

# 高温合金单晶铸造中凝固条件的时空变化及对杂晶缺陷的影响

马德新<sup>1,2</sup>, 张琼元<sup>3</sup>, 王海洋<sup>3</sup>, 李林蓄<sup>3</sup>

(1. 深圳万泽中南研究院, 广东深圳 518045; 2. 中南大学, 湖南长沙 410083;  
3. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川德阳 618000)

**摘要:** 在真空定向凝固炉中进行了两种高温合金的单晶凝固试验, 通过金相检查检验了杂晶缺陷形成的特点, 发现杂晶的产生倾向与合金种类及在铸件中的相对位置有关。试验中还测量了铸件下部和上部多个特征点的冷却曲线, 分析了铸件中的凝固条件随时间和空间发生的变化。发现铸件下部在激冷效应消失后, 凝固速度 $V_s$ 远低于抽拉速度 $V_w$ , 凝固界面处于炉底隔热区内; 而在凝固后期的铸件上部则完全相反,  $V_s$ 远高于 $V_w$ , 凝固界面进入加热区。总体来说, 铸件的上部比下部更易产生杂晶。型壳串中每个铸件由于内外两侧传热条件不同造成组织缺陷的不对称: 在铸件下部, 外侧比内侧更易产生杂晶, 而在上部则相反, 这是因为在工艺过程中凝固条件不对称的方向发生了转化。

**关键词:** 高温合金; 定向凝固; 单晶; 杂晶缺陷

## 作者简介:

马德新(1955-), 男, 教授, 国家千人计划特聘专家, 从事高温合金单晶叶片的制造技术研发。E-mail: d.ma@gi.rwth-aachen.de

中图分类号: TG132

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)02-0103-08

## 基金项目:

广东省引进创新创业团队项目(607264877417)。

## 收稿日期:

2018-09-10 收到初稿,  
2018-10-18 收到修订稿。

高温合金单晶叶片比普通等轴叶片和定向凝固叶片具有更好的高温性能, 更能满足航空和地面燃气轮机提高工作温度的需要。单晶叶片制造的最大问题是保证单晶的完整性, 避免杂晶等晶体缺陷的产生。杂晶是单晶叶片制造过程中最易出现的铸造缺陷, 其特征为在铸件的单晶主体生长过程中又生成一个或多个晶体取向完全不同的新晶粒, 形成了各种角度的晶界, 破坏了叶片整体的单晶完整性。特别是在去除了晶界强化元素的单晶高温合金中, 杂晶缺陷更是由于严重损害和降低叶片的高温性能而不被接受。形状复杂的叶片, 特别是在叶片截面突然扩张之处如缘板和叶冠位置最易产生杂晶<sup>[1-8]</sup>。除了叶片的几何形状外, 杂晶缺陷的产生还受合金成分<sup>[6-10]</sup>和凝固条件<sup>[8, 11-13]</sup>等因素的影响。

在本工作中使用了两种镍基高温合金, 在真空凝固炉中进行了高温合金铸件的单晶定向凝固试验, 通过金相检查检验杂晶缺陷形成的特点, 考察杂晶产生倾向与合金种类及在铸件中的位置关系。试验中还对铸件多个特征点进行了温度测量, 分析了铸件中的凝固条件随时间和空间发生的变化及对杂晶缺陷形成的影响。

## 1 试验过程

本试验所用的铸件样品为4只小型涡轮叶片和6只试板, 图1显示了相应的样品尺寸和蜡模组装示意图。试板厚度为5 mm, 宽为30 mm, 为模仿叶片截面突然扩张之处如缘板和叶冠部位, 在上、中、下部各设一层平台, 两侧凸台突出距离是15 mm。每个样品下端装上起晶柱和螺旋选晶器, 均匀等距离地粘结在直径250 mm的蜡盘上, 上部接上横浇道并与浇口杯相连。蜡树组装完成后, 在图1所示的一个试板底层和上层平台上安装陶瓷保护管(上层平台有2处标为4#和5#, 底层平台有3处标为6#、7#和8#), 以便制壳完成后安装热电偶, 并在试验过程中进行温度测量。

组装好蜡模后,经反复粘浆淋砂制成一定厚度的陶瓷型壳,并进行脱蜡和烧结。用陶瓷板将浇口杯和浇注系统分隔为对称的两部分,目的是为了将两种合金分别浇在同一型壳的两半部分,即各为2只叶片和3只试板。本试验使用的两种镍基高温合金分别为DZ445(合金1)和MAR M247-LC(合金2,简称MM247),其化学成分列于表1。

