

计算机应用

液态金属冷却法制备DD403合金过程温度场和晶粒组织的数值模拟

郭如峰, 刘林, 李亚峰, 赵新宝, 张军, 傅恒志
(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西西安 710072)

摘要: 采用ProCAST和CAFE模型模拟了镍基单晶高温合金DD403定向凝固过程中的温度场及晶粒组织。研究了抽拉速率对变截面单晶铸件杂晶形成和铸件板身固液界面形状和位置的影响规律, 得到了单晶铸件不出现杂晶的最大抽拉速率——临界抽拉速率 (V_c)。结果表明, 当采用150 $\mu\text{m/s}$ 的抽拉速率时, 对于液态金属冷却 (LMC) 技术, 铸件平台的凝固顺序是从中心到两边, 杂晶形成倾向较小; 而在高速凝固 (HRS) 条件下, 铸件平台的边缘首先冷却, 平台边缘容易出现大的过冷而产生杂晶。在本实验条件下, 采用HRS技术, 临界抽拉速率不得高于125 $\mu\text{m/s}$; 采用LMC技术, 最大抽拉速率不宜超过150 $\mu\text{m/s}$, 否则可能会在螺旋段或平台处形成杂晶。当抽拉速率为150 $\mu\text{m/s}$ 时, 采用LMC法获得的板身部位的轴向温度梯度 (G_a) 是HRS法的2倍多; 一次枝晶臂间距 (PDAS) 减小了1/3~1/2, 且沿铸件轴向的轴向温度梯度和一次枝晶臂间距均较HRS均匀。当抽拉速率在50~200 $\mu\text{m/s}$ 范围内增大时, 采用LMC技术, 铸件板身的固液界面始终保持平直且逐渐下移至隔热挡板中部; 而HRS条件下, 固液界面逐渐下凹并下移至挡板下方。

关键词: 温度场; 晶粒组织; 液态金属冷却; 单晶高温合金; 临界抽拉速率; 数值模拟

中图分类号: TG132.3+2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2014) 02-0145-07

Numerical Simulation of Temperature Field and Grain Texture During Casting Single Crystal Superalloy DD403 with Liquid Metal Cooling

GUO Ru-feng, LIU Lin, LI Ya-feng, ZHAO Xin-bao, ZHANG Jun, FU Heng-zhi

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shanxi, China)

Abstract: The temperature field and grain texture during the directional solidification of Ni-base single crystal superalloy DD403 has been simulated by ProCAST&CAFE model. The effect of withdrawal rate on stray grains formation and shape as well as location of the solid-liquid interface of the casting between its platform and transition region (airfoil) was analyzed. Critical withdrawal rates (V_c), which are maximum withdrawal rates of no stray grains formation in the single crystal casting, were obtained with two methods. It is found that the liquid isotherm moves from center to edge at the platform region for liquid metal cooling (LMC) method at a rate of 150 $\mu\text{m/s}$, inhibiting the formation of stray grains. However, the edge of platform for high rate solidification (HRS) approach with the same withdrawal rate is cooled earlier than the center, and great undercooling of the edge of the platform may occur, which results in stray grains formation there. In this study, V_c cannot be more than 125 $\mu\text{m/s}$ for HRS method; it is recommended the maximum withdrawal rate for LMC approach cannot exceed 150 $\mu\text{m/s}$, otherwise new grains may occur at the pigtail or platform region. When the withdrawal rate is 150 $\mu\text{m/s}$, the LMC process can create axial thermal gradient (G_a) at airfoil more than double the HRS process with a 1/3-1/2 refinement in primary dendrite arm spacing (PDAS). In addition, G_a and PDAS are more uniform along the axis of the castings compared with HRS method. As withdrawal rate increases in the range of 50 to 200 $\mu\text{m/s}$, the solid-liquid interface at airfoil remains flat and moves to the middle of the thermal baffle for LMC method; however, it becomes more concave and moves to the underside of the baffle for HRS approach.

Key words: temperature field; grain texture; liquid metal cooling; single crystal superalloy; withdrawal rate; numerical simulation

基金项目: 国家重点基础研究发展项目 (2010CB631202和2011CB610406); 国家自然科学基金 (551101120和51171151); 国家高技术研究发展计划项目 (2012AA35047)。

