

单晶高温合金涡轮叶片的常见凝固缺陷及控制方法

李金国¹ 孟祥斌² 刘纪德¹ 张朝威¹ 梁静静¹ 李力刚³

[1.中国科学院金属研究所; 2.齐鲁工业大学(山东省科学院)机械与汽车工程学院;
3.中国科学院沈阳自动化研究所]

摘 要 近年来,随着单晶涡轮叶片气冷结构的复杂化和尺寸的大型化,单晶叶片制备过程中容易出现选晶失败、取向偏离、条纹晶、大角晶界、缘板杂晶、再结晶、雀斑等多种凝固缺陷,导致单晶高温合金性能降低,造成叶片报废。为了减少这些凝固缺陷,提高单晶品质,获得结构完整的单晶组织,熟悉单晶叶片生长过程中的各种常见缺陷,掌握凝固缺陷的形成规律及其控制技术就显得尤为重要。针对这一现状,系统地介绍了单晶叶片生长过程中常见的凝固缺陷,以及凝固缺陷形成规律和控制方法,为减少单晶叶片缺陷,提高叶片品质和合格率奠定了坚实的理论基础,提供了有力的技术保障。

关键词 单晶高温合金;定向凝固;凝固缺陷;形成规律;控制方法

中图分类号 TK473;TG132.3⁺2

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.11.001

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Common Solidification Defects and Inhibition Methods in Single Crystal Superalloy Turbine Blades

Li Jinguo¹, Meng Xiangbin², Liu Jide¹, Zhang Chaowei¹, Liang Jingjing¹, Li Ligang³

[1.Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences;

2.School of Mechanical and Automotive Engineering, Qilu University of Technology

(Shandong Academy of Sciences); 3.Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences]

Abstract: In recent years, with the complexity of the gas-cooled structure and the large-scale size of the single-crystal turbine blade, the production of single-crystal blade is more prone to crystal selection failure, orientation deviation, sliver, large angle grain boundary, stray grain in the platform, recrystallization, freckles and other defects, which lead to the reduction of high-temperature alloy performance of single crystal turbine blade, and eventually cause the scrapping of single-crystal blade. In order to reduce these defects in single crystal blade, improve the quality of single crystal, and obtain a complete structure of single crystal structure, it is very important to be familiar with various common defects in the production of single crystal blade, realize the formation rules of defects, and master the defect inhibition technology. On this basis, the common solidification defects in the production of single crystal blades, as well as the formation rules and inhibition methods of solidification defects were systematically introduced, which lays a solid theoretical foundation for reducing the defects of single crystal blades and improving the quality and qualification rate of blades, and provides a strong technical support.

Key Words: Single Crystal Superalloy, Directional Solidification, Solidification Defect, Formation Law, Inhibition Method

随着先进航空发动机对推重比和燃气效率的需求不断提高,其关键高温热端部件——涡轮叶片,需要在更严苛的工况条件下长期承受热应力和离心力的交互作用,这对涡轮叶片的承温能力提出了更高的要求。航

空发动机涡轮叶片材料的承温能力以每年 5~10 K 的速度稳定提高,近 20 年来已逐渐超过了 1 373 K,见图 1^[1]。因此,消除了高温薄弱结构——晶界的单晶高温合金,特别是新型含 Re 单晶高温合金,逐渐成为制备

收稿日期:2021-03-23
基金项目:国家自然科学基金资助项目(U1508213,51771190,51601102,51871221);国家科技重大专项资助项目(J2019-VI-0023-0139,2017-VI-0003-0073);山东省自然科学基金面上项目(ZR2020ME110);西北工业大学凝固技术国家重点实验室资助项目(SKLSP201847,SKLSP201834);齐鲁工业大学青年博士合作项目(2018BSHZ003);德阳市开放式校市合作技术研发项目(2018CKJ001)
第一作者简介:李金国,男,1975 年出生,研究员,沈阳(110016),E-mail:jgli@imr.ac.cn
通信作者:孟祥斌,男,1984 年出生,副教授,济南(250021),E-mail:mengxiangbin84@163.com
引用格式:李金国,孟祥斌,刘纪德,等. 单晶高温合金涡轮叶片的常见凝固缺陷及控制方法[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(11):1 321-1 327.
LI J G, MENG X B, LIU J D, et al. Common solidification defects and inhibition methods in single crystal superalloy turbine blades[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(11):1 321-1 327.