熔化浇注和定向凝固试验在德国ALD公司制造的真空定向凝固炉中进行。先将型壳安装在炉内水冷铜盘上,装配好测温热电偶。型壳顶升到热区后抽真空,上下加热器预热到预定温度(1500℃)。对熔化坩埚也采取了隔离措施,能够同时熔化两种合金并能浇入同一型壳的两半部分,目的是使两种合金在完全相同的热温条件下进行凝固,以比较它们的单晶可铸性。浇注后将盛有合金液的型壳以3 mm/min的抽拉速度从炉腔热区穿过40 mm厚的隔热区降入冷却区,形成铸件自下而上的定向凝固,并经选晶器实现单晶生长。

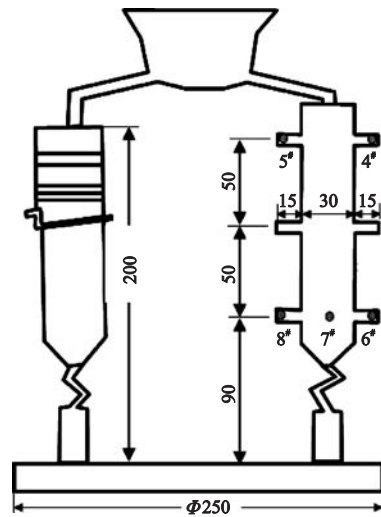


图1 铸件蜡模组装示意图(左为叶片,右为试板)

Fig. 1 Schematic diagram of wax patterns assembly

表1 本试验所用两种合金的化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of two superalloys

项目	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	C	B	Hf	Ni
合金1(DZ445)	13.15	10.0	4.50	1.76	4.13	2.30	4.75	0.081	0.019		余量
合金2(MM247)	8.22	9.22	9.42	0.53	5.63	0.71	3.24	0.08	0.015	1.07	余量

定向凝固试验完成后,从炉中取出型壳,经破壳、喷砂清理和腐蚀,检验两种合金铸件的单晶组织质量和杂晶生成情况并进行比较。处理测温数据,绘制各测温点的温度曲线,分析凝固条件的时空变化及其对凝固组织的影响。

## 2 试验结果及分析

### 2.1 凝固组织检测

单晶凝固试验完成后得到两种合金的铸件样品共10件,各有2只叶片和3只试板。对两种合金的各2只叶片进行腐蚀检查,发现均为单晶组织(图2),即使在缘板部位也没有杂晶缺陷形成。说明所用两种合金都有不错的单晶可铸性,仅从所用叶片样品的检测不能区分它们之间的差别。

用合金1浇注的3只试板经表面腐蚀和检测,发现每个试板的中下部为单晶组织,但各试板的最上层平台朝内一侧都出现杂晶(图3)。其中一个试板凸台上的杂晶斜着长入试板,直到贯穿整个铸件(图3c)。

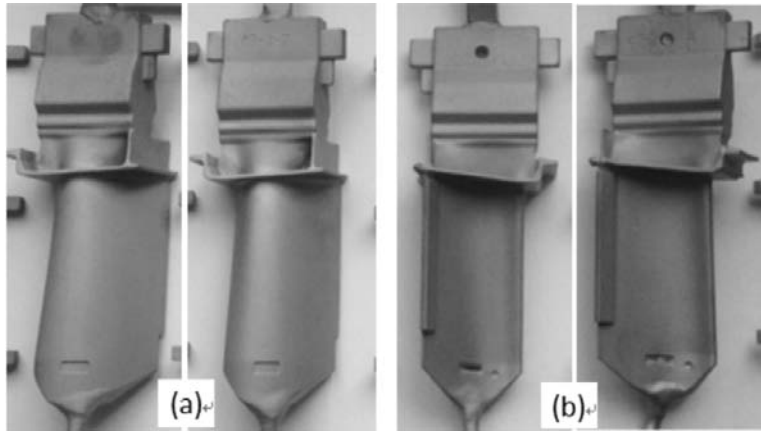
用合金2浇注的3只试板产生的杂晶较多(图4)。其中试板(a)中上层的内侧凸台和下部的的外侧凸台出现杂晶(图4a)。试板(b)上层的内外两侧凸台和下

层的外侧凸台出现杂晶(图4b)。试板(c)仅上层的内侧凸台出现杂晶,中下部为单晶组织。

将以上检测到的两种合金各3只试板中各个位置上的杂晶数目汇总列于图5和表2,得到各层平台内外侧的杂晶分布结果。可见合金1的叶片中共发现3个杂晶,且都出现在最上层的内侧凸台(图5a)。而合金2的叶片中共发现7个杂晶,其中3个在上层平台内侧(图5b)。也就是说,两种合金所有叶片最上层内侧的所有凸台都出现了杂晶,显示了铸件的这个部位是最容易形成杂晶的地方。

