

高温合金单晶铸件中杂晶缺陷的试验研究

马德新^{1,2}, 王 富³, 孙洪元^{1,2}, 徐维台^{1,2}

(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. 西安交通大学, 陕西西安 710049)

摘要: 分析了高温合金单晶叶片铸件中杂晶缺陷的特征和形成机理。指出杂晶主要产生在铸件横截面大幅度扩张的部位, 如缘板和叶冠处, 原因是边角处冷却过快, 熔体过冷超过了合金的临界形核过冷度。通过试验验证了叶片形状、凝固工艺和合金过冷能力等因素的影响, 并提出了这种几何性杂晶形成的条件判据。在生产试验中还发现杂晶也会由其他原因引起, 如在型壳内壁的裂纹处和型壳与芯头的间隙中, 浇注时渗入的金属液在凝固时形成杂乱晶向的金属披缝, 有可能长入铸件形成杂晶。另外, 铸件在定向凝固中若产生雀斑缺陷, 则雀斑链中的细小等轴晶粒可能会继续生长, 扩展为粗大的杂晶组织。条纹晶也可发展成为三维的大尺度杂晶缺陷, 但与基体的晶向偏离不会太大。

关键词: 高温合金; 杂晶缺陷; 定向凝固; 单晶叶片; 精密铸造

涡轮叶片是航空发动机和燃气轮机中重要的核心部件, 需要采用特殊的材料(高温合金)和特殊的制造工艺(精密铸造加定向凝固)制成特殊的基体组织(单晶体), 才能具备良好的高温力学性能。叶片组织由原来的等轴晶改进为柱状晶, 再优化为单晶组织, 消除了晶界, 使整个叶片只由一个晶粒构成。由于在高温高压高转速状态下, 叶片的断裂通常发生在晶界这一薄弱处, 所以无晶界的单晶组织能使叶片的各项性能都显著提高。由于其优越的性能, 单晶叶片不但早已用于几乎所有先进航空发动机, 也越来越多地用于工业燃气轮机。

单晶叶片作为特殊的精铸产品, 除了要避免通常的铸造缺陷如尺寸超差和夹杂缺陷外, 其主要问题是在凝固过程中保持单晶的完整性, 避免晶粒缺陷的产生。由于单晶高温合金减少甚至去除了晶界强化元素, 因晶粒缺陷产生的各种晶界会严重损害叶片的高温性能。单晶铸件制造过程中最常见的宏观晶粒缺陷是杂晶^[1-3], 其特征为在铸件的单晶主体外又生成一个或多个晶体取向完全不同的新晶粒, 产生了各种角度的晶界, 破坏了叶片整体的单晶完整性。其原因一般认为在单晶凝固界面之前的液体中, 出现了新晶粒的形核和长大。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^[4-9]。这是因为缘板边角处最容易散热, 金属液会快速冷却到熔点即液相线温度(T_L)以下并超过金属液本身的过冷能力即临界形核过冷度 ΔT_N , 因而会发生新晶粒结晶, 形成杂晶缺陷, 导致整个叶片单晶性的破坏。

人们对杂晶缺陷的研究已比较多, 但还不能根据合金成分、叶片形状和凝固条件等因素对杂晶的产生进行合理和定量的预测。对杂晶的成因一般认为是过冷液体中新晶粒的形核长大, 忽略了对杂晶其他来源的认识。在此文中将结合作者近期的试验工作, 对杂晶问题进行进一步的深入研究。

1 试验方法

在生产与试验中先后使用了多种镍基高温合金进行单晶铸件的铸造, 所用合金材料的相应化学成分列于表1。

作者简介:

马德新(1955-), 男, 教授, 国家特聘专家, 从事高温合金单晶叶片制造技术的研发。E-mail: d.ma@gi.rwth-aachen.de

中图分类号: TG172

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)

06-0558-09

基金项目:

广东省引进创新创业团队项目(607264877417); 深圳科技创新委员会项目(20170308111659935)。

收稿日期:

2019-01-22 收到初稿,

2019-03-17 收到修订稿。

表1 所用合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of superalloys used in the study

合金	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Re	Hf	Ni
CMSX-4	6.5	9.0	6.0	0.6	5.6	1.0	6.5	3.0	0.1	余量
PWA1483	11.98	8.7	3.83	1.81	3.63	3.99	5.09		0.005 0	余量
DD483	12.12	9.12	3.89	1.87	4.03	3.98	5.24			余量
MAR M247	8.22	9.22	9.42	0.53	5.63	0.71	3.24		1.07	余量
DD5	7.0	7.5	5.0	1.5	6.2		6.5	3.0	0.15	余量

高温合金的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。浇注前将陶瓷型壳安装在炉内激冷板上，升入加热区并抽真空。将加热器预热到预定温度（一般为1 500 ℃），使壳内温度超过合金熔点。将坩埚中的合金料熔化并过热，调温至浇注温度（一般为1 500 ℃）然后通过漏斗浇入型壳。将型壳以一定速度（例如3 mm/min）抽拉下降，通过挡热板进入冷却区，从而形成铸件的由下至上的定向冷却和定向凝固，并经选晶器实现单晶生长。定向凝固实验完成后从炉中取出型壳，破壳取出铸件后切割浇注系统，经过表面清理和深腐蚀后，检查铸件的宏观晶粒组织。

