

定向结晶译文集

第一机械工业部情报所

前 言

定向结晶是一种新型的金属凝固技术，它除能节省铸件冒口，消除铸锭或铸件产生宏观或微观缺陷，使其在热处理后有较高的化学均匀性外，并能得到定向结晶的柱状晶初晶组织，具有比普通铸件更好的机械性能。因此在要求较高性能的一些高强度钢、高温合金及有色金属铸件已开始应用，并取得明显的效果。国内一些部门已采用这项技术铸造航空发动机燃气轮机镍基合金叶片；有的单位还拟采用定向结晶技术精密铸造汽轮机动叶片，以代替当前的模锻工艺。

为了促进这项新技术的发展，使其为社会主义建设服务，我们遵照毛主席关于“**洋为中用**”的教导，组织有关单位科技人员和教师共同编译了“定向结晶译文集”，供工厂、学校和科研单位生产和试验参考。

本译文集搜集了美国、英国、西德、日本、苏联等国近年来在期刊和专利上关于定向结晶技术的报导，共十七篇材料。由于我们路线觉悟低，水平差，因此在选材方面肯定会有结合我国情况不紧密、内容满足不了有关单位需要的地方，同时在编译的过程中必然会有不少缺点和错误，因此恳切希望读者批评指正，并遵照毛主席关于“**批判地吸收外国文化**”的教导，根据自己工作需要，取其精华，去其糟粕，予以采用。

本译文集在编、译、校的过程中得到吉林工业大学、太原重机学院、北京工学院、山东工学院、洛阳农机学院、合肥工业大学、河北工学院、西安交通大学、昆明工学院、抚顺挖掘机厂、徐州机械研究所等单位的共同协作和大力支持，特此表示感谢。

编者

一九七四年十月

目 录

定向凝固柱状晶和单晶高温材料的发展.....	(1 页)
方向性凝固铸件的制造.....	(29 页)
燃汽轮机零件.....	(32 页)
制造单向凝固结构的汽轮机叶片的研究.....	(46 页)
定向凝固铸件的生产.....	(56 页)
消除柱状晶组织上重叠的等轴晶粒.....	(61 页)
定向凝固的高温合金.....	(65 页)
关于定向凝固不锈钢的凝固组织和显微偏析.....	(78 页)
薄壁铸件的定向凝固.....	(80 页)
制造一种金属制品的方法和装置.....	(82 页)
在精密铸型中带有热幅射罩的铸造方法.....	(86 页)
定向凝固失蜡铸造.....	(89 页)
对流对共晶 Al—Si 合金控制结晶的影响	(95 页)
铅和铝中加钛时的定向凝固组织和气体分布.....	(100 页)
单向凝固 Al—Cu 合金的逆向偏析	(102 页)
对在铝铜合金定向凝固过程中产生网状界面的观察.....	(104 页)
Al—Cu—Mg 单变合金的定向凝固.....	(112 页)
附：定向结晶索引.....	(118 页)

定向凝固柱状晶和单晶高温材料的发展

在过去的几年里出现了令人高兴的事情，那还是第一次那样用独特的金属晶体制造重要工程设备的结构配件。如先进的飞机喷气发动机用的合金单晶汽轮机动叶片。由于定向凝固和新的精密铸造工艺极大地改进了抗高温蠕变的镍基超级合金的韧性和抗热冲击性，该工艺已用到生产上了。控制凝固的工艺已经用于生产柱状晶和合金单晶燃汽轮机配件。通过控制凝固的方法可以生产具有柱状晶或完整的单晶的铸件，都具有优先的^[001]结晶位向，使物理性能得到改进。这个位向平行于部件的主应力轴而不需要采用个别的“接种”。定向凝固的柱状晶和^[001]取向的单晶超级合金与传统的等轴晶的性能进行了比较，这些部件在燃汽轮机发动机运转时的恶劣环境中具有良好的结构强度和稳定性。这种新方法的发展是从试验车间以柱状晶定向凝固的试验开始的铸造单位生产的各种复杂形状的数千个燃汽轮机动叶片和静叶片证明了用“定向凝固法”生产部件的可能性。

美国材料试验学会文集指出^[1]，由于飞机涡轮增压器和涡轮及其它方面的展发，导致许多新的高温合金的发明和发展，虽然美国的大量高温试验都集中于这个领域，但公开发表的报告不多。早在1960年已有了镍铬合金用作高温合金，首先是涡轮增压器，然后是汽轮机，它们推动了这些材料的迅速发展，由于这些合金的发展和它们的应用前景之间有如此密切的关系，本文的目的就是研究应用最普遍的燃汽轮机定子第一级静叶片和转子第一级动叶片的特性。

最初，铸造和锻造的钴基和镍基合金同时用作高温耐热合金。过去20年间的发展趋向是采用镍基合金及其铸件。例如在1961~1967年间，美国引用了九种新的钴基超级合金，但在同一时期却出现了23种新的镍基超级合金^[2]。此外，由于强调提高透平进口温度和空冷到这些度温，就需要高强度合金的复杂铸件^[3, 4]，本文所论述的范围是固态和空冷结构铸造镍基合金。从工程的观点来看，材料的装机试验是取得成功的最后一部份工作，我们将在下面叙述从金属的浇注，实验室试验到最后的发动机试验的整个试验结果。

合金及其发展

对合金的发展在这里不做深入地探讨。从五十年代中期以来，有很多好的评论文章比较充分地涉及了这一繁杂而新兴的课题^[5~8]。在这里我们仅就上文简介的合金发展所急需的那些方面进行探讨，而对其它方面涉及很少。

过分简单化的介绍有可能使主要的镍基超级合金被认为具有组织简单的特点，尽管其化学成份是复杂的（表1）。当 γ' 容积大致为60%或更多时，镍基高温超级合金的强度基本取决于 γ' 体（ Ni_3Al ）在 γ （Ni固溶体）中的沉淀， γ' 容积百分比的增加引起另外一个不大期望的趋势，就是减少铬的含量，直到合金含铬6~10%。很清楚继续用减少抗氧化性来增加强度只会减少合金的使用性能。因为燃汽轮机要求合金同时具有许多最佳的特性，如蠕变强度，抗氧化性，组织的稳定性，抗热疲劳性和抗冲击性。因而很明显，需要寻求一种既

表1 典型 Ni 基超级合金的标称成分

合金代号	标称化学成分 (重量%)									
	Cr	Co	Mo	W	Ti	AL	C	B	Zr	其它
Hastelloy X	20.0	1.5	9.0	0.6	—	—	0.10	—	—	18.5Fe
M-252	20.0	10.0	10.0	—	2.6	1.0	0.15	0.005	—	—
Nimonic 90	19.5	18.0	—	—	2.4	1.4	0.07	—	—	—
Waspaloy	19.5	13.5	4.3	—	3.0	1.3	0.08	0.006	0.06	—
René 41	19.0	11.0	10.0	—	3.1	1.5	0.09	0.005	—	—
U 700	15.0	18.5	5.0	—	3.3	4.3	0.07	0.030	—	—
IN 100	10.0	15.0	3.0	—	4.7	5.5	0.18	0.014	0.06	1.0V
Mar-M 200	9.0	10.0	—	12.5	2.0	5.0	0.15	0.015	0.05	1.0Nb
B-1900	8.0	10.0	6.0	—	1.0	6.0	0.10	0.015	0.10	4.0Ta
TRW-NASA-VIA	6.0	7.0	2.2	5.8	1.0	5.3	0.16	0.180	0.12	0.34Nb 8.3Ta 0.6Re 0.5Hf
NX 188	—	—	18.0	—	—	8.0	0.04	—	—	—