收稿日期: 2013-10-15收到初稿, 2013-11-22收到修订稿。

作者简介: 郭如峰 (1989-), 男, 硕士生, 研究方向为高温合金和定向凝固。E-mail: grf@mail.nwpu.edu.cn

镍基单晶高温合金由于消除了晶界，因而具有良好的热疲劳性能、抗热腐蚀性能和蠕变性能，成为航空发动机叶片制备的关键材料^[1-4]。目前工业上主要采用高速凝固（HRS）法来生产单晶叶片。凝固初期，热量能够通过水冷铜板而迅速散失，温度梯度较高。但随着抽拉过程的继续，凝固段和水冷铜板距离逐渐增加，温度梯度逐渐下降，容易出现杂晶、晶粒取向偏离等铸造缺陷^[5]。对于大型铸件，如地面燃气轮机叶片，HRS定向凝固的弊端更加凸显^[6]。近些年来，一些研究者^[6-9]开始采用液态金属冷却（LMC）法来提高并获得稳定的温度梯度。Elliott等人^[6-7]的研究表明，采用锡液冷却技术获得的温度梯度是传统HRS方法的2倍多，所允许采用的抽拉速率也至少是HRS法的2~3倍，从而冷却速度可以提高约6.5倍，一次枝晶臂间距减小为HRS的1/3。Brundidge等人^[9]采用锡冷和浮动陶瓷挡板的LMC技术，研究了抽拉速率对铸件组织细化的影响。他们发现当抽拉速率在8.5~21.2 mm/min范围内时，组织在12.7 mm/min处得到最大细化，此时固液界面位于挡板附近且近于平直，进一步增大抽拉速率则会产生杂晶。铸件中的温度场对凝固组织和缺陷的产生有决定性的影响，而尽管LMC技术有较长的实验历史，但目前对其生产过程中温度场的分析研究还很少，温度场对单晶铸件晶粒组织的影响规律也少见报道。

本文采用三维数值模拟方法分析了LMC法制备镍基单晶高温合金DD403（其名义成分见表1）定向凝固过程中的温度场，并使用CAFE模型研究了温度场对变截面单晶铸件晶粒组织的影响规律，同时和传统的HRS技术作对比，为LMC技术的成熟应用提供一定的理论依据。

表1 DD403合金的名义成分

Table 1 Nominal composition of alloy DD403 used in this study

study						$w_B/\%$
Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ni
9.5	5.0	5.2	3.8	5.9	2.1	余量

1 模拟方法及原理

1.1 LMC法定向凝固模型建立

采用ProCAST铸造工艺仿真软件包和CAFE模型^[10-12]模拟LMC法制备DD403合金变截面单晶铸件过程中的温度场和晶粒组织。与实验室2 kg的HRS/LMC双区加热定向凝固炉（图1^[13]）相对应，将其简化为加热区、隔热挡板和冷区（镓铟锡合金液）三部分，如图2所示，并将这三部分处理为一个封闭的曲面集合（定向凝固炉内壁），以便实现辐射换热计算。为节约计算时间，对封闭曲面集合进行二维面网格划分。

图3a为本文所用铸件的示意图。对铸件、型壳及

水冷铜板组成的实体模型进行三维体网格划分。实体模型与炉内壁二维网格无直接接触，位于虚拟的低熔点合金液面以上的部分与炉内壁进行辐射换热，而其余的部分则与低熔点合金液进行对流换热。为了更精确地模拟辐射换热，计算时考虑反射、吸收和透射效应并引入辐射角系数，且每抽拉5 mm，更新一次角系数。

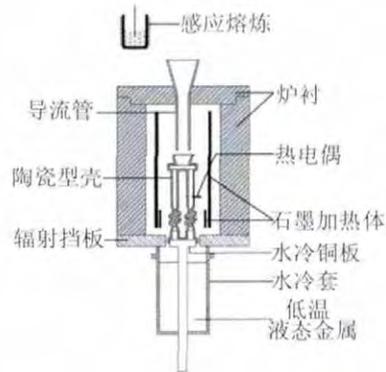


图1 实验室用定向凝固炉示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the furnace chamber

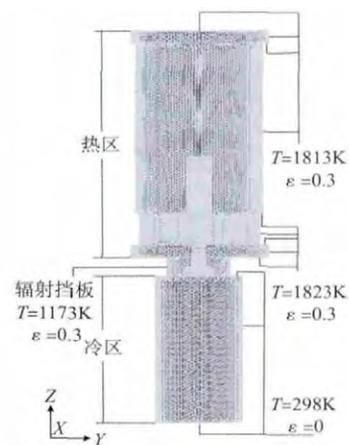


图2 模拟用炉体有限元网格模型

Fig. 2 FEM mesh model of the simulated furnace chamber

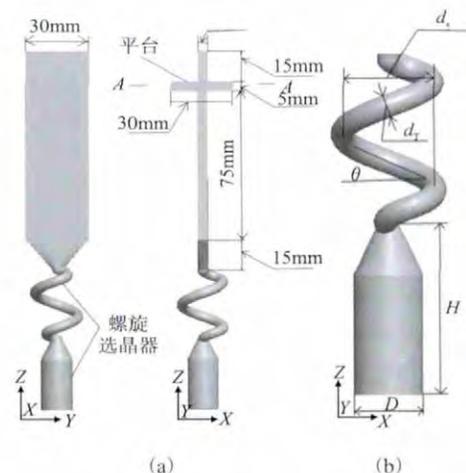


图3 铸件示意图

Fig. 3 Schematic diagram of the castings

(a) casting with a platform, (b) selector with a pigtail

图3a所示的铸件分为变截面平板和螺旋选晶器两

部分，图3b所示是螺旋选晶器的放大。变截面平板的尺寸在图3a中已标出，螺旋选晶器的尺寸如下：引晶段的高 H 和底面直径 D 分别为35 mm和15 mm，螺升角 θ 、螺旋直径 d_s 和螺旋段内径 d_r 分别为30°、20 mm和5 mm。