从图5和表2中可看出下列各种因素对杂晶形成的影响。

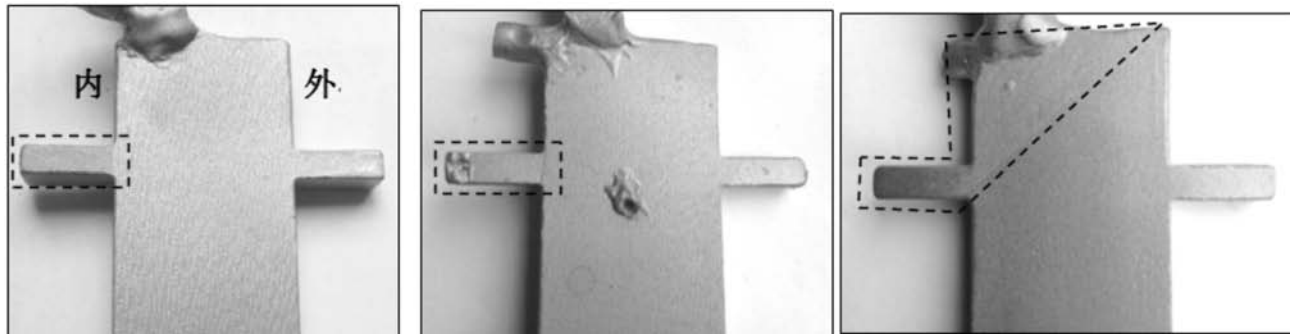
(1)合金种类。本试验中为了检验合金因素对单晶可铸性的影响,将两种合金在同一个型壳中进行单晶定向凝固,保证了所处的热温条件完全相同。合金2试板上的杂晶数量明显多于合金1(总量为7:3),显示了更严重的杂晶倾向性,这证明MM247的单晶可铸性不如DZ445。作者曾经测过两种合金熔体的平均形核过冷度也就是过冷能力分别为25 K(MM247)和29 K(DZ445)。这个数值越高,就越不容易被铸件外角部位的局部过冷所超过,也就不易造成新晶粒的形核