2 试验结果及分析

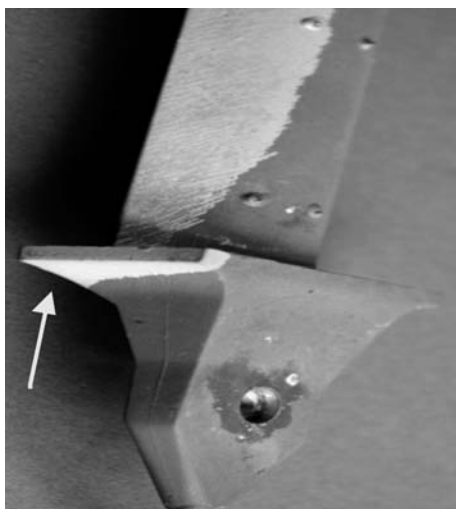
2.1 几何性（结构性）杂晶及影响因素

单晶叶片制造的关键是避免杂晶缺陷的产生，保证单晶组织的完整性。在叶片的叶身部分，形状比较简单，一般易于通过垂直的定向凝固生成单晶组织。但是在缘板和叶冠部位，如图1所示的CMSX-4

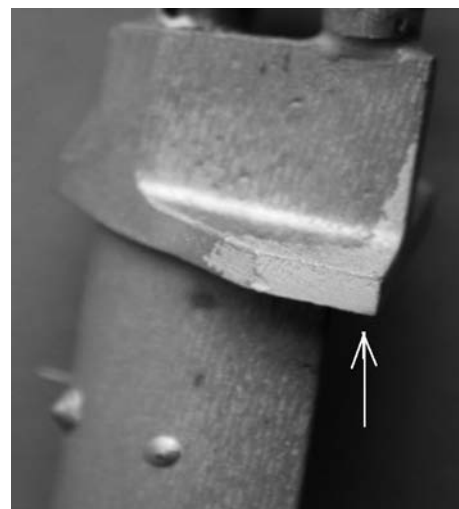
合金叶片的相应部位，铸件横截面会突然出现大幅度的横向扩张，造成当地凝固条件的复杂化，难以形成合理的顺序凝固，从而形成杂晶缺陷。这种杂晶是由于铸件的几何结构特点而引起，可以称之为几何性（Geometry related）或结构性杂晶。具体原因是由于凸出的边角处散热条件好，会快速冷却到金属液的熔点即液相线温度（ T_L ）以下，形成所谓的过冷现象。这种过冷虽然实质上属于热过冷，但因为是由于铸件的几何结构特点而引起，所以可称之为几何性或结构性过冷。若过冷程度超过了金属液本身临界形核过冷度 ΔT_N ，就会发生新晶粒的形核和长大，形成所谓的杂晶缺陷，导致整个叶片单晶性的破坏^[10-14]。这种杂晶缺陷的产生，主要受下面所述几个方面因素的影响。

2.1.1 铸件形状的影响

为了检验铸件外形变化对杂晶形成的影响，在真空定向凝固炉内做了一组单晶凝固试验（图2）。铸件为两种不同形状（A和B）共6只样品，如图3所示。样品可看作简化后的叶片，每个凸台相当于叶片中截面发生突变的缘板或叶冠部位。每只样品有三层共6个凸



(a) 缘板杂晶



(b) 叶冠杂晶

图1 CMSX-4单晶叶片上的杂晶缺陷
Fig. 1 Stray grains formed in the CMSX-4 blades

台,用于对比铸件在下、中、上三个高度和内外两侧的杂晶形成特点。A型样品中的凸台较短,长度为10 mm。B型样品中凸台较长,长度为16 mm。

图3显示的两种形状共6只样品组装在同一模组中,用高温合金MAR M247做为母合金料,在Bridgman式炉内(图2)用3 mm/min的抽拉速度进行定向凝固。对铸件进行除壳和切割并宏观腐蚀,以检查样品中的杂晶缺陷。图3显示了试验结果,箭头指出了出现杂晶的凸台位置。

如图3显示,A型样品由于凸台突出较小(10 mm),只有1个凸台出现了杂晶。而B型样品由于截面变化更大(16 mm),有5个凸台出现了杂晶。这说明,铸件外形变化的程度对杂晶形成具有明显的影响。

2.1.2 凝固条件的影响

从图3可以看出,所有杂晶所在的凸台都在样品的右侧,而所有样品左侧的凸台都没有杂晶出现,这是因为样品两侧的凝固条件不是对称的。在圆环形的模组中,样品沿圆周呈径向排列,其中一侧(图3中样品的左侧)朝外面对加热器,而另一侧(图3中样品的右侧)朝内面对中间柱(图2)。内侧凸台由于不能得到加热器的直接照射,温度比外侧要低,液相线等温面呈倾斜状态,因而容易出现熔体的过冷而产生杂晶^[11-14]。

从图3还可看出,杂晶的出现与凸台所在的高度有关。A型铸件的唯一杂晶出现在最高一层的内侧凸台上(图3a)。对于B型铸件,最高一层的3个内侧凸台上都有杂晶,而且杂晶晶粒占满了整个凸台,甚至长

入样品本体。中层有2个内侧凸台上有杂晶,但杂晶晶粒都未占满凸台。而底层的凸台上则没有产生杂晶。这说明,铸件的上部最易产生杂晶缺陷,中部次之,而下部最不易出现。这是因为随着凝固过程的进行,陶瓷型壳逐渐下降,其下部的底盘远离挡热板,使炉腔热区的底部越来越敞开。由于型壳中心区热损失加剧,液相线等温面逐步向炉内上移,在内侧凸台的倾斜越来越严重,会形成较大的结构性过冷而引起杂晶产生。

