DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20230343

# 单晶高温合金 DD419 籽晶引晶过程中杂晶 形成机制

邓阳丕<sup>1</sup>,马德新<sup>1,2</sup>,赵运兴<sup>1,2</sup>,徐维台<sup>1</sup>,徐福泽<sup>1</sup>,李 侣<sup>1</sup>

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司,广东 深圳 518045)(2. 中南大学 粉末冶金研究院,湖南 长沙 410083)

摘 要:采用不同程度加工处理过的籽晶进行了高温合金 DD419 单晶铸件的制备实验,对宏观腐蚀后的铸件籽 晶进行表面观察,并检测了相应部位的金相组织和晶体取向,对杂晶的起源进行了研究分析。结果发现,轻度加 工的籽晶表面仅出现轻微再结晶,未对引晶造成影响,而中度和重度加工的籽晶有不同程度的再结晶。这些籽晶 表面的再结晶产生于浇注前的预热和保温阶段,与铸件经标准固溶热处理后产生的再结晶形貌非常相似。在预热 与浇注过程中,这些再结晶得到部分熔化,在随后的凝固过程中,回熔界面附近未熔的残余再结晶晶粒外延生长, 从而形成杂晶缺陷。本工作证明了籽晶回熔区内杂晶的起源是籽晶表面的再结晶,而不是通常认为的液相中新晶 粒形核。

关键词:单晶高温合金;籽晶;再结晶;杂晶

中图法分类号:	TG146.1 <sup>+</sup> 5	文献标识码:A	文章编号:	1002-185X(2024)07-2042-07

高温合金单晶涡轮叶片比起普通等轴晶和定 向凝固叶片具有更好的组织及高温性能,已被越来 越多地应用于航空和地面燃气涡轮发动机中<sup>[1]</sup>。高 温合金单晶涡轮叶片的制备技术可分为选晶法和 籽晶法。选晶法具有工艺简单和成功率高的优点, 但只能近似控制单晶铸件的一次晶体取向。籽晶法 是预先将选定好一次和二次晶向的籽晶置于模壳 底部籽晶腔内,在加热保温时使籽晶上部回熔,随 后浇入金属液,在凝固过程中熔体按照籽晶原有的 晶向外延生长,从而获得相同晶向的单晶铸件<sup>[2-6]</sup>。 籽晶法的优点是能够全面控制单晶铸件的晶体取 向,获得最优的机械性能。但籽晶技术比较复杂, 而且在回熔区经常出现杂晶缺陷,使得单晶引晶成 功率不高。

籽晶回熔区的杂晶一般起源于籽晶的侧表面,即 籽晶与模壳内壁相接触的表面。对于这种杂晶的起 因,有很多学者进行了研究。D'Souza等<sup>[7-8]</sup>观察到杂 晶在籽晶回熔界面以上 2 mm 的位置开始形核,随着 凝固高度的增加这些杂晶竞争生长最后少量长大。他 认为最大过冷度(13.6 K)出现在热瞬变阶段的模壳 内壁处,较高的过冷度为杂晶形核和生长提供了有利 条件。胡松松<sup>[9]</sup>总结了 3 种杂晶形成机制: (1) 在 样品表面或平台边角处形核; (2) 二次枝晶根部首 先熔化破碎,随后因熔体对流偏离原籽晶取向成为杂 晶起源; (3) 糊状区枝晶在熔体剧烈对流作用下导 致不可恢复的变形,直接外延生长成杂晶。同时,胡 松松模拟了籽晶凝固初期的温度场演化,结论是回熔 界面前沿不可能产生高的过冷度而导致杂晶的形核 长大,这与 D'Souza 的结论相悖。刘晓功等<sup>[10]</sup>研究了 高温度梯度和低温度梯度这 2 种不同凝固条件下 DD6 凝固组织的区别,统计了不同温度梯度下 DD6 籽晶回熔界面附近的凝固缺陷,数据表明低温度梯度 下凝固形成杂晶缺陷的概率高于高温度梯度,温度梯 度提高对回熔界面附近的杂晶生成有抑制作用。马德 新等[11]研究了几种不同籽晶材料-铸造材料的组合对 籽晶外延生长的影响,其结论是在低密度的籽晶材料 (DD5) 和高密度的铸造合金(WZ30)组合得到的 铸件,因为上重下轻的密度差造成了熔体的强烈对 流,导致回熔界面扰动剧烈,形成大量杂乱晶粒,严 重影响了籽晶的引晶成功率。

