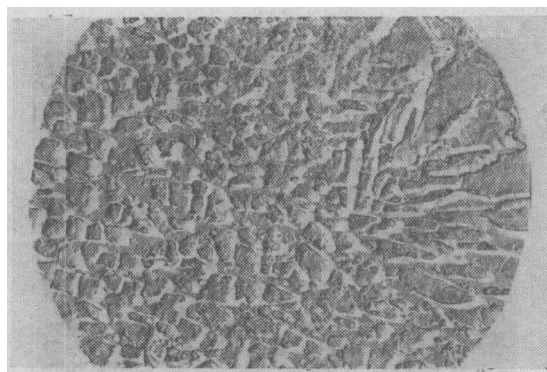
(b) 6000×

铸态枝晶间



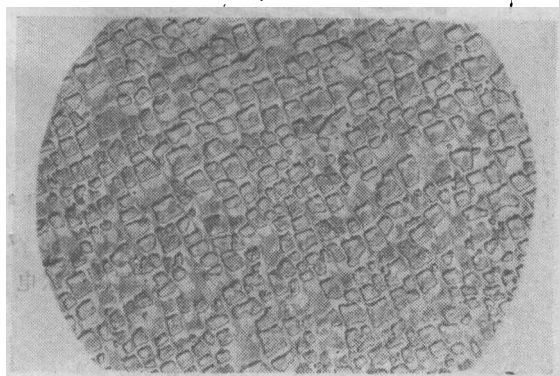
(c) 6000×

1210°C/4小时枝晶干



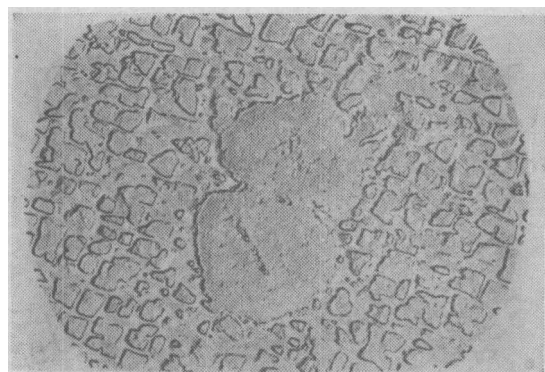
(d) 6000×

1210°C/4小时枝晶间



(e) 6000×

1210°C/4小时空冷 +
870°C/32小时空冷枝晶干



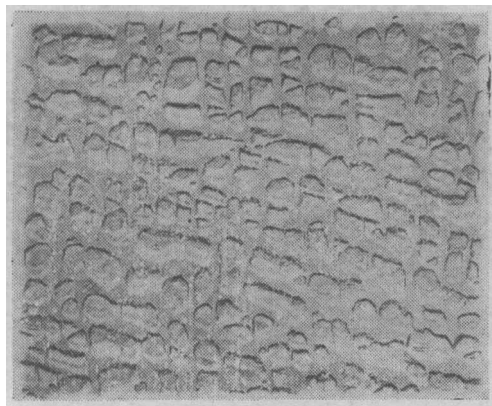
(f) 6000×

1210°C/4小时空冷 +
870°C/32小时空冷枝晶间

图 9 定向K5合金枝晶干、枝晶间的 γ' 相

Al、Ti,而枝晶干富W、Co,说明枝晶间有较多形成 γ' 的元素,合金的枝晶偏析即使经较长时间使用,仍不能完全消失,见图12。

合金中($\gamma + \gamma'$)共晶通常处于晶界和枝晶间这些后凝固的区域,在零件底部由于冷却速度大,多数共晶 γ' 沿晶界排列析出呈一定方向性,在零件上部由于柱状晶长得粗大,晶界减少,共晶主要分布于枝晶间,见图13。电子探针分析结果表明:共晶与它周围的基体相比含有更高的Ni、Al、Ti,而含Co、Cr、W、Mo较低,见图14。



(a)

6000×



(b)

6000×

图 10 非定向K5合金(铸态) γ' 相
(a)枝晶干; (b)枝晶间

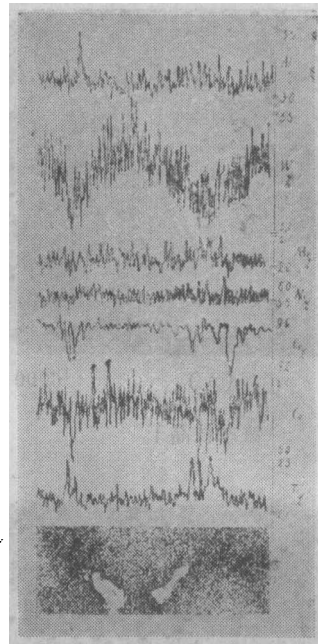


图 11 定向K5合金铸态枝晶干和枝晶间的电子探针数据

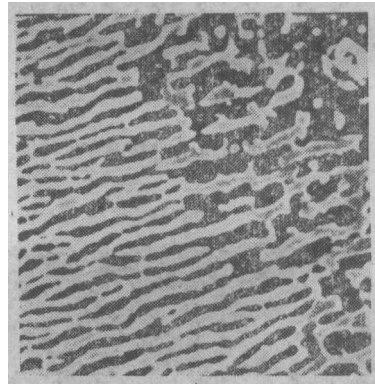
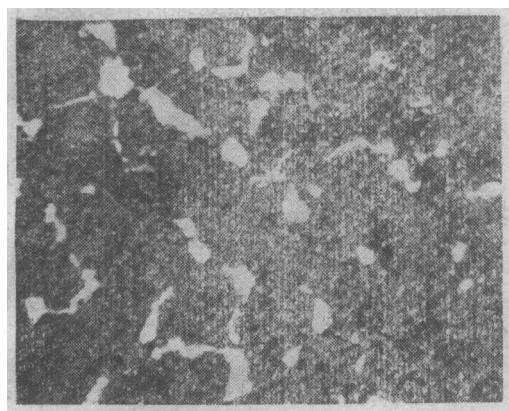


