

https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250559

大模组涡轮叶片单晶生长规律与杂晶缺陷控制策略

牟昊¹, 孟祥斌^{2,3,4}, 刘纪德¹, 张朝威¹, 邹明科¹, 王亮¹, 王猛¹, 樊大华¹, 马月姣¹,
储昭旻¹, 孟杰¹, 梁静静¹, 赵云松⁵, 刘晨光⁵, 周亦霄¹, 李强^{2,3,4,6}, 王瑞春^{2,3,4,6}, 朱
崇伟⁷, 李金国¹

(1 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2 潍坊科技学院, 山东 寿光 262700)

(3 山东省农机装备用材料工程高校特色实验室, 山东 寿光 262700)

(4 潍坊市先进动力系统用热端材料及单晶部件制备技术重点实验室, 山东 寿光 262700)

(5 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(6 武汉科技大学冶金自动化与检测技术教育部工程研究中心, 湖北 武汉 430081)

(7 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230051)

通讯作者: 孟祥斌, 通讯地址: mengxiangbin84@163.com;

刘纪德, 通讯地址: jdliu@imr.ac.cn;

李金国, 通讯地址: jgli@imr.ac.cn.

摘要: 随着具有复杂气冷通道的新型单晶高温合金涡轮叶片在航空发动机上的推广应用, 单晶涡轮叶片的需求量急剧增加, 导致单晶叶片降本增效的需求越来越迫切。而大模组单晶叶片铸造技术是实现其降本增效的有效途径之一, 也是单晶涡轮叶片制备技术的重要发展方向。因此, 本文采用数值模拟、实验验证和理论分析相结合的方法, 模拟了不同尺寸模组叶片定向凝固过程中温度场及固液界面的演化过程, 研究了单晶叶片的生长行为、杂晶缺陷形成规律以及相应的控制方法, 并进行了实验验证。结果表明, 单晶涡轮叶片生长过程中, 液相等温线呈现“上凸”形状, 导致叶片缘板内侧率先达到形核条件, 诱发缘板杂晶形成, 这一结果与实验相符。随着抽拉速率和模组尺寸的增加, 液相等温线“上凸”的程度会显著加剧, 进而增加叶片杂晶缺陷的形成几率。根据以上研究结果, 本文通过在模组中心位置增加石墨蓄热体, 可有效提高温度场均匀性, 减小等温线倾斜角度, 显著降低杂晶缺陷的形成几率, 提高叶片合格率, 满足单晶叶片降本增效需求。

关键词: 镍基单晶高温合金; 大模组单晶叶片; 杂晶缺陷形成; 杂晶缺陷控制

中图分类号: TG249.5

文献标识码: A

文章编号

航空发动机是飞机的心脏, 一直被誉为“现代工业皇冠上的明珠”, 是一个国家综合国力、科技水平和工业制造能力的重要体现。高温合金涡轮叶片是航空发动机最核心的关键热端部件, 其设计与制备技术将直接影响航空发动机的性能。纵观几十年来航空发动机涡轮叶片的发展历程, 单晶高温合金涡轮叶片气冷结构复杂化和尺寸大型化已经成为持续提升航空发动机关键热端部件整体性能的有效手段和必然趋势^[1~7], 如图 1 所示。近年来, 随着具有复杂气冷通道的新型大尺寸单晶高温合

金涡轮叶片在先进航空发动机上的大力推广和广泛应用, 使得单晶涡轮叶片的需求量急剧增加, 最终导致单晶高温合金叶片的降本增效问题亟待解决。

为了提高单晶叶片生产效率, 满足单晶叶片降本增效需求, 单晶叶片的生长技术^[8~14], 杂晶^[15~18]、条纹晶^[19]、雀斑^[20~25]等凝固缺陷控制技术, 以及单晶叶片生长过程的模拟仿真技术^[26~31]吸引了国内外研究者的重点关注。其中, 大模组单晶高温合金生长和缺陷控制技术可以显著提高单晶叶片生产效率, 是目前实现单晶叶片

收到初稿日期:

基金项目: 新材料重大专项项目资助(2024ZD0600800), 国家自然科学基金项目资助(52571054, 52571162), 鸢都学者青年专家项目资助, 冶金自动化与检测技术教育部工程中心开放基金资助项目(MADTOF2024B02)

第一作者简介: 牟昊, 男, 1989年生, 硕士, 助理工程师, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971758, E-mail: hmu@imr.ac.cn

通信作者简介: 孟祥斌, 男, 1984年生, 博士, 教授, 潍坊科技学院, 山东 寿光 262700, 电话: 18640360486, E-mail:

mengxiangbin84@163.com; 刘纪德, 男, 1978年生, 博士, 研高工, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 13998333191,

E-mail: jdliu@imr.ac.cn; 李金国, 男, 1975年生, 博士, 研究员, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 13516003582,

E-mail: jgli@imr.ac.cn

降本增效最为有效的途径之一。从理论上讲,单晶叶片模组尺寸增大 100%,可使生产效率提高 400%以上^[32]。此外,通过大模组单晶涡轮叶片制备技术的推广应用,还可实现单晶涡轮叶片成台份同炉批(批次)生产,进而提高整台份涡轮叶片的质量稳定性,避免由于不同炉批或者不同生产批次的差异所引起的单晶叶片质量波动,这也是目前国内外新型单晶涡轮叶片制备技术的重要发展方向。

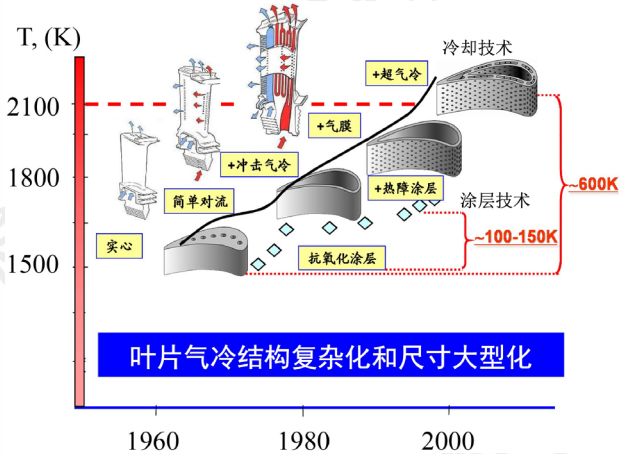


图1 航空发动机涡轮叶片的发展史

Fig.1 Development history of aircraft engine turbine blade

然而,大模组单晶叶片的组合方案改变了原有的模组尺寸、浇注系统结构和组模方式,对叶片定向凝固过程中的温度场分布情况造成较大影响,尤其改变了固液界面前沿的温度梯度和等温线形状,进而引发叶片的定向凝固行为和单晶生长缺陷形成机制的变化,因此更容易诱发取向偏离^[33-39]、杂晶^[40-51]、条纹晶^[52-53]和雀斑^[54-57]等凝固缺陷。更为严重的是,新型航空发动机涡轮叶片的制备更多地采用了高代次含 Re 单晶高温合金,这种高代次单晶高温合金大幅减少了晶界强化元素的使用,导致新型单晶涡轮叶片对上述凝固缺陷更加敏感,而这些凝固缺陷将大大降低叶片的高温性能,所以在单晶叶片铸造过程中必须严格控制凝固缺陷,提高单晶质量,获得结构完整的单晶组织。因此,开展大模组单晶叶片生长和缺陷控制技术研究势在必行。