在我们采用籽晶法制备高温合金单晶叶片铸件的 生产过程中,发现有些铸件在籽晶回熔区附近出现了

收稿日期: 2023-07-15

基金项目: 广东省引进创新创业团队项目(607264877417); 深圳市科技计划(JSGG20220831092800001)

作者简介:邓阳丕,女,1991年生,硕士,深圳市万泽中南研究院有限公司,广东深圳 518045, E-mail: dengyp@wedge.com.cn

杂晶缺陷,有的杂晶晶粒甚至长入了铸件从而造成了 单晶铸件报废。本工作在生产条件下进行了相应实验, 对这些籽晶回熔和外延生长过程中出现的杂晶缺陷进 行了检测和研究,目的是找出这些缺陷形成的真正原 因,并提出相应的解决措施。

## 1 实 验

在实验中使用的浇注合金和籽晶材料为第二代单 晶高温合金 DD419,其化学成分列于表 1。

事先用选晶法铸成合金 DD419 的单晶试棒,利 用 Laue 设备检测试棒的晶体取向,选取[001]晶向基 本平行于试棒轴向的单晶试棒,切割成适当长度作 为籽晶。用常规的熔模法制备了包含多根试棒铸件 型腔的陶瓷模壳,模壳底部开有安装籽晶的籽晶腔。 在将籽晶装入模壳前做了 3 种不同的加工处理。第 1 种称之为轻度加工(方式 A),仅对铸态的籽晶表 面进行轻度修磨,去除灰暗的氧化皮,裸露出光亮 的金属表面。第 2 种称之为中度加工方式(方式 B), 用砂轮对某些尺寸略为粗大的籽晶表面进行适当修 磨去量,使得籽晶能够顺利装入模壳的籽晶腔。第 3 种称之为重度加工方式(方式 C),对籽晶表面进 行较重程度的敲击,这种方式仅应用于实验,目的 是能够更加清楚地检测和研究籽晶加工对籽晶回熔 及外延生长所产生的影响。

将经过上述 A、B、C 3 种加工(轻度、中度和重度)处理后的籽晶分别置入同一模壳底部的籽晶腔(每种 5 根),把模壳放置在单晶炉内的水冷铜盘上,升入加热室,关闭炉门抽真空,炉腔预热到 1550 ℃后进行保温。然后将熔化过热的 DD419 合金液浇入模壳,以 3 mm/min 的速度将模壳向下抽拉,实现单晶试棒铸件的定向凝固。随后将模壳取出,对试棒铸件进行清理切割和宏观腐蚀。

除了进行上述铸造实验外,另外各选1根经过A、 B、C3种方式加工过的籽晶棒,直接与生产出的合金 铸件一起放入热处理炉中,进行标准固溶热处理(热 处理制度:1280 ℃/1 h+1290 ℃/2 h+1300 ℃/4 h)。 然后进行组织检测,并与铸造实验后的籽晶进行对比。

采用体视显微镜对宏观腐蚀后的铸件籽晶部位和 热处理过的籽晶棒进行表面观察。对选取的试棒部位

表 1 DD419 合金的化学成分 Table 1 Chemical composition of alloy DD419 (@/%)

		Chemical composition of anoy DD 119 ((6770)							
Cr	Co	Mo	W	Re	Al	Ti	Та	Hf	Ni
6.44	9.57	0.61	6.38	2.94	5.60	1.02	6.47	0.11	Bal.

