

# 一种镍基单晶叶片叶身-缘板转接区 杂晶的形成机理

谭伟<sup>1,2</sup>, 薛鑫<sup>3</sup>, 于涛<sup>2</sup>, 李维<sup>1,3</sup>, 燕平<sup>1</sup>, 曾强<sup>1,3</sup>

(1. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

(2. 钢铁研究总院 功能材料研究所, 北京 100081)

(3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

**摘要:** 某种铸态镍基单晶叶片腐蚀后, 观察到叶身-缘板转接区存在一种形状规则的条带状杂晶缺陷, 且具有方向性, 其长度方向平行(或垂直)于叶身和缘板的枝晶生长方向。采用光镜法(OM)、电子探针(EPMA)和电子背散射衍射技术(EBSD), 分别研究了缺陷的组织、成分、取向, 采用 ProCAST 模拟研究了缘板区域的温度场和过冷度分布。研究表明, 叶身-缘板转接区杂晶缺陷由多个柱状晶粒构成; 柱状晶粒的组织与成分与缘板基体一致, 与基体的取向差形成小角度和大角度晶界; 叶身-缘板转接区的过冷度比缘板边缘小, 为缘板上的最后凝固区域。在此基础上, 提出叶身-缘板转接区杂晶缺陷的形成机理, 为消除该缺陷提供了理论基础。

**关键词:** 镍基单晶高温合金; 定向凝固; 铸造缺陷; 缘板杂晶

中图分类号: TG146.1<sup>†5</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1348-08

随着大推重比航空发动机的发展, 为了获得更大的推力, 其涡轮前温度越来越高, 对涡轮叶片承温能力的要求也随之升高<sup>[1]</sup>。晶界作为合金高温服役过程中的薄弱环节, 严重降低了合金的使用寿命<sup>[2]</sup>。为了消除晶界, 提高使用温度, 涡轮叶片材料经历了等轴晶→定向凝固柱状晶→单晶高温合金的选用过程。镍基单晶高温合金中消除了晶界, 减少了晶界强化元素的使用, 大幅度提高了合金的初熔点和抗蠕变性能, 成为制备先进航空发动机涡轮叶片的最佳材料<sup>[3]</sup>。

随着难熔元素含量的增加, 叶片形状越来越复杂, 大尺寸的单晶叶片经常出现晶界、杂晶、雀斑等缺陷<sup>[4-6]</sup>, 严重降低了单晶叶片的合格率。在叶身上, 杂晶缺陷主要有: 1) 条纹晶<sup>[7-9]</sup>: 枝晶与型壳发生粘连, 两者凝固收缩不匹配, 枝晶受到较大的凝固收缩应力, 发生变形或断裂, 形成条纹晶; 2) 雀斑<sup>[10-13]</sup>: 由于 Re、W 等重元素偏析在枝晶干, 合金液产生密度差, 造成溶质对流, 部分枝晶发生断裂, 形成链状杂晶。

缘板是叶片的一个特殊区域, 在缘板位置<sup>[14-16]</sup>, 叶片横向面积大幅度扩展, 缘板边缘是散热较快的区域。但是, 叶身与缘板的转接区模壳厚度大, 散热条件极差, 导致该区域熔体长时间保持过热状态<sup>[17]</sup>。因此, 缘板区

域温度场分布十分复杂, 不同区域的过冷度差异较大, 出现缺陷的几率也大大增加。已报道的缘板杂晶缺陷主要有: 1) 缘板杂晶<sup>[18,19]</sup>: 在叶片凝固过程中, 缘板边缘合金过冷度超过合金的临界形核过冷度, 导致杂晶在缘板边缘异质形核, 形成缘板杂晶; 2) 大角度和小角度晶界<sup>[20-23]</sup>: 在凝固收缩应力等的作用下, 枝晶发生了变形, 产生倾斜和扭转, 从而形成小角度和大角度晶界, 主要发生在长度较大的缘板上; 3) 枝晶碎臂<sup>[15,24]</sup>: 由于缘板上过冷度较大, 枝晶臂十分细小, 快速凝固过程中潜热释放和凝固收缩应力等导致枝晶臂发生断裂, 从而形成杂晶, 该杂晶尺寸较小, 宏观腐蚀后难以观察到。