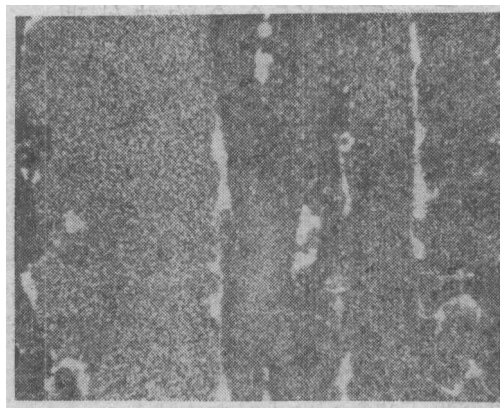
图 12 定向K5合金经950°C、25公斤/毫米²持续764小时后枝晶间和枝晶干的 γ' 相。右上枝晶间,左下枝晶干(二次电子图相,黑色是 γ' 相)

($\gamma + \gamma'$)共晶形状大多呈葵花形,共晶中心的 γ' 形状如图15所示;分布在共晶周围的 γ' 取决于共晶周围是枝晶干还是枝晶间,前者细小后者粗细不均,见图16。



(a)

100 ×



(b)

100 ×

图 13 析出在柱状晶界和枝晶间的 $(\gamma + \gamma')$ 共晶相

(a) 冷却速度小时 (零件顶部) 共晶 γ' 分布于枝晶间, 无方向性

(b) 冷却速度大时 $(\gamma + \gamma')$ 沿纵向晶界分布

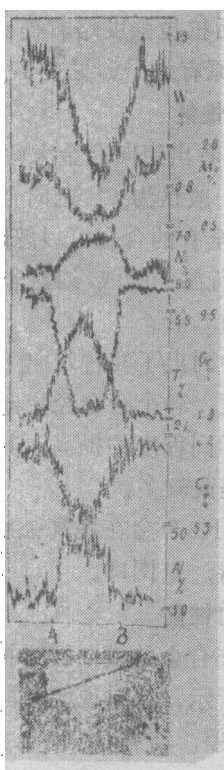
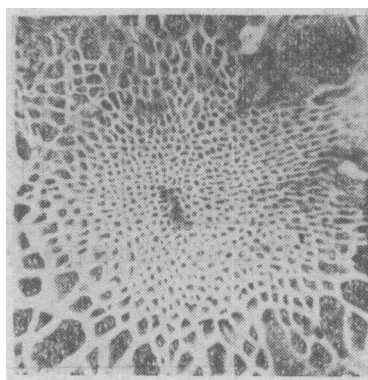


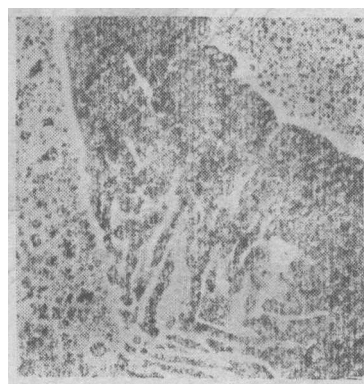
图 14 定向K5合金铸态共晶 γ' 电子探针数据



铸态

5000 ×

图 15 $(\gamma + \gamma')$ 共晶中心 γ' 相形状



铸态

5000 ×

图 16 分布于 $(\gamma + \gamma')$ 共晶周围的 γ' 相
(图15,16为二次电子图相, 黑色是 γ' 相)

二、定向K5合金的热处理

对于非定向的K5合金曾进行过各种热处理制度的研究,在铸态下由于 γ' 的大小及形态有比较合适的匹配,兼有较高强度,又有一定塑性,因此铸态作为K5合金的使用状态〔3〕。

定向凝固高温合金具有凝固速度慢,枝晶偏析较大的特点,均要选用防止初熔的最高温度固溶加中温长时效处理来获得良好的综合性能,定向K5合金热处理制度为:1210℃/4小时空冷+870℃/32小时空冷。