进行剖切和金相试样制备,用光学显微镜(OM)检 测截面的金相组织,用电子背散射衍射(EBSD)进行 晶向检测,对杂晶的起源进行观察和分析。

# 2 结果与分析

## 2.1 籽晶回熔区组织

#### 2.1.1 轻度加工籽晶(籽晶A)

对铸造实验后的单晶铸件进行检测,发现利用轻度加工过的籽晶A制备的单晶铸件籽晶下部表面一般没有晶粒缺陷,这与生产状况相同。但是也有部分籽晶表面出现了分散的细碎晶粒(图1a),其形貌与被磕碰过再经过热处理后的铸件表面再结晶组织十分相似。图1b为对应籽晶下部的纵截面,可见籽晶得到了很好的回熔,籽晶上部熔化的熔体重新凝固时,其枝晶生长方向与底部未熔籽晶的枝晶完全一致。而外表面少量的细小碎晶粒在纵截面金相上没有被发现,也没有影响单晶外延生长及其试棒铸件的单晶完整性。

2.1.2 中度加工籽晶(籽晶B)

对中度加工过的籽晶 B 制备的单晶铸件检测发现,籽晶下部表面的细碎晶粒比轻度加工过的明显增多(图 2a),这种现象在生产过程也时有发现,其中一个杂晶晶粒(stray grain 1)向上生长了很长距离。 图 2b 为籽晶 B 下部的纵截面,图中的底部固相区(a1)、中部糊状区(a2)和上部回熔界面(a3)各个区域的典型组织形貌在图 3 得到更清楚的放大。

图 3a1~3a3 为图 2b 籽晶纵截面各个虚线框区域的 组织放大,图 3b1~3b3 为相应的 EBSD 图。籽晶 B 的 底部区域(图 3a1)由于靠近水冷铜盘,温度较低, 枝晶组织在实验过程中保持固态未被熔化,但在表面 层下出现一定深度的疑似再结晶晶粒,晶界棱角分明, 晶粒深度约 150 μm。经 EBSD 检测,这些表层晶粒的



## 图 1 轻加工籽晶 A 的表面照片及底部纵截面形貌

Fig.1 Surface photo (a) and longitudinal section morphology (b) of slightly-deformed seed A





晶向与基体枝晶组织完全不同(图 3b1),与单晶铸 件热处理后出现的再结晶晶粒的形貌高度相似。可以 推测,在铸造实验前期的预热、浇注及保温阶段,籽 晶 B 下部由于温度未达到合金熔点没有发生熔化,相 当于经历了一场短时间的固溶热处理。由于籽晶曾受 到一定程度的机械加工形成一个表面变形层,因此在 高温下就产生了再结晶晶粒。

在图 3a2 显示的中部糊状区,籽晶 B 得到部分熔 化,基体枝晶组织变得钝化和模糊。与此相应,原先 在籽晶表面形成的再结晶晶粒也发生钝化和部分熔 化。且再结晶表面层深度较底部有所减小,与基体的 晶向差别也有所减小,如图 3b2 所示。

在图 3a3 显示的上部回熔界面附近,表面层未熔 的再结晶晶粒在重新凝固时得以向周围和前方液相中 长大,形成尺寸较大的杂晶晶粒(stray grain 1)。这 些晶粒不是从籽晶基体外延生长的,因此其晶向与基 体不同(图 3b3)。也就是说,这类杂晶晶粒并不是 产生于凝固界面前沿的过冷液体,也不是模壳内壁的 非均质形核或者枝晶臂折断引起,而是由残余再结晶 作为晶核继续生长而成。这类杂晶由于晶向较偏,在 向上的竞争生长中没有优势,一般会被从晶向良好的 籽晶本体外延生长的枝晶淘汰。但这类产生在回熔区 的杂晶仍然给铸件的单晶生长造成了潜在的风险。事 实上,在生产中已经发现这类杂晶长入了铸件,从而 造成单晶产品的报废。





2.1.3 重度加工籽晶(籽晶C)

图 4a 为重度加工过的籽晶 C 在浇注实验后的表面照片。在回熔界面(S/L)之下的籽晶表面布满了密密麻麻的杂乱晶粒,在回熔界面之上发现有粗大的杂晶晶粒(stray grain 2)向上生长。