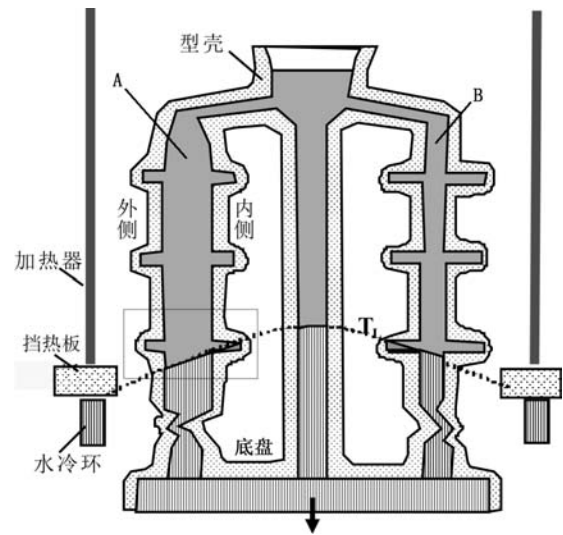
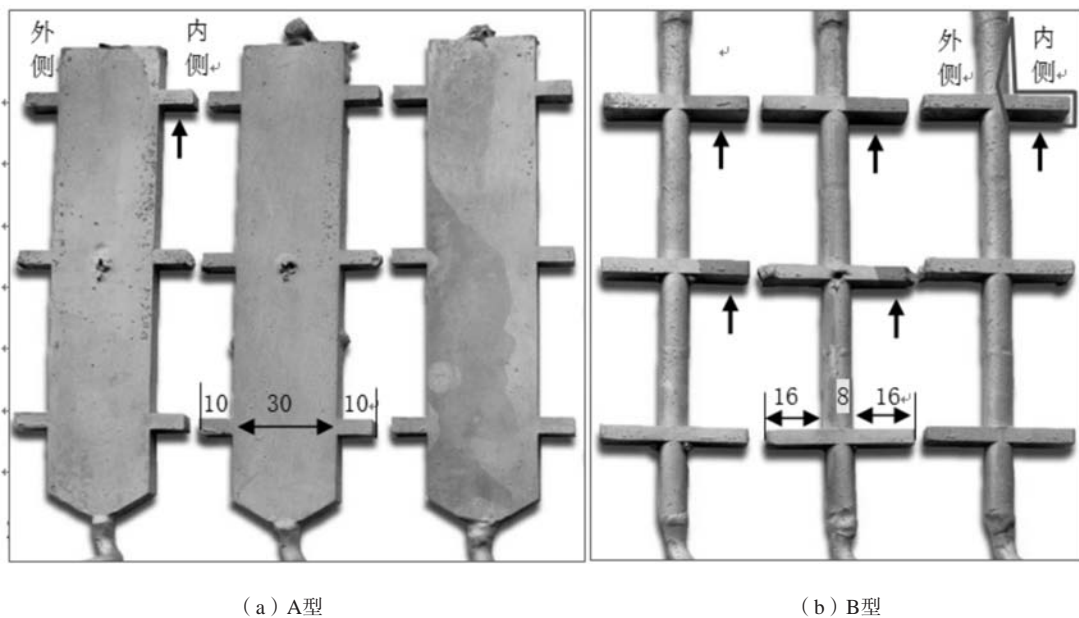


图2 两种单晶铸件结构(A和B)及定向凝固示意图
Fig. 2 Two types of component geometry designed for SC experiments



(a) A型

(b) B型

图3 试验用两种铸件的形状与杂晶位置(箭头所指)

Fig. 3 Geometry of experimental specimens in which stray grains are denoted by frames and arrows

2.1.3 合金成分的影响

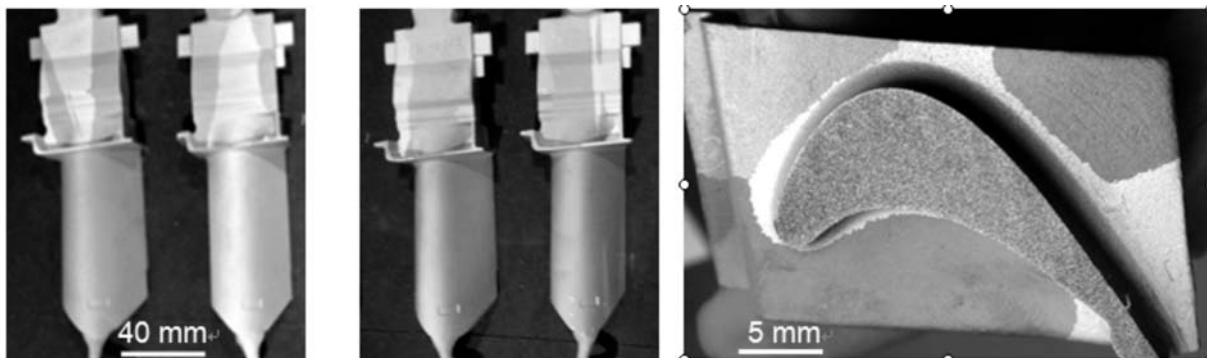
用不同的高温合金在同样的工艺条件下铸造同样形状的叶片，可以检测各种合金的单晶可铸性。图4a中的照片显示了合金DD483叶片铸件的典型外观组织^[13]。虽然在叶身部位基本为单晶组织，但在叶片的缘板上都出现了多个杂晶，并向上长入叶根部分。图4b为其中一个实心叶片的靠近缘板处的横截面，显示了缘板表面上的三个边角区域的杂晶晶粒。经检测，合金DD483的过冷能力只有约9 K^[14]，在叶片的缘板凸出部位熔体的实际过冷极易超过这个临界值而导致杂晶的形核和生长，所以单晶率特别低。需要说明的是，上面所说的过冷能力是指一种合金熔体在陶瓷型壳中过冷到低于其熔点仍然保持液体状态而不凝固的能力，它的大小实际上等于实验测得的相应临界形核过冷度 ΔT_N 的平均值。由于动力学方面的因素，每次测到的临界形核过冷度并不相同。但多次测量得到的 ΔT_N 的平均值却趋于一个定值，可标示为该合金的过冷能力，为简单起见，也可用 ΔT_N 来表示。另外，过