经热处理后合金的中温、高温瞬时拉伸性能和持久性能均有显著提高,见图17、18。

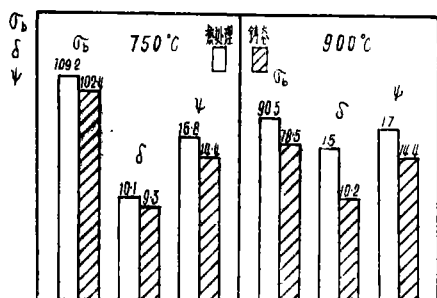


图 17 定向K5合金铸态与热处理后瞬时性能对比

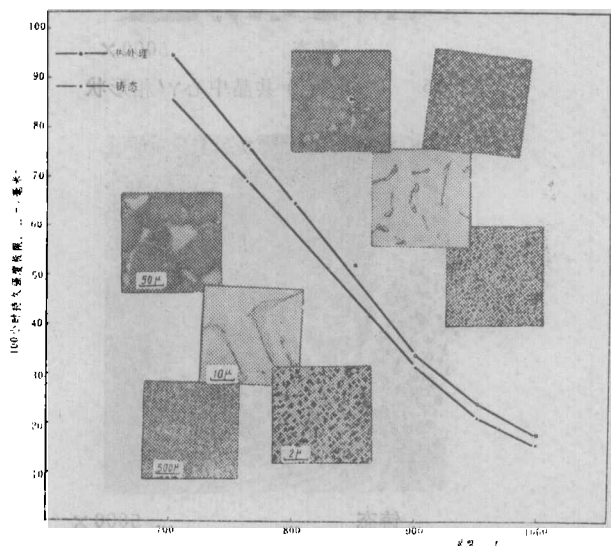


图 18 定向K5合金铸态和热处理组织与持久性能的关系

性能的提高是因为热处理后组织发生了以下的变化:

1) 枝晶偏析减轻,合金组织获得均匀化,但不能完全消除枝晶偏析;

2) ($\gamma + \gamma'$) 共晶碎化并减少,零件底部块度较小的共晶全部溶解,顶部仍有一些大块($\gamma + \gamma'$)共晶残留,其尺寸变小;

3) 硼化物相在固溶过程中发生溶解,变得更细;

4) 高温固溶处理使铸态形成的 γ' 相基本溶解,在冷却过程中析出细小 γ' 颗粒,其尺寸只有原来的 $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{3}$;然后经870℃长时效 γ' 又得到充分析出,在基体中形成了均匀弥散分布;

5) 在合金中形成 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 相,在柱晶界、 $MC/\gamma + \gamma'$ 晶面或在位错处沉淀析出,形成具有不同相组成的复杂晶界。

三、定向K5合金的性能

1. 瞬时拉伸性能

K5合金是具有良好的韧性的高温铸造合金,经定向凝固后抗拉强度略有提高而瞬时塑性维持在K5合金原有水平,见表1。

2. 持久性能

从表2看出定向合金大幅度地提高了中温强度,一般认为〔4〕定向合金在高温时提高不多,甚至有的合金可以忽略不计,但定向K5合金在高温1000℃约为非定向K5合金持久寿命的二倍。

表3中列出了几种定向和非定向合金的持久比强度,各个合金经定向凝固后,热强性能都有不同程度的提高,其中以K3、K5类型合金提高较多。

定向K5合金在提高强度的同时塑性有很大的改善,见图19。

3. 横向性能

定向K5合金的横向瞬时拉伸和持久性能如表4、5所示。结果说明横向性能远较纵向的性能为差,与非定向K5合金性能相接近。

表 1 定向、非定向 K5 合金瞬时拉伸性能

温度 °C	定 向			非 定 向 [3]		
	抗拉强度 公斤/毫米 ²	延 伸 率 %	断面收缩率 %	抗拉强度 公斤/毫米 ²	延 伸 率 %	断面收缩率 %
20	103~107	6~8	8~16	100~104	7~8	10~17
700	100~110	6~10	10~11	100~104	7~12	10~19
800	108~110	7~12	10~11	98~104	8~12	10~18
850	102~104	9~12	13~19	—	—	—
900	85~91	12~18	14~19	70~80	8~14	12~24
950	69~72	20	32~40	—	—	—
1000	54~56	20	50	51~54	8~14	14~20

表 2 定向、非定向 K5 合金的持久强度极限

温 度 °C	定 向			非 定 向 [3]		
	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}
	公斤/毫米 ²			公斤/毫米 ²		
700	93.5	92	90	81	79	77
750	81	—	—	70	68	66
760	77	76	73.8	—	—	—
800	64	62	60	58	56	55
850	52	50	47	—	—	—
900	34	33	30	32	30	27
950	26	23	20	22	20	17
980	21	19.5	—	—	—	—
1000	18	16	13~14.5	15	13	10~11

表 3 定向与非定向的几种合金的比强度数据

合 金	比 重 克/厘米 ³	持 久 比 强 度, 公斤/毫米 ²										
		700 °C	750 °C	760 °C	800 °C	816 °C	850 °C	870 °C	900 °C	950 °C	980 °C	1000 °C
定向K5	8.12	11.5	9.99	9.42	7.88	—	6.40	—	4.19	3.08	2.58	2.21
K5	8.12	9.97	8.62	—	7.14	—	—	—	3.94	2.70	2.33	1.84
定向K3	8.10	—	—	9.50	—	—	—	—	4.19	3.08	2.59	2.28
K3	8.10	9.75	—	—	6.54	—	—	—	3.95	—	2.26	1.85
定向M200	8.44	—	—	8.75	—	—	—	—	—	—	2.39	—
M200	8.44	—	—	7.47	—	6.30	—	—	—	—	2.24	—
定向In-100	7.75	—	—	8.77	—	—	—	—	—	—	2.26	—
In-100	7.75	—	—	8.18	—	6.62	—	4.96	4.12	2.84	2.26	1.98
定向B-1900	8.22	—	—	8.63	—	—	—	—	3.95	—	2.43	1.95
B-1900	8.22	—	—	7.85	—	6.17	—	4.76	—	—	2.20	—
M246	8.50	—	—	8.27	—	6.61	—	4.96	—	—	2.31	—
412H	8.50	10.5	—	8.94	7.52	—	5.76	—	4.75	3.05	—	2.00