图 4b 为图 4a 籽晶段的局部纵截面金相组织,其 整体形貌与图 3 各区域类似。由图 4b 中可见,籽晶 C 表面再结晶层的深度达到约 1 mm,这是因为表面预先 受到重度加工,塑性变形层较深。从图中可看出在籽 晶下端的固相区,再结晶晶粒的枝晶走向和形貌保持 不变,与基体中的枝晶完全相同。这说明这些部位只 是在固相状态发生了晶向转变形成了新的晶粒,原先 的枝晶形态和枝晶取向并没有发生变化。在这种情况 下,金相图中观察到的枝晶一次和二次臂的走向不再 与晶体的优先取向即<100>晶向保持一致。也就是说, 枝晶臂的走向不再是判断晶粒晶向的依据。



图 4 重度加工籽晶 C 的表面、纵截面及局部放大图和相应 EBSD 图

Fig.4 Surface photo (a), longitudinal section morphology (b), partial magnification (c), and corresponding EBSD image (d) of severely-deformed seed C

图 4c 为图 4b 中的纵截面在回熔界面附近的局部 放大。回熔界面之下为糊状区的顶部,再结晶晶粒也 发生了钝化甚至部分熔化。在回熔界面之上,原有的 籽晶全部熔化,但重新凝固时界面上未被熔化的残余 再结晶晶粒发生外延生长,沿着再结晶的晶向长成晶 向偏斜的枝晶。此时杂晶枝晶的走向不再与籽晶基体 的晶向一致。图 4d 为图 4c 中晶粒组织的 EBSD 检测 结果,显示了表面再结晶层与籽晶基体的晶向差别。

#### 2.2 籽晶热处理组织

对经过了3种不同加工的籽晶棒各选一支,没有 进行铸造实验,而是与同种合金的单晶叶片铸件同炉 进行了标准固溶热处理。图5显示了3种籽晶试棒经 过热处理和宏观腐蚀后的表面照片。图5a为轻度加工 籽晶棒 A 的表面相貌,仅有稀少的细小表面再结晶。 图5b和5c分别为中度和重度加工的籽晶棒 B和C的 热处理表面照片,都发现数量较多的再结晶晶粒,但 前者为弥散分布的细小晶粒,后者为尺寸较大并相互 连接的再结晶晶粒,表明了加工程度对再结晶程度的 直接影响。

图 6a~6c 为 3 种籽晶试棒经过热处理后的纵截面 组织照片。各种籽晶的基体都为均匀的枝晶组织,虽 经固溶热处理,合金成分的偏析已经大大减轻,共晶 组织基本完全消失,但枝晶组织依然清晰可辨。显著 的区别是图 6a 中籽晶 A 表面区域没有发现再结晶组 织,但图 6b 和 6c 中籽晶 B 和 C 的表面区域分别出现



- 图 5 轻度、中度和重度加工的籽晶棒 A、B、C 经固溶热处理 后的表面照片
- Fig.5 Surface photos of seed A (a), seed B (b) and seed C (c) after solution heat treatment

较小和较大的再结晶晶粒。这些再结晶晶粒的形貌和 出现位置与铸造实验后籽晶固相区内的晶粒组织高度 相似,说明图 2~图 4 中籽晶固相区内的晶粒确实是再 结晶晶粒,而回熔区内的杂晶确实是由未熔的残余再 结晶晶粒外延生长而形成。

### 3 讨 论

在利用籽晶法进行单晶铸件的生产时,需要将铸态籽晶灰暗粗糙的氧化表皮磨削去除。当籽晶不能顺利装入模壳的籽晶腔时,还要对籽晶表面进行适当修 磨去量。此外,将籽晶塞入陶瓷模壳时,难以避免与



图 6 籽晶 A、籽晶 B 和籽晶 C 经固溶热处理后的纵截面形貌 Fig.6 Longitudinal section morphologies of seed A (a), seed B (b), and seed C (c) after solution heat treatment

坚硬的模壳产生摩擦,特别是当模壳的籽晶腔较长或 发生一定变形或弯曲时。当模壳在真空炉内预热到高 温时,模壳由于具有远低于籽晶的热膨胀系数而对籽 晶产生挤压。这些因素都会导致籽晶表面产生形变并 积累了残余应力,从而成为籽晶在高温下再结晶晶粒 形核及长大的驱动力。