先进航空发动机涡轮叶片的首选材料^[2]。

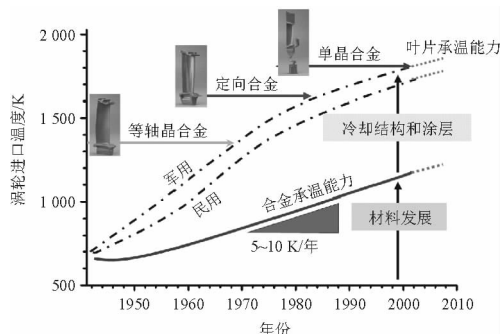


图 1 先进航空发动机涡轮叶片材料的发展历程
Fig.1 Developing course of advanced aero-engine turbine blade materials

1 单晶高温合金中常见凝固缺陷

图 2 为几十年来航空发动机涡轮叶片冷却结构的发展历程^[3,4]。随着先进涡轮叶片结构复杂化和尺寸大型化,单晶生长过程中更加容易出现枝晶扭转、取向偏离、小角度晶界和杂晶等多种凝固缺陷。此外,新型高温合金中难熔元素的增加,特别是 Re、Ru 等元素的添加,导致单晶叶片固溶处理的温度提高、时间延长,使再结晶等缺陷形成倾向显著提高,为单晶叶片的后续热处理增加了难度。图 3 为单晶涡轮叶片制备过程中常见凝固缺陷,主要包括选晶失败、取向偏离、条纹晶、大角晶界、缘板杂晶、再结晶、雀斑等^[5]。目前,新型航空发动机涡轮叶片更多地采用晶界强化元素含量显著降低的含 Re 单晶高温合金,因而单晶叶片对上述缺陷更加敏感,叶片性能更容易受到各种缺陷的影响。因此,了解单晶叶片生长和后续热处理过程中的各种常见缺陷及其形成规律,并掌握相关的缺陷控制技术显得尤为重要。

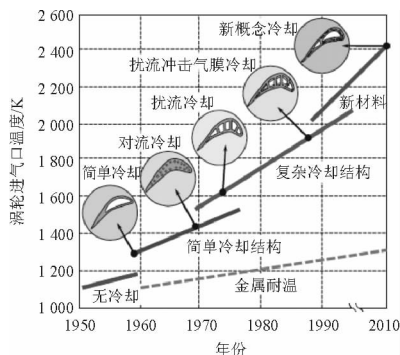


图 2 航空发动机涡轮叶片冷却结构的发展历程
Fig.2 Developing course of cooling structure of aero-engine turbine blades

单晶涡轮叶片存在的问题主要集中在生长过程中,与单晶涡轮叶片的结构和生长过程密切相关。首先,涡轮叶片叶身薄,榫头厚大,截面形状多变,曲率变化大,

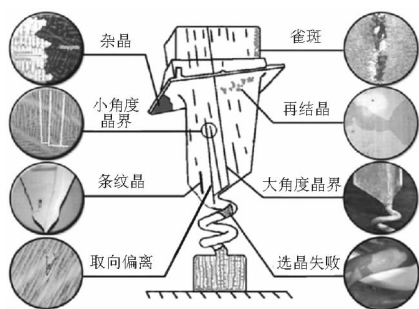


图 3 单晶高温合金涡轮叶片常见凝固缺陷示意图^[4]
Fig.3 Schematic diagram of common solidification defects in single crystal superalloy turbine blades

内部冷却结构异常复杂,气模孔、扰流柱等微细结构多(见图 2),导致单晶生长路径曲折多变,生长速度变化剧烈,容易引起枝晶扭转和取向偏离,诱发凝固缺陷^[6~10]。更严重的是,涡轮叶片尺寸增加会延长单晶生长路径,特别是在水冷盘远端处。单晶生长后期,温度梯度随距离增加而急剧降低,造成枝晶发散生长,提高凝固缺陷的形成倾向。图 4 为现阶段国内几种典型单晶涡轮叶片铸造缺陷统计^[11~16],主要包括选晶过程中存在的选晶失败(10%)、取向超差(5%)等,单晶叶片生长过程中的条纹晶(10%)等小角晶界,涡轮叶片缘板处的缘板杂晶(15%)以及雀斑(5%)等。

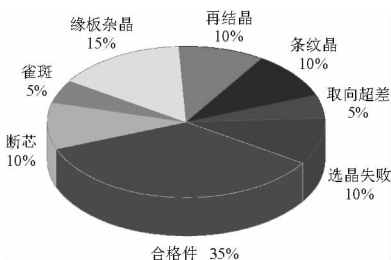


图 4 国内几种典型单晶涡轮叶片铸造缺陷统计
Fig.4 Statistics on casting defects of several typical domestic single crystal turbine blades