(a) 合金1 (b) 合金2

图2 两种合金铸造的4只叶片均为单晶

Fig. 2 Four single crystal blades cast from two superalloys



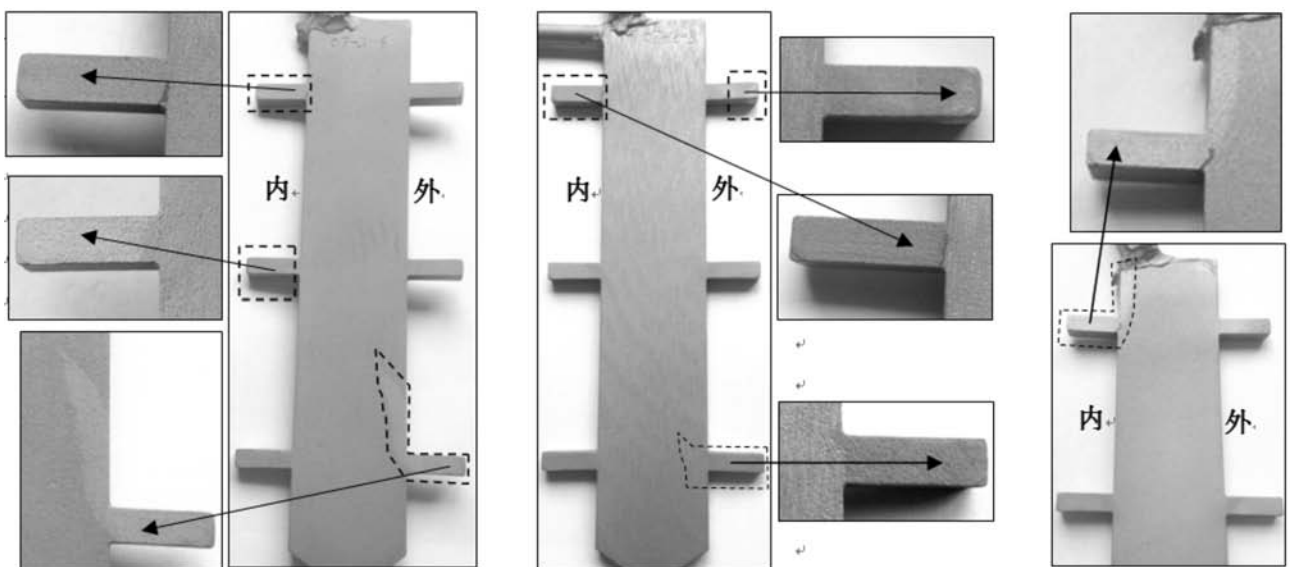
(a) 试板一

(b) 试板二

(c) 试板三

图3 用合金1浇注的三个试板最上层平台照片

Fig. 3 The upper platforms of DZ445 test plates



(a) 试板一

(b) 试板二

(c) 试板三

图4 合金2的三个试板照片，显示了杂晶缺陷在各层平台上的分布

Fig. 4 MM247 test plates, showing stray grains formed in the platforms

结晶<sup>[10]</sup>。合金DZ445比MM247具有更高的熔体过冷能力，这就决定了其在制造单晶铸件时具有更好的抗杂晶缺陷的能力。

(2) 高度因素。两种合金在试板上、中、下层产生的杂晶数量比例为7:1:2，说明上层明显要比中下层更易产生杂晶。在作者先前的工作中也发现，另一种晶体缺陷雀斑也是容易发生在铸件的上部<sup>[14-15]</sup>。

(3) 内外侧因素。在试板下层，内侧与外侧凸台产生杂晶的比例为0:2，说明铸件外侧更易产生杂晶；但到了上层，内外侧的杂晶比例变为6:1，说明铸件内侧产生杂晶的倾向反而远大于外侧。这与作者用其他高温合金所做试验的结论相同<sup>[5, 16-17]</sup>。而雀斑缺陷都发生在铸件上部的内侧，这种现象称之为阴影效应<sup>[14-15]</sup>。这种组织上的变化是凝固条件变化引起的，这将从下面的温度测量结果来进行分析。

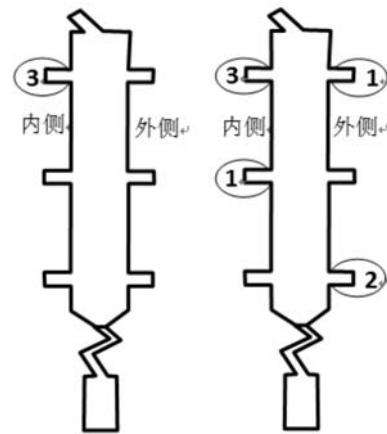
(4) 排列密度。本次试验组装的铸件之间平均间距约为60 mm，其中3只MM247试板的各层平台的内外侧凸台共出现了7个杂晶。作者曾用同种合金MM247做过相似试验，但铸件之间平均间距约为100 mm。结果在试板上并未发现杂晶。可见铸件排列越密、间距越小，散热条件就越差，就越容易引起杂晶缺陷。对于铸件排列密度对凝固条件及组织的影响，还需做进一步的研究。

## 2.2 温度测量结果及分析

### 2.2.1 温度测量结果

在用合金1浇注的一个试板的底层和上层平台安装了热电偶进行了测温试验。图6显示了下层平台三个热电偶测得的温度随下降距离的变化曲线。

从图6可见，在开始抽拉时，试板外侧（6#位置）温度高于试板中心（7#位置）和内侧（8#位置）。这是因为铸件外侧直接面对加热器，能得到有效的辐射受热。但在抽拉过程中外侧温度下降较快，在抽拉到隔热板上约50 mm高时（点A处），6#与7#曲线实现交叉，即试板外侧温度已开始低于试板中心温度。在图中的点B，即在隔热板上约5 mm时，6#曲线与8#实现交叉，说明试板外侧温度已开始低于内侧温度。在热电偶所在的底层平台降入隔热区之后，各测量点的温度才降到合金的液相线温度 $T_L$ 下。在底层平台降到隔热区中心即深度约为20 mm时，温度最低的6#曲线在C处出现明显的温度跃升，说明此时外侧凸台发生了突然凝固，出现了结晶潜热的大量释放，造成温度回升。然后8#曲线在D处出现了拐点（由于不太明显，需放大才能分辨）。说明内侧凸台此处发生了结晶。7#热电偶所在的试板中心温度在抽拉开始时处于6#和8#之间，说明其受热条件好于内侧但不及外侧。但在抽拉过程



(a) 合金1 (b) 合金2

图5 两种合金各3只试板中杂晶数目的分布

Fig. 5 Distribution of stray grains observed in two superalloys

表2 两种合金试板中各层平台内外侧的杂晶数目统计  
Table 2 Summary of the number of stray grains formed in blades of two superalloys

位置	合金1		合金2		杂晶总数	杂晶比例 内侧:外侧
	内侧	外侧	内侧	外侧		
上层	3	0	3	1	7	6:1
中层	0	0	1	0	1	1:0
下层	0	0	0	2	2	0:2
总计	3		7		10	7:3