能打破传统的提高合金强度的方法，同时也能为未来合金的发展创造一条新道路。

蠕变——晶间断裂

对于晶间特性和高温变形以及晶间性能对晶间断裂的影响，进行了许多研究，尤其对晶界的研究给予了特别的注意，因为那里是出现问题最多的地方。已经发现晶界滑移和蠕变过程中晶间空位与金属里空穴的成核一样，在晶界沉淀和紧靠近浸蚀区域发生，所有这些都揭示了多晶体合金在蠕变过程中变形和断裂的复杂性。虽然大多数研究人员认为^(a)，一个重要的问题是弄清发生突然事故的原因，亦即和主应力轴垂直的晶界上过多的沉淀、晶间空位和孔穴的形成（见图1）。这个问题可以采取两方面措施来解决：（a）对在这些晶间缺陷进行充分研究，以采取某种措施来控制上述缺陷的产生。（b）从组织中消除这些晶界。后者在本文的末尾将作简略的介绍。

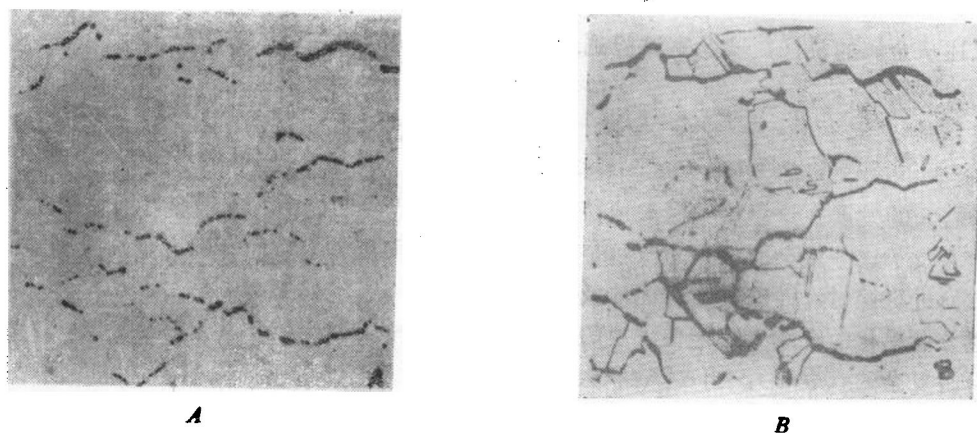


图1

A—垂直于应力轴的晶界上的孔穴。无氧高导电性铜 $\sigma = 2500$ 磅/时²*(PSi)，温度在752°F，抛光 $\times 100$ 。

B—和(A)为同一个。在重铬酸钾中浸蚀显现出晶界。

注：1 磅/时² = 0.07 公斤/厘米²

铸 造 及 凝 固

由于上述高温合金发展趋向于超高强度铸造合金，真空熔炼超级合金的精铸工艺已经达到了充分成熟的水平。定向凝固可能成为消除晶界的方法，这项探讨产生了预期的效果，即在高温合金锭或精铸件中消除垂直于应力轴的晶界。

在铸造金属和合金中有两类晶粒：等轴晶和柱状晶。这两类晶粒的形成取决于许多因素，包括金属成份、浇注温度、铸型温度和温度梯度以及铸型的尺寸和形状。

如果能够满足下述两个条件，在铸造中就可以制造柱状组织。第一，在生长晶粒的固—液界面上热流必须按一个方向移动。第二，在界面前沿的金属液中不得生核。

等轴晶通常的轴比约等于一，并且由在金属液中的核均匀地向三个方向生长。而粒状晶通常的轴比比一要大得多，并且大多是在表面生核的。

在铸件中，二类晶粒的结晶位向，除非在特定条件下使柱状晶获得希望的位向外，都是杂乱的。

所述材料的晶粒组织是一种特殊类型的柱状晶，它具有预期的位向。在较陡的温度梯度下，如采用水冷铜激冷体，晶粒的生长就选择〔001〕位向。Versnyder和Guard^{〔10〕}对Ni—Cr—Al合金（见图2），Eisher和Walter^{〔11〕}对硅铁（见图3）以及Flemings^{〔12〕}对钢（见图4）都提出了控制晶粒生长方向和结晶位向方法。

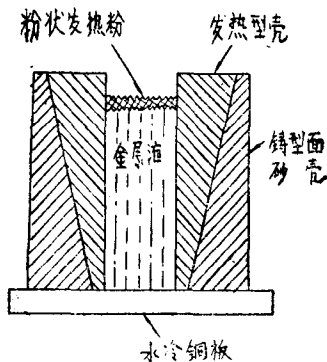


图2 锭子的定向凝固铸型的设计

单向凝固

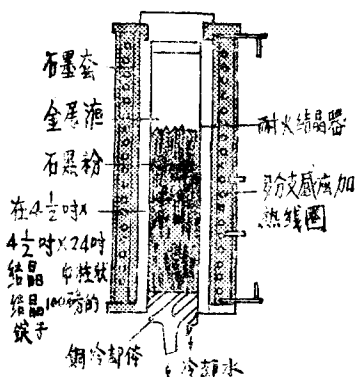


图3 生产柱状晶组织的感应加热结晶器

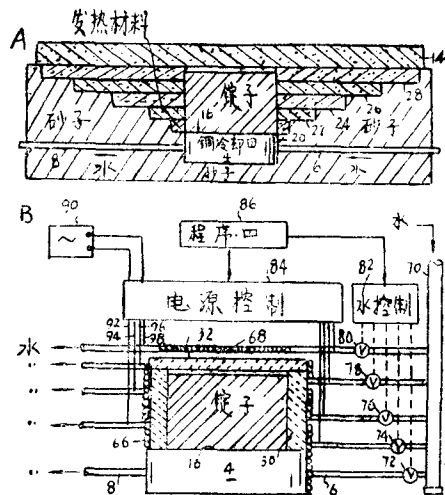


图4

A—利用发热材料获取定向凝固的结晶器构造；B—利用分接感应线圈加热来获取定向凝固的结晶器构造

在 Ni—Cr—Al 合金锭的铸造技术中,铸锭的凝固是在四平方吋的铸型中进行的(见图2),铸型是由表面挂一层 Exomold——一种放热材料的型砂壳制成。其内衬顶部比底部厚,使沿着铸件高度方向产生一个温度梯度,整个铸型放在一个水冷铜板上,以便获得定向冷却。为了防止锭的顶端凝固,浇注后马上在顶端液面覆盖一层发热材料。可以看到,柱状晶直径随着距铜底板距离的增加而增加。铸锭上部四分之一通常为等轴晶,顶部到底部的化学成份的变化在普通铸件的变化范围内。