表 4 定向 K5 合金横向瞬时拉伸性能

编 号	试验温度 °C	抗拉强度 公斤/毫米 ²	延伸率 %	断面收缩率 %
E11-4 E11-5	700	97.9 93.0	9.3 10.7	19.2 20.9
E10-6 E10-7	900	77.3 72.5	6.4 4.7	9.6 15.2

表 5 定向K5合金横向持久性能

编 号	试验温度 °C	持久强度 公斤/毫米 ²	持 续 时 间 时, 分	延伸率 %	断 面 收 缩 率 %
E12-2	700	79	91:00	3.87	5.10
E12-1	760	66	118:30	4.49	5.00
E10-3	950	22	119:30	4.49	4.50

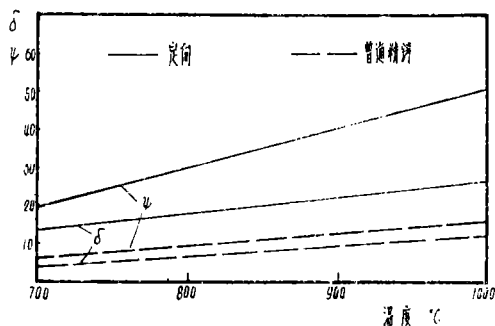


图 19 定向与普通精铸的K5 合金
持久延伸率和断面收缩率

4. 疲劳性能

1) 旋转疲劳性能: 弯曲旋转疲劳是在 5000 转/分的条件下进行, 从表 6 可以看出, 定向、非定向K5合金 700、930°C 的疲劳强度相近。

2) 热疲劳性能: 热疲劳是属于高应变低周疲劳, 它的本质是塑性疲劳, 系由于局部应力集中并经过高应变多次循环作用下而产生疲劳裂纹。以下因素影响热疲劳性能:

①材料的塑性

$$\Delta \epsilon_p \cdot N \alpha = C$$

$\Delta \epsilon_p$ - 塑性应变范围;

N - 疲劳寿命;

α 和 C - 与材料有关的常数。

断面收缩率表示材料在高应变下塑性行为, 图20中当断面收缩率提高一倍, 对于在相同的 $\Delta \epsilon_p = 5 \cdot 10^{-3}$ 下则寿命 N 将由 100 次提高到 500 次。

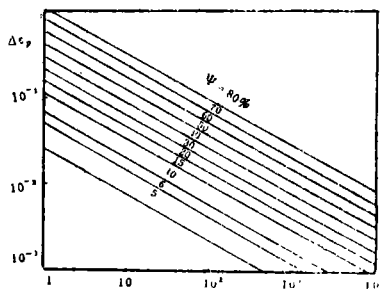


图 20 $\Delta \epsilon_p$, N 和 ψ 的关系曲线

表 6 定向、非定向 K5 合金的旋转疲劳强度

温 度 °C	状 态	试样直径 毫米	疲劳极限 公斤/毫米 ²		循环周期 次 数 N
			定向	非定向	
700	铸 态	4	37	36	$>1 \times 10^7$
	1210°C 空冷 + 870°C / 4小时空冷 + 870°C / 32小时空冷	4	37	—	$>1 \times 10^7$
930	铸 态	4	37	36	$>1 \times 10^7$
	1210°C 空冷 + 870°C / 4小时空冷 + 870°C / 32小时空冷	4	37	—	$>1 \times 10^7$

② 材料弹性模量

$$\sigma_T = E\alpha\Delta T$$

ΔT —温差; α —与材料有关的常数;

E —弹性模量; σ_T —热应力

弹性模量降低有利于热应力下降, 定向材料的弹性模量比等轴晶材料约低三分之一。

③ 减少或消除晶界以及改变晶界取向

优异的热疲劳性能是定向凝固材料所具备的优点。定向、非定向 K5 合金的热疲劳试验采用高频加热, 喷水冷却, 每循环周次为 30~60 秒, 测定了涡轮叶片和三角形试样的热疲劳性能, 结果见图 21。定向 K5 合金要比非定向 K5 合金出现裂纹循环次数增加许多倍, 裂纹的扩展速率要比非定向材料缓慢得多。

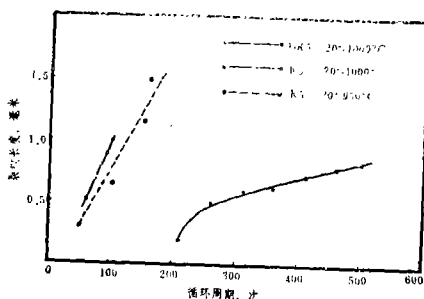


图 21 定向、非定向 K5 合金涡轮叶片热疲劳性能比较

5. 长时稳定性

现代的高温合金具有成份复杂, 组成较多的特点, 在长时高温使用过程中往往发生相

的集聚、长大、溶解、析出、分解等各种变化。在长期加热下又常常可能析出有害的 TCP 相。我们对定向 K5 合金的涡轮叶片榫头和叶身在 850°C 下经 0~3000 小时无应力长时曝晒, 检查组织未出现 σ 相和其他脆性相。曝晒后的高温持久性能亦未下降, 见表 7。