1.1 选晶过程中的典型凝固缺陷及控制方法

制备单晶涡轮叶片的第一步是获得单晶组织。现阶段,通常采用选晶器和定向凝固技术结合制备单晶组织。选晶器主要包括起始段和螺旋段两部分。研究表明^[11~14,17~20],选晶器起始段的主要作用是优化晶粒取向,获得接近 $\langle 001 \rangle$ 取向的晶粒。图 5 为起始段选晶方式示意图。随着起始段高度增加,晶粒取向会得到持续优化。但是,取向的优化速度逐渐减缓,效率降低,主要是因为晶粒生长前期,晶粒数量多、尺寸小、取向随机分布,晶粒之间的竞争生长行为占据优势,侧壁的几何阻挡效果较弱,此时取向优化作用很强,见图 5a;而晶粒生长后期,晶粒数量减少、尺寸增大、取向接近,晶粒之间的竞争生长行为减弱,此时侧壁的几何阻挡显现出来,保证取向可以持续优化,但是取向优化速度大幅减

慢,见图 5b。同时,起始段过长会严重缩短铸件的有效生长空间,增加生产周期和制备成本。因此,合理地设置起始段的几何结构是获得高品质单晶涡轮叶片和控制叶片制备成本的基础。

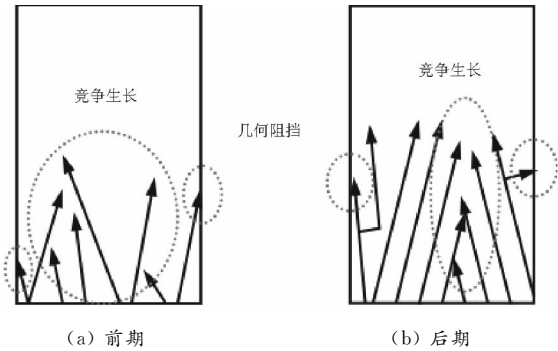


图 5 起始段选晶方式示意图^[12]

Fig.5 Schematic diagram of crystal selection method at initial stages

相关研究表明^[11,12],螺旋段的主要作用是高效地选取单晶,对晶粒取向的优化能力较弱。增大螺旋段外径,减小螺矩、起始角、螺旋面直径,会提高选晶效率。螺旋段中晶粒取向的演化与起始段有很大差别。在螺旋段中,晶粒的取向处于波动状态,优化作用很弱,特别是在小起始角的螺旋段中,晶粒取向几乎不会获得优化,见图 6。这是由于螺旋段的转向始终发生变化,因而,定向凝固过程中液相线和温度梯度也在持续变化。温度场的变化,导致螺旋段中晶粒的生长状态不稳定,造成任何一个晶粒都不可能始终处于择优生长状态。因此,螺旋段中晶粒的选择主要依靠晶粒在螺旋段中的几何位置优势,而非晶粒择优取向的生长优势,具有较强的随机性。

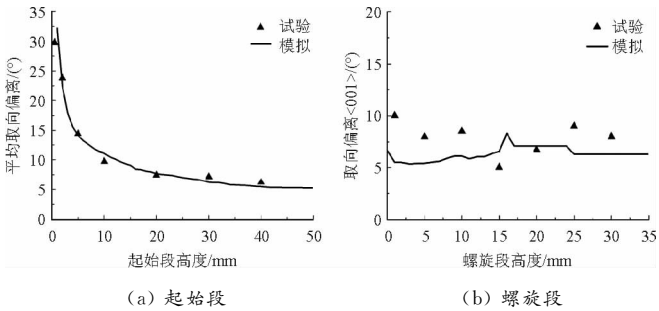


图 6 起始段和螺旋段中晶粒取向的演化过程^[11]

Fig.6 Evolution process of grain orientation at initial and spiral stages

选晶器起始段的空间限制和螺旋段选晶的随机性导致选晶过程中容易出现取向超差、选晶失败等一系列缺陷。针对取向超差这一问题,通过减小起始段直径,增大起始段高度,合理地设计起始段和螺旋段之间的几何结构,适当地提高定向凝固过程中的抽拉速率,可以有效地提高进入螺旋段晶粒的取向,提高单晶品质。而