冷能力的单位等同于过冷度，由于它是熔点温度与形核温度之间的差值，可以用绝对温度(K)或摄氏度(°C)作单位，数值不变。

图5显示了合金PWA1483在同样的试验条件下铸成的一组叶片的典型外观照片(图5a)和一只实心叶片在缘板部位横截面的单晶组织(图5b)。无论在叶身还是在缘板部位都没有发现杂晶。经检测，此合金熔体的过冷能力约为21 K^[15]，当缘板边角处形成十几度的过冷时仍能继续保持液体状态而不发生新晶粒的结晶。直到叶片本体的单晶生长从叶身扩展到此处，才使当地的熔体发生单晶体的外延生长，保持了原来单晶的晶向，避免了杂晶的形核和长大。

2.1.4 结构性杂晶生成的判据

将图2中左下角的长方框放大为图6，可对铸件凸台处杂晶产生的机理进行分析。设凸台底面的内外角分别为 E 和 F ，两点间距离为 b 。为简化起见，将当地的液相线温度 T_L 的等温线设为倾斜直线，与水平面的夹角为 θ 。当地的温度梯度 G 的方向为 T_L 等温线的法线方

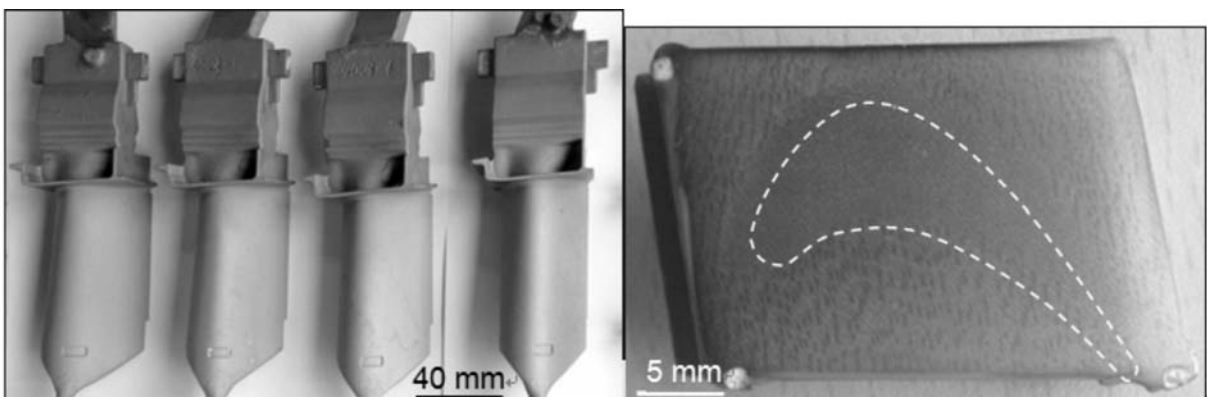


(a) 表面组织

(b) 缘板处横截面

图4 合金DD483的叶片，多为多晶组织。

Fig. 4 Blades of superalloy DD483 with stray grains



(a) 表面组织

(b) 缘板横截面

图5 合金PWA1483的叶片，多为单晶组织

Fig. 5 Blades of superalloy PWA1483 with SC structure

向,与垂线的夹角也为 θ 。若忽略枝晶生长前沿的过冷, T_L 等温线可近似作为凝固前沿温度。当 T_L 推进到外角 F 点以上时,凸台内液体温度由 F 点起开始低于液相线温度,由下而上、由外而内进入过冷状态。如前所述,这虽然本质上属于热温过冷,但明显是由铸件的几何结构特征引起,因此可称之为几何性或结构性过冷。

当 T_L 上升到达凸台内角 E ,即 $T_E=T_L$ 时, F 点的结构性过冷 $\Delta T_F=T_L-T_F$ 将达到最大值,其值为温度梯度 G 的横向分量与距离 b 的乘积,即:

$$\Delta T_F=G \times \sin (\theta) \times b \quad (1)$$

设合金熔体的临界形核过冷度为 ΔT_N ,则 F 点不发生杂晶形核的条件为

$$\Delta T_F < \Delta T_N \quad (2)$$

即:

$$G \times \sin (\theta) \times b < \Delta T_N \quad (3)$$

或几何性杂晶指数

$$F=-\left(G \times \sin \theta \times b\right) / \Delta T_N < 1 \quad (4)$$

从中可以定性得出避免几何性杂晶的条件是杂晶指数 F 值要尽量小,具体要从以下3个因素控制。

(1) 合金因素。合金的临界形核过冷度 ΔT_N 要高,即尽量使用熔体过冷能力高的合金。如图2和图3中的合金分别具有较低和较高 ΔT_N 值,结果呈现了很差和很好的单晶铸造性能。

(2) 叶片几何形状因素。平台凸出距离即 b 值要小,即在产品设计上尽量减小叶片横截面的突变量。

(3) 凝固条件因素。横向温度梯度要小,即 θ 角要小,要通过优化工艺参数保持 T_L 等温线的平直,避免严重倾斜。

由于前两种因素即合金种类和叶片形状往往事先已经确定,很难由铸造工作者所能改变,所以我们能做的是尽量改进第3种因素即工艺因素,如提高炉温、减薄型壳壁厚、降低抽拉速度、改善传热条件等,尽量将凝固界面保持在隔热板的高度,使凝固界面趋近平直,减小横向温度梯度。根据图6和公式(3)或(4),最理想的状态是将等温线与水平面的夹角 θ 减小趋近于0,即实现水平状态的凝固界面,在这种条件下能完全避免几何性过冷的产生,从而消除几何性杂晶缺陷。这虽然在实际生产中难以实现,但应成为铸造工作者努力的方向。