6. 薄壁效应

精密零件由于形状和断面厚薄不均匀, 铸造中造成偏析和晶粒大小不等, 当零件壁厚很薄时, 晶粒尺寸对壁厚而言相对变大, 当壁厚很大时, 由于缓慢冷却和降低凝固速度引起偏析, 这种结果表现在测试同一合金的标准试棒和实物零件的薄壁性能时差别甚大, 非定向浇注的叶片普遍存在的尺寸效应, 说明实际零件性能与测定的标准试棒是不一致的。G.F. Harrison 在做 Mar-M 246 合金三种状态的蠕变时发现^[5], 试验尺寸对断裂时间的影响很大, 样试的直径在 2.2~6.4 毫米范围内精铸的横截面积减小一半, 则它至破裂的时间减少三分之一; 反之定向或单晶材料的横截面积一直减至原来的八分之一, 对破裂时间没有影响。

定向、非定向 K5 合金测定的数据如表 8 所示。定向 K5 合金直径 5 毫米试样与从叶片上切取的直径 3 毫米试样测得的结果相一致, 而非定向 K5 测得持久性能有较大差异, 叶片性能低于试棒性能。

定向合金无尺寸效应的性能特点对正在大量应用的薄壁气冷空心叶片具有重要的意义。

表 7 定向 K5 合金长时曝晒后的持久性能 (直径为 3 毫米)

件 能 曝晒时间 小时	900°C, 32 公斤/毫米 ²		
	持续时间 时: 分	延 伸 率 %	断面收缩率 %
0	139~164	24.4~24.8	22.8~29.1
200	135~156:30	13.0~19.0	38.8~39.6
500	156~167	15.0~16.0	36.6~48.3
1000	122:10~184:30	15.5	44.2~44.6
3000	187:45	17.0	44.2

表 8 定向、非定向 K5 合金实物性能和试棒性能

合 金	持久试验参数	持久时间, 小时	
		试 棒 (直径 5 毫米)	叶片取样 (直径 3 毫米)
K5	750°C, 70 公斤/毫米 ²	120	50~80
	950°C, 22 公斤/毫米 ²	120	80
定向K5	760°C, 70 公斤/毫米 ²	452	507
	950°C, 24 公斤/毫米 ²	130	134
	980°C, 21 公斤/毫米 ²	138	113

7. 发动机台架试车

定向 K5 合金的一级涡轮叶片在推力为 4050 公斤、叶片工作温度 950°C 的发动机上进行了二次 125 小时的长时试车。当接受外来物碰撞时, 非定向叶片产生了开裂, 而定向叶片无开裂, 见图 22。试车的结论表明〔6〕, 定向叶片无显著伸长, 叶片的组织除 γ' 受温度、应力作用而正常集聚长大外, 试车后组织正常, 叶片仍可继续使用。试车后叶片各部位测得的性能列于表 9。

四、显微组织对性能的影响

1. MC 碳化物的预开裂

定向合金凝固时冷却速度较慢, 形成粗大

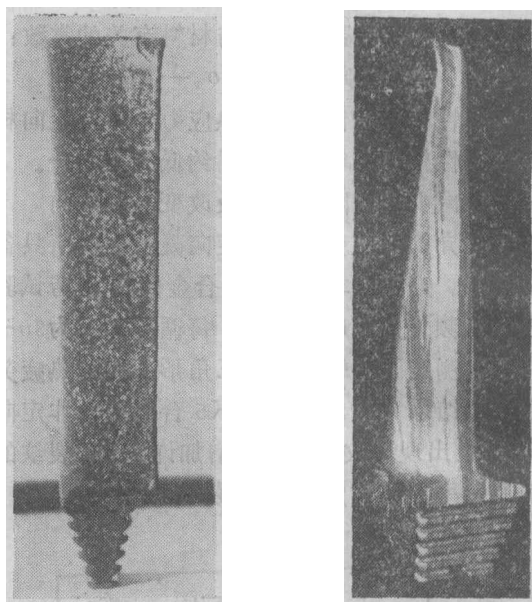


图 22 非定向、定向涡轮叶片在试车中遇到外来物碰撞时的比较

块状的 MC 碳化物。M. Gell〔7〕研究高温合金室温疲劳时发现 Mar-M200 单晶和柱状晶的显微组织中有预开裂的 MC 碳化物, 它具有强烈的应力集中效应。同时他在研究高温疲劳时发现〔8〕, 在 1400°F 下预开裂的 MC 碳化物是定向凝固材料疲劳裂纹的开始位置, 在 1400°F 下疲劳寿命是 MC 碳化物大小的函数。表 10〔9〕是 MC 碳化物大小对低周疲劳的影响数据, 其中无 MC 碳化物的单晶有最优异的低周疲劳性能, 而有大块 MC 的单晶或柱晶性能最差。