综上所述,本研究以具有重大应用背景的第二代含 Re 单晶高温合金作为研究对象,设计不同模组尺寸的单晶叶片组合方案,采用数值模拟、实验验证和理论分析相结合的方法,研究不同模组方案的温度场演化过程、单晶生长行为和杂晶缺陷形成情况,建立模组尺寸-单晶生长工艺-杂晶缺陷形成规律的量化关系,阐明杂晶缺陷的形成机理,进而提出大模组单晶叶片的杂晶缺陷控制策略,提高叶片合格率,满足单晶叶片制备的降本增效需求,为今后单晶高温合金涡轮叶片在先进航空发动机的大规模工程化推广应用奠定坚实基础。

1 模拟过程

1.1 三维建模

选取一种具有复杂结构的商用单晶涡轮工作叶片作为研究对象,叶片模型如图 2(a)所示。使用 3D 建模软件 UG 设计蜡模结构,叶片蜡模的叶尖部位连接选晶器,榫头部位做补缩并连接浇注系统,如图 2(b)所示。模组中的叶片相对位置俯视示意图如图 2(c)所示。

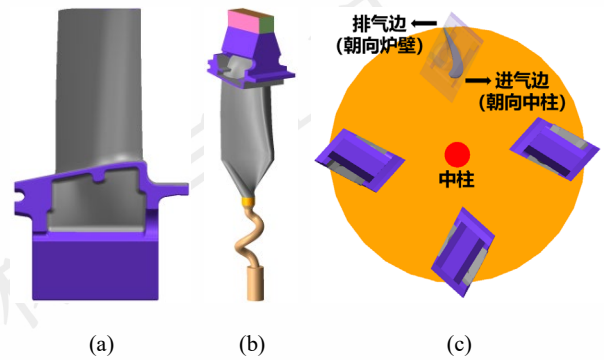


图2 叶片模型(a)、选晶系统模型(b)及组合位置俯视示意图(c)

Fig.2 Model of blade (a), its crystal selection system (b) and its top view schematic diagram of combination position (c)

按照 1:1 的比例构建 $\Phi 150\text{mm}$ 、 $\Phi 300\text{mm}$ 、 $\Phi 500\text{mm}$ 三种不同尺寸水冷盘的单晶叶片组合方案,如图 3 所示。三种模组均由浇注系统、中柱、叶片、选晶器及水冷盘组成,叶片在模组周向均匀排布,叶尖向下,榫头向上,排气边朝外,进气边朝内。同时针对每种模组方案构建单晶炉简化模型,炉体模型由上加热区、下加热区、隔热挡板及冷却区组成。具体来说, $\Phi 150\text{mm}$ 模组一次可制备 4 件单晶叶片, $\Phi 300\text{mm}$ 模组一次制备 8 件叶片, $\Phi 500\text{mm}$ 模组一次制备 16 件叶片。

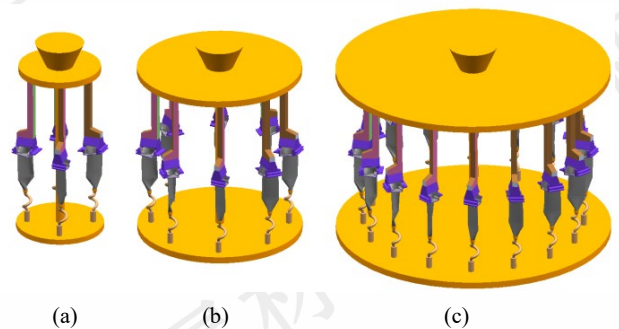


图3 $\Phi 150\text{mm}$ (a)、 $\Phi 300\text{mm}$ (b)、 $\Phi 500\text{mm}$ (c)

三种不同尺寸水冷盘的叶片模组数模

Fig.3 Turbine blade modules with different size of cooling plates:

(a) $\Phi 150\text{mm}$, (b) $\Phi 300\text{mm}$, (c) $\Phi 500\text{mm}$

1.2 网格划分

由于本研究中的模组结构及其炉体结构同轴且均具有旋转对称性质,因此可将模组及其炉体结构进行轴对称切分处理,利用模拟软件中的对称计算功能实现仿真

计算工作, 以达到减少计算量、提高工作效率的效果。本研究将单晶叶片不同尺寸模组及其对应炉体模型采用 1/4 轴对称切分处理, 并导入模拟仿真软件 Procast。

在软件前处理模块中, 首先对模组和炉体进行面网格划分, 然后在模组外部生成陶瓷型壳, 并进行体网格划分。以 $\Phi 150\text{mm}$ 水冷盘模组方案为例, 其叶片及选晶系统的网格划分情况如图 4(a)所示, 模组及型壳的网格划分情况如图 4(b)所示, 模组及炉体网格划分情况如图 4(c)所示, 该算例网格总数为 628424 个。

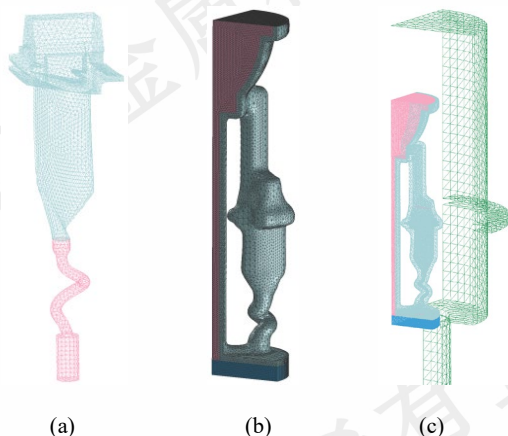


图 4 $\Phi 150\text{mm}$ 水冷盘的(a)叶片、(b)模组及 (c)炉体网格划分情况
Fig.4 Meshing of (a) turbine blade and its crystal selection system, (b) $\Phi 150\text{mm}$ module and shell and (c) $\Phi 150\text{mm}$ module in furnace body

1.3 参数设置

在参数设置模块中, 将定向凝固过程在时间和空间上进行离散化处理。

设定重力方向后, 首先进行材料设置。高温合金材料选用一种二代镍基单晶高温合金 DD419, 合金名义成分见表 1, 其热物理性能由模拟仿真软件根据化学成分计算得出, 合金的固相线温度为 1323°C , 液相线温度为 1389°C 。设定型壳材料为陶瓷耐火材料氧化铝, 水冷盘材料为铜, 其热物性参数来自模拟仿真软件的数据库。