Fisher 和 Walter 采用的工艺里,锭模包括着一个 $4\frac{1}{2}$ 吋 $\times$ $4\frac{1}{2}$ 吋长度为 24 吋的氧化铝管,外部套上一个两端开口的石墨管,石墨管用 50 千瓦、9600 周电源的感应线圈加热,感应线圈上联结抽头分为整个线圈, $\frac{2}{3}$ 和 $\frac{1}{2}$ 长度来控制凝固金属液的温度,铸型底面是起散热作用的水冷铜板,它保证柱状晶凝固条件所需的温度梯度,用发热的“热顶”可以制取长达 18 吋的单位向和双位向柱状晶的锭子。

Flemings 同时叙述了发热技术(图 4a)和感应线圈抽头。结晶器发热套的内径是不变的,而外部则由一系列圆环构成,圆环距铜底板越远,直径越大,因此,要求绝热时间最长的地方需要应用较多的发热材料。铸造过程的操作,目前是这样,即热量通过水冷铜板传导出,以得到定向凝固。感应线圈用一个程序器控制,使固相以下电源终断。同时程序器亦控制水阀,增加沿着固态锭周围线圈里的冷却水流量。例如,如果 $\frac{1}{3}$ 锭子已凝固,程序器将指示功率控制器切断,底部感应加热线圈供电源。同时,程序器指示水阀增加通过这段线圈的水流量,使其很快冷却。

采用这些技术的目的是要造成单向凝固所需要的温度梯度。现在,按着这个意义我们专门介绍一下汽轮机动叶片和静叶片的定向凝固。

定 向 凝 固

利用试验室设备,开始研究定向凝固时,铸型采用简单的电阻加热器和水冷铜激冷底板。熔炉是由普通的真空感应炉改装的。水和电源通过炉壁和水冷铜激冷板和结晶电阻加热器相连接。

真空泵系统包括一个 600 升/秒的扩散喷射式泵,和一个 130 立方呎/分的机械泵,在熔炼和铸造 25 磅锭时它能保持约 1×10^{-3} 托的压力。用 Disani 表测量压力。

锭模为 3 吋直径,12 吋长的氧化铝管,它绕有两个可分别控制的铜加热线圈(图 5)。线圈用耐热氧化铝水泥固定在管子外面。干燥后,铸型加热器固定在水冷铜激冷板上。整个装置放在一个不锈钢套里。热电偶保护管安放在线圈的四个不同水平面上,在管子和不锈钢套之间轻轻捣固一层氧化铝垫料进行绝缘,在这个捣固层顶部用氧化铝水泥盖上。整个装置自然干燥,然后放到真空室内。

铂/铂—10%铑热电偶放在保护管里,水路和电源线连接到真空炉壁上的接线柱上,然后

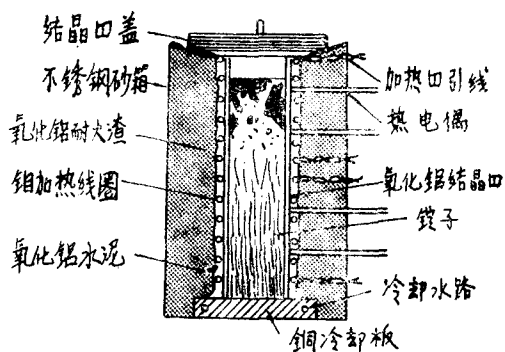


图 5 定向凝固 3 吋直径锭模的设计

关闭炉子并抽真空。并用幅射屏罩在铸型的顶部。当内腔压力大于 5×10^{-1} 毛时，通电加热铸型。用两个 30 安培、240 伏自耦变压器以人工来控制温度。铸型加热到 1480°C 并保温 10 分钟。将真空精炼的锭子重新熔化并且在 1540°C 保温 10 分钟。然后打开铸型上盖，快而稳地浇注，以确保锭子底部表面均匀地激冷和避免冷隔。浇注完之后将铸型盖盖上。

用逐渐减少线圈电源，先是下部线圈，后是上部线圈的方法控制铸锭结晶时温度变化的陡度。柱状晶从激冷板开始生长。凝固完毕后切断铸型加热器电源。锭子在炉中冷却到 980°C 以下。然后打开炉子，将锭子从铸型中取出。在盐酸和双氧水混合液中作宏观腐蚀以确定其晶粒结构。采用普通的和电火花切割技术将锭子加工成试样。用这个方法在一个 10~11 吋的铸锭中可正常的得到 7~8 吋的柱状晶材料（图 6）。

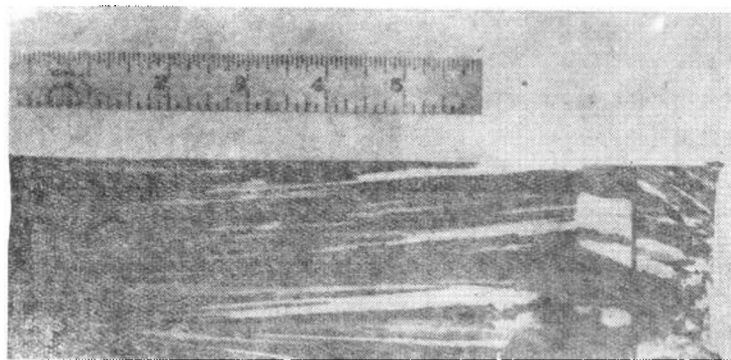
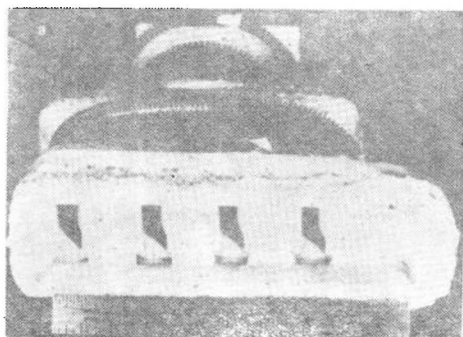


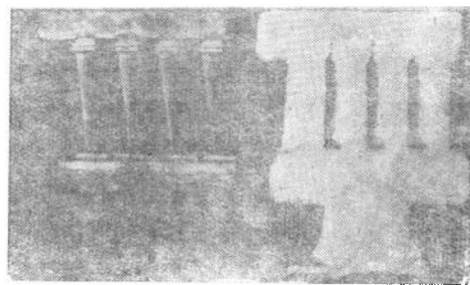
图 6 3 吋直径的定向凝固铸锭

这个实验室技术随后被用来生产定向凝固汽轮机部件。第一个单向凝固的部件是汽轮机动叶片。它们是用四个叶片一排的石英砂壳型铸造的（图 7）。浇注时把动叶片的较大端紧靠在激冷板。连接四个叶片的长方形的底浇口之底部敞开，而铸型四周固定在铜冷却器上。并在铸型外面绕上两组电阻加热器，用定向铸锭方法进行浇铸。