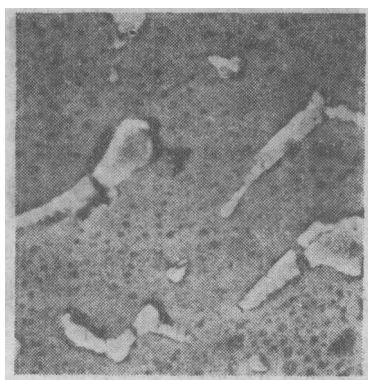
表 9 定向 K5 合金叶片经 125 小时台架试车后的性能

编 号	取样部位, 尺寸	温 度 °C	持久强度 公斤/毫米 ²	持续时间 时: 分
D ₂ -35-4上	叶身加工成 $\delta=1$ 毫米 板材试样	950	22	238:30
D ₂ -35-4下				137:50
D ₂ -48-4	榫头加工 $\phi=3$ 毫米试样	950	22	101:10
D ₂ -35-4	榫头加工 $\phi=3$ 毫米试样	700	79	>766:00

表 10 MC碳化物对高温合金低周疲劳的影响 (760℃总应变范围1.6%) [9]

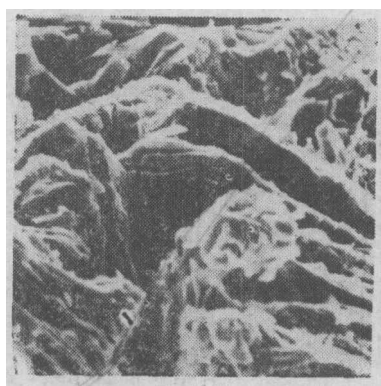
材 料	铸件结晶类型	破坏的周期数 次	注
Mar-M200	普 通	1	—
Mar-M200	柱 晶 与 单 晶	115	大MC
Mar-M200	柱 晶	360	小MC
低碳Mar-M200	单 晶	717	无MC
U-700	变 形	165	—
U-700	单 晶	551	大MC
低碳 U-700	单 晶	956	无MC

定向 K5 合金中无论在拉伸前或拉伸后大块MC碳化物都有开裂, 见图23、24。有的有方向性开裂。



1500 ×

图 23 定向K5 合金中MC 碳化物的预开裂 (扫描电镜照片)



1500 ×

图 24 定向 K5合金室温拉伸断口 MC 碳化物开裂 (扫描电镜照片)

测定定向 K5 合金碳含量在0.05~0.10%和0.16%时的瞬时拉伸性能和持久性能表明, 高碳时(0.16%)所有温度的瞬时强度和塑性都比低碳(0.05~0.10%)时为低, 见图25; 而持久强度试验证明高碳中温持久性能降低, 900℃以上高碳与低碳的持久性能趋于一致, 见图26。

观察定向 K5合金 760℃、66 公斤/毫米²持久断口时, 低碳的基本属韧性断口, 见图 27a; 而高碳的属脆性和韧性混合断口, 见图 27b。

定向合金基本消除了横向晶界, 从组织观察和性能测试证明大块 MC 碳化物是有害的, 定向合金可以比非定向合金含有较少的碳量。从强化晶界的角度出发估计单晶合金可以有更

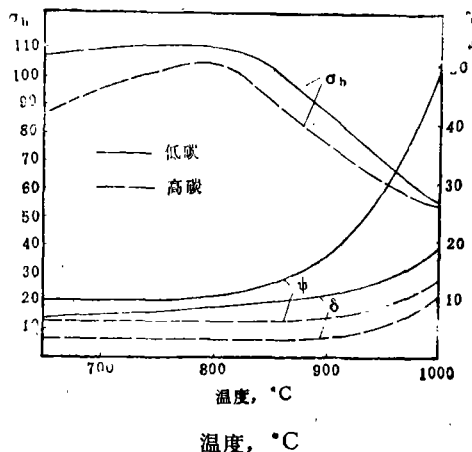


图 25 定向 K5 合金低碳与高碳不同温度的瞬时性能对比

低的碳。为减少MC碳化物大量开裂的影响,定向K5合金中的含碳量定为0.05~0.12%。

2. 蠕变特征

图28是定向与非定向K5合金760℃蠕变曲线测得的结果,合金具有第三蠕变阶段;而对有些合金,例如Mar-M200在普通状态下没有第三蠕变阶段,同一合金经定向凝固后有明显的中温第三阶段蠕变,合金的这个特性能够用来预测零件的断裂,防止使用中产生事故,这是定向凝固对那些不呈现第三蠕变阶段合金的重要贡献。

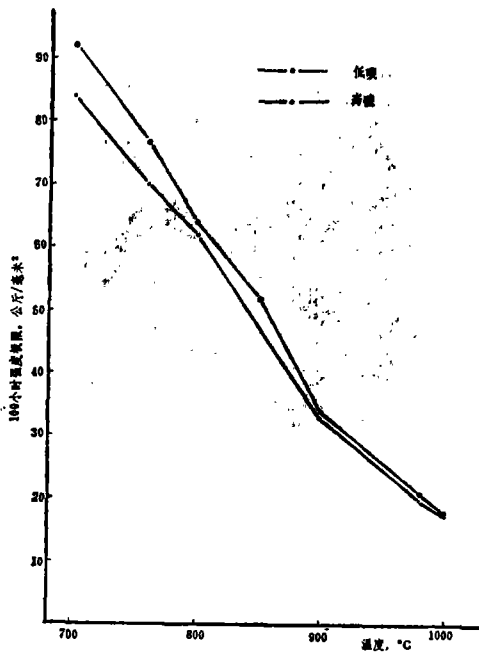
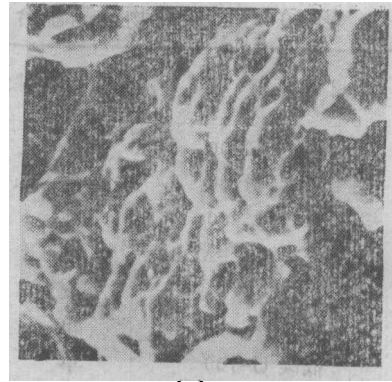