表 1 单晶高温合金名义成分

Table1 Nominal compositions of single crystal superalloy (wt%)									
Cr	Co	W	Mo	Ta	Al	Hf	Re	Ti	Ni
6.4	9.6	6.4	0.61	6.6	5.67	0.1	3.0	1.04	余

完成材料设置后, 设置初始状态、界面换热系数、辐射率等参数。

其中, 上加热区温度设定为 1500°C , 下加热区温度设定为 1550°C , 水冷盘及冷却区温度设定为 25°C ; 合金浇注温度及型壳加热后的初始温度均为 1550°C , 浇注时长 30s, 充型结束后静置 300s, 然后开始抽拉。每种尺寸的模组依次进行抽拉速率为 $1\text{mm}/\text{min}$ 、 $3\text{mm}/\text{min}$ 、 $6\text{mm}/\text{min}$ 、 $9\text{mm}/\text{min}$ 、 $12\text{mm}/\text{min}$ 的模拟计算。

完成参数设定后进入求解器, 进行定向凝固过程模拟计算。

2 模拟结果

2.1 不同尺寸模组的温度场演化过程

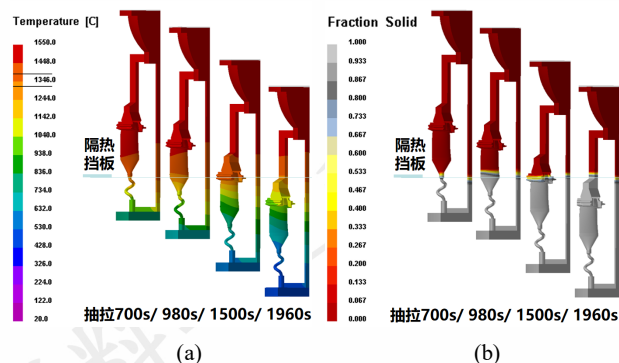


图 5 抽拉速率 $6\text{mm}/\text{min}$ 的(a)温度场及(b)固液界面演化过程模拟
Fig.5 Simulation at withdrawal rate of $6\text{mm}/\text{min}$: temperature field evolution process (a) and solid-liquid interface evolution process (b)

以 $\Phi 150\text{mm}$ 水冷盘模组的 $6\text{mm}/\text{min}$ 、 $12\text{mm}/\text{min}$ 两种抽拉速率为例, 对比观察其温度场及固液界面的演化过程, 如图 5 和图 6 所示。为便于观察抽拉进程, 图中标出了隔热挡板在高度方向上的相对位置。

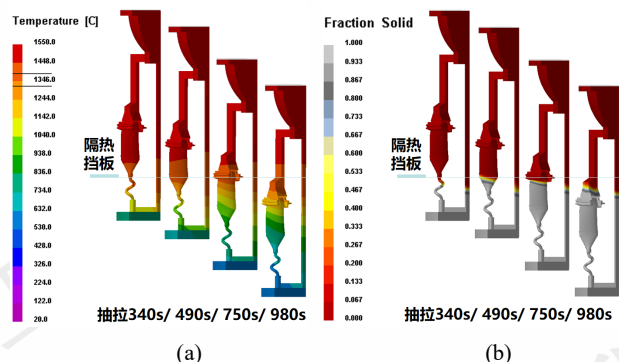


图 6 抽拉速率 $12\text{mm}/\text{min}$ 的(a)温度场及(b)固液界面演化过程模拟
Fig.6 Simulation at withdrawal rate of $12\text{mm}/\text{min}$: temperature field evolution process (a) and solid-liquid interface evolution process (b)

由图 5(a)、图 6(a)温度场演化过程对比可知, 随着模壳向下的抽拉速率增加, 合金熔体中的等温线倾斜程度增大; 相应地, 由图 5(b)、图 6(b)固液界面演化过程对比可知, 随着模组抽拉速率增加, 合金糊状区前沿的倾斜程度增大, 这样会导致叶片缘板等尺寸突变部位出现杂晶缺陷的概率增加^[15-17]。

将各尺寸水冷盘模组的各抽拉速率方案进行对比, 观察其温度场及固液界面演化过程。其固液界面进入缘板边角时的固液界面位置如图 7 所示, 此时的温度场分布情况如图 8 所示。

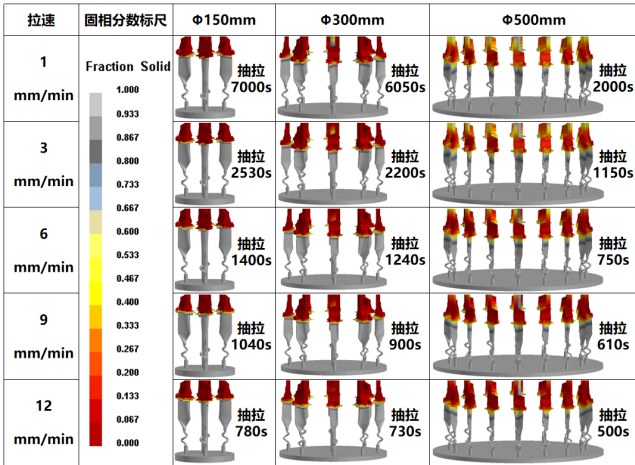


图 7 固液界面进入缘板的时间

Fig.7 Timing of solid-liquid interface entering the platform

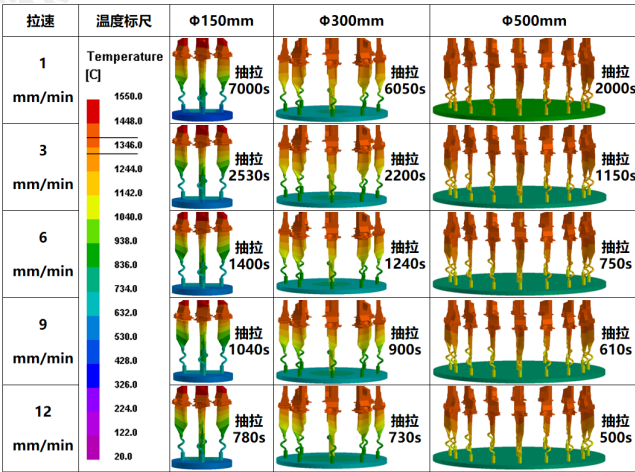


图 8 固液界面进入缘板时的温度场状态

Fig.8 Thermal condition state when solid-liquid interface enters platform

结合图 5、图 6、图 7、图 8，对比分析不同尺寸模組的温度场演化行为。为便于讨论，后文统一将叶片铸件朝向炉壁一侧称为“外侧”，朝向中柱一侧称为“内侧”。在定向凝固过程中，炉内隔热挡板上方的加热区等温线整体呈“上凸”形状，隔热挡板附近等温线呈近似“水平”形状，隔热挡板下方的真空冷却区等温线整体呈“下凹”形状，且高度方向上距离隔热挡板越远，该倾斜角度越大。