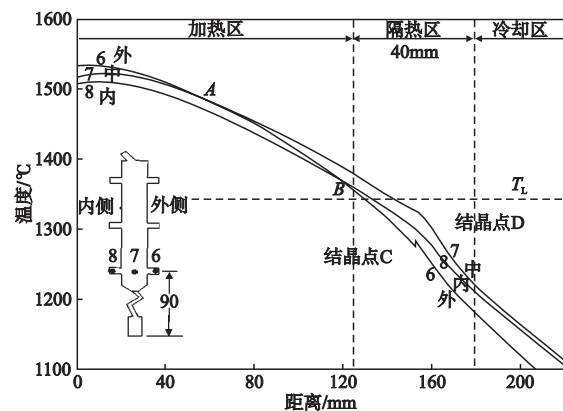


图6 试板下层平台三个热电偶（6#、7#、8#）测得的温度随下降距离变化曲线

Fig. 6 Temperature evolution measured in the bottom platform

中, 由于冷却条件不如两侧, 如型壳壁较厚等, 所以试板中心的7#曲线的温度最高。

图7显示了试板上层平台两端的两个热电偶测得的温度随下降距离的变化曲线。内外两侧凸台的两条温度曲线并未发生交叉, 这与底层平台两侧的温度变化明显不同(图6)。5#热电偶所在的内侧凸台的温度一直低于4#热电偶所在的外侧凸台, 且在炉内加热区下降过程中比外侧冷却更快。当内侧5#点距离隔热板的高度约为57 mm时, 其温度已低于合金的熔点 $T_L$ , 而外侧4#点的相应高度约为22 mm。在5#热电偶的高度约为30 mm时, 测得的内侧温度曲线出现结晶点(E点)。当上层平台继续下降至隔热区内深度约为4 mm时, 4#即外侧温度曲线出现结晶点(F点)。这与底层平台两侧的温度变化(图6)相比有很大差别, 一是结晶顺序从先外后内变成了先内后外, 二是凝固界面的位置从隔热区中心提高到了隔热区之上。

### 2.2.2 凝固条件分析

根据图8和图9中的测温曲线, 对试板底层和上层平台的凝固条件和过程进行相应分析。图8显示了试板底层平台的凝固界面位置和形状。由于抽拉时间开始不久, 陶瓷型壳底盘离开隔热区不远, 对炉腔还起着堵塞和保温作用, 因而型壳通过辐射向下散热较慢, 型壳内的合金熔体能较长时间的保持液态, 试板底层平台直到进入了隔热区中心才开始凝固。到此时型壳已经以抽拉速度 $V_w=3$  mm/min下降了110 mm的距离, 但铸件中的总凝固距离(底层平台距水冷底盘的距离)只有90 mm。若减掉因水冷铜盘激冷引起快速凝固的起晶段部分, 真正因型壳抽拉引起的凝固距离更短。由于在此期间的凝固距离远远低于抽拉距离, 说明相应的凝固速度 $V_s$ 远远低于抽拉速度 $V_w$ 。因此, 在铸件的定向凝固研究中, 不能简单地认为凝固速度与抽拉速度相似甚至相同。

从图8的示意图可以看出, 当试板底部平台从隔热区降入冷却区时, 其外侧凸台面向冷却器, 能很好地辐射散出热量( $Q_{外}$ )并快速冷却; 而内侧凸台的向下辐射散热( $Q_{内}$ )受到陶瓷型壳底盘的阻挡, 散热效率要差很多, 因而有 $Q_{外} > Q_{内}$ 。而试板中心部位散热条件最差, 比两侧凸台的温度都高, 结果就形成了形状不对称的凹形液相线等温界面(图8), 开口向内偏, 外侧陡峭而内侧平缓。这就是说, 虽然每个试板的形状左右对称, 但由于两侧的传热条件不同, 造成了在横截面上凝固条件的不对称。外侧凸台凝固时间要早于内侧, 且凝固前形成的过冷( $T_{外}$ )要大于内侧( $T_{内}$ ), 因而更易形成新晶粒的形核和长大, 造成杂晶缺陷的产生。从图2和表2看出, 底部平台外侧与内侧凸台杂晶出现的比率为2:0。这说明, 不论从热温测

量分析还是从铸件组织检验, 都证明了铸件下部的外侧比内侧更易产生杂晶缺陷。

当定向凝固进行到最后阶段, 试板上层平台开始凝固, 这时的传热和凝固条件已经发生了很大变化。如图9所示, 型壳已下降很多, 型壳底盘已远离了炉底的隔热板位置, 其对炉内热区的堵塞和保温作用已基本消失。型壳的内侧形成了上下贯通的散热通道, 使这个区域的温度不断降低。型壳内熔体的凝固界面位置也相应上升, 从原来的隔热区内上升到了隔热区之上。考虑到下层平台和上层平台之间的距离为100 mm, 而分别在抽拉距离为110 mm和160 mm时出现结晶, 得出在相对抽拉距离50 mm之间, 试板中的凝固