2.2 型壳缺陷引起的杂晶

在生产实验中,发现杂晶也会由其他原因引起,例如陶瓷型壳内壁出现的裂纹。高温合金单晶铸件是在陶瓷型壳中制成,型壳内壁与合金熔体直接接触,其质量直接影响着单晶铸件的凝固过程与结果。在组

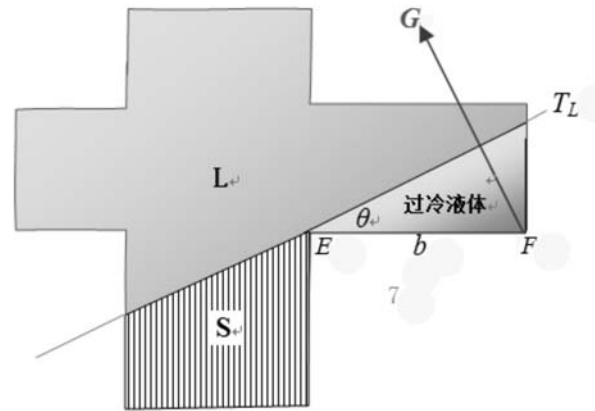


图6 几何性过冷及相应杂晶产生示意图

Fig. 6 Schematic showing the formation of geometry-related stray grains

装完的蜡模中,螺旋形的选晶器是强度很弱却承受载荷很重的部位。在进行粘浆淋砂的制壳过程中,旋转的蜡模各部位受到反复的拉伸和压缩,特别是选晶器蜡模像弹簧一样发生相应的弹性变形。但蜡模表面的型壳面层甚至过渡层由于又薄又脆,会被拉断或压裂(图7a)。随后由于厚大背层的形成,型壳强度大增,不再发生断裂,但型壳内壁的裂纹却会保留下来(图7b)。浇注时金属液渗入型壳裂缝,然后凝固形成金属披缝或毛刺。这种杂乱晶向的晶粒生长较快,有可能排挤掉已经选好的具有良好晶体取向的单晶,长入铸件形成杂晶(图7c)。

图8a中显示了一个叶片铸件的选晶器部位,由于螺旋条斜下部出现金属毛刺,引起杂晶的生长,与被阻断的原始单晶形成了明显的晶界。杂晶也可能由其他的表面缺陷引起,如图8b中的另一个叶片的选晶器部位发生严重粘砂,金属液渗入砂粒之间,引起新晶粒的形核和长大。经腐蚀检查和晶向测量,两个叶片虽然仍为单晶组织,但他们的[001]晶向已远远偏离了叶片的轴向。这说明叶片中的单晶已不是来源于起晶段底部激冷层的众多原始晶粒中具有优先晶向的竞争优胜者,而是来源于因型壳缺陷产生的具有随机晶向的杂晶。这个杂晶晶粒堵塞了狭窄的选晶器通道,使得在前半程选出的具有良好晶向的原始单晶不能通过,从而使选晶的结果遭到破坏。

在应用螺旋形选晶器进行单晶凝固时,有时会得到晶向严重偏离的单晶铸件,其枝晶主干相对于叶片轴向的倾斜可达几十度。一般会认为这是由于偶然的原因,使得晶向不好的晶粒先行进入了选晶器并长入了铸件本体,导致优向选晶的失败。但是实际上,只要起晶柱不是太短,经过竞争生长到达选晶器入口的

晶粒的晶向都不会太差。因此，选晶失败更为可能的原因是如上所述，由于选晶器型壳内壁的缺陷，造成了新晶粒的形核长大，阻挡了已经选好的原始单晶的生长路径，取而代之长入铸件本体。在这种情况下，由于新晶粒的晶体取向是完全随机的，所以所形成的单晶铸件的晶向也必然是杂乱的。

除了选晶器，叶片的其他部位也会因型壳缺陷而引起杂晶。图9显示了叶身上的铸造缺陷。由于型壳内壁出现了裂纹，金属液进入裂缝，凝固时会形成杂乱晶向的金属披缝或毛刺，长入铸件而形成杂晶。这也属于型壳缺陷引起的杂晶缺陷。由于在型壳缝隙中形核的晶向是随机的，一般比较偏斜，与那些经过选晶器优选的单晶基体相比没有晶体生长的优势，因而在生长过程中会逐渐缩小并消失。

2.3 芯头部位引起的杂晶

在制造空心叶片时，由于材料的收缩率不同，在型壳和芯头之间会形成间隙。如图10所示的两个大小不同的CMSX-4叶片，这种芯头周围的间隙如同型壳内壁的裂纹，浇注时会进入金属液，凝固时会形成杂乱晶向的金属披缝或毛刺，长入铸件而形成杂晶。这也属于型壳缺陷引起的杂晶缺陷。由于在型壳缝隙中形核的晶向是随机的，一般比较偏斜，与那些经过选晶器优选的单晶基体相比没有晶体生长的优势，因而在生长过程中会逐渐缩小并消失。