以Φ150mm 水冷盘模組、6mm/min 拉速为例，在向下抽拉过程中，其叶片缘板边角处稍早于叶身率先触及液相等温线，达到凝固条件，此时缘板与隔热挡板高度接近，缘板上方的铸件部分所处等温线整体呈“上凸”形状，缘板下方的铸件部分所处等温线整体呈“下凹”形状，而缘板部分所处的液相等温线呈近似“水平”形状，因此缘板的内侧和外侧几乎同时进入过冷状态。为了更加清晰显示这一过程，将该算例抽拉至 1400s 的瞬时温度场

放大显示，并调整温度标尺，如图 9 所示。

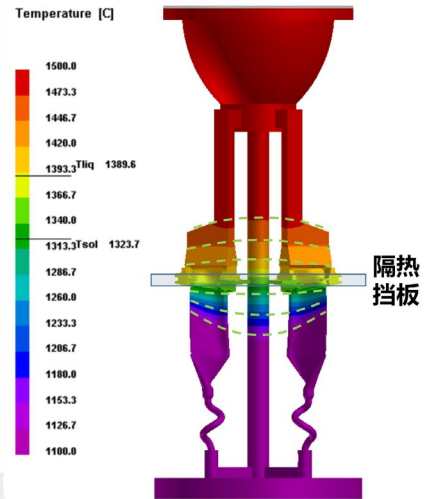


图 9 Φ150mm 底盘、拉速 6mm/min、抽拉 1400s 时温度场状态

Fig.9 Thermal condition state of Φ150mm module at 1400s with withdrawal rate of 6mm/min

随着模組尺寸增加，铸件与中柱一侧的距离增大，由于内侧没有发热体，存在“阴影”效应，导致铸件整体降温更快，且铸件内外两侧的降温速度差异增大。以Φ300mm 水冷盘模組、6mm/min 拉速为例，其缘板内侧降温速度明显快于外侧，即当Φ300mm 水冷盘模組叶片缘板边角处触及液相等温线时，该等温线由Φ150mm 水冷盘模組的“水平”转变为“上凸”形状，因此缘板内侧的边角处率先进入过冷状态，该位置出现杂晶缺陷的风险相较于Φ150mm 水冷盘模組显著增加。为了清晰显示这一现象，将该算例抽拉至 1240s 的瞬时温度场放大显示，并将温度标尺调整与图 9 统一，如图 10 所示。

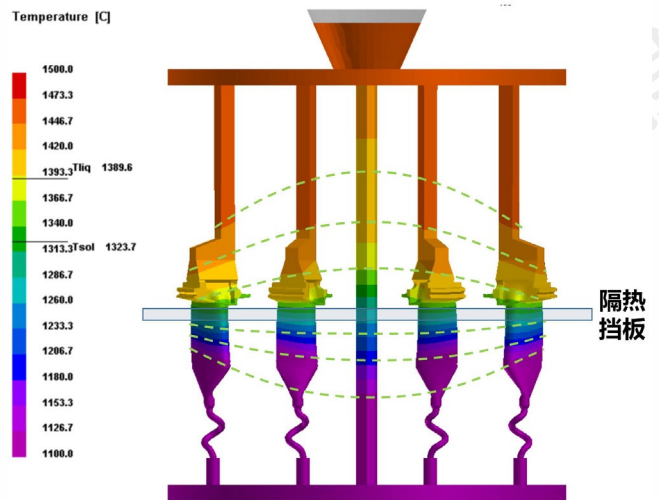


图 10 Φ300mm 底盘、拉速 6mm/min、抽拉 1240s 时温度场状态

Fig.10 Thermal condition state of Φ300mm module at 1240s with withdrawal rate of 6mm/min

当模組水冷盘尺寸增至Φ500mm，上述现象被进一

步放大。当合金浇注后的静置期结束，进入抽拉过程，铸件内侧率先迅速降温，叶片缘板内侧边角处很快触及液相等温线，缘板内侧边角处过早达到凝固条件，形成杂晶缺陷的风险被显著放大。

2.2 不同尺寸模组的晶粒生长结果

将计算得出的温度场演化结果与元胞自动机方法进行耦合，模拟晶粒生长演化过程，晶粒生长结果见图 11。结果表明，对于 $\Phi 150\text{mm}$ 水冷盘的小模组方案，当抽拉速率较低时，无杂晶缺陷形成；当抽拉速率增至 9mm/min ，单晶叶片开始出现杂晶缺陷，且缺陷率先出现在缘板内侧的边角处，该现象与上文分析相符。

随着模组尺寸增加，杂晶缺陷的形成几率也进一步增加。对于 $\Phi 300\text{mm}$ 水冷盘模组方案，当抽拉速率提高至 6mm/min ，叶片缘板内侧出现杂晶；当抽拉速率提高至 12mm/min ，缘板及榫头附近多处出现杂晶缺陷。对于 $\Phi 500\text{mm}$ 水冷盘模组方案，无论是 1mm/min 的低拉速，还是 6mm/min 以上的高拉速，单晶叶片都出现多处严重杂晶缺陷。

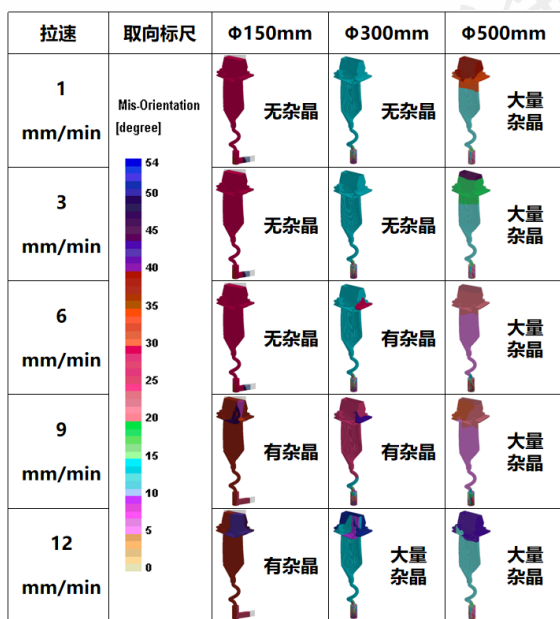


图 11 各模组方案晶粒生长模拟计算结果

Fig.11 Simulation result of grain growth for each module scheme

为了验证数值模拟结果的可靠性，进行对应模组尺寸的浇注实验。实验对象为本文数值模拟所用的单晶涡轮工作叶片，进行 $\Phi 150\text{mm}$ （每组 4 件）、 $\Phi 300\text{mm}$ （每组 8 件）、 $\Phi 500\text{mm}$ （每组 16 件）三种水冷盘尺寸的模组制备。

按照上述 3 种模组尺寸，每种尺寸制备 3 组，用于不同拉速。使用硅基耐火材料，对蜡模模组进行沾浆、淋砂、干燥的操作，完成型壳制备。型壳经脱蜡、焙烧后，装入对应尺寸的定向凝固炉中进行浇注，浇注所用合金与前文模拟仿真所用合金成分相同。由于 1mm/min