最近设计了五个叶片一组按圆周排列的铸型供试验车间铸造无肩的动叶片（图 8）。动叶片根部延伸部分对激冷板敞开，动叶片最大断面部分放在底部以使直的柱状晶穿过翼断面不



a)



b)

图 7

a—表示有底部开口和铜加热线圈的定向结晶结晶器；

b—四个叶片的石英砂熔模壳型结晶器及第一个定向凝固汽轮机叶片铸件

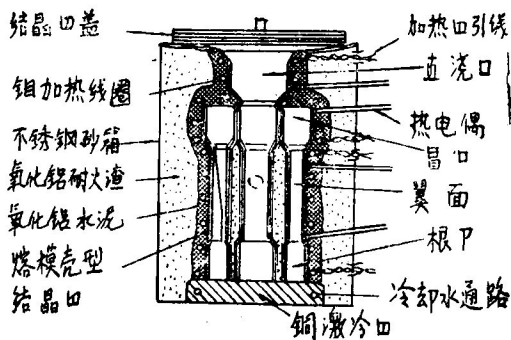


图8 铸造定向凝固的燃气轮机叶片的耐
热结晶器结构

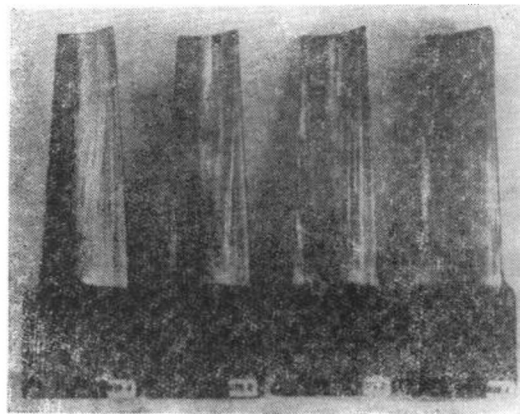


图9 宏观腐蚀的定向凝固PWA664JT4透平
叶片铸件，可以看见柱状晶组织

受限制地不断向上生长。用前面所述的方法加热和浇注。制做类似于图9中用于发动机试验的动叶片。

在试验车间的发展中，必须确定它对现有铸造技术的适应性和增加生产能力的可能性。决定采用一个永久型加热器，并设计了一个新的容量30磅的炉子（图10），它采用感应加热的石墨导磁体来加热铸型。用原来的炉子，在熔炼和凝固过程中每一阶段测量抽真空速度，计算排气量，以便设计新的真空系统的大小。这些数据表明需要每秒4400升抽气速度的10吋扩散泵，压力可要求在 10^{-8} 毛以下，使该系统在最高排气量情况下仍能在真空度约 1×10^{-7} 毛下铸造25吋的铸锭。为了减少抽空时间，以达到开动扩散泵所需的真空度，选了一个260呎³/分的罗兹鼓风机和一台150呎³/分的机械泵配套。采用4吋预抽的前级泵。顶部喷嘴装置减少了扩散泵的返流，12吋的阀门及高真空管路防止了泵的进口过大造成的节流。这种系统所提供的合金真空精炼程度是增压泵系统所得不到的。用多工位的Pirani仪表和热阳极离子管测量系统压力。凝固过程在低于 10^{-4} 毛时进行。这一工序完成之后继续抽一夜气，炉膛中正常的最大压力为 1×10^{-8} 毛。它的冷却漏气率低于 5×10^{-4} 毛/小时。用二个9600周、20 KW中频电机感应电源供熔炼和加热并控制铸型加热速度，以尽量减少热冲击并将铸型中气体排除干净。铸型中不需要的挥发物排出去之后，用另一个电源快速熔炼合金。这样就能够比用一个电源较好地控制铸型预热，并且使金属液过热。

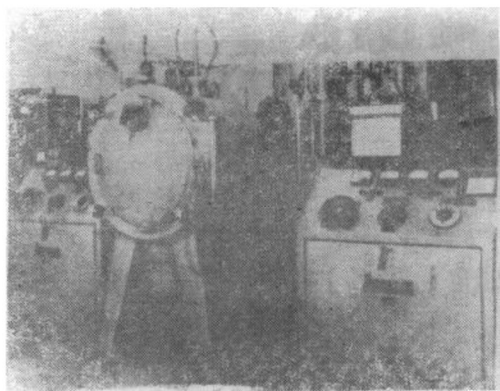


图10 可单独控制的结晶器感应加热器的
真空感应熔炉

铸型加热器是一个直径12吋的感应线圈，它有两个6吋高的垂直区（图11），这两个区通过一个能同时或单独接通上部区的开关和电源相联。一个直径10吋、高4吋的真空石墨感应体四周用放在线圈内的石墨毡。感应体的顶端和感应圈的第一圈在一个水平面上。一个底部用水冷却直径9吋、薄1吋的铜激冷体，用一个水冷不锈钢的轴装在感应体的底部。

感应体顶端的开口用石墨毡盖盖住，这个盖子在浇注时可以提起和拿走。为了测量铸型的温度，放在氧化铝保护管内的热电偶是从结晶器加热器顶端通过的石墨毡幅射屏入铸型。

放在感应加热炉中的精铸壳模是一组带有顶浇口排列的铸型。零件的大端朝下，分别和水冷铜激冷体相连。当把一种高度过热的合金浇到这种开底的陶瓷型里，在垂直方向将产生一个很大的力。为了避免铸型上浮而造成跑火，铸型底部设有一道平的陶瓷边，用螺丝将它固定在激冷器上。

铸件的最大截面处加长一小段。这个延伸部分称做始生点，它使结晶器的根部转角部分得以良好的加热，以避免在铸型表面形成结晶核。它也可能由外加的生长长度产生特别长的具有特别位向的柱状晶，当这个多余的料切掉后，就把不大理想位向的结晶体、冷隔及其它激冷区缺陷清除掉了。

当迅速而平稳地浇满始生点 (Staters) 和根部，可以较好地控制晶粒位向。因此，浇口设计应能适用快速连续浇注。另外铸型 (结晶器) 要有不变的或向下减少的截面以保证柱状晶快速均匀生长。当凝固到铸型的增大截面时，生长速度降低。随着不断向上生长，凝固放出的热能通过已凝固的金属向下传导。

为了提供足够的枝晶间补缩，在铸件顶部至少要加上 1.5 吋高的冒口。对无罩的铸造汽轮机叶片，结晶器设计是将叶面 2 吋高的延长部分连接到近于水平的圆形内浇口上。对小的有罩的动叶片，用一个 2 吋长的圆冒口，其截面积比叶片最小断面稍大些即可以得到致密的铸件。罩的顶部很大时即可以代替冒口，对于有大罩的透平动叶片和静叶片，可以在罩的外部边缘附近加短的暗冒口增加补缩。对于大部分铸件，铸型应这样放在感应体中，即使浇口顶部刚好位于上部线圈区之下。