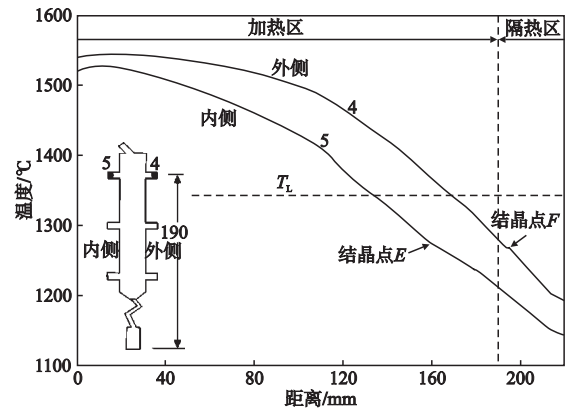


图7 试板上层平台两个热电偶(4#和5#)测得的温度随下降距离变化曲线

Fig. 7 Temperature evolution curves measured in the upper platform

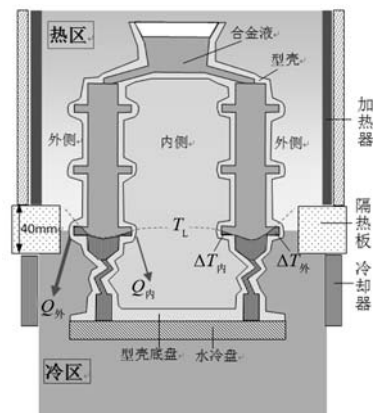


图8 下层平台凝固条件示意图

Fig. 8 Thermal condition during solidification of the bottom platform

界面前移了约100 mm。这说明在此期间,铸件的平均凝固速度 $V_s$ 要比抽拉速度 $V_w$ 快了约1倍。这再次说明在相应的工业规模的定向凝固研究中,不能简单地将凝固速度等同于抽拉速度。

从图9显示的位置看,试板上部平台处于隔热板之上的炉腔内。其外侧凸台面对的不再是冷却器,而是加热器,直接受到加热器的辐射加热,而其向下的散热量( $Q_{外}$ )却很小,冷却变得缓慢。而内侧凸台则处于型壳中心贯通的散热通道中,能够迅速向下散失热量( $Q_{内}$ ),因而有 $Q_{内} > Q_{外}$ 。而且内侧凸台本来就背对加热器,不能得到的有效辐射加热,特别是上层平台降到炉腔下部时,型壳上部的浇注系统(包括浇口杯和横浇道)遮挡了来自炉腔的热辐射,内侧凸台的热量得不到补充,温度下降很快。结果形成了与图8完全反向的不对称的凹形液相线等温界面(图9),开口向上但偏外,其内侧陡峭而外侧平缓。因而内侧凸台更易形成过冷,也更容易生成杂晶。这与试板下部的情况(图8)相比,虽然在水平方向上都出现了凝固条件和组织的不对称,但方向却完全相反。从表2看出上层平台的外侧与内侧凸台杂晶出现的比率为6:1。这也说明,不论从热温测量分析还是从铸件组织检验,都证明了试板上部的内侧比外侧更易产生杂晶缺陷。另外,根据作者以前的工作<sup>[14-15]</sup>,另一种定向凝固中的铸造缺陷雀斑,也是在铸件上部的内侧优先生成,这也是由于凝固条件的不对称造成。

如前所述,即使在恒速抽拉的条件下,定向凝固过程中凝固速度 $V_s$ 也并不等同于抽拉速度 $V_w$ ,它们两者的关系可用图10来定性表示。图10的左端显示了抽拉开始前后的状况。在合金熔液浇注进陶瓷型壳时,受到底部水冷铜盘的激冷,热量通过铜盘的传导极快散失,即使还未开始抽拉,合金熔体仍会以很高速度向前凝固。这种因传导散热引起的凝固速度在图10中以 $V_{s1}$ 表示。但随着凝固前沿的向前推进,离激冷盘越来越远,激冷盘传导散热的影响越来越弱, $V_{s1}$ 会迅速下降。在利用螺旋选晶工艺进行单晶凝固的条件下,激冷盘传导的有效影响区大约为柱形起晶段的高度(一般约30 mm)。抽拉开始后,型壳逐渐下降离开炉腔加热区,开始向隔热区和冷却区辐射散热。凝固界面由起晶段进入细小弯曲的螺旋选晶通道,底部激冷盘的影响逐渐消失, $V_{s1}$ 降为0。

如图10所示,随着型壳的向下抽拉,铸件的冷却和凝固逐渐变为由侧向的辐射散热控制,相应的凝固速度以 $V_{s2}$ 表示。开始时由于陶瓷底盘脱离炉腔底部不远,型壳的辐射散热条件不好,冷却缓慢, $V_{s2}$ 非常小,远远低于抽拉速度 $V_w$ 。随着型壳继续下降,型壳底盘逐渐远离了炉底,其对炉腔热区的堵塞和保温