选晶失败则主要是螺旋段几何结构设置不合理,或者是螺旋段结构和定向凝固工艺不匹配造成的。因此,增大螺旋段外径,减小螺矩、螺旋面直径,适当减小起始角,优化定向凝固工艺,可以显著提高选晶效率。

1.2 单晶叶片生长过程中的典型凝固缺陷及控制方法

获得单晶组织以后,随后就是让单晶长满整个型壳,因而在选晶器与铸型之间会有一个过渡段,起到放大单晶尺寸的作用。但是,在选晶器和单晶叶片的过渡段之间经常出现一种条纹状、与选出的单晶有取向偏差的晶粒,通常称为条纹晶。一般认为,这种凝固缺陷最可能的形成原因主要有 3 种:由枝晶破碎或者断裂形成的杂晶;型壳侧壁或者籽晶回熔区的氧化层形核;糊状区中的枝晶变形造成晶粒产生取向偏差。研究表明^[21],条纹晶的起源与回熔界面的位置无关,说明条纹晶的形成不是在型壳侧壁或者籽晶回熔区的氧化层重新形核。同时,条纹晶的一次枝晶取向、二次枝晶取向与选晶器选出的单晶存在明显的空间位向关系,表明条纹晶是由于糊状区中的枝晶变形造成的,而不是由于枝晶破碎或者断裂形成的杂晶。具体来说,晶粒从选晶器起始段进入螺旋段时,由于合金凝固产生的收缩应力,以及大量晶粒(定向生长的枝晶)从大尺寸起始段进入小尺寸螺旋段,会在螺旋段内留下大量残余应力,见图 7。而在过渡段的位置,合金从小尺寸的单晶长入大尺寸的空心铸型腔体,又在过渡段产生大量的应力释放。更为重要的是,枝晶生长过程中,固液界面前沿的糊状区内,枝晶干刚从液态转变为固态,强度较低,周围存在大量未凝固合金液,枝晶干塑性变形比较容易。此时,螺旋段和过渡段中存在较大的残余应力积累和应力释放过程,很容易造成枝晶偏转或扭转,最终形成条纹晶。

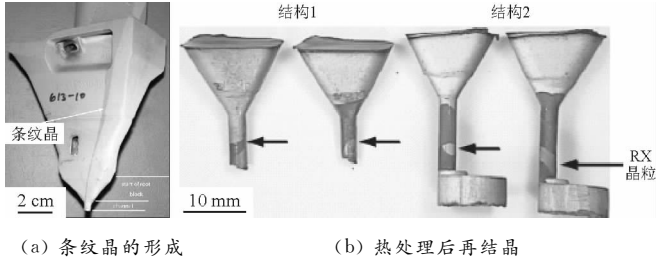


图 7 条纹晶的形成与生长,热处理后再结晶发生的宏观照片^[21]

Fig.7 Macroscopic images of the formation and growth of sliver grain as well as the occurrence of recrystallization after heat treatment

为了减少条纹晶形成,提高单晶叶片质量,通常会优化螺旋选晶器结构,特别是螺旋段的设计结构,采用更为缓和的过渡段,如增大过渡段的起始角,以减少枝晶在螺旋段和过渡段生长产生的铸造应力。此外,降低定向凝固抽拉速率,从工艺方面控制铸造应力的产生也是一种可以考虑的方法。

1.3 变截面缘板中的典型凝固缺陷及控制方法

单晶叶片生长过程中,某些特殊的铸造缺陷特别容易在一些具有突变几何结构的位置(如横截面尺寸突然增加的缘板处)集中出现,即通常所说的缘板杂晶。已有研究表明^[13~16,22~43],当缘板尺寸较小时,原始晶粒的高次枝晶长入缘板,无杂晶形成。随着缘板尺寸增加,缘板内侧边角处率先形成了大量细小的杂晶,少数杂晶以枝晶方式长入缘板,并将原始晶粒抑制在缘板中心。随着缘板尺寸继续增加,在缘板内、外侧边角都出现大量细小的杂晶,数量也逐渐增多,占据的空间增大。

小尺寸缘板内侧的原始晶粒分出垂直一次枝晶的二次枝晶,横向长入缘板;在二次枝晶干上,又分出平行一次枝晶的三次枝晶,长满整个缘板。此外,缘板内侧枝晶取向持续向一个方向发生扭转,没有形成亚晶界,见图8。