人们发现采用表面加工粗糙的激冷体 (菱形滚花) 可以获得良好的晶粒位向和较好的凝固。这是由于合金和激冷板粗糙的表面发生显微焊接，从而增加了激冷体的表面积并改善了机械粘合。

采用这种方法时，铸型的温度高达 1560°C 。这个温度超过铂/铂-铑热电偶允许的校正温度，但这个误差并不大得必须采用其它热电偶材料。通过多点毫伏温度计用人工调节感应电源来控制温度。由于 (1) 在铸型外部而不是在金属本身上测温；(2) 功率是人工控制，而不是自动控制；及 (3) 相对温度和相对冷却速度要比绝对温度测量的精确性更重要，因此容许由于高温而引起热电偶刻度的微小误差。

一般每个铸型用六个热电偶。在一个铸型的两个不同部件上从三个水平面进行监测，最低的一个监测平面是在动叶片或静叶片根的顶部。控制铸型加热使铸型的顶热温度尽可能接近合金的液相线温度而又不使铸型的其余部分超过铸型材料的软化温度。对于锆砂壳型浇注时，铸型顶部温度不能高过 1540°C ，因此需要长的凝固周期。当铸造截面是简单的短件时，在短时间内采用稍高的温度，不会使锆砂壳型产生过大的变形。氧化铝壳型即使长期达

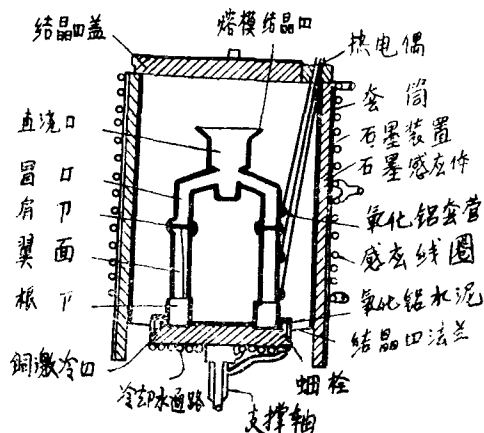


图11 铸造定向凝固燃气轮机叶片的感应加热熔模结晶器的构造

1590℃时，尺寸也是稳定的。

一个典型的周期是，将铸型放在加热器内，炉膛抽真空。盖上市型盖，激冷器接通冷却水，两个加热区通电。控制加热速度以防止铸型热冲击和防止除气系统的真空泵过载。铸型加热到要求温度后，保温 15~20 分钟。这个技术使铸型和炉子建立热平衡，然后对陶瓷型进一步除气。将金属液加热到 1560℃并且保持和合金真空精炼一样长的时间。合金液过热 195℃，使其有足够的流动性，以保证激冷板的凸凹处完全能浇到，并且加强了合金中希望的〔001〕生长位向的自然选择性。和以前一样，采用平稳快速的浇注以确保对始生部位的均匀充型和尽量减少由于打开盖时的热损失。

浇注完了后，将铸型立刻盖上，切断铸型加热器下部的电源，调节加热器上部的电源使铸型保持恒温 10 分钟。这样就在铸型建立了一个内部垂直的温度梯度。沿着预先确定的点，采用逐渐减少电力的方法，通过平滑的热电偶记录曲线，以控制合金的冷却速度（图12）。用这样控制的温度梯度就能得到从激冷板沿着整个汽轮机叶片生长的〔001〕位向的连续柱状组织。

当铸型加热器的功率用监测控制使合金的温度接近正在成长的柱状晶组织的温度时，可以最好地控制生长。每个热电偶记录下铸件接近凝固时的热滞。因此，生长的第一个 10 分钟后，应将冷却速度控制到铸型的温度刚好超过成长中的凝固前沿。当控制区的温度接近了合金的液相温度时，就控制到下一个。所有的热电偶将温度连续记在记录仪的记录纸上，直到周期完了。冷却速度一直控制到铸件顶部低于合金的固相线温度为止。这样就提供了足够的枝晶间的补缩和利于防止垂直的晶界热裂，然后铸件在真空或氩气中冷却至 540℃以下，这样凝固和冷却后，将铸型从炉中取出并打碎铸型，取出铸件，切掉浇冒口，喷砂清理，并侵蚀以备肉眼检验。

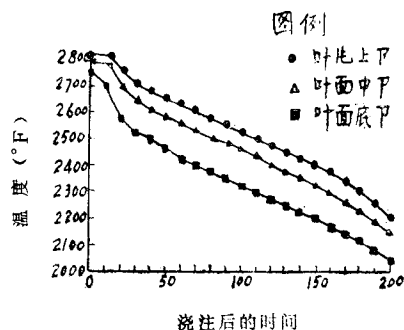


图12 铸造定向凝固汽轮机叶片的典型冷却曲线

单 晶 体

这种部分依赖于定向凝固的方法，是可仿制的，而且实现希望的取向结晶也不需要进行“接种”，看来能适应商业铸造生产的应用。采用稍加改进的壳型技术，可以同时铸造多至 12 个汽轮机动叶片。铸型予热到铸造合金熔点以上，然后，凝固过程在铸型温度和温度梯度的仔细控制下继续进行。这种铸造过程造成所希望的〔001〕取向结晶生长。

为进行单晶体铸造而设计的铸型，非常类似于用来生产定向凝固柱状晶部件的铸型。唯一的区别，是在柱状晶生长通道中的多弯收缩部分，它的作用是选择一个〔001〕取向的晶粒。称为开启器的矩形腔，用来在水冷铜冷却器附近实现柱状晶的生长竞选。然后，数个正确取向的晶粒，再通过具有几个垂直转弯的一系列小直径向上倾斜的生长通道继续生长。这就使沿着垂直正交通道生长最迅速的那个晶粒，将竞争性的阻止所有其它取向不利晶粒的生长。

图 13 表示为始终生产良好的单晶体铸造零件设计的第一个收缩器。铸型底部的开启器是用来在铜冷却器附近很陡的温度梯度中产生〔001〕取向的柱状晶粒。小直径向上倾斜 30° 的收缩部分，用来选择几个这种定向凝固的柱状晶粒。取向较有利的晶粒将沿着这个收缩部分

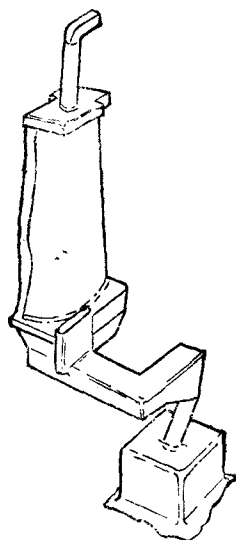


图13 生产铸造单晶体燃气轮机叶片
的收缩铸型

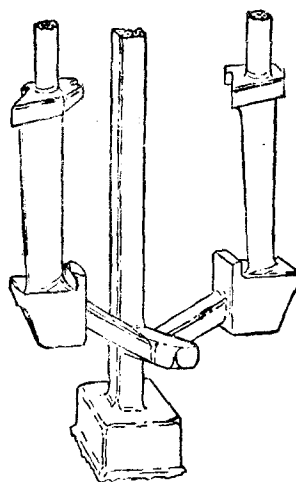


图14 改进的收缩铸型，用一个开启
器底注两个动叶片

的全长生长，然后遇到一个急剧垂直转弯，进入一个生长扩张区域。在这个区域中，每个晶粒允许在其水平 $[001]$ 生长平面之一的方向上进行最迅速的生长。这些晶粒中取向最有利的一个将逐渐挤除其它的晶粒并达到生长扩张区域的另一端。第二个垂直转弯用来进一步确保只有一个晶粒继续生长。这个晶粒在铸型加热器控制的温度梯度下长入部件的底部，并通过翼板向上生长。