作用逐渐减小,从而形成了上下贯通的中心区散热通道。而铸件上部的浇注系统随之下降,越来越多地遮挡了来自炉腔对铸件中凝固前沿的热辐射。综合上述原因,由于热量散失增加而热量补充减少,使得合金液体温度下降,凝固界面逐渐上移,凝固速度 $V_s$ 变得越来越快,最后甚至远远超过抽拉速度 $V_w$ (图10)。

铸件的凝固速度 $V_s$ 为传导散热和辐射散热引起的凝固速度的叠加,即 $V_s = V_{s1} + V_{s2}$ 。如图10所示,凝固速度 $V_s$ 在开始时取决于 $V_{s1}$ ,因 $V_{s1}$ 的迅速下降而下降,随后便由逐渐上升的 $V_{s2}$ 决定。如前所述,激冷盘传导

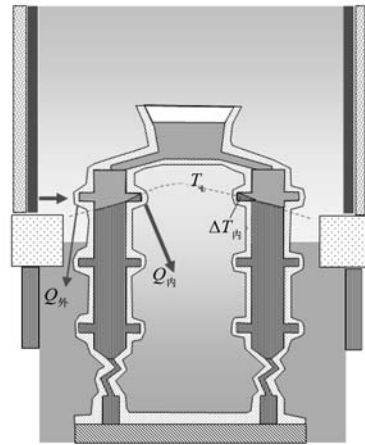


图9 上层平台凝固条件示意图

Fig. 9 Thermal condition during solidification of the upper platform

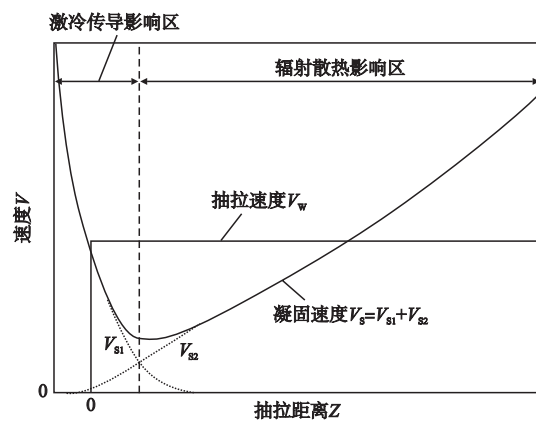


图10 恒速抽拉条件下凝固速度随抽拉距离的变化示意图

Fig. 10 Solidification velocity  $V_s$  as a function of withdrawal distance under constant withdrawal velocity  $V_w$

的有效影响区很短, 仅局限在起晶段范围及选晶器底部。而在选晶器之上的铸件本体部分, 其冷却和凝固则全靠辐射散热。因此, 铸件本体内凝固速度 $V_s$ 完全由辐射散热决定。其中铸件下部的凝固速度远小于抽拉速度; 即 $V_s < V_w$ , 而在铸件上部则相反, 凝固速度变得远大于抽拉速度; 即 $V_s > V_w$ , 如图10的右部所示。这种凝固速度在定向凝固过程中的明显变化将直接影响到凝固组织的形成。因此需要采取相应的工艺措施来控制和优化铸件各处凝固条件, 减少组织缺陷, 制出合格的单晶产品。

### 3 结束语

合金种类对杂晶缺陷的产生有重要影响。在完全相同的实验条件下, 合金DZ445比MM247显示了更强

的抗杂晶能力即更好的单晶可铸性。杂晶的产生倾向还与铸件中的位置有关, 上层明显要比中下层更易产生杂晶。在下层, 铸件外侧比较容易产生杂晶; 但到了上层, 铸件内侧产生杂晶的倾向则远大于外侧。

通过测量和分析铸件中的凝固条件随时间和空间发生的变化可以发现, 在脱离了激冷底盘影响后的单晶铸件下部, 凝固速度很低, 远低于抽拉速度; 而在铸件上部则完全相反, 凝固速度远高于抽拉速度, 这就合理解释了铸件的上部更易产生杂晶的原因。另外, 铸件由于内外两侧传热条件不同, 造成凝固条件和组织的严重不对称。在铸件下部凝固时, 外侧的冷却比内侧更快, 更易形成杂晶的形核和长大。而在铸件上部, 凝固条件不对称的方向则完全相反, 因而造成内侧反而比外侧更易产生杂晶, 这与实验检验的结果完全相同。