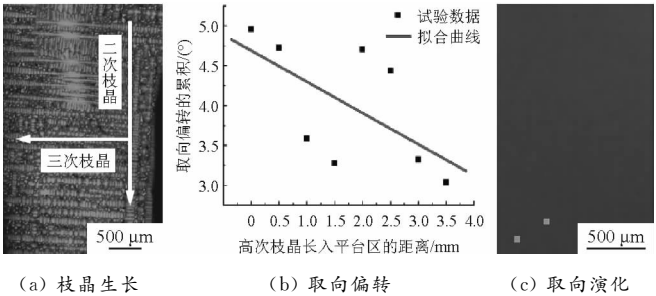


图8 缘板1内侧枝晶生长及取向变化^[13]
Fig.8 The dendrite growth and orientation evolution inside the flange 1

小尺寸缘板外侧,垂直一次枝晶的二次枝晶横向长入缘板,在靠近中心和边缘位置分枝出平行于一次枝晶的三次枝晶。然后,边缘的三次枝晶干又分出与二次枝晶平行的高次枝晶,向中心长入,并与中心位置的三次枝晶接触,形成了复杂的枝晶回路。此外,缘板外侧的枝晶取向也向一个方向持续发生转动,但是在枝晶重新汇合处形成了亚晶界,见图9。

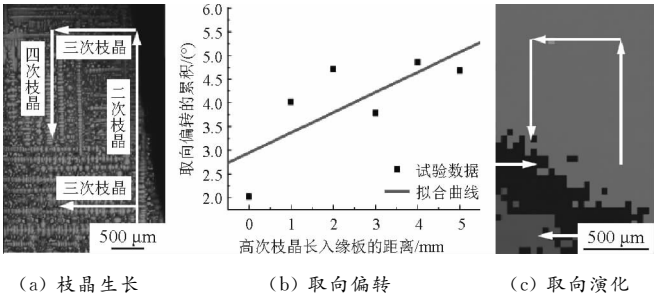


图9 缘板1外侧枝晶生长及取向变化^[39]
Fig.9 The dendrite growth and orientation evolution outside the flange 1

随着缘板尺寸增加,缘板杂晶在边角处出现。统计杂晶分布规律发现,杂晶在缘板的形核位置具有各向异

性,远离发热体的缘板内侧边角处更容易出现杂晶形核。这主要是由于内侧边角处首先凝固,杂晶容易率先形核。由于缘板存在较大的过冷度,杂晶在内侧形成后快速生长,抑制了缘板外侧杂晶的形成,见图10。

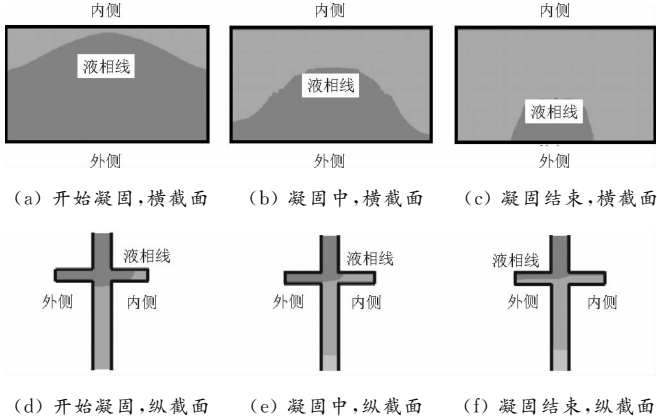


图10 大尺寸缘板2中温度场演化^[13]
Fig.10 The evolution of temperature field inside the large-scale flange