1.2 CAFE模型简述

凝固过程中，激冷板表面的面形核率和凝固前沿过冷金属液中的体形核率采用连续而非离散的高斯分布函数 $dn/d(\Delta T)$ 来描述，其中 dn 是由过冷度 ΔT 的微小变化引起的形核密度的变化。 $dn/d(\Delta T)$ 依据下式计算：

$$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi} \Delta T_\sigma} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\Delta T - \Delta T_{max}}{\Delta T_\sigma}\right)^2\right] \quad (1)$$

式中： ΔT_{max} 为平均形核过冷度， ΔT_σ 为形核过冷度标准方差， n_{max} 为正态分布从0到 ∞ 积分得到的最大形核密度。

形成的晶核其晶体学取向随机分布。由于立方晶系的择优取向为 $\langle 001 \rangle$ ，模型设一、二次枝晶的生长方向与母晶核的 $\langle 001 \rangle$ 方向一致，并通过“元胞捕获”的方式来实现枝晶的生长。枝晶尖端的生长动力学采用KGT模型^[14]来描述，在实际模拟中，为了加速计算的进程，对KGT模型进行拟合，得到如下枝晶尖端生长速率的多项式：

$$v(\Delta T) = a_2 \Delta T^2 + a_3 T^3 \quad (2)$$

式中： a_2 、 a_3 分别是拟合多项式的系数， ΔT 为枝晶尖端的总过冷度。

1.3 模拟参数的设置

1.3.1 温度场相关参数的设置

型壳材料选用氧化铝，激冷板选用纯铜，它们的热物性参数在ProCAST数据库中已给出。使用JMatPro热力学软件，计算得到DD403合金的各种热物性参数，如表2-4所示。计算出的DD403合金液固相线温度分别为1 371 °C和1 324 °C，这与文献[15]中查到的1 376 °C和1 328 °C很接近。

设定型壳与水冷铜板的界面换热系数为常数20 $W \cdot m^{-2} \cdot ^\circ C^{-1}$ ^[16]。型壳与铸件的界面换热系数如表5所示，铸件与激冷板的界面换热系数设为1 000 $W \cdot m^{-2} \cdot ^\circ C^{-1}$ ^[6]。在抽拉过程中，型壳与激冷板外表面在浸入液态金属之前，与炉内壁的换热模式为热辐射，设定辐射率为

表2 DD403合金的热导率

Table 2 Thermal conductivity of alloy DD403 used in this study

温度/°C	热导率/($W \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$)
25	10.293
1 055	25.061
1 100	26.379
1 200	31.177
1 324	32.820
1 371	30.509
1 600	34.249

表3 DD403合金的焓

Table 3 Enthalpy of alloy DD403 used in this study

温度/°C	焓/($kJ \cdot kg^{-1}$)
25	-368.669
1 100	242.130
1 200	346.176
1 300	415.848
1 324	450.134
1 371	700.922
1 500	793.145
1 600	866.936

表4 DD403合金的密度

Table 4 Density of alloy DD403 used in this study

温度/°C	密度/($kg \cdot m^{-3}$)
25	8.164
1 000	7.766
1 200	7.606
1 324	7.505
1 371	7.169
1 500	7.058
1 600	6.974

0.3，与虚拟的液态金属的对流换热系数为0；浸入液态金属后，与液态金属的换热模式为对流，设定辐射率为0，对流换热系数 h 为4 000 $W \cdot m^{-2} \cdot ^\circ C^{-1}$ ^[9]，镓锡合金液的温度设为室温25 °C。由于铜板内部有循环水冷，所以设定铜板上表面的温度为400 °C，下表面的温度为25 °C。炉内壁各部分的温度和辐射率如图2所示。DD403合金液和型壳的初始温度均设为1 550 °C。合金液浇入型壳后，静置2 min，然后以一定速率将型壳向下抽拉至液态金属中。

表5 型壳与铸件的界面换热系数^[5]

Table 5 Heat transfer coefficients between interior mold surface and casting

铸件的温度/°C	换热系数/($W \cdot m^{-2} \cdot ^\circ C^{-1}$)
25	150
500	150
1 000	150
1 324	350
1 371	750
1 600	750

1.3.2 CAFE相关参数的设置

根据前人的研究结果^[13, 17]和表1，设定形核参数如表6所示：

表6 CAFE计算所需的形核参数

Table 6 Nucleation parameters used for CAFE computation

项目	$\Delta T_{max} / ^\circ C$	$\Delta T_\sigma / ^\circ C$	n_{max}
面形核	2.0	1.0	$1.65 \times 10^8 m^{-2}$
体形核	15.0	1.5	$9.00 \times 10^9 m^{-3}$

设定生长动力学参数 $a_2 = 2.3 \times 10^{-7} m \cdot s^{-1} \cdot ^\circ C^{-2}$ ， $a_3 =$

$3.3 \times 10^{-7} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{C}^{-3}$ 。