#### 参考文献:

- [1] Paul U, Sahn P R, Goldschmidt D. Inhomogenities in single-crystal components [J]. *Mat. Sci. Eng.* 1993, A173: 49-54.
- [2] Cockcroft S L, Rappaz M, Mitchell A, et al. An examination of some of the manufacturing problems of large single-crystal turbine blades for used in land-based gas turbines [C]// *Material for Advanced Power Engineering 1994*, Liege, Belgium, 1994: 1145-1154.
- [3] Meyer ter Vehn M, Dedecke D, Paul U. et al. Undercooling related casting defects in single crystal turbine blades [M]. *Superalloys 1996*, Eds. R.D. Kissinger et al, TMS, 1996: 471-479.
- [4] Ma D, Bührig-Polaczek A. Application of heat-conductor technique to production of single crystal turbine blade [J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2009, B 40: 738-748.
- [5] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. Investigation on the asymmetry of thermal condition and grain defect formation in customary directional solidification process [J]. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2011, 27: 012037.
- [6] 张小丽, 周亦胄, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金杂晶形成倾向性的研究 [J]. *金属学报*, 2012, 48 ( 10 ): 1229-1236.
- [7] 刘林. 高温合金精密铸造技术研究进展 [J]. *铸造*, 2012, 61 ( 11 ): 1273-1285.
- [8] 张宏琦, 张军, 李亚峰, 等. 一种第三代镍基单晶高温合金铸件截面突变处的杂晶形成过程 [J]. *铸造*, 2014, 63 ( 2 ): 128-137.
- [9] Ma D, Zhou B, Bührig-Polaczek A. Investigation of heat conductor technique to produce single crystal turbine blades of middle size [J]. *Int. Foundry Research*, 2010, 62: 32-40.
- [10] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. Undercoolability of superalloys and solidification defects in single crystal components [J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 278: 417-422.
- [11] Pollock T M, Murphy W H. The Breakdown of single-crystal Solidification in high refractory Ni-base alloys [J]. *Metall. Trans.*, 1996, A 27: 1081-1094.

- [12] Ma D. Production and simulation of large single crystal turbine blades[J]. Giessereiforschung, 2001, 53: 36–41.
- [13] Ma D, Bührig-Polaczek A. Avoiding grain defects in single crystal components by using heat-conductor technique [J]. Int. J. Met. Res. (Z. Metallkunde), 2009, 100: 1145–1151.
- [14] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. Some new observations on freckle formation in directionally solidified superalloy components [J]. Metall. Mater. Trans. 2012, 43B: 344–353.
- [15] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. The geometry effect of freckle formation in the directionally solidified superalloy CMSX-4 [J]. Metall. Mater. Trans. A, 2014, 45A: 1435–1444.
- [16] 马德新, 张琼元, 王海洋, 等. 工艺条件对镍基高温合金DD483的单晶叶片中杂晶缺陷的影响 [J]. 铸造, 2017, 66(5): 439–444.
- [17] Ma D, Wang F, Wu Q, et al. Temperature evolution and grain defect formation during single crystal solidification of blade cluster [J]. China Foundry, 2017, 14(5): 456–460.

---

## Effect of Solidification Condition Change on Stray Grain Defect Formation in Single Crystal Casting of Superalloys

MA De-xin<sup>1,2</sup>, ZHANG Qiong-yuan<sup>3</sup>, WANG Hai-yang<sup>3</sup>, LI Lin-xu<sup>3</sup>

( 1. Wedge Central South Research Institute, Shenzhen 518045, Guangdong, China; 2. Central South University, Changsha, 410083, Hunan, China; 3. Dongfang Turbine Co., Ltd., Deyang 618000, Sichuan, China )

### Abstract:

Single crystal (SC) components of the superalloys DZ445 and MM 247 were produced in a production-scale Bridgman furnace. Through metallographic observation for the components, it was found that the formation tendency of stray grain defect was dependent not only on the type of alloy, but also on their positions in the castings. Under the same production conditions, the castings made from alloy MM 247 were more prone to stray formation than alloy DZ445. In a casting cluster, more stray grains were observed in the upper platforms than in the lower ones. The asymmetric thermal conditions between the inside and outside of the cluster caused the asymmetrical formation of spray grain defects. The temperatures in the important positions were measured to determine the time and space dependent changes of the asymmetric solidification condition in the castings. After the rapid solidification in the starting zone due to the quenching effect of the chill plate, the solidification velocity  $V_s$  reduced quickly and became lower than the withdrawal velocity  $V_w$ . The solidification front remained in the baffle zone. During the withdrawal process, the furnace bottom was more and more opened, leading to the undesired cooling in the middle zone of the mold cluster. During the solidification of the upper parts of the casting cluster,  $V_s$  became much higher than  $V_w$ , and the solidification front moved upwards into the heating zone of the furnace. This was an unfavorable thermal condition for the SC growth in the upper portion, especially in the inside of the casting cluster.

### Key words:

superalloy; directional solidification; single crystal; stray grain