在模壳预热过程中,籽晶受热升温,当储存了一 定变形能的籽晶表面温度超过了临界再结晶温度时, 就会产生再结晶晶粒的形核和长大。随着预热温度的 不断升高,籽晶会从顶部开始进行熔化,特别是当合 金熔体浇注入模壳后,籽晶的熔化深度会增加。在保 温阶段会出现熔化界面的动态平衡,原有的籽晶内出 现3个相对稳定的区域:(1)最上面由于温度超过合 金的熔点成为完全熔化的液相区,原先单晶籽晶基体 的枝晶组织和在预热中形成的再结晶组织都被重熔为 液态。(2)中间区域温度处于液相线和固相线之间, 为固液两相共存的糊状区,籽晶基体组织中的枝晶干 保留为固态,而枝晶之间区域则被不同程度熔化。籽 晶表面层的再结晶晶粒也被部分熔化,晶界也随之变 得圆滑, 晶粒呈胞状, 而在后续凝固冷却过程中, 保 留残余再结晶晶粒形貌,对应图 3a2、图 3b2 中连续 分布的、与基体取向不一致的晶粒。(3)籽晶最下部 由于靠近激冷铜盘,温度低于合金的固相线,没有出 现熔化现象,称之为固相区。这个固相区表面层的再 结晶晶粒也没有任何重熔,一直保持着较为平直的晶 界(如图 3a1),与经过固溶热处理产生的典型再结 晶(如图 6c)极为相似。

在高温合金单晶铸件中,杂晶缺陷主要产生在具 有明显几何结构特征的铸件截面,如叶片缘板等横截 面突变处。当此处的结构性过冷超过合金的临界形核 过冷度时,就会引起杂晶的形核和长大<sup>[12-14]</sup>。本工作 所用 DD419 为国产第 2 代单晶高温合金,其成分及性 能与 CMSX-4 合金相似。在过去的实验工作中已经测 得 CMSX-4 熔体在陶瓷模壳中的临界形核过冷度 Δ*T*<sub>N</sub> >20 ℃<sup>[15-16]</sup>,可以判断 DD419 具有相似的 Δ*T*<sub>N</sub>值。 在本工作中的籽晶样品为形状简单没有截面突变的圆 棒,因此在凝固界面前沿不可能产生这么高的液体过 冷而导致新晶粒的形核长大。

根据金属熔体的枝晶生长理论<sup>[17]</sup>,枝晶前沿的界面过冷度为:

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_t + \Delta T_r \tag{1}$$

其中, $\Delta T_{\rm c}$ 为成分过冷, $\Delta T_{\rm t}$ 为热温过冷, $\Delta T_{\rm r}$ 为枝晶 尖端曲率过冷,又称毛细效应过冷,即:

$$\Delta T_{\rm r} = \frac{2\Gamma}{R} \tag{2}$$

其中, $\Gamma$ 为 Gibbs-Thomson 系数,R 为枝晶尖端半径。

由于籽晶重熔区开始凝固时速度较慢,枝晶尖端 半径 R 值较大,因而尖端曲率过冷 ΔT<sub>r</sub>很小。在定向 凝固的条件下,温度梯度为正,凝固界面前沿不存在 热温过冷 ΔT<sub>r</sub>。在枝晶生长前沿,因溶质富集造成的 成分过冷为:

$$\Delta T_{\rm c} = -m(C_{\rm t} - C_0) \tag{3}$$

式中, *m* 为液相线斜率, *C*<sub>0</sub> 为液体原始成分, 而 *C*<sub>t</sub> 为枝晶前沿的液相成分, 可用下式计算<sup>[18]</sup>:

$$C_{t} = (1+a^{*})C_{0}$$
 (4)  
其中:

$$a^* = -\frac{DG}{mVC_0} \tag{5}$$

式中, D 为液相中溶质扩散系数, G 为凝固前沿温度 梯度, V 为凝固速度。因此可将式(3)改写为:

$$\Delta T_{\rm c} = -ma^* C_0 = \frac{DG}{V} \tag{6}$$

考虑到平面晶凝固的临界速度 V。为[19]:

$$V_{\rm c} = \frac{DG}{\Delta T_0} \tag{7}$$

其中, $\Delta T_0$ 为合金的凝固间隔,即液相线温度与固相 线之间的温度差,可得到:

$$\Delta T_{\rm c} = \frac{\Delta T_0 V_{\rm c}}{V} \tag{8}$$

由于高温合金枝晶形态的凝固速度 V要比平面晶 的凝固速度  $V_c$ 高出几十倍<sup>[20]</sup>,由式(8)可知枝晶前 沿的成分过冷  $\Delta T_c$ 要远低于合金的凝固间隔  $\Delta T_{0}$ 。本 工作所用合金 DD419 的近似合金 CMSX-4 的液相线 和固相线温度分别为 1378 和 1330 °C<sup>[21]</sup>,即此合金的 凝固间隔  $\Delta T_0$ =48 °C。根据上述分析,可以估计本工 作的枝晶凝固前沿的成分过冷  $\Delta T_c$ 以及总过冷度  $\Delta T$ 仅为此  $\Delta T_0$ 值的几十分之一。这么小的过冷度远不能 满足合金所需的形核过冷度( $\Delta T_N$ >20 °C),所以凝 固前沿不会出现新晶粒即杂晶的形核长大。

另外需要指出的是,本工作中籽晶与铸造母合金

采用的都是 DD419,不同于异质籽晶制备单晶铸件,因此在熔化和凝固时不存在因密度差引起的强烈对流,也就不会导致枝晶臂被冲断而成为杂晶起源。因而杂晶的出现只能是起源于回熔界面附近残余再结晶晶粒的外延生长。

高温合金单晶铸件表面的再结晶与其受到的变形 程度有直接关系<sup>[22-24]</sup>。在本工作中对籽晶实施了不同 程度的预加工,使籽晶表面层预先储存了不同程度的 塑性变形能。轻度加工的籽晶表面仅出现轻微的再结 晶,再结晶晶粒很小,在回熔界面附近几乎完全熔化, 没有对单晶的生长造成影响。而中度和重度加工的籽 晶均在预热过程中出现了明显的再结晶,在凝固后的 回熔界面附近出现了杂晶缺陷。特别是重度加工的籽 晶,由于外表面塑性变形量及形变储存能很大,再结 晶程度最深,造成回熔区内形成严重的杂晶晶粒,并 使得杂晶长入铸件造成产品报废的可能性大大增加。 因此,在实际生产过程中应尽量减少籽晶表面的塑性 变形,从而避免因再结晶而产生杂晶。

## 4 结 论

 1)对籽晶回熔区内杂晶的形成机制有了新的发现,杂晶并非产生于凝固界面前沿的过冷液体,不是由于模壳内壁的非均质形核或者是枝晶折断引起的, 而是由籽晶中未熔的残余再结晶晶粒作为晶核外延生长而成。

2)籽晶中再结晶产生于单晶铸件浇注前的预热和 保温阶段,原因是事先对籽晶进行的表面除皮和研磨 操作造成了表面层不同程度的形变。

3)籽晶表面加工的程度越重,引起的再结晶和杂 晶就越严重。因此,减轻籽晶的机械加工和摩擦磕碰 是避免籽晶回熔区内产生杂晶的有效措施。

#### 参考文献 References

- [1] Zhao Yunxing(赵运兴), Ma Dexin(马德新), Xu Weitai(徐维台) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与 工程)[J], 2023, 52(3): 1162
- [2] Ma Dexin(马德新). Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1179
- [3] Ma Dexin. Frontiers of Mechanical Engineering[J], 2018, 13(1): 3
- [4] Yang Zhenyu(杨振宇), Chen Hao(陈 昊), Cao Jinhua(曹金华) et al. Failure Analysis and Prevention(失效分析与预防)[J], 2021, 16(3): 173
- [5] Kablov E N, Toloraiya V N, Orekhov N G. Metal Science and Heat Treatment[J], 2002, 44(7-8): 274