一个更新近设计的收缩部分，可对铸型进行底注并用每个开启器铸造两个部件（图14）。矩形的立柱作为浇注部件的直浇口，也作为开启器以上的收缩部分之一部分。这个设计的大截面，由于开启器迅速而又均匀的注填，将提供更好的结晶取向控制。底注的特点是提供更纯净的铸件，因为随着熔合金在部件中上升会减少翼板中的湍流，同时使漂浮的陶瓷材料留在直浇口中。

采用这种使部件仅仅在底部互相联接的设计后，由于受铸型束缚而产生的部件变形也减少了。合金浇注后，柱状晶从冷却器开始向上生长。柱状晶从结晶取向控制最好的开启器中心进入收缩部分的头一个截面。数个这样的晶粒允许几乎水平地直接朝收缩部分第一个垂直转向的敏感器生长。

从这个生长通道向任何一侧分叉的垂直转向，将选择优先取向的晶粒成长为任一部件的基部。为了获得很陡的（温度）梯度，在收缩部分中向上维持约 15° 的坡度。用这个设计截面可得到改进的热传导率，这样就促进所希望的晶粒生长竞选。这种设计提供发动机试验用的单晶体动叶片和机械试验及合金发展设计用的单晶体试棒。

单晶体铸型同定向凝固铸造一样，装设在加热器中（图15）。铸型用螺栓紧固在冷却板上，以封闭开启器的底部并在合金浇注时防止铸型从冷却板上浮起来。铸型放置在加热器中，使部件的顶端位于感应线圈的上部和下部分界面以下一点。当冷却器的上平面同敏感器的底部较平稳地放置在一起时，可得到最佳的开启器予热。

温度由人工调整到 20 千瓦电力的装置来控制，通过各个计划控制点提供平滑的热电偶记

录曲线。铂/铂—10%铑热电偶联到一个多点毫伏记录器。热电偶装设在铸型的侧壁上，其端部置于较短的高铝护套中。人们发现，当对向前进展的凝固前沿紧前面的液态金属温度进行测控时，可以控制保持最好的生长率。一般对部件底部至顶部的三个高度进行测控。随着凝固前沿向上进展，温度控制自底部至顶部逐渐改变。

随着炉子在真空及其上部和底部之间的加热线圈均匀分配电力的情况下，铸型在一定的速度下加热，以促进陶瓷材料除气，而不使真空泵超过负荷。铸型在2850°F (1565°C) 下保持大约 15 分钟，以使铸型的厚壁达到均匀的温度。真空熔化的基体合金加热到其熔点以上 350°F (190°C) 左右。发现这样高的过热度会增强良好取向的自然选择，这是由接近冷却器晶粒迅速生长竞选造成的。过高的预热温度将防止在冷却器以上的铸型表面产生不需要的晶粒成核作用。

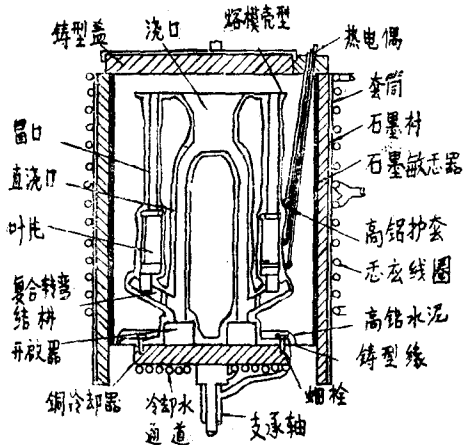


图15 铸造合金单晶体燃气轮机叶片用的感应加热熔模壳型的组合

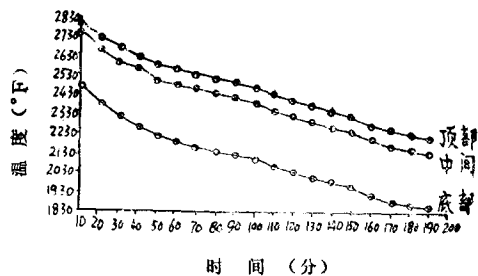


图16 复合收缩器熔模壳型中铸造合金单晶体得到的典型冷却曲线。时间表示浇注以后的时间。

顶部、中间和底部指的是铸件翼板上的位置

合金浇注以后，立即将铸型加热器底部的电力关闭。柱状晶立即在接近冷却器非常陡的温度梯度中开始。调整顶部线圈的电力，使部件顶部在固定的温度下保持 10 分钟左右。这样，随着敏感器的底部区域冷却下来，将在铸型中建立自然的温度梯度。

然后，对感应电力进行人工调整，在合金自底部至顶部凝固时，通过预先确定的控制点，获得平滑的热电偶记录器曲线（图 16）。温度控制保持在合金的固相线温度以下，以促进枝晶间补缩，并防止由凝固收缩所造成的过份铸型强制。

正如逐步由底部至顶部凝固周期的结果那样，当维持适当的冷却速度时，树枝晶间收缩被保持在最低限度。由于凝固周期比传统铸造缓慢，杂质趋向离开部件向上漂浮。由于铸型是两端开口制造的，在紧固到冷却器上之前可把灰尘和松散的陶瓷颗粒吹去。在单晶体铸造过程中，因为铸型在浇注前脱气，以及向上清扫合金区域凝结作用，其气体多孔性减少到最低限度。图 17 表明底注复合收缩熔模壳型，它用来由四个柱状晶开启器生产八个单晶体部件。这种铸型经宏观腐蚀后的产物如图 18 所示。

由于铸型和合金都加热到金属熔点以上，合金流动性较高，即使对非常小的铸型也可达到良好的充填。用这种技术，已经生产出不同规格和形状的多种动叶片（图 19）。部件已有铸造成实心的，也有为了提供空冷通道带芯的。