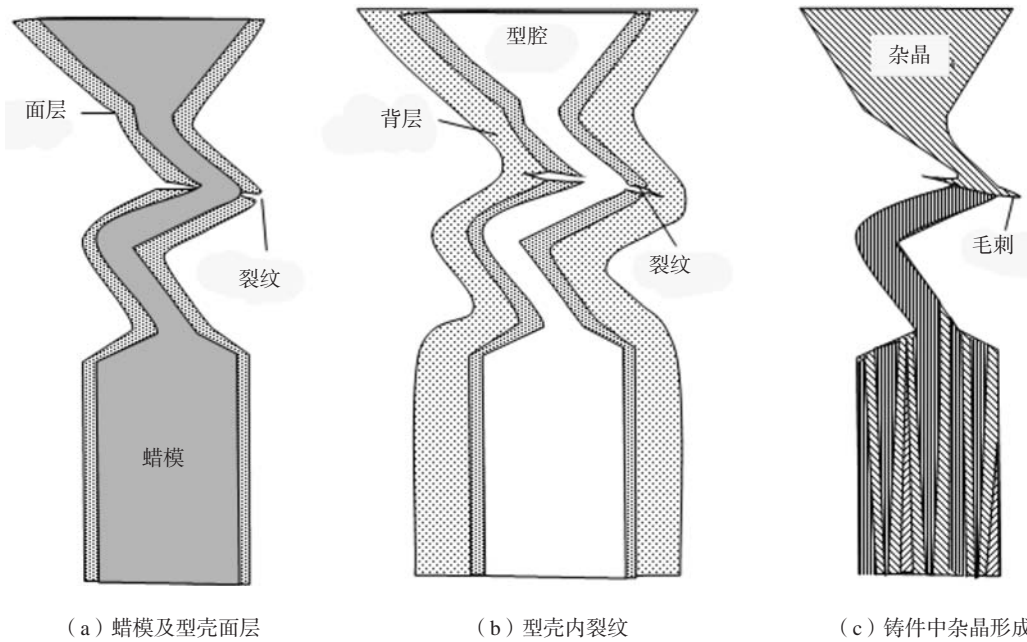
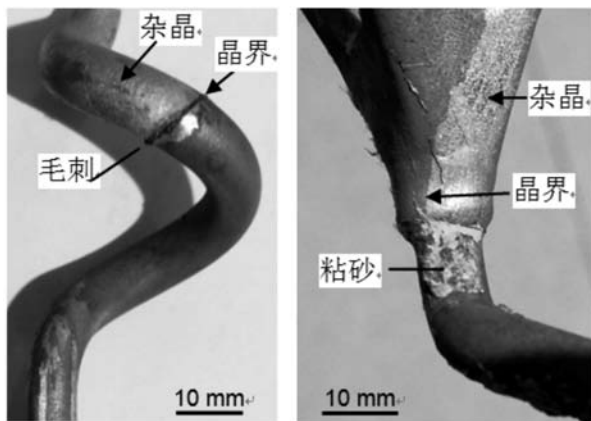


图7 选晶器部位型壳的内裂纹导致铸件中披缝和杂晶的产生
Fig. 7 Schematic of mould crack and stray grain formation in selector



(a) (b)
图8 两只叶片的选晶器部位出现的杂晶
Fig. 8 Stray grains formed in selectors

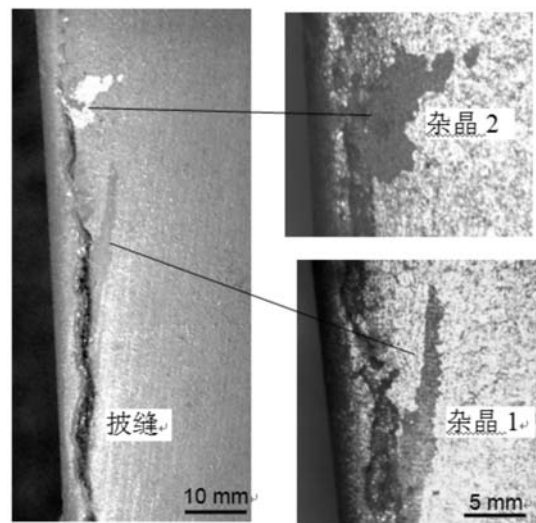


图9 某叶片上因披缝引起的杂晶
Fig. 9 Stray grains induced by metal fash

作为相似的例子，图11a显示了一个导向叶片的蜡模及芯头，在制造型壳时下部芯头作为固定端与型壳紧密相接，但在加热过程中芯头收缩较大，在叶背一侧与型壳间形成宽大的缝隙。浇注时倒入DD5合金的金属液，在芯头侧面形成了金属披缝（图11b），以此为源形成杂晶，穿过缘板长入叶身，在叶身背面上出现一个三角形的大杂晶。如前所述，这种由披缝形成的杂晶的晶向是随机和杂乱的，在定向生长过程中没有竞争优势，因而一般会逐渐缩小并消失。但杂晶是单晶铸件中绝对不被容许的晶体缺陷，不论尺寸大小，一旦出现就会造成单晶铸件的报废。

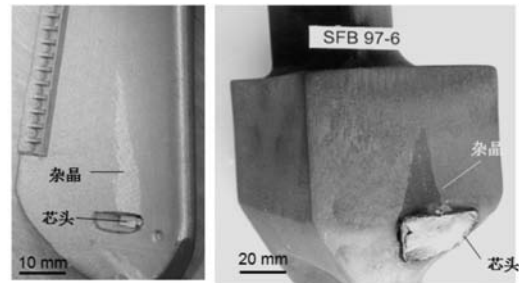
2.4 雀斑缺陷引起的杂晶

雀斑是高温合金定向凝固和单晶铸件中产生的表面晶粒缺陷，它是由于糊状区液体隧道式的强烈对流，造成枝晶臂折断，最终形成垂直链状分布的取向杂乱的细碎晶粒缺陷^[14-19]。这些细碎等轴晶粒如果条件合适，也可能逐渐长大，发展为大尺度的杂晶缺陷。图12a显示了一个CMSX-4试棒的表面，雀斑链中的一个晶粒不断生长，成为一个宽大的杂晶晶粒。图12b显示了另一个CMSX-4试棒的纵截面，从某个雀斑晶粒起源，一支枝晶向试棒的内部长去，成为一支狭长的杂晶晶粒。