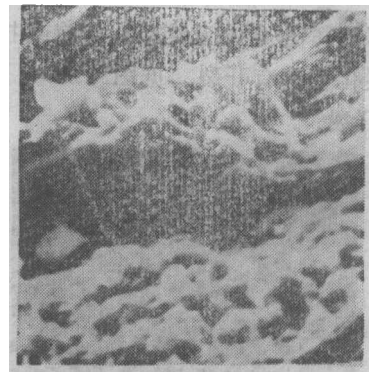
图 26 定向K5合金低碳与高碳的持久强度

定向材料中温时稳态蠕变速率比普通铸造材料低得多,这是因为高温合金以滑移型变形和扩散型变形两种机理产生变形的,中温(700~850℃)属0.6T_m(T_m熔点绝对温度)范围,滑移变形起主要作用,而有效滑移系统的数量与晶体位向有密切关系,[001]方向上滑移变形不易进行,中温持久寿命的提高主要是蠕变第二阶段的延长;没有横向晶界是导致第三蠕变阶段延长的主要原因。



(a)

5000 ×



(b)

5000 ×

图 27 定向K5合金760℃, 66公斤/毫米²持久断裂扫描电镜照片

(a) 低碳断口韧窝

(b) 高碳MC碳化物解理断口和韧窝

五、定向合金性能改善的原因及进一步强化的途径

1. 定向零件自下而上的顺序凝固获得的组织致密,有效地减少或消除零件的显微疏松。

2. 能够通过相应的热处理得到满意的综合性能。热处理减轻枝晶偏析;同时使合金形成固溶元素在两相中的不平衡分布,依靠点阵畸变造成了附加固溶强化组元。

3. 定向凝固获得[001]方向组织有最大的形变阻力,反相畴界面能最高。

4. 最主要的是基本上消除了横向晶界。在高温受力条件下晶界是较弱的地方,晶界处杂质较多,扩散较快,原子排列不规则,且有非

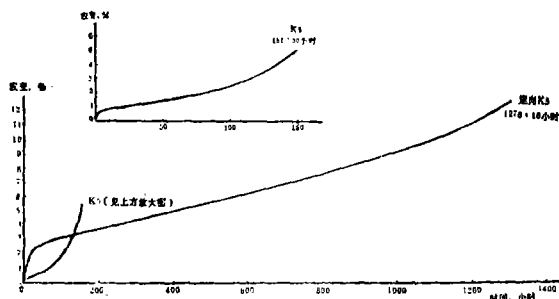


图 28 定向与非定向K5合金在 760°C 66公斤/毫米²下蠕变曲线

晶型粘滞性，有对蠕变抗力和抗疲劳不利的显微结构，如过分沉淀、晶界孔穴和空洞的形成都集中在垂直于主应力轴的晶界上，同时沿垂直应力轴晶界裂纹会快速发展，导致提前失效。

研究定向合金的断裂指出〔2〕，裂纹发生在纵向晶界中主应力轴交叉的横向晶界，见图29。纵向晶界一般不是笔直的，即纵向晶界(A)间包含着横向晶界(B)，由B处首先形成裂纹，裂纹向横向受应力的C处发展。

从微观看，最薄的部分是枝晶间，分析持久试验后的定向K5合金试样表明，裂纹集中在枝晶间(见图30)，枝晶间裂纹A发展遇到〔001〕方向一次主干时裂纹受阻，单位面积〔001〕方向一次主干愈密时(即枝晶密度大、枝晶臂距小)对延迟和限制裂纹的发展愈有利，这就是定向合金性能比非定向高以及同样成分定向合金性能存在差别的重要原因。定向K5合金当枝晶密度为1000枝晶数/厘米²时，760°C、73.8公斤/毫米²的持久寿命为331小时，枝晶密度458枝晶数/厘米²时，760°C、73.8公斤/毫米²的持久寿命为124小时，枝晶密度增加一倍，性能提高三倍。同时，一次主干的质量(即成分)影响抗裂纹的能力，这就是为什么不同成分的合金经定向凝固后提高幅度不一致的一个因素。

综上所述，强化定向合金的有效途径为：

- 1) 强化〔001〕取向的主干成分；
- 2) 细化枝晶组织，减小枝晶臂距，即提高定向凝固速度，采用高速凝固法(HRS法)，其

凝固速度约367.5毫米/小时，可比“功率降低法”凝固速度提高二倍。713°C、In-100、Mar-M246〔10〕几个合金用此法时所得性能比用“功率降低法”又有提高。最近又发展了液体金属冷却法(LMC法)〔11〕，凝固速度约4560毫米/小时，实现了平面结晶，不但提高了定向合金的质量和生产率，而且为定向共晶的研制创造了必要前提。