缘板杂晶的形成主要通过优化定向凝固工艺、局部包壳处理和增加引晶辅助系统等方式控制,见图11。

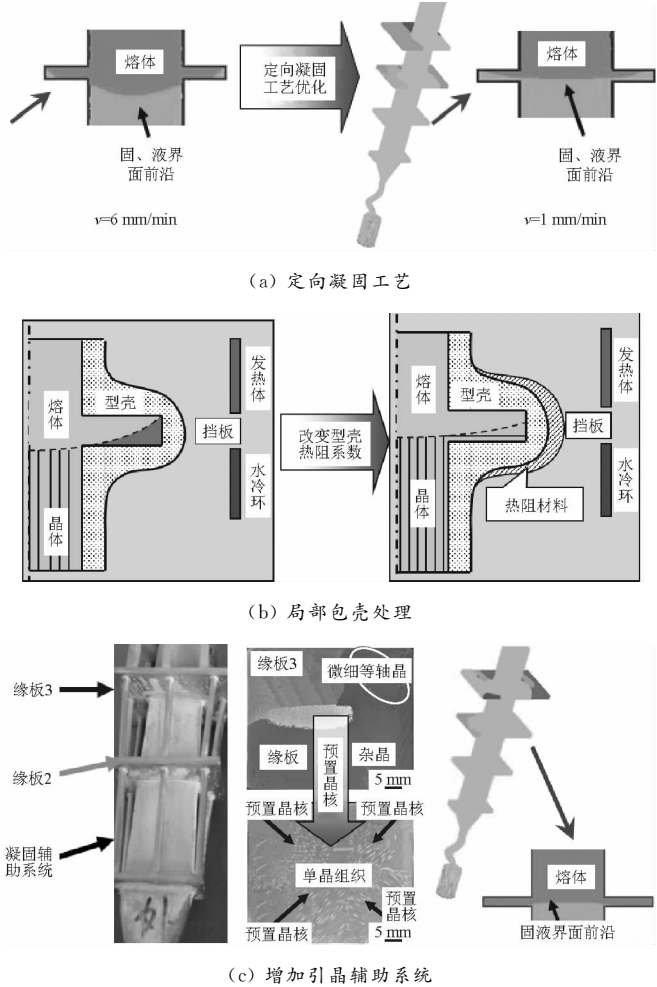


图11 缘板杂晶的控制方法
Fig.11 Inhibition methods of flange impurity

具体来说,通过在凝固进行至接近缘板的时候降低抽拉速率,可以使固液界面前沿从上凹变成水平,减小缘板边缘的过冷度,进而减少缘板杂晶的形核。而通过在缘板边角进行局部处理,如包覆热阻材料或者冷铁、石墨等导热材料,可以调节进入缘板的等温线形状,进而达到减小缘板边角过冷度、减少缘板杂晶的目的。设置辅助系统,则是根据籽晶法的原理,采用引晶辅助系统将原始晶粒引入缘板,可以有效抑制缘板的杂晶形成,获得单晶。这是因为施加辅助系统后,缘板凝固顺序发生改变,引入晶粒的位置率先凝固,而且液相线连续,因而有效抑制了边角处杂晶的形成。

1.4 单晶叶片榫头中的典型凝固缺陷和控制方法

单晶叶片生长后期,特别是在距离水冷盘较远处(如低涡叶片叶身后部或者榫头部位)容易出现一些取向随机的等轴晶,即通常所说的雀斑或者雀斑链。这主要与国内常用的高速凝固法(HRS)的工作原理,以及新型涡轮叶片尺寸逐渐增加、结构异常复杂密切相关。

国内最常用的定向凝固技术——高速凝固法是由 HARRIS K 等^[44]和 HIGGINBOTHAM G J S^[45]提出的,见图 12。该技术借鉴了 Bridgman 晶体生长技术特点,采用了隔热挡板将加热区与冷却区隔开,保证加热区持续加热,而产生的热辐射不会进入冷却区。此外,增加了一种传动装置,在凝固时铸型与加热器之间依靠这种装置发生相对移动,使铸件由加热区进入冷却区。另外,在铸件底部使用水冷铜盘进行散热,使在隔热挡板附近产生较大的温度梯度,细化组织,控制晶粒尺寸。该方法的主要特点是:铸型以一定速度从炉中移出,或者炉子移离铸型,并采用水冷热传导和辐射传热方式冷却。采用这种方法可以避免炉膛对于已凝固合金的影响,获得较高的温度梯度(G)和冷却速度(R),形成的柱晶较长,组织较细密而且均匀,性能稳定。但是,HRS 技术主要通过水冷铜盘进行热传导,严重受限于固液界面与水冷铜盘的距离。凝固前期,固液界面距离水冷铜盘较近, Z 向(抽拉方向)的热传导较快;凝固后期,随着固液界面距离水冷铜盘越来越远, Z 向(抽拉方向)的热传导迅速降低,而侧向的辐射逐渐显现出来,导致散热向四周发散,即 Z 向(抽拉方向)的温度梯度迅速下降。除此以外,新型涡轮叶片尺寸明显增加,延长单晶生长路径,特别是在水冷盘远端处。单晶生长后期,温度梯度随距离增加而急剧降低,更容易造成枝晶发散生长,增加凝固缺陷的形成倾向。当温度梯度降低到一定程度,无法再维持枝晶的稳定生长时,固液界面前沿易发生异质形核,形成雀斑或者雀斑链,这与厚大铸件三晶区中的中心等轴晶区的形成过程相似。