2 模拟结果及讨论

2.1 两种技术凝固参数的比较与分析

为了研究LMC法的冷却特点，两种技术采用同一较大的抽拉速率，均为 $150 \mu\text{m/s}$ 。图4给出了LMC法和HRS法制备变截面单晶铸件板身正面的轴向温度梯度 G_a 、冷却速率 C 和一次枝晶臂间距 ($G_a^{-0.5} \cdot V^{-0.25}$ 的值，下同)。图5给出了抽拉过程中铸件正面不同时刻的温度场。从中可以看出，HRS法 G_a 的平均值约 45 C/cm ，而LMC法约 115 C/cm ，是HRS的2倍多，这与Elliott等人^[6-7]的实验结果相吻合。由成分过冷理论可知，较高的轴向温度梯度可以有效抑制凝固前沿形成等轴晶。同时，LMC技术由于加强了已凝固金属部分的冷却，因而可以获得较为稳定的轴向温度梯度，其范围约为 $105 \sim 115 \text{ C/cm}$ ，波动仅为15%，而HRS获得的轴向温度梯度的范围约为 $35 \sim 55 \text{ C/cm}$ ，波动达到36%，这可能会导致枝晶生长的不稳定。另外，由于过渡段为倒三角形，非轴向的热流使得两种技术在过渡段顶部（板身底部）获得的轴向温度梯度较小。对于HRS技术，由于已凝固金属的温度较高，因而侧向散热所占比例更大，这种现象更为突出。在图4b中有两条下凹曲线，而4a中却没有。当抽拉速率为 $150 \mu\text{m/s}$ 时，LMC技术获得的固液相等温线比较平直，从铸件的中心到边缘侧向散热均较小，因而整个板身的温度梯度较均匀，而HRS获得的固液相等温线明显下凹，铸件边缘侧向散热多于中心，因此铸件中心的轴向温度梯度较边缘

大。值得注意的是，采用HRS技术，板身顶部的轴向温度梯度较板身中部大，这可能是因为板身顶部靠近平台，因而冷却较慢，温度较高，这相当于在薄的板身上部加一个保温套，因此板身顶部相同距离其温度差异更大。

LMC法的冷却速率 C (约 $1.5 \sim 2.0 \text{ C/s}$) 是HRS (约 $0.4 \sim 0.7 \text{ C/s}$) 的2~3倍，由于二次枝晶臂间距 λ_2 反比于 C 的三次方根^[18]，因此LMC技术能够获得较小的 λ_2 。小的二次枝晶臂间距减小了显微缩松，因而可以提高铸件的力学性能。值得注意的是，采用两种技术，铸件板身的冷却速率均不是很均匀，这可能是板身较薄，散热较快，温度场不稳定导致的。

按照Hunt等人^[18]给出的一次枝晶臂间距 λ_1 的计算公式 $\lambda_1 = k \cdot G^{-0.5} V^{-0.25}$ (k 为常数)，在此处用轴向温度梯度分量代替总温度梯度，得出LMC技术获得的一次枝晶臂间距约为 $(0.245 \sim 0.260)k$ ，约是HRS($0.37k \sim 0.49k$)的 $1/2 \sim 2/3$ ，且波动 (约5.8%) 明显较HRS (约24.5%) 小。因此，LMC技术可以细化并均匀化铸件的显微组织，减小显微偏析程度，并减少热处理所需的时间。

图6给出了不同抽拉速率条件下采用LMC技术获得的板身轴向温度梯度和一次枝晶臂间距，图7是相应的温度场，反映了糊状区的形状和位置。从中可以看出，对于LMC技术，当抽拉速率在 $50 \sim 200 \mu\text{m/s}$ 范围内并增大时，板身部位的轴向温度梯度增高，均匀性增加，同时，糊状区相对于隔热挡板的位置逐渐下移，但固液界面始终保持平直。对于5 mm厚的板身，当抽拉速率不大于 $200 \mu\text{m/s}$ 时，LMC技术能提供足够的冷却能力。因此，当抽拉速率增大时，冷却能力也相应增大，获得的轴向温度梯度增大。当抽拉速率为 200 m/s 时，板身部位的糊状区位于隔热挡板中部，此时冷却和加热达到动态平衡，轴向温度梯度最大且较为均匀。当抽拉速率较小时，糊状区位于隔热挡板上部，铸件的冷却受到上部高温区辐射加热的限制，温度场不稳定，所以轴向温度梯度较小且不均匀。随着抽拉速率的增大，一次枝晶臂间距变小，但始终较均匀。这是因为采用LMC技术获得的轴向温度梯度较HRS大，使得 $G_a^{-0.5} \cdot V^{-0.25}$ 的值较小，因而波动也相应减小。图8给出了不同抽拉速率条件下采用HRS技术获得的板身轴向温度梯度和一次枝晶臂间距，图9是相应的温度场。对于HRS技术，随着抽拉速率的提高，等轴向温度梯度线的曲率增大，轴向温度梯度不均匀性增加，枝晶定向生长变得不稳定，一次枝晶臂间距不均匀。当抽拉速率由 $50 \mu\text{m/s}$ 增至 $200 \mu\text{m/s}$ 时，固液等温线的曲率增大，糊状区的长度增加，且相对于隔热挡板的位置由挡板上中上部下移至挡板下部。对于5 mm厚的板身，当抽拉速率小于 $100 \mu\text{m/s}$ 时，采用HRS技术，冷却和加热能达到动态平衡，固液界面较为平直，枝晶生长比