本研究中, 在一种选晶法定向凝固制备的镍基单晶叶片的叶身-缘板转接区, 发现了一种条带状杂晶缺陷。不同于已报道的缘板缺陷, 该缺陷出现在叶身和缘板的转接区。转接区条带缺陷分布具有方向性, 宏观上看, 其长度方向大致平行(或垂直)于叶身和缘板的枝晶生长方向; 微观上看, 缺陷区枝晶均朝向叶身发生了一定角度的倾斜。借助光学显微镜、扫描电镜和电子探针等手段, 详细表征了该缺陷的显微组织, 并利用 ProCAST 软件模拟合金凝固过程中的温度场分布。在此基础上, 对比无缺陷试样的显微组织, 分析了缺陷的形成机

收稿日期: 2021-04-30

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB0701503); 国家自然科学基金(52073169)

作者简介: 谭伟, 男, 1994年生, 硕士生, 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081, 电话: 010-62182756, E-mail: tanw650@163.com

理，为消除该缺陷提供了理论基础。

## 1 实验

实验选用一种镍基单晶涡轮叶片，该叶片采用螺旋选晶法定向凝固制备，浇注温度为 1520 °C，拉制速率为 3 mm/min。其高度大约 130 mm，叶身最大宽度 30 mm，其中缘板尺寸为 15 mm×40 mm。材料名义成分(质量分数，%)为：Cr 10.0, Co 5.0, Mo 3.0, Al 4.9, Ti 4.8, Ta 2.0, Hf 0.1, Ni 余量。

使用昊微 XYH-3A 体视镜观察缺陷区域的宏观形貌；利用 Olympus GX71 光学显微镜(OM)对缺陷进行微观组织观测，利用 Jeol JXA-8530F 场发射电子探针(EPMA)进行成分分析；利用 Jeol JSM-7200F 扫描电镜(SEM)对缺陷区枝晶进行电子背散射衍射(EBSD)取向表征。

观察宏观形貌前，采用 75% $HCl$ +25% $H_2O_2$ (体积分数)溶液对叶片进行腐蚀以显示缺陷。进行光学显微组织观察所使用样品制备方法如下：用电火花线切割包含缺陷的区域，然后进行机械磨抛，并电解腐蚀，腐蚀液为 40% $HNO_3$ +12% $H_3PO_4$ +48% $H_2SO_4$ (体积分数)，或 10% $HCl$ +30% $H_2O_2$ +60% $H_2O$ (体积分数)。EBSD 实验使用样品制备方法为：试样在机械磨抛，且无明显划痕后，用 80% $CH_3OH$ +20% $H_2SO_4$ (体积分数)进行电解抛光。

采用 ProCAST 软件模拟叶身-缘板转接区的温度场分布，主要参数如表 1 所示。

## 2 实验结果

### 2.1 缺陷的宏观形貌

腐蚀后，在叶身-缘板转接区，靠近缘板一侧，肉眼

表 1 ProCAST 模拟主要参数设置

Table 1 Model parameters for ProCAST solidification simulation

Initial condition	
Pouring temperature	1520 °C
Chill-plate temperature	50 °C
Boundary condition	
Heater temperature	1520 °C
Heater emissivity	0.98
Ceramic shell mold emissivity	0.94
Furnace inner surface emissivity	0.25
Baffle emissivity	0.9
Water emissivity	0.2
Heat transfer coefficient with cooling water	2000 W/(m <sup>2</sup> K)
Cooling water temperature	20 °C
Interface heat transfer coefficients	
Alloy melt/ceramic shell mold	2000 W/(m <sup>2</sup> K)
Alloy melt/water-cooled chill plate	5000 W/(m <sup>2</sup> K)
Ceramic shell mold/water-cooled chill plate	20 W/(m <sup>2</sup> K)
Baffle/water-cooled chill plate	500 W/(m <sup>2</sup> K)