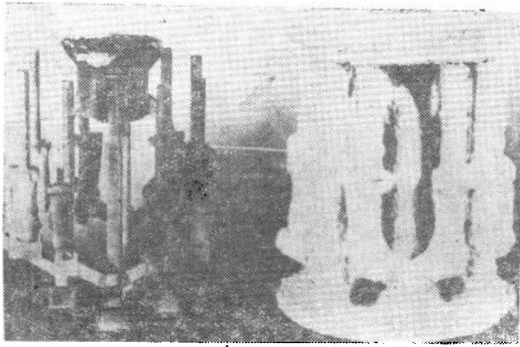


图17 在每个铸件中可得八个合金单晶体燃汽轮机动叶片的复合收缩竞选生长的熔模壳型

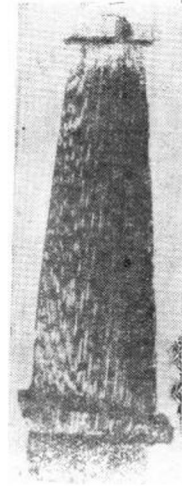


图18 宏观腐蚀的合金单晶体JT-12燃汽轮机动叶片，它显示出平行的树枝晶组织以及晶界的完全消失

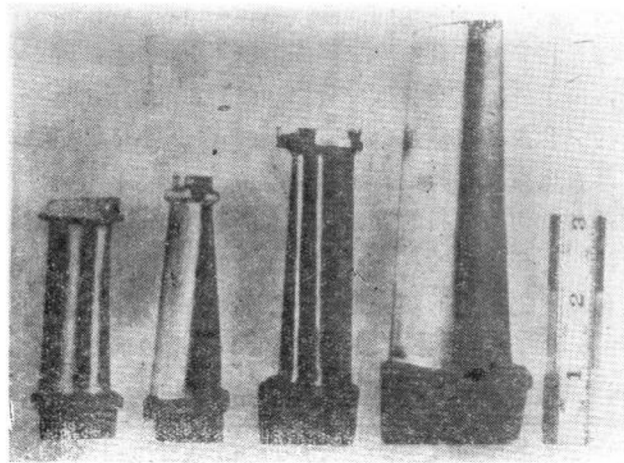


图19 由单晶法铸造的不同规格的动叶片比较图

程 序 控 制

理想的定向凝固铸件组织，是由平行于部件主轴并具有〔001〕优先选择取向的一群柱状晶组成。理想的单晶体铸件的组织，则是由无表面缺陷的多相单晶体的根部，翼板和侧板组成。结晶学的取向应是这样的，即按照标准立体平面投影测量，部件主轴和最近的〔001〕晶体取向之间的偏差不超过 10° 。根据前面叙述的工艺方法，一般得到所希望的组织。然而，有时也遇到一些缺陷，但当正确鉴别后（参见图20），是容易改正的。如果出现缺陷，总的来说是由两种主要原因造成的。其原因，或者是由于控制定向生长所需确定的时间-温度关系的变动，或者是由于不适当的材料和设备。温度控制的损害，就会造成优先选择取向的损失，形成等轴晶粒，“斑点”偏析，柱状晶粒的纵向晶界开裂，或收缩性多孔性。不适当的

材料或设备可导致气体多孔性，金属-铸型反应，夹杂物，尺寸精确度偏差，或柱状晶的晶粒方向分散。

让我们现在来讨论同定向凝固和单晶体有关的程序控制，但把由程序控制损耗造成的缺陷放到一边，如上边提到的，这些缺陷对所有的熔模铸造工艺方法都是共同性的。既然同传统铸造相比凝固期时间显然要长（参看图 12，16），必须特别注意真空实践，以及由定向凝固特性产生的组织缺陷。

气体多孔性可能容易同定向凝固或单晶体铸件中的缩松区别开来，因为气体多孔性位于树枝晶晶间似完善球状的空穴。如果在铸件中看到的话，这种典型多孔性一般在铸件底部是见不到的，然而其数量随着距水冷底板距离的增加而增加。小孔形成机理，被认为是由于紧接推进的固-液界面熔化的金属中溶解的气体过度集中所造成。而因，气体微观缩孔的出现，表示气体含量超过固态金属所能容纳的限度。

对具不同真空能力的三个炉子的定向凝固试验棒进行了比较（表 2）。 5×10^{-4} 托* 真空度下凝固的材料气体含量分析表明，由于外加真空精炼导致氮和氢减少。高于基体锭块的氧含量，可能是由于所使用的铸型材料所引起。在具有更高压力和更高泄漏值的炉中，三种气体的分析都高于初始材料的含量。空穴的容积百分比（由金相确定）也随高的工作压力而增加。已经证明，在良好的真空实践和适当的凝固控制下，就可以在定向凝固铸件中消除气体多孔性。在低压下增加的蠕变寿命和延展性，说明了为什么强调正确设计真空系统要求工作压力低于 1×10^{-3} 托并使炉子具有非常低的泄漏值的重要性。

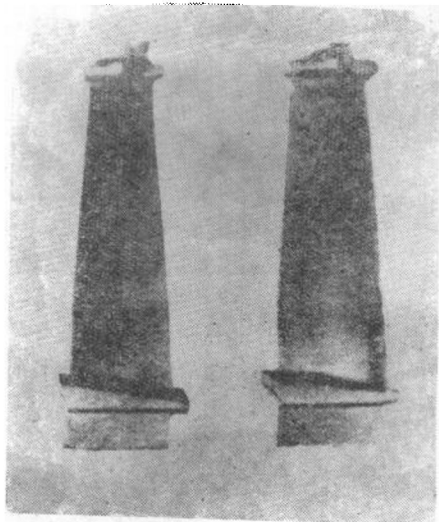


图20 JT-12 动叶片，显示出翼板尾缘处的链状斑点（右）和顶部附近的等轴晶（左）

表 2 真空实践对相同基体锭块铸造的定向凝固试棒的影响

铸造炉真空条件 泄 漏 值 (托/分)	杂 质 含 量 (百万分之几)					Si (重量%)	空 穴 (容积%)	蠕 变 试 验 结 果 (铸态)			
	工作压力 (托)	O ₂	N ₂	H ₂	S			1400°F—100 公斤/时 ² (KSi) (760°C)		1800°F—30 公斤/时 ² (KSi) (982°C)	
								断裂寿命 (小时)	延伸率 (%)	断裂寿命 (小时)	延伸率 (%)
1×10 ⁻⁴	5×10 ⁻⁴	1.1	1.3	0.2	21	0.047	0.2	260.8	12	49.7	28
1.6×10 ⁻³	1×10 ⁻³	1.7	2.4	0.5	39	0.054	0.3	157.2	9	48.2	27
1.6×10 ⁻²	72×10 ⁻³	1.6	1.7	0.5	44	0.066	0.4	36.4	8	20.4	20
基体锭块		0.4	1.4	0.3	52	0.066					

由于组织缺陷对机械性能具有潜在的有害影响，因而在检查过程中，它们使定向凝固或单晶体铸件成为标准品时具有首位的重要性。典型的缺陷，就是柱状晶关于部件主应力轴的分散度，柱状晶除希望的[001]取向外，还有成核等轴晶粒的出现，以及单晶体关于部件轴超出上边提到过的限度以外的取向。

* 托：相当于 1 毫米水银柱的压力——校者注

已经证明^[15]，定向凝固铸件的横向性能与同样材料的传统铸件相等。因而，可以预料到铸件性能将随晶粒对纵轴的分散度成比例的连续恶化。一般避免晶粒分散，是将铜冷却器表面保持清净和匀称。