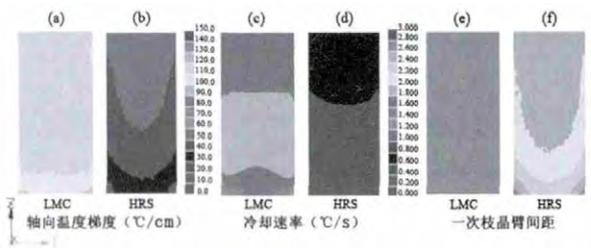


图4 预测的LMC法和HRS法制备变截面铸件板身正面的凝固参数， $150 \mu\text{m/s}$

Fig. 4 Predicted front solidification parameters of the casting between its platform and transition region (airfoil) with LMC/HRS method, $150 \mu\text{m/s}$

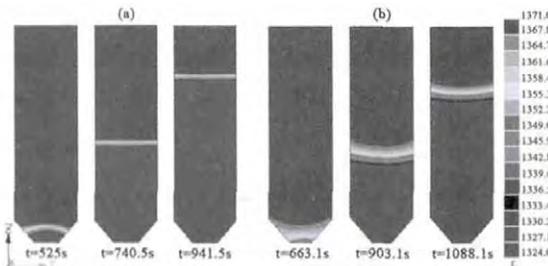


图5 预测的铸件 (平台以下) 正面不同时刻的温度场, $150 \mu\text{m/s}$

Fig. 5 Predicted front temperature field of the casting (under the platform) at different time, $150 \mu\text{m/s}$ (a) LMC (b) HRS. When begin withdrawing, $t=0$ is defined

较稳定；当抽拉速率大于100 $\mu\text{m/s}$ 时，HRS技术提供的冷却能力不足，固液界面弯曲严重，枝晶生长变得不稳定。

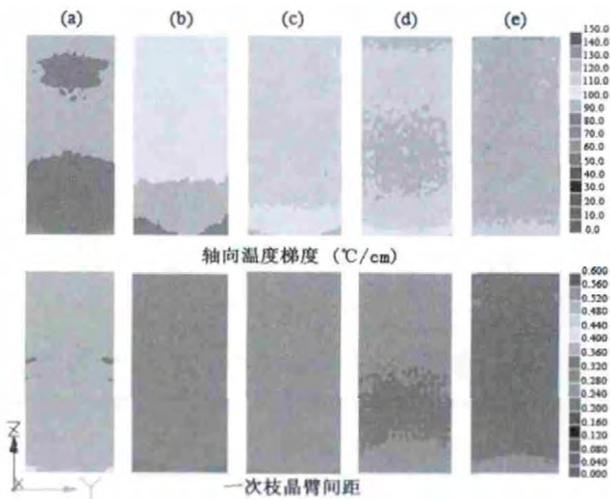


图6 预测的不同抽拉速率下采用LMC技术获得的板身正面的凝固参数

Fig. 6 Predicted front solidification parameters of the airfoil with LMC method at different withdrawal rates

(a) 50 $\mu\text{m/s}$ (b) 100 $\mu\text{m/s}$ (c) 150 $\mu\text{m/s}$ (d) 175 $\mu\text{m/s}$ (e) 200 $\mu\text{m/s}$

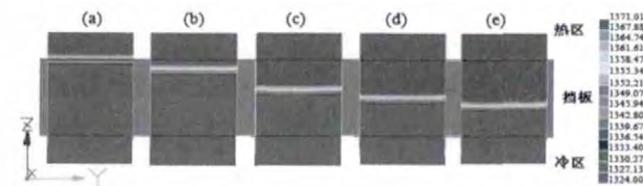


图7 预测的相应于图6的温度场

Fig. 7 Predicted temperature field corresponding to Fig. 6

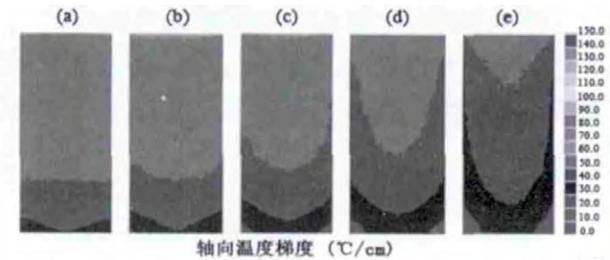


图8 预测的不同抽拉速率下采用HRS技术获得的板身正面的凝固参数

Fig. 8 Predicted front solidification parameters of the airfoil with HRS method at different withdrawal rates

(a) 50 $\mu\text{m/s}$ (b) 100 $\mu\text{m/s}$ (c) 125 $\mu\text{m/s}$ (d) 150 $\mu\text{m/s}$ (e) 200 $\mu\text{m/s}$