的抽拉速率过低，影响研制效率，不适用于叶片的实际生产，而 12mm/min 的抽拉速率过高，易引起定向凝固设备的传动系统摩擦、振动，影响实验准确性，因此本实验对每种尺寸的 3 个模组分别以 3mm/min 、 6mm/min 、 9mm/min 各一组的抽拉速率进行定向凝固。

浇注后将叶片清壳、切割、热处理，并使用腐蚀剂进行宏观腐蚀，观察并统计叶片单晶合格率，详细结果见表 2。结果表明，不同抽拉速率下的各模组晶粒生长模拟仿真结果与浇注实验结果基本相符，其中最为典型的 $\Phi 150\text{mm}$ 模组在低速抽拉条件下（ 6mm/min 及以下）合格率为 100%， $\Phi 500\text{mm}$ 模组在低速抽拉时合格率已经很低，高速抽拉时合格率趋近于 0。

表 2 单晶叶片合格率检验情况统计

Table2 Statistics on the qualification rate of blade single crystal

模组尺寸 mm	抽拉速率 mm/min	浇注件数	合格件数	杂晶件数	单晶合格率
Φ150	3	4	4	0	100%
	6	4	4	0	100%
	9	4	3	1	75%
Φ300	3	8	7	1	87.5%
	6	8	4	4	50%
	9	8	2	6	25%
Φ500	3	16	4	12	25%
	6	16	1	15	6.3%
	9	16	0	16	0%

观察 $\Phi 150\text{mm}$ 模组在 9mm/min 抽拉速率下和 $\Phi 300\text{mm}$ 模组在 6mm/min 及以上抽拉速率下的叶片杂晶缺陷，其生长起始端均处于内侧缘板边角处，与模拟仿真预测结果相符。如图 12 所示。

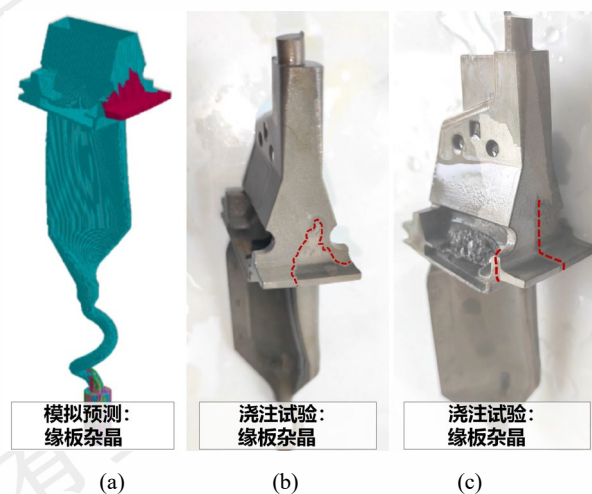


图 12 叶片缘板杂晶仿真模拟预测结果(a)及铸件缺陷形貌(b)、(c)

Fig.12 Simulation prediction result of stray grain on platform (a) and morphology of casting stray grain defects of $\Phi 150\text{mm}$ module (b) and $\Phi 300\text{mm}$ module (c)

观察 $\Phi 500\text{mm}$ 模组的叶片杂晶缺陷, 其生长起始端位置不一, 分布于叶身、缘板和榫头位置, 与模拟仿真预测结果基本相符。如图 13 所示。

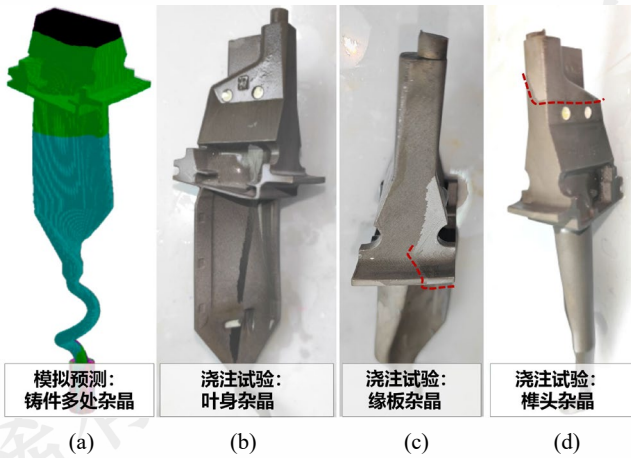
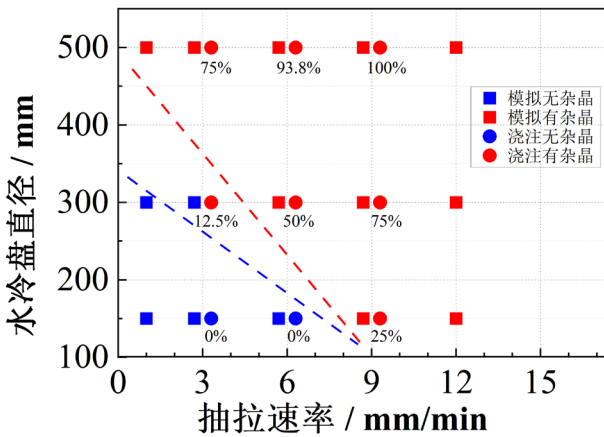


图 13 杂晶模拟仿真预测结果(a)及铸件叶身杂晶(b)、缘板杂晶(c)及榫头杂晶(d)缺陷形貌

Fig.13 Simulation prediction result of stray grain (a) and morphology of $\Phi 500\text{mm}$ module casting stray grain defects on blade body (b), platform (c) and dovetail (d)

结合图 11 和表 2 中不同模组尺寸与不同抽拉速度条件的晶粒生长结果, 分别整理模拟结果和浇注实验结果中单晶叶片的杂晶缺陷与模组尺寸、抽拉速率之间的量化关系, 得到图 14 所示的杂晶形成边界条件。



备注: 数字为浇注试验的杂晶形成几率

图 14 叶片杂晶形成边界条件

Fig.14 Boundary condition of for the formation of stray grain

图 14 中, 虚线为叶片有、无杂晶形成的分界线, 即代表叶片杂晶缺陷形成的工艺边界条件, 其中红色虚线针对模拟仿真结果, 蓝色虚线针对实际浇注结果。图中标出的百分数为浇注结果的杂晶形成几率。值得指出的是, 实际浇注结果与模拟结果略有差异, 这是因为在实际生产过程中, 陶瓷型壳制备的厚度一致性、定向凝固设备的温度控制稳定性等因素均存在一定程度的误差和波动。可以看出, $\Phi 300\text{mm}$ 模组在 $3\text{mm}/\text{min}$ 抽拉速率下已经接近杂晶形成的理论条件, 在某些工艺波动的影响