图13显示了一个DD5叶片铸件的局部照片及放大，在接近缘板的叶身进气边上长出一个杂晶，不断向上生长并横向发展，占据了缘板和叶根的大部分体积。值得注意的是，这个杂晶的起源并不处在缘板的边角处，不会出现几何性（或结构性）过冷和杂晶。而且此处表面光滑，没有型壳缺陷，不会由金属披缝引起杂晶。经放大观察，发现杂晶最下部是由几个细小等轴晶粒组成的雀斑串。其中最上部的那个晶粒继续长大为杂晶。可见雀斑不仅本身是一种表面缺陷，也能引起另一种晶粒缺陷即杂晶的生成。在这种情况下，杂晶不再是在凝固界面之前的液体中形核长大，而是与雀斑一样，起源于在糊状区内枝晶臂的碎化。

2.5 条纹晶缺陷引起的杂晶

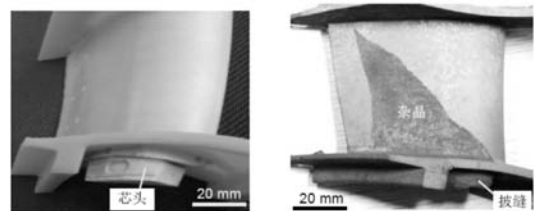
图14显示了一个DD5合金的空心动叶片，一个条纹晶从叶冠底面起源，在叶冠朝上的表面长出（图14a），并从转接处进入叶身背面后，由狭细的条纹晶扩展到整个叶背及上部的叶根宽度（图14b）。最后这个条纹晶几乎完全取代了初始的单晶基体。利用劳厄分析仪对图中叶片不同高度的晶体取向进行了测量，条纹晶与基体间的晶向差保持为约10.6度。这说明，这种晶向差在条纹晶产生时就已经确定，并不随条纹晶的发展而发生明显变化。



(a) 例一 (b) 例二

图10 型壳与芯头的间隙形成的杂晶两例

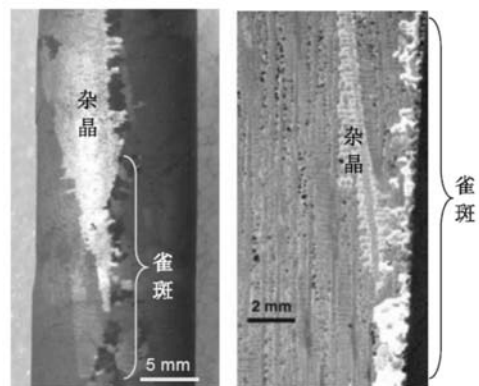
Fig. 10 Stray grain formed in the gap between mold and core head



(a) 导叶蜡模及芯头 (b) 导叶铸件上的杂晶

图11 某型号导向叶片上的芯头引起的杂晶

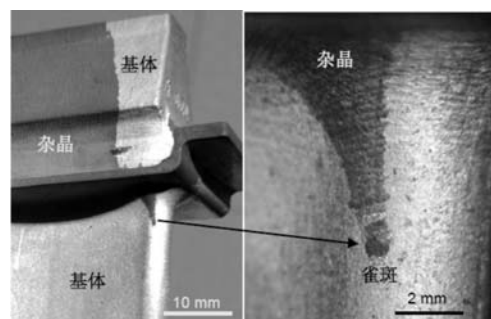
Fig. 11 Stray grain in a vane induced by the flash between mould and core head



(a) 表面组织 (b) 纵截面组织

图12 两个CMSX-4试棒中雀斑引起的杂晶

Fig. 12 Stray grains originated from freckles in two CMSX-4 samples



(a) 叶片中的杂晶 (b) 起源处放大

图13 叶片铸件中雀斑引起的杂晶缺陷

Fig. 13 A SC blade with a stray grain caused by freckle defect

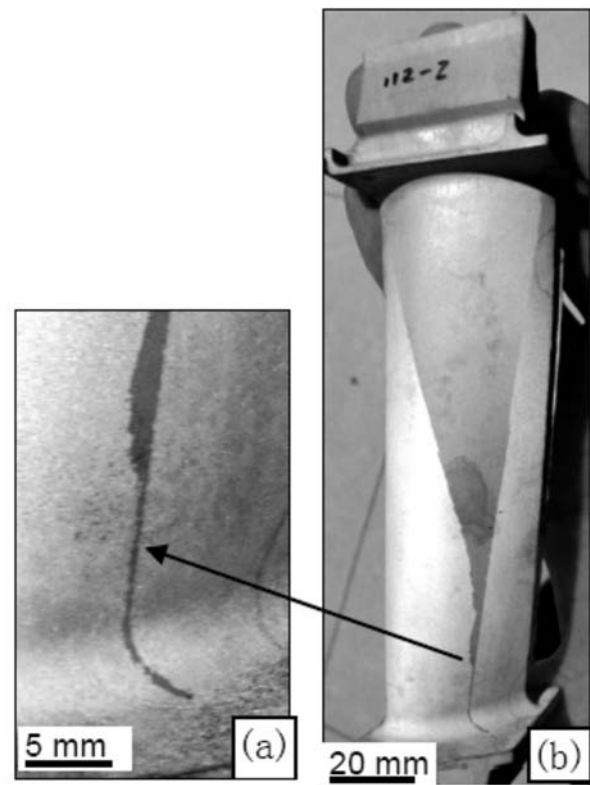
需要指出的是,在图14这种情况下,条纹晶已从底部的线性缺陷发展到中上部的三维大尺度缺陷,已经不再具有条纹晶的特征,而更像是杂晶缺陷。因此可以认为这种晶体缺陷应定义为以条纹晶起源而形成的杂晶缺陷。典型的杂晶缺陷是在凝固界面之前的液体中形核长大,具有杂乱无章的晶向。而图14中的杂晶则是源于条纹晶,与基体的晶向偏差不大,在几度到十几度之间。条纹晶是单晶铸件中的另一种晶体缺陷,作者对其也进行了观察研究,相应的研究结果将另文介绍。作者认为条纹晶是在基体枝晶组织的基础上形成,起源于糊状区内的表面枝晶凝固收缩时引起的撕裂,并能在一定的条件下发展成相应杂晶。在这种情况下,其形成机理不像几何性杂晶那样是凝固界面前合金液体内的过冷和新晶粒的形核长大,而是起源于糊状区内部。但它与源于雀斑的杂晶(图12和图13)不同,不是因为枝晶臂的碎化,而是因为枝晶干的撕断和错位,因而其晶向偏差不会太大。