可见该杂晶缺陷与周围存在明显衬度差异，呈大致规则的条带状。图 1 给出了这种缺陷的典型宏观形貌。多个叶片上缺陷的统计结果显示，该缺陷其尺寸范围为：2~10 mm(长)×0.5~4 mm(宽)。图中叶身枝晶生长方向为[001]方向，缺陷的长度方向大致垂直(或平行)于叶身、缘板的枝晶生长方向。

### 2.2 缺陷的微观组织

图 2 给出了该缺陷的微观组织形貌。在低倍下观察时，可以清晰分辨缘板区域、缺陷区域和叶身区域，如图 2a 中方框 I、II、III 所示，其高倍形貌分别在图 2b~2d 中给出。在缘板区域，条状枝晶平行排列，白色块状共晶镶嵌在枝晶间(图 2b)。图 2c 中用红色实线标识出了缺陷区域和缘板正常区域的边界。不同于缘板区域，缺陷区域的枝晶不再平行排列。我们用黑色虚线标识了缘板上正常枝晶的走向，白色虚线标识缺陷区域枝晶的走向，对比发现，缺陷区域枝晶与缘板正常[001]方向枝晶之间存在角度差。图 2d 为叶身与缺陷的交界位置，条状枝晶为缺陷区域，“十”字枝晶形貌为叶身区域，用白色虚线和黑色虚线分别标识处缺陷处枝晶方向和叶身处二次枝晶方向，明显发现缺陷处枝晶与叶身二次枝晶存在角度差。而且，所有缺陷区枝晶都朝着叶身倾斜。

### 2.3 缺陷的晶体学取向特征

图 3a 由多张光镜照片拼接而成，可以在更大的视野内观察缺陷附近的显微组织形貌，白色线框标识出了缺陷区域。图中缺陷左侧为缘板，右侧为叶身。多个缺陷的观察结果显示，缺陷的根部与一条水平方向的长枝晶

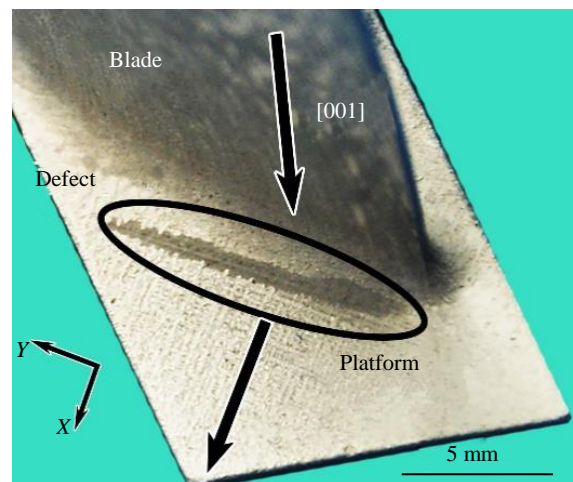


图 1 缺陷的宏观形貌(箭头分别表示叶身和缘板的枝晶生长方向)

Fig.1 Macro morphology of the defect (the arrows represent the direction of dendrite growth of airfoil and platform)