下, 便可能形成杂晶, 因此该条件下的模拟结果无杂晶形成, 而实际浇注结果有 12.5% 的杂晶形成。

由图 14 的结果进一步分析, 当模组尺寸为 $\Phi 150\text{mm}$ 时, 可通过调整抽拉速率来有效避免杂晶缺陷的形成; 当模组尺寸达到 $\Phi 300\text{mm}$, 虽然仍可通过调整抽拉速率来减少杂晶数量, 但此时抽拉速率的工艺窗口已经相对较窄, 调整空间较小, 且抽拉速率过低可能导致叶片显微组织的枝晶间距过大, 降低叶片的服役性能; 而当模组尺寸增大至 $\Phi 500\text{mm}$, 仅通过调整抽拉速率, 都难以避免杂晶缺陷的形成。

3 杂晶缺陷控制方法分析与验证

3.1 不同单晶模组温度场分析

当铸件处于加热区, 设备发热体向内进行热辐射, 辐射随距离的增加而出现衰减效应。周向距炉壁越远, 温度越低; 纵向距离冷却区越近, 温度越低。因此加热区内的温度场等温线呈“上凸”形状。相较于 $\Phi 150\text{mm}$ 小模组而言, $\Phi 300\text{mm}$ 及以上尺寸的大模组由于其中心位置距离炉壁更远, 导致其温度场等温线的“上凸”趋势更加明显, 即等温线倾斜角度更大, 如图 15 所示。

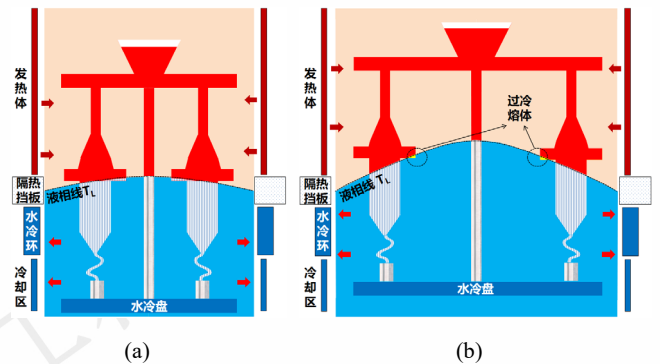


图 15 小模组(a)及大模组(b)温度场分布及杂晶形成机理示意图

Fig.15 Schematic of thermal condition distribution and formation mechanism of stray grain for (a) small module and (b) big module

对于 $\Phi 150\text{mm}$ 小模组而言, 在模组向下抽拉过程中, 叶片缘板逐渐靠近隔热挡板, 缘板内侧的边角位置率先触及液相等温线, 如图 15(a)所示。此时缘板边角处已达到过冷状态, 但在继续抽拉的短时间内, 其过冷度尚未满足合金的临界形核条件, 而铸件原来的单晶组织通过高次分枝的方式横向长入缘板, 因此未形成杂晶。

对于 $\Phi 300\text{mm}$ 及以上尺寸的大模组而言, 由于温度场等温线倾斜角度更大, 因此叶片缘板内侧边角处触及液相等温线的时间比小模组更早, 如图 15(b)所示。此时缘板边角处已达到过冷状态, 继续抽拉一段时间后, 铸件原来的单晶组织还未长入缘板, 而缘板内侧边角处的过冷度已经达到合金的临界形核条件, 于是缘板内侧边角的过冷熔体形核长大, 形成新的晶粒, 形成杂晶缺陷。

这一现象随着模组尺寸的增加而越发明显，即模组尺寸越大，杂晶形成几率越高。当模组尺寸增加至 $\Phi 500\text{mm}$ ，杂晶缺陷的形成已几乎无法避免，如图 14 的边界条件所示。

3.2 大模组温度场优化方案

在以上分析基础上，本研究设计了一种大模组单晶叶片的新模组方案，在模组中心位置增加圆柱形石墨蓄热体，并用陶瓷材料将石墨与合金液、石墨与水冷盘进行隔档。其基本原理为利用石墨材料的高热导率与高比热容特性，实现能量的高效存储与释放。

当模组在设备加热区中，石墨蓄热体进行热量存储，起到给模组内侧加热的作用。随后在定向凝固抽拉过程中，处于冷却区的部分石墨体逐渐成为放热装置，起到给模组内侧保温的作用。因此，糊状区以上的（即未冷却凝固的）部分铸件在外侧和内侧同时受到热源辐射，可有效规避前文所述的铸件模组内侧降温过快问题，进而提高温度场均匀性，降低等温线倾斜角度，从而降低杂晶缺陷的形成几率。其原理如图 16 所示。

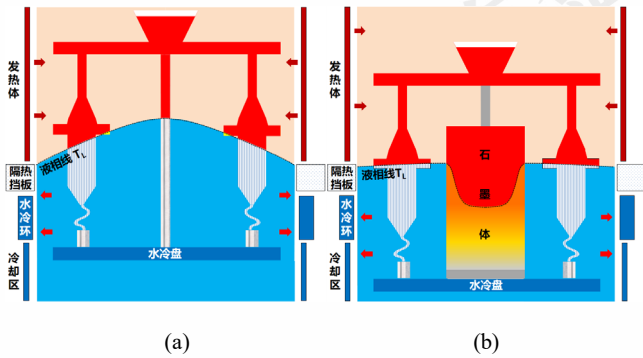


图 16 传统大模组(a)与新型大模组(b)温度场优化原理示意图

Fig.16 Schematic of thermal condition optimization principle for big module: (a) traditional module, (b) optimized module

为了验证新型大模组方法对温度场优化的可行性和有效性，本研究针对温度场均匀性控制难度最大，同时也是生产效率最高的 $\Phi 500\text{mm}$ 水冷盘模组进行模型设计和模拟仿真。三维模型如图 17 所示。

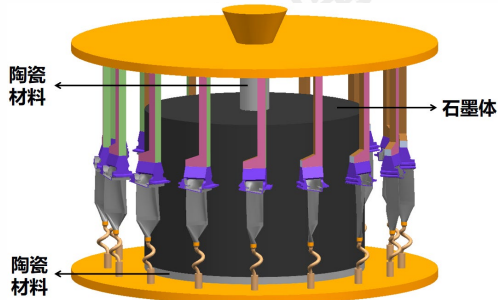


图 17 $\Phi 500\text{mm}$ 水冷盘单晶涡轮叶片的新模组方法

Fig.17 Optimized $\Phi 500\text{mm}$ -plate module of single crystal turbine blades

以 $6\text{mm}/\text{min}$ 抽拉速率为例，对该新型模组方法的温度场演化和晶粒生长过程进行模拟仿真计算。图 18(a)为液相等温线进入叶片缘板时的温度场整体分布情况，图 18(b)为其剖面视角的温度场分布情况。可见新型模组中加入的石墨蓄热体对铸件内侧起到了辐射传热和保温的作用，使得温度场整体均匀分布，等温线趋于水平，同时石墨蓄热体的内部等温线呈大幅“下凹”趋势，温度场分布情况基本符合图 16(b)的预测。