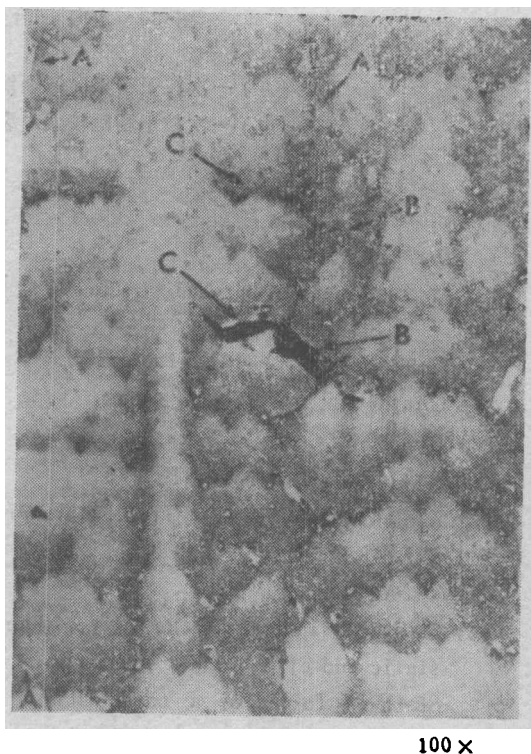
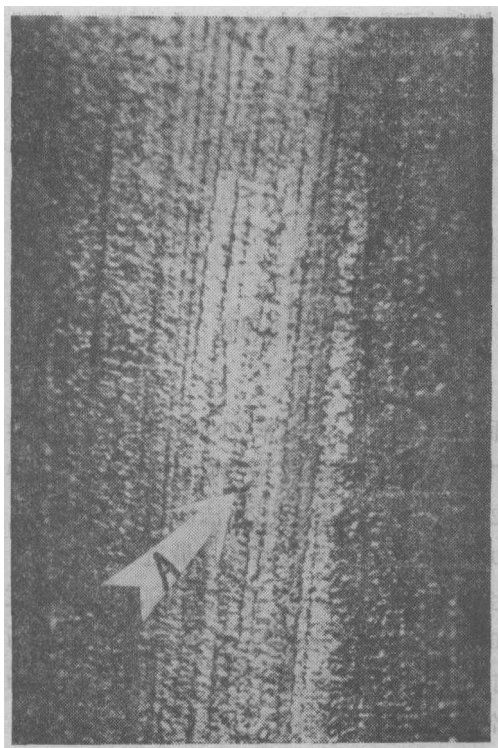
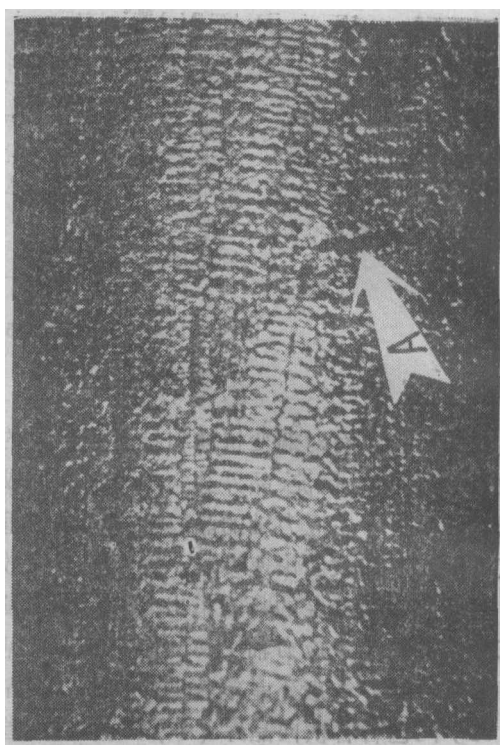


图 29 定向合金蠕变时在枝晶间形成的裂纹



(a)

20x



(b)

20x

图 30 定向K5合金持久试验时裂纹的形成

(a) 一次枝干密集时, 裂纹在枝晶间形成后的发展受到限制

(b) 一次枝干相距较大, 裂纹发展较容易

(孙传棋 执笔)

参 考 文 献

- [1] C.T.Sims, "The Superalloys", Chapter 2, 1972
- [2] B.J.Pearcey等, "Trans AIME" 1967, Vol. 239, No 8, P.1143
- [3] K5铸造高温合金及其应用研究, 621所, 1974
- [4] B.J.Pearcey, "Trans ASM", 1967 Vol.60, P.643
- [5] G.F.Harrison and G.P.Tilly, "The static and cyclic creep properties of three forms of a cast nickel alloy", 《Confernce publication》 1973
- [6] 定向K5合金125小时试车总结, 420厂, 621所, 1976
- [7] M.Gell and G.R.Leverant, "Trans AIME", 1969, Vol.245, P.1169
- [8] M.Gell and G.R.Leverant, "Trans AIME", 1968, No 9, P.1869
- [9] Up 3567526
- [10] J.E.Northwood and T.Homewood "Metallurgia and metal Forming" 1974, September
- [11] A.F.Giamei and J.G Tschinkel "Trans AIME", 1976, Vol.7A— No9, P.1427