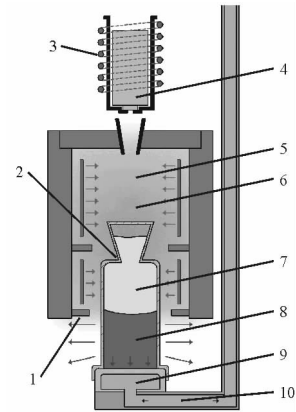


图 12 高速凝固法示意图

Fig.12 Schematic diagram of high-speed solidification

1.挡板 2.铸型 3.感应熔炼 4.铸锭 5.加热器 6.热辐射 7.金属液 8.固体 9.冷凝板 10.冷却水

通常采用提高温度梯度的方法抑制取向随机的雀斑或者雀斑链形成,具体来说,在隔热挡板下部增加气冷喷嘴、降低水冷铜盘的水温、提高水冷铜盘的循环水冷却强度,或者是在定向凝固后期,降低抽拉速率,使得定向凝固工艺与温度梯度相匹配,以减少雀斑或者雀斑链的形成。

2 凝固缺陷控制与定向凝固技术的发展

凝固缺陷的形成与控制 and 定向凝固技术的发展密切相关^[1~54]。每次定向凝固技术的革命都显著减少了凝固缺陷的形成,提高了涡轮叶片的质量和合格率,为先进航空发动机的发展奠定了坚实的基础。定向凝固技术的起源可以追溯到 20 世纪 40、50 年代,从最初的发热剂法(EP)、功率降低法(PD),到 70、80 年代的高速凝固法(HRS)和液态金属冷却法(LMC),以及近些年正在研究的区域熔化(ZM)工艺,都是通过改变定向凝固过程中的加热和冷却方式,以提高和稳定固液界面前沿的温度梯度,更好地实现定向凝固过程。具体来说,初期的发热剂法(EP)和功率降低法(PD)都是采用单室加热,主要利用底部的水冷铜盘进行散热,在金属熔体和已凝固金属中建立起一个自下而上的温度梯度,实现定向凝固。这两种方法难以稳定、精确控制温度梯度 G 和凝固速度 R ,并且随着离开激冷板的距离增加, G 与 R 会迅速下降,单向热流条件不能保持稳定,因而获得温度梯度很小,仅在 10 K/cm 左右,柱晶会发散生长,由轴向平面转向扇面,难以生产高质量的发动机高温合金叶片。为了提高定向凝固过程中的温度梯度和凝固速率,HARRIS K 等^[44]和 GIAMEI A F 等^[54]于 20 世纪 70~80 年代分别提出了高速凝固法和液态金属冷却法。这两种方法借鉴了 Bridgman 晶体生长技术特点,并增加了传动装置,在凝固时铸型与加热器之

间依靠这种装置发生相对移动,而且铸型加热器始终加热。另外,在加热区底部使用隔热挡板,彻底将加热区和冷却区分开,并在铸型底部采用水冷铜盘或者利用液态金属进行散热,这样就可以在挡板附近获得较大的温度梯度,显著细化组织,实现晶粒尺寸的控制。但是,这两种方式也有各自的缺陷,如在高速凝固法的晶粒生长后期,侧向辐射造成枝晶发散生长,严重影响单晶质量。而液态金属冷却法则存在冷却介质污染合金表面,冷却速度难以控制等一系列问题。区域熔化法是近年来发展起来的一种定向凝固技术。这种方法利用发热体使试样局部区域熔化,同时对已凝固部分采用较强的冷却方式,缩短固液界面的距离,进一步提高固液界面前沿温度梯度。由于加热和冷却的方式不同,区域熔化法主要分为光学悬浮区熔炼法(OPZM)、电子束浮区熔炼法(EBFZM)、区熔液态金属冷却法(ZMLMC)等。

3 结束语

定向凝固技术与凝固缺陷控制技术本质上都是在不断提高和稳定固液界面前沿的温度梯度,定向凝固技术主要是通过整体上改变加热、冷却以及隔热等方式,达到提高固液界面前沿温度梯度的目的,属于技术革命的范畴。而凝固缺陷控制技术则是通过优化定向凝固工艺、局部包壳处理和增加引晶辅助系统等方式局部改变固液界面形态、等温线形状以及凝固顺序等,来获得更稳定的温度梯度,以减少凝固缺陷,属于技术改进的范畴。今后,随着对定向凝固过程和缺陷形成、生长规律的不断深入研究和进一步认识,还会有更先进的定向凝固工艺和缺陷控制技术出现。