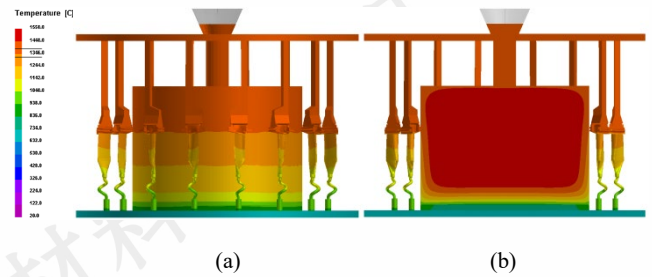


图 18 新型模组方法的模拟温度场整体显示(a)及剖切显示(b)

Fig.18 Simulated temperature field distribution of optimized module: (a) overall view, (b) section view

观察新型模组在定向凝固过程中，固液界面进入缘板边角时的固液界面演化情况，并与传统模组进行对比。由图 19(a)所示，加入石墨蓄热体的新型 $\Phi 500\text{mm}$ 模组，其糊状区宽度远小于传统模组，且此时新型模组的单晶组织生长前沿已接近缘板，因此大大降低了杂晶形成几率。图 19(b)的晶粒生长结果显示，传统模组的叶片多处出现杂晶，而新型模组叶片未出现杂晶，这同样验证了本研究的分析结果，证明加入石墨蓄热体的新型大模组方法对于单晶叶片定向凝固温度场的优化和叶片杂晶缺陷的控制具有重要指导意义。

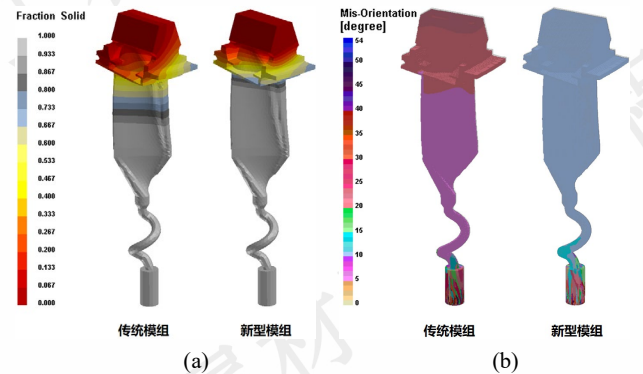


图 19 固液界面(a)及晶粒生长结果(b)对比

Fig.19 Comparison before and after module optimization of: (a) the state when solid-liquid interface enters platform, (b) result of grain growth

按照图 17 的 $\Phi 500\text{mm}$ 新型模组方案进行蜡模组合-型壳涂制-合金浇注实验，并与原始 $\Phi 500\text{mm}$ 模组方案浇注实验的单晶合格率进行对比，结果见表 3。结果表明，采用石墨蓄热体新型模组方案显著提升了叶片单晶的合

格率。

表3 叶片单晶合格率对比

Table3 Comparison of blade single crystal qualification rate

模组方案 mm	抽拉速率 mm/min	浇注件数	合格件数	杂晶件数	单晶合格率
Φ500 原方案	6	16	1	15	6.3%
Φ500 +石墨体		16	11	5	68.8%

4 结论

本文采用数值模拟、实验验证和理论分析相结合的方法,研究了不同尺寸模组方案的温度场演化过程、单晶生长行为和杂晶缺陷形成情况,建立了模组尺寸-单晶生长工艺-杂晶缺陷形成规律的量化关系,提出了缺陷形成的临界条件,得到以下结论。

(1) 在单晶涡轮叶片定向生长过程中,加热区内的温度场等温线呈“上凸”形状,导致叶片缘板内侧更容易率先达到过冷形核条件,形成缘板杂晶。

(2) 随着抽拉速率和模组尺寸的增加,会加剧液相等温线“上凸”程度,进而增加叶片杂晶缺陷的形成几率。当模组尺寸增加至Φ500mm,杂晶缺陷的形成几乎无法避免。

(3) 针对Φ500mm 水冷盘尺寸的单晶叶片大模组,提出了一种新型模组方案,通过在模组中心位置增加石墨蓄热体,可有效提高温度场均匀性,降低铸件所处等温线的倾斜角度,从而降低杂晶缺陷的形成几率。此方法应用于单晶叶片的制备,既可实现大模组的高生产效率,也可保证较高的单晶叶片的合格率。

参考文献 References

[1] Chen Rongzhang(陈荣章). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J],1995,8:3.
 [2] Hu Zhuangqi(胡壮麒),Liu Lirong(刘丽荣),Jin Tao(金涛) *et al. Aeroengine*(航空发动机)[J],2005,31:1.
 [3] Versnyder F I,Shank M E. *Materials Science and Engineering*[J], 1970, 6(4): 213.
 [4] VERSNYDER F L,BARLOW B R,SINK W L *et al. Modern Casting*[J],1967,52: 68.
 [5] Zhou Yaohe(周尧和),Hu Zhuangqi(胡壮麒),Jie Wanqi(介万奇). *solidification technology*(凝固技术)[M].Beijing:China Machine Press,1998.
 [6] ERICKSON G L. *Single crystal nickel-based superalloy*[P]. USP: 5366695, 1994.
 [7] HARRIS K,ERICKSON G L. *Single crystal alloy technology*[P]. USP: 4643782, 1987.

[8] Pollock T.M.,Murphy W.H.,Goldman E.H *et al. Superalloys*[J], 1992: 125.
 [9] Pollock T.M.,Murphy W.H.. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],1996,27:1081.
 [10] Vehn M.M.,Dedecke D.,Paul U. *et al. Superalloys*[J],1996: 471.
 [11] Napolitano R. E.,Schaefer R. J. *Journal of Materials Science*[J], 2000,35:1641.
 [12] Stanford N.,Djakovic A.,Shollock B. *et al. Superalloys*[J],2004: 719.
 [13] Souza N.D.,Jennings P.A.,Yang X.L. *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J],2005,36:657.
 [14] Stanford N.,Djakovic A.,Shollock B. *et al. Scripta Materialia*[J], 2004,50:159.
 [15] Yang X.L.,Ness D.,Lee P.D. *et al. Materials Science and Engineering: A*[J],2005, 413-414: 571.
 [16] Tang Ning(唐宁),Sun Changbo(孙长波),Zhang Hang(张航) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013,42(11):2298.
 [17] Tan Wei(谭伟),Xue Xin(薛鑫),Yu Tao(于涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022,51(4):1348.
 [18] Yang X.L.,Lee P.D.,Souza N.D.. *JOM*[J],2005,57:40.
 [19] Aveson J.W.,Tennant P.A.,Foss B.J. *et al. Acta Materialia*[J], 2013,61:5162.
 [20] Ma D.X.,Polaczck A.B.. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J],2009,40:738.
 [21] Ma D.X.,Wu Q.,Polaczck A.B.. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J],2012,43:344.
 [22] Ma D.X.,Polaczck A. B.. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2014,45:1435.
 [23] Wang F.,Wu Z.N.,Huang C. *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2017,48:5924.
 [24] Wang F.,Ma D.X.,Zhang J. *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J],2014,616:102.
 [25] Wang F.,Ma D.X.,Zhang J. *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J],2015,620:24.
 [26] Newell M.,Devendra K.,Jennings P.A. *et al. Materials Science and Engineering: A*[J],2005,412:307.
 [27] Souza N.D.,Newell M.,Devendra K. *et al. Materials Science and Engineering: A*[J],2005,413-414:567.
 [28] Yang X.L.,Dong H.B.,Wang W. *et al. Materials Science and Engineering: A*[J],2004,386:129.
 [29] House R.A.,Tin S.,Rae C.M.F.. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2005,36:2761.
 [30] Brewster G.,Dong H.B.,Green N.R. *et al. Metallurgical and*