3 结论

(1) 高温合金单晶铸件中杂晶缺陷的产生大多具有明显的几何结构特征,主要产生在横截面大幅度扩张的部位如缘板和叶冠处,起源于相应的几何性(或结构性)液体过冷引起的新晶粒形核。对这种几何性杂晶的形成提出了条件判据,表征了叶片形状、凝固工艺和合金过冷能力等因素的影响。

(2) 在型壳内壁的缺陷如裂纹、粘砂和芯头间隙处,渗入的金属液会形成杂晶晶粒并可能长入铸件。

(3) 雀斑缺陷中的细小等轴晶粒可能会继续生长成为粗大杂晶。在这种情况下,杂晶的形成起源于糊



(a) 叶冠

(b) 叶背

图14 由条纹晶缺陷发展成的大尺度杂晶

Fig. 14 Development of sliver into stray grain of large size

状区内枝晶臂的碎化。

(4) 条纹晶可发展成为三维的大尺度杂晶缺陷,但与基体的晶向偏离不会太大。在这种情况下,相应杂晶起源于糊状区内枝晶主干的撕断和错位。

参考文献:

- [1] PAUL U, SAHM P R, GOLDSCHMIDT D. Inhomogeneties 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, eds. D.Coutsouradis et al., Liege, Belgium, 1994, 1145-1154.
- [3] Pollock T M, Murphy W H. The breakdown of single-crystal solidification in high refractory Ni-Base alloys [J]. Metall. Mater. Trans. A, 1996, 27: 1081-1094.
- [4] MEYER ter Vehn M, DEDECKE D, PAUL U, et al. Undercooling related casting defects in single crystal turbine blades [C] // Superalloys 1996, Eds. R.D. Kissinger et al, TMS, 1996: 471-479.
- [5] MA D, BÜHRIG-POLACZEK A. Application of heat-conductor technique to production of single crystal turbine blade [J]. Metall. Mater. Trans. B, 2009, 40: 738-748.
- [6] 张小丽, 周亦青, 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] 马德新. 高温合金叶片单晶凝固技术新发展 [J]. 金属学报, 2015, 51 (10): 1179-1190.
- [10] MA D, WANG F, Wu Q, et al. Innovation of casting techniques for single crystal turbine blades of superalloys [C]// Superalloys 2016: Proceeding of 13th Int. Symposium on Superalloys, Edited by M. Hardy et al. TMS: 237-246.
- [11] MA D, WU Q, A. BÜHRIG-Polaczek. Investigation on the asymmetry of thermal condition and grain defect formation in customary directional solidification process [C]// IOP Conf. Series, Mat. Sci. Eng., 2011, 27: 12-37.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] 马德新, 张琼元, 王海洋, 等. 高温合金DD483熔体的过冷能力测量 [J]. 铸造, 2017, 66 (6): 593-598.
- [15] 马德新, 张琼元, 王海洋, 等. 几种镍基高温合金的过冷能力和单晶可铸性的研究与比较 [J]. 铸造, 2019, 68 (6): 542-549.

Experimental Investigations on Stray Grain Defects in Single Crystal Castings of Superalloys

MA De-xin^{1,2}, WANG Fu³, SUN Hong-yuan^{1,2}, XU Wei-tai¹

(1. Wedge Central South Research Institute, Shenzhen 518045, Guangdong, China; 2. Central South University, Changsha 410083, Hunan, China; 3. Department of Mechanical Engineering, Xi' an Jiao Tong University, Xi' an 710049, Shaanxi, China)

Abstract:

The most serious structure defect in single crystal (SC) castings is stray grain, which cannot be tolerated due to the random crystal orientation and the high-angle grain boundaries. In this work, the stray grain defects and their formation mechanism in the SC turbine blades were investigated. It was found that the stray grains mainly occur at the platform portions because of the abrupt transition of the cross-section. Due to the rapid cooling of the local melt at the platform's extremities, an isolated, thermally undercooled region of melt is formed. When the geometry-related undercooling is sufficient to exceed the undercoolability of the used alloy, stray grains will nucleate before the arrival of the primary SC growth from the airfoil. Based on the experimental results, an analytical criterion for the occurrence of the geometry-related stray grains was proposed, indicating the influence of alloy property, blade geometry and solidification condition. Although the geometry of the castings becomes increasingly a pronounced factor to affect the grain defects during SC process, the stray grain formation can be initiated by the mould defects. In the cracks of the mould surface and in the gaps between shell mould and core, the melt could be quickly cooled, leading to the nucleation and growth of stray grains into the SC components. The stray grains could also be formed from the equiaxed grains of exciting freckles which was previously formed in the mush zone during directional solidification. In addition, the slivers could develop into 3-dimensional stray grains of large size, whose crystal orientation is not very different from the matrix.

Key words:

superalloy; stray grain; directional solidification; single crystal turbine blade; investment casting;