- [6] Zhao Nairen(赵乃仁), Li Jinguo(李金国), Liu Jinlai(刘金来) et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)[J], 2007(11): 24
- [7] D'Souza N, Jennings P A, Yang X L et al. Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science[J], 2005, 36(5): 657
- [8] Yang X L, Lee P D, D'Souza N. JOM[J], 2005, 57(5): 40
- [9] Hu Songsong(胡松松). Study on Crystal Orientation and Stray Grain Control of Third-Generation Ni-based Single Crystal Superalloys(第三代镍基单晶高温合金晶体取向及杂晶控制 研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019
- [10] Liu Xiaogong(刘晓功), Rao Yang(饶 洋), Liu Peiyuan(刘培元) et al. Foundry(铸造)[J], 2022, 71(4): 415
- [11] Ma Dexin(马德新), Zhao Yunxing(赵运兴), Xu Weitai(徐维台) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(2): 445
- [12] Ma Dexin(马德新), Zhang Qiongyuan(张琼元), Wang Haiyang(王海洋) et al. Foundry(铸造)[J], 2019, 68(2): 103
- [13] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王 富), Sun Hongyuan(孙洪元) et al. Foundry(铸造)[J], 2019, 68(6): 558
- [14] Ma Dexin(马德新), Zhang Qiongyuan(张琼元), Wang Haiyang(王海洋) et al. Foundry(铸造)[J], 2019, 68(6): 542
- [15] Xu Weitai(徐维台), Ma Dexin(马德新), Zhao Yunxing(赵运兴) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2637
- [16] Ma D X, Zhao Y X, Xu W T et al. Crystals[J], 2023, 13(1):
  57
- [17] Kurz W, Fisher D. Fundamentals of Solidification[M]. Zurich: Trans Tech Publications, 1986: 108
- [18] Bower T F, Brody H D, Flemings M C. Trans Metall Soc AIME[J], 1966, 236: 624
- [19] Tiller W A, Jackson K A, Rutter J W et al. Acta Metallurgica[J], 1953, 1: 428
- [20] Ma D X, Sahm P R. Acta Materialia[J], 1992, 40(2): 251
- [21] Reinharta G, Grangeb D, Abou-Khalila L et al. Acta Materialia[J], 2020, 194: 68
- [22] Li Yongshun(李永顺), Xuan Weidong(玄伟东), Duan Fangmiao(段方苗) et al. Heat Treatment of Metals(金属热处 理)[J], 2022, 47(2): 48
- [23] Zhang Bing(张 兵), Li Tianhua(李田华), Zhou Jingyi(周静 怡). Aeronautical Science & Technology(航空科学技术)[J], 2014, 25(5): 109
- [24] Xiong Jichun(熊继春), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘 世忠) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国 有色金属学报)[J], 2010, 20(7): 1328

# Stray Grain Formation Mechanism During Seeding Process of Single Crystal Superalloy DD419

Deng Yangpi<sup>1</sup>, Ma Dexin<sup>1,2</sup>, Zhao Yunxing<sup>1,2</sup>, Xu Weitai<sup>1</sup>, Xu Fuze<sup>1</sup>, Li Lv<sup>1</sup>

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518045, China)

(2. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The single crystal (SC) castings of superalloy DD419 were prepared using seeds deformed in different degrees. The grain structure on the etched seed surface and on the longitudinal sections was examined, combined with the measurement of metallographic structure and crystal orientation of the corresponding parts, in order to identify the origin of the stray grains. The results show that on the surface of the slightly-deformed seeds, only slightly recrystallized grains are detected, which have no influence on the seeding process of the superalloy castings. In the moderately and severely deformed seeds, however, grains with different recrystallization degrees are observed. It is deduced that the recrystallization on the surface of deformed during the conventional solution heat treatment. These recrystallized grains are partially melted in preheating and pouring stage. In the subsequent solidification process, stray grains grow epitaxially from the unmelted residual recrystallized grains near the remelting interface. The experimental results show that the origin of the stray grains during seeding process is the recrystallization in the seed surface layer, instead of the nucleation of the new grains in the liquid phase. **Key words:** single crystal superalloy; seed; crystallization; stray grain

Corresponding author: Ma Dexin, Ph. D., Professor, Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: madexin@csu.edu.cn