非取向的晶粒生核，即除〔001〕优先选用结晶学取向以外的柱状晶粒，对机械性能有显著的影响。最近从事结晶学取向对 Mar—M 200 单晶体机械性能影响的研究^[16]表明，在 1400°F (760°C) 和 100000 磅/时² (7030 公斤/厘米²) 下，〔011〕和〔001〕取向的晶体断裂寿命由 5 小时到超过 1900 小时各自不等。非取向的晶粒，是让铸型温度降至合金熔点以下的结果，由此晶粒以散乱结晶学取向于型壁上成核。在型壁上不明显成核的非定向柱状晶，可由晶粒内的枝晶取向检查出来。它们的形成，可由铸型冷却周期的严格控制来防止。

等轴晶有几种形式。当维持单向生长出现太小的温度梯度时，或液态区截面冷却到紧接液-固界面能强力完成新晶粒成核时，则将观察到从柱状或单晶体到等轴晶粒的过渡区。柱状-等轴晶粒的过渡区，往往同广泛的显微疏松结合在一起，并常常在凝固后的冷却过程形成横向裂纹。等轴晶粒的散乱成核也可发生在铸型表面，显然与柱状晶或单晶体在液态金属中的生长是同一时间，以致造成重叠的等轴晶粒。这种类型的缺陷，通常在接近铸件顶部的地方可以观察到，在那儿的液态金属接近凝固范围。在这种条件下促使成核只需少量的能，可由微小夹杂或铸型表面的不规则性提供。这种等轴晶通常只在表皮下，许多情况下可用通常的抛光技术除去。

另一种形式的等轴晶粒，被观察并称为“斑点”。斑点是一种铸件缺陷，它发生在单向凝固铸件和真空自耗铸锭中^[17]。这种缺陷可看做宏观偏析的一种延伸轨迹，它富于正偏析元素，而缺乏负偏析元素，取名“斑点”。是因为宏观腐蚀时成多麻点现象，这是由过量晶的共物质，次生相微粒，多孔性和微小非定向取向的晶粒造成的。

在单向凝固铸件中，斑点轨迹通常发现在铸件的外表面，并同平行于重力的方向对齐(图 21、22)。Copley et al^[18]曾在一个单向凝固透明模型系统中直接观察到斑点轨迹的形成，它是重量比为 30% 的 $\text{NH}_4\text{Cl}-\text{H}_2\text{O}$ 。 $\text{NH}_4\text{Cl}-\text{H}_2\text{O}$ 的单向凝固铸件分成三个区域：顶部或液态

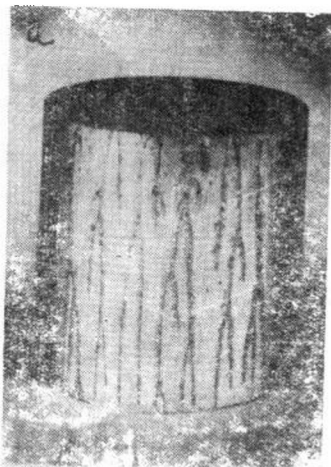


图21 直径4吋的Mar—M200合金单晶体在凝固过程中形成(经腐蚀显示出)的斑点轨迹(缩小约1/2)



图22 斑点轨迹的放大图(经腐蚀显示出) 应注意轨迹链中各个晶粒反射性的较大差别，它表明显著的取向失调($\times 10$)

区；含有枝晶和液体的粥状区；以及同冷却器接触的固态区。Copleyetal 发现在粥状区中存在着向上流动的液体射流。这些射流冲蚀粥状区造成局部偏析和枝晶碎片的形成，这就产生等轴晶的残余垂直链或轨迹。更进一步得到证明，重量比为 30% 的 $\text{NH}_4\text{Cl}-\text{H}_2\text{O}$ 中的射流，是粥状区中密度转换自由对流的结果。这些射流最初由共晶液流组成，它对于枝晶具有很大的冲蚀性。对驱动力，热流动和溶质流动影响的分析表明，对流的射流是同在金属合金中一样的，轻元素正偏析和（或）重元素负偏析。

如前所述，冷却曲线是以程序控制法产生的。这些曲线代表温度 T 与时间关系区 Plot 图，是从具备有利面的冷却器起，按不同距离（高度） Z 安装的几个热电偶来测量的。该数据也可以等温线分布切面图重新绘制出来（不同时间的温度与高度关系的曲线）。假定测定的温度代表（或至少直接关系到）熔化温度，则温度切面图同液相线、固相线的交点，就分别表示出作为时间函数的液相线和固相线之位置的量度。对于液相和固相面经过某给定点所需要的时间间隔，即代表局部凝固的时间 Δt 或 t_1 。再者，这些相交点的斜度 $(\partial T / \partial Z)$ 代表温度梯度 G ，它可在液相和固相界面测得。取界面位置与时间曲线关系的斜度，则生长速度 $R = (\partial z / \partial t)$ 可作为时间或距离按液相或固相界面距离的函数来确定。

为了叙述生长率对产生斑点的影响，Copleyetal 研究了稳定凝固的特殊情况（在恒定温度梯度 G 和生长速度 R 的条件下凝固）。在这种条件下，由初期射流产生的冲蚀量与局部凝固时间成比例：

$$\Delta t = \frac{T_L - T_S}{RG}$$

这也就是粥状区经过铸件某点所需要的时间。如果临界时间 Δt^* 是使射流稳定并产生碎片提供足够损失所需要的时间，则上边的公式对给定的熔化范围和温度梯度将预测到临界生长速度，在他以下将会有斑点产生。

图 23 概括了生长速度和温度梯度对生成斑点的影响。在 $G > G^*$ 时斑点生长即被抑制，因为有利于导致对流的射流潜能不足。对于 $G < G^*$ ，斑点的生长速度预测为：

$$R < \frac{T_L - T_S}{\Delta t^* G}$$

其中 Δt^* 为常数。最后，稳定状态单向凝固速度被限制在以下范围：

$$R < \frac{K_r G_s}{\Delta H}$$

其中， K_r 为导热系数， G_s 为固相时固体的梯度，而 ΔH 为 1 厘米³ 液相温度的液体转化为固相温度的固体时释放的热量。对大于这个数值的生长速度，则在粥状区域中释放出的热量大于固体可传导出外的热量。在稳定状态下，液态区域中的温度梯度为了保持热平衡，必然为负值，这就使单向凝固无法维持。

一旦所拟定的制度规范得到验证性地确定，就可以简单地选用影响生长速度（ R ）和温度梯度（ G ）程序的那些变量，由此使生产无缺陷铸件的可能性趋于最大。

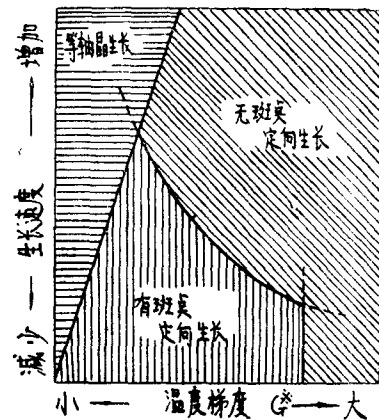


图 23 随着生长速度和温度梯度的改变，实现了无斑点生长区域