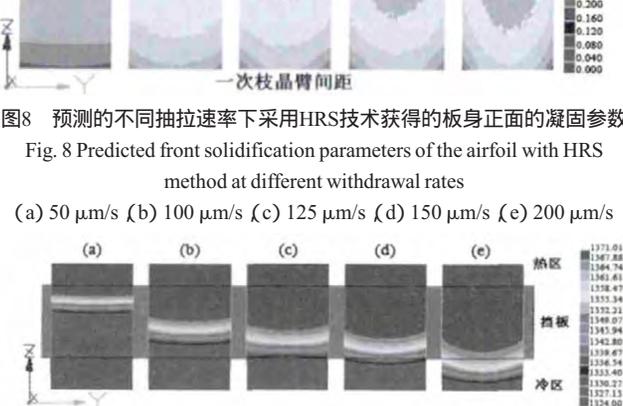


图9 预测的相应于图8的温度场

Fig. 9 Predicted temperature field corresponding to Fig. 8

值得注意的是，当抽拉速率提高时，单晶铸件杂晶形成倾向性也增大。因此，在实际生产过程中，应考虑在不产生杂晶的前提下尽量提高抽拉速率，以提高生产率并细化微观组织。

2.2 单晶铸件中杂晶的形成

图10给出了抽拉速率为150 $\mu\text{m/s}$ 时，LMC法和HRS法制备变截面单晶铸件过程中平台横截面不同时刻的温度场，反映了平台的凝固顺序。由于铸件的对称性，只画出平台的一半。对于LMC法，铸件平台的凝固顺序是从中心向两边，这有利于枝晶二次枝的横向生长和三次枝的分枝，从而抑制杂晶的形成。对于HRS法，不同的是，平台的边角处首先冷却而产生过冷，当过冷度大于异质形核临界过冷度，而原始晶粒的二次枝还没有充分横向生长填充边角时，就会在平台边缘出现异质形核而产生杂晶。图11是相应的CAFE模拟结果，其中不同的颜色代表不同取向的晶粒。LMC法单晶铸件平台处没有杂晶形成，而HRS法平台边缘形成了几个杂晶。

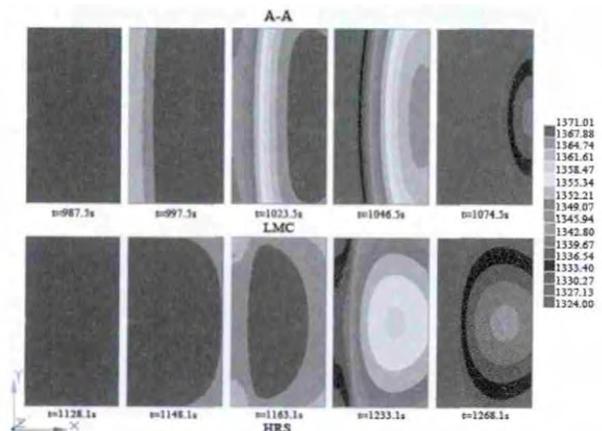


图10 预测的铸件平台横截面不同时刻的温度场，150 $\mu\text{m/s}$

Fig. 10 Predicted temperature field of cross section of the platform at different time, 150 $\mu\text{m/s}$

Yang等人^[19]发现较大的抽拉速率使液相等温线下凹程度增加，叶片平台区域的过冷度增加，促进杂晶的形核与长大。因为当抽拉速率为150 $\mu\text{m/s}$ 时，采用LMC技术铸件平台不产生杂晶，而HRS技术铸件平台产生杂晶，所以LMC法分别采用150 $\mu\text{m/s}$ 、175 $\mu\text{m/s}$ 和200 $\mu\text{m/s}$ 抽拉速率，而HRS法则采用100 $\mu\text{m/s}$ 、125 $\mu\text{m/s}$ 和150 $\mu\text{m/s}$ 抽拉速率，以此找出两种方法不产生杂晶的最大抽拉速率，即临界抽拉速率。图12给出了不同抽拉速率条件下，采用LMC法和HRS法，铸件平台区域杂晶形成CAFE模拟的结果。由于图11给出了抽拉速率为150 $\mu\text{m/s}$ 时铸件平台区域杂晶的形成情况，故图12已略去。图13给出了HRS条件下不同抽拉速率铸件平台宏观腐蚀的实验结果。可见，模拟与实验结果吻合较好。由图12可知，对于LMC技术，要使铸件平台区域不产生杂晶，临界抽拉速率不得高于175 $\mu\text{m/s}$ 。

对于HRS技术，则临界抽拉速率不得高于125 $\mu\text{m/s}$ 。然而，Gao等人^[13, 20]发现，当抽拉速率较大时，不仅单晶铸件平台区域会出现杂晶，螺旋段及叶身处也可能出现杂晶。如图14所示，图14b在螺旋段上部出现杂晶，但杂晶后来被淘汰；图14c则在螺旋段、过渡段以及叶身部位均出现了杂晶，且螺旋段中形成的杂晶淘汰了在引晶段及螺旋段下部竞争获胜的取向较好的晶粒。这说明，尽管LMC技术减小了铸件平台出现杂晶的可能性，但由于螺升角较小（30°），枝晶通过螺旋段时横向分枝距离较大，时间较长，当抽拉速率较大时，分枝还未充分进行，固液界面前沿已经过冷并形成晶核。可见，较小的螺升角限制了LMC技术采用更大的抽拉速率。因此，为了保证不产生杂晶，LMC技