- Materials Transactions B*[J],2008,39:87.
- [31] Cao Haifeng(曹海峰),Shen Houfa(沈厚发),Liu Baicheng(柳百成). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2006,35(12):1849.
- [32] Zhang Chaowei(张朝威),Meng Xiangbin(孟祥斌),Li Jinguo(李金国) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J],2023,1:7.
- [33] Meng Xiangbin(孟祥斌),Li Jinguo(李金国),Zhang Chaowei(张朝威) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J],2021,41(11):1328.
- [34] Li Jinguo(李金国),Meng Xiangbin(孟祥斌),Zhang Chaowei(张朝威) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J],2021,41(11):1321.
- [35] Wang Ning(王柠),Liu Lin(刘林),Gao Sifeng(高斯峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013,42(12):2558.
- [36] Meng X.B.,Li J.G.,Jing C.N. et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J],2022,96:151.
- [37] Fu Hengzhi(傅恒志),He Guo(何国),Li Jianguo(李建国). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],1997,33:1233.
- [38] Zhang Jun(张军),Huang Taiwen(黄太文),Liu Lin(刘林) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2015,10(10):1163.
- [39] Qin Jiarun,Yang Wenchao,Wang Qiang et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J],2024, 29: 4845.
- [40] Szeliga D.. *Advanced Engineering Materials*[J],2024,26: Issue2,p1.
- [41] Liu Zhiyi(刘志义),Fu Hengzhi(傅恒志). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2000,36:1.
- [42] Li Y.F.,Liu L.,Huang T.W. et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J],2016,657:341.
- [43] Li Yafeng,Liu Lin,Huang Taiwen et al. *Vacuum*[J],2016,131: 181.
- [44] Xu Qingyan,Liu Baicheng,Liang Zuojian et al. *Materials Science Forum*[J],2006,508:111.
- [45] Yu Jing,Xu Qingyan,Liu Baicheng et al. *Advanced Materials Research*[J], 2007, 26-28: 947.
- [46] Pan Haowei,Han Zhiqiang,Liu Baicheng. *Journal of Materials Science & Technology*[J],2016,32:68.
- [47] Yan Xuewei,Zhang Hang,Tang Ning et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J],2018,28:78.
- [48] Meng X.B.,Li J.G.,Zhang J. et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2013,44:1955.
- [49] Meng X.B.,Li J.G.,Zhu S.Z. et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2014,45:1230.
- [50] Zhang Xiaoli(张小丽),Zhou Yizhou(周亦胄),Jin Tao(金涛) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2012,48:1229.
- [51] Zhou Y.Z.. *Scripta Materialia*[J],2011,65:281.
- [52] Sun D.J.,Liu L.,Huang T.W. et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2019,50:1119.
- [53] Huxiang Xia,Yanhong Yang,Qiushui Feng et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J],2023,137:232.
- [54] Li Tong(李桐),Shen Houfa(沈厚发). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2022,51(11):4076.
- [55] A. Kao,N. Shevchenko,M. Alexandrakis et al. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*[J],2019,377:1.
- [56] MA D.X.,DONG Z.H.,WANG F. et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2020,51:88.
- [57] Wang Z.C.,Li J.R.,Liu S.Z. et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J],2022,918:165631..

Grain growth and defect control strategy of large module single crystal superalloy turbine blades

Mu Hao¹, Meng Xiangbin^{2,3,4*}, Liu Jide¹, Zhang Chaowei¹, Zou Mingke¹, Wang Liang¹, Wang Meng¹, Fan Dahua¹, Ma Yuejiao¹, Chu Zhaokuang¹, Meng Jie¹, Liang Jingjing¹, Zhao Yunsong⁵, Liu Chenguang⁵, Zhou Yizhou¹, Li Qiang^{2,3,4,6}, Wang Ruichun^{2,3,4,6}, Zhu Chongwei⁷, Li Jinguo^{1*}

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 110016, China)

(2. School of Intelligent Manufacturing, Weifang University of Science and Technology, Shouguang, 262700, China)

(3. University Featured Laboratory of Materials Engineering for Agricultural Machinery of Shandong Province, Shandong Weifang, 262700, China)

(4. Weifang key laboratory of high-temperature materials and single crystal components fabrication technology for advanced engine system, Shouguang, 262700, China)

(5. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing, 100095, China)

(6. Engineering Research Center for Metallurgical Automation and Measurement Technology of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, 430081, China)

(7. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei, 230051, China)

Abstract: With the promotion and application of new large-sized single crystal superalloy turbine blades with complex air-cooled structures in aviation engines, the demand for single crystal turbine blades has sharply increased, leading to the prominent problem of cost reduction and efficiency improvement of single crystal turbine blades. At present, the growth and defect control technology of large module single crystal superalloy blades is one of the effective ways to reduce costs and increase efficiently of single crystal blades, and it is also an important development direction for the production technology of new single crystal turbine blades. Therefore, this paper employs a combination of numerical simulation, experimental verification and theoretical analysis for research. The evolution process of temperature field and solid-liquid interface during directional solidification process of different module sizes were simulated. the behavior of single crystal growth, the formation law of stray grain and the corresponding control methods were investigated. Then the experimental verification was carried out. The results show that during the directional solidification process, the liquid isotherm presents an "upward convex" shape, which leads to the inner side of the platform reaching the nucleation condition first, inducing the formation of stray grains in the platform. As the withdrawal rate and module size increase, the degree of "upward convex" of the liquid isotherm will significantly intensify, leading to an increased probability of stray grain formation. By adding graphite regenerator at the center of the module, the uniformity of the temperature field can be effectively improved and the inclination degree of the isotherm can be decreased, which can significantly reduce the probability of stray grain formation and improve blade qualification rate, thus meeting the demand of cost reduction and efficiency improvement for single crystal blades.

Key words: Ni-base single crystal superalloy; large module single crystal blade; stray grain formation; stray grain control.

Corresponding author: Meng Xiangbin, Ph. D., Professor, Weifang University of Science and Technology, Shouguang, 262700, P.R. China, Tel: 18640360486, E-mail: mengxiangbin84@163.com;

Liu Jide, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Shenyang, 110016, P.R. China, Tel: 13998333191, E-mail: jdliu@imr.ac.cn;

Li Jinguo, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Shenyang, 110016, P.R. China, Tel: 13516003582, E-mail: jgli@imr.ac.cn