参 考 文 献

- [1] GELL M, DUHL D N, GIAMEI A F. The development of single crystal superalloy turbine blades[A]. *Superalloys*[C], PA, US, 1980.
- [2] CHEN Q Z, JONES N, KNOWLES D M. The microstructures of base/modified RR2072 SX superalloys and their effects on creep properties at elevated temperatures[J]. *Acta Mater.*, 2002, 50 (5): 1 095-1 112.
- [3] DAI H J. A study of solidification structure evolution during investment casting of Ni-based superalloy for aero-engine turbine blades [D]. UK:University of Leicester, 2008.
- [4] DAI H J, GEBELIN J C, NEWELL M, et al. Grain selection during solidification in spiral grain selector[A]. *Superalloys*[C], PA, US, 2008.
- [5] POLLOCK T M, MURPHY W H, GOLDMAN E H, et al. Grain defect formation during directional solidification of nickel base single crystals[A]. *Superalloys*[C], PA, US, 1992.
- [6] POLLOCK T M, MURPHY W H. The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys[J]. *Metall.*

- Mater. Trans.*, 1996, A27: 1 081-1 094.
- [7] VEHN M M, DEDECKE D, PAUL U, et al. Undercooling related casting defects in single crystal turbine blades[A]. *Superalloys*[C], Warrendale, US, 1996.
- [8] NAPOLITANO R E, SCHAEFER R J. The convergence-fault mechanism for low-angle boundary formation in single-crystal castings[J]. *Mater. Sci.*, 2000, 35: 1 641-1 659.
- [9] STANFORD N, DJAKOVIC A, SHOLLOCK B, et al. Defect grains in the melt-back region of CMSX-4 single crystal seeds[A]. *Superalloys*[C], US, 2004.
- [10] SOUZA N D, JENNINGS P A, YANG X L, et al. Seeding of single-crystal superalloys-role of constitutional undercooling and primary dendrite orientation on stray-grain nucleation and growth [J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2005, B36: 657-666.
- [11] MENG X B, LI J G, JIN T, et al. Evolution of grain selection in spiral selector during directional solidification of nickel-base superalloys[J]. *Mater. Sci. Technol.*, 2011, 27(2): 118-126.
- [12] MENG X B, LU Q, LI J G, et al. Modes of grain selection in spiral selector during directional solidification of nickel-base superalloys[J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2012, 28(3): 214-220.
- [13] MENG X B, LI J G, ZHANG J, et al. Effect of platform dimension on the dendrite growth and stray grain formation in a Ni-base single-crystal superalloy[J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2013, A44: 1 955-1 965.
- [14] MENG X B, LI J G, ZHU S Z, et al. Method of stray grain inhibition in the platforms with different dimensions during directional solidification of a Ni-base superalloy[J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2014, A45: 1 230-1 237.
- [15] 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: 1 229-1 236.
- [16] ZHOU Y Z. Formation of stray grains during directional solidification of a nickel-based superalloy[J]. *Scripta Mater.*, 2011, 65: 281-284.
- [17] STANFORD N, DJAKOVIC A, SHOLLOCK B, et al. Seeding of single crystal superalloys-role of seed melt-back on casting defects[J]. *Scripta Mater.*, 2004, 50: 159-163.
- [18] DAI H J, SOUZA N D, DONG H B. Grain Selection in spiral selectors during investment casting of single-crystal turbine blades: Part I. Experimental investigation[J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2011, A42 (11): 3 430-3 438.
- [19] DAI H J, DONG H B, SOUZA N D, et al. Grain Selection in spiral selectors during investment casting of single-crystal components: Part II. Numerical modeling[J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2011, A42 (11): 3 439-3 446.
- [20] ESAKA H, SHINOZUKA K, TAMURA M. Analysis of single crystal casting process taking into account the shape of pigtail[J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2005, A413-414: 151-155.
- [21] AVESON J W, TENNANT P A, FOSS B J, et al. On the origin of sliver defects in single crystal investment castings[J]. *Acta Mater.*, 2013, 61: 5 162-5 171.
- [22] YANG X L, NESS D, LEE P D, et al. Simulation of stray grain formation during single crystal seed melt-back and initial withdrawal in the Ni-base superalloy CMSX-4[J]. *Mater. Sci. Eng.*,