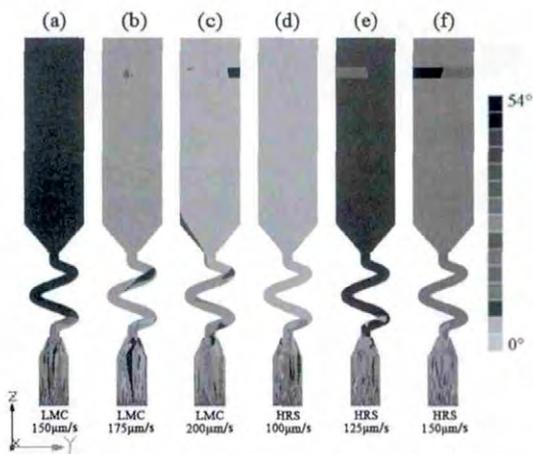


图14 不同抽拉速率下变截面铸件正面CAFE模拟结果

Fig. 14 Simulated front CAFE results for the casting at different withdrawal rates

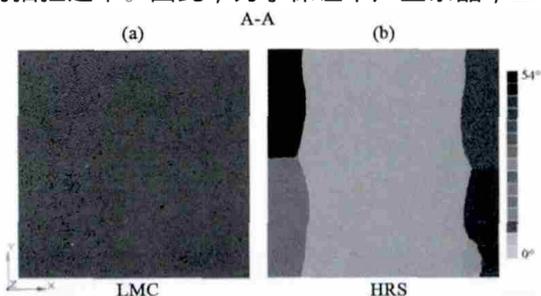


图11 变截面铸件平台横截面CAFE模拟结果，150 $\mu\text{m/s}$
Fig. 11 Simulated CAFE results for cross section of the platform of the casting, 150 $\mu\text{m/s}$

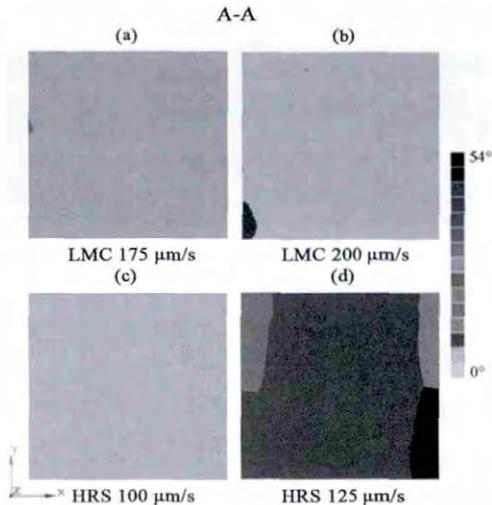


图12 不同抽拉速率下变截面铸件平台横截面CAFE模拟结果
Fig. 12 Simulated CAFE results for cross section of the platform of the casting at different withdrawal rates

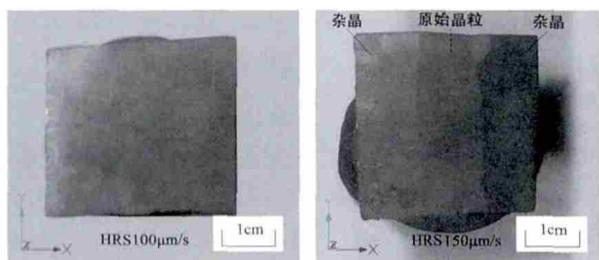


图13 不同抽拉速率下变铸件平台横截面宏观腐蚀照片
Fig. 13 Photograph of cross section of the platform after macroetching at different withdrawal rates

术的临界抽拉速率最好也不要超过150 $\mu\text{m/s}$ ，这与卢玉章等人^[21]的实验和模拟结果相符合。

3 结论

(1) 当采用150 $\mu\text{m/s}$ 的抽拉速率时，LMC法制备变截面单晶过程中，铸件平台区域的凝固顺序是从中心向两边，从而抑制了平台处杂晶的形成，而HRS条件下，铸件平台边角处首先冷却，进而产生大的过冷，杂晶形成倾向性较大。

(2) 对于本文中使用的铸件，为避免杂晶的出现，采用HRS技术，临界抽拉速率不得高于125 $\mu\text{m/s}$ ；采用LMC技术，最大抽拉速率不宜超过150 $\mu\text{m/s}$ 。

(3) 当抽拉速率为150 $\mu\text{m/s}$ 时，采用LMC法获得的板身部位的轴向温度梯度约为105~125 $^{\circ}\text{C/cm}$ ，而HRS法仅为35~55 $^{\circ}\text{C/cm}$ ，约是LMC的一半，且沿铸件轴向波动较大。HRS法的一次枝晶臂间距约为(0.37~0.49) k ，而LMC约为(0.245~0.260) k ，约是HRS的1/2~2/3，且波动较小。因而在抽拉速率一定的条件下，采用LMC技术有利于提高枝晶定向生长的稳定性，减小显微缩松，细化显微组织，并减少铸件热处理所需的时间。

(4) 当抽拉速率在50~200 $\mu\text{m/s}$ 范围内增大时，采用LMC技术，铸件板身的固液界面始终保持平直且逐渐下移至隔热挡板中部；而HRS条件下，固液界面逐渐下凹并下移至挡板下方。

参考文献：

[1] 傅恒志. 未来航空发动机材料面临的挑战与发展趋向[J]. 航空材料学报, 1998, 18 (4) : 52-61.
[2] Ross E W. Rene N4 : A first generation single crystal turbine airfoil alloy with improved oxidation resistance, low angle boundary strength and superior long time rupture strength[C]. O'Hara K S// Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Et Al. Superalloys 1996. Warrendale, PA : TMS, 1996 : 19-25.

- [3] LI J R. Effects of low boundaries on the mechanical properties on single crystal superalloy DD6[C]. Zhao J Q, Liu S Z// Reed R C, Green K A, Caron P, et al. Superalloys 2008. Warrendale, PA: TMS, 2008: 443-451.
- [4] 陈荣章. 单晶高温合金发展现状[J]. 材料工程, 1995 (8): 3-12.
- [5] 傅恒志, 郭景杰, 刘林, 等. 先进材料定向凝固[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 534-535.
- [6] Elliott A J, Pollock T M. Thermal analysis of the Brighman and liquid-metal-cooled directional solidification investment casting processes [J]. Metal. Mater. Trans. A, 2007, 38A (4): 871-882.
- [7] Elliott A J, Tin S, King W T, et al. Directional solidification of large superalloy castings with radiation and liquid-metal cooling: a comparative assessment [J]. Metal. Mater. Trans. A, 2004, 35A (10): 3221-3231.
- [8] Giamei A F, Tschinkel J G. Liquid metal cooling: a new solidification technique [J]. Metal. Mater. Trans. A, 1976, 7A (9): 1427-1434.
- [9] Brundidge C L, Miller J D, Pollock T M. Development of dendritic structure in the liquid-metal-cooled, directional-solidification process [J]. Metal Mater Trans A, 2011, 42A (9): 2723-2732.
- [10] Rappaz M, Gandin Ch -A. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes [J]. Acta Metal. Mater., 1993, 41 (2): 345-360.
- [11] Gandin Ch-A, Rappaz M. A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes [J]. Acta Metal. Mater., 1994, 42 (7): 2233-2246.
- [12] Gandin Ch-A, Rappaz M. A 3D cellular automaton algorithm for the prediction of dendritic grain growth [J]. Acta Mater., 1997, 45 (5): 2187-2195.
- [13] Gao S F, Liu L, Wang N, et al. Grain selection during casting Ni-base, single-crystal superalloys with spiral grain selector [J]. Metal Mater. Trans. A, 2012, 43A (10): 3767-3775.
- [14] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. Theory of microstructural development during rapid solidification [J]. Acta Metall, 1986, 34 (5): 823-830.
- [15] 中国金属学会高温材料分会. 中国高温合金手册 (下册) [M]. 北京: 中国质检出版社, 中国标准出版社, 2012: 526-527.
- [16] Carter P, Cox D C, Gandin C A, et al. Process modelling of grain selection during the solidification of single crystal superalloy castings [J]. Mater Sci Eng A, 2000, 280A (2000): 233-246.
- [17] Kermanpur A, Varahram N, Davami P, et al. Thermal and grain-structure simulation in a land-based turbine blade directionally solidified with the liquid metal cooling process [J]. Metal Mater. Trans. B, 2000, 31B (12): 1293-1304.
- [18] Hunt J D. Solidification and casting of metals [M]. London: The Metals Society, 1979: 3-9.
- [19] Yang X L, Dong H B, Wang W, et al. Microscale simulation of stray grain formation in investment cast turbine blades [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2004, 386A (2004): 129-139.
- [20] 高斯峰. 镍基单晶高温合金选晶行为及凝固组织的研究 [D]. 西安: 西北工业大学, 2012.
- [21] 卢玉章, 王大伟, 张健, 等. 液态金属冷却法制备单晶铸件凝固过程的实验与模拟 [J]. 铸造, 2009 (3): 245-248.

(编辑: 张允华, zyh@foundryworld.com)

北京英佳华科技有限公司

BEI JING YING JIA HUA KE JI YOU XIAN GONG SI

我公司是南非和印度铬矿砂的代理经销公司, 常年经销由南非和印度进口铬矿砂。该产品质地好、耐火度高, 可用于铸造、耐火材料、引流砂、冶金。用于铸造, 铸件表面光洁度好; 用于引流砂, 开浇率高。经我国大中型企业使用证明, 效果良好。

我公司经销的铬矿砂通过SGS质量验证, 技术指标如下:

Cr₂O₃>46% SiO₂<0.8%
 CaO<0.2% Cr:Fe=1:5
 Cr₂O₃≥55% SiO₂≤0.5% CaO≤1%
 酸耗值: 5
 耐火度: 1 850 °C
 粒度: 20-70目 40-70目 50-100目 20-100目
 70-150目 325目

铬矿砂

直接进口,
 价格全国优惠,
 备有现货,
 欢迎来电洽谈。

地址: 北京市海淀区大慧寺19号院9号楼
 邮编: 100061 电话: 010-62117929
 传真: 010-62175042
 联系人: 刘晓宁 13601183495