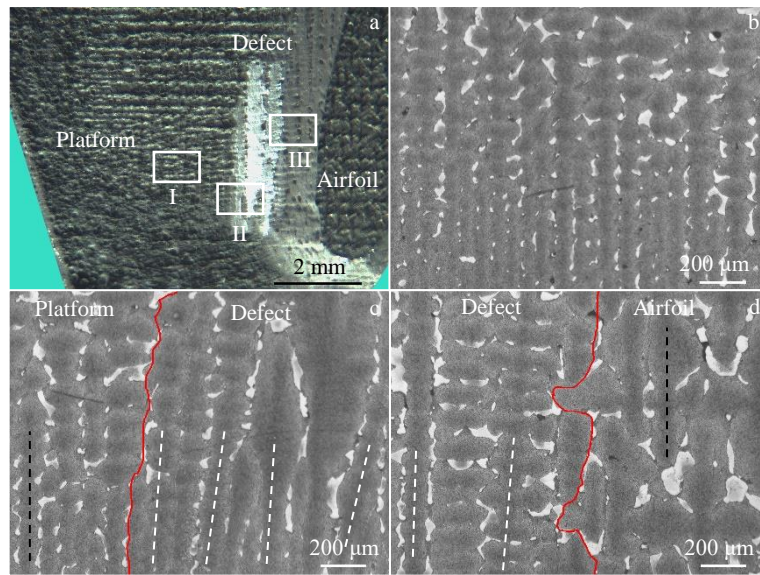


图 2 不同区域的微观组织(白色虚线代表缺陷区域的枝晶方向, 黑色虚线代表无缺陷区域的枝晶方向, 红色实线表示缺陷与缘板或叶身的边界)

Fig.2 Microstructures in different regions: (a) macro distribution of defect; microstructures of wireframe I (b), II (c) and III (d) marked in Fig.2a (the white and black dashed lines represent the dendrite direction of the defect and defect-free matrix; respectively; the red lines in Fig.2c and Fig.2d are the boundaries of defect and platform or airfoil)

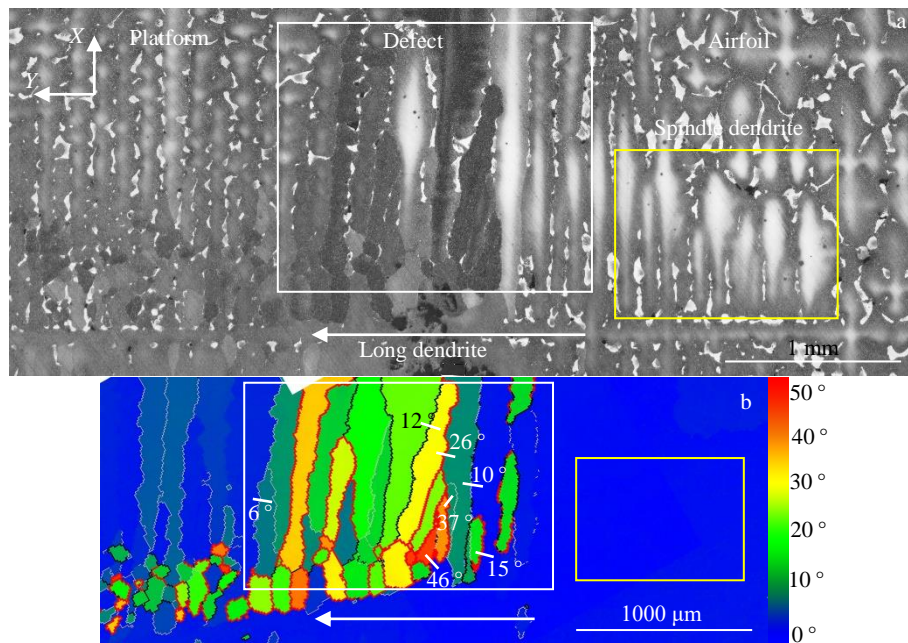


图 3 缺陷组织形貌拼接图及其 EBSD 取向拼接图(白色线框代表缺陷区域, 黄色线框代表纺锤形枝晶, 白色箭头代表缺陷和纺锤形枝晶下方的长条枝晶)

Fig.3 Stitched images of microstructure (a) and EBSD misorientation mapping (b) (the white wireframe, yellow wireframe and white arrow represent the defect, spindle dendrites, and long dendrite at the bottom of the defect and spindle dendrites, respectively)

相连, 如图 3a 中白色箭头所示。该长枝晶的长度贯穿了图片中整个缘板区域。而且, 在缺陷附近, 往往存在头

大根小的纺锤形枝晶, 如图中黑色线框所示。

图 3b 为图 3a 的 EBSD 取向分布, 其中蓝色代表[001]

取向，其他颜色分别代表与[001]取向偏离的角度。图中标识出了部分晶界的角度，其范围为：6°~46°，缺陷区域既包含小角晶界，也包含大角晶界。而水平方向的长枝晶和纺锤形枝晶与[001]基体没有取向差。

### 2.4 缺陷的成分

EPMA 结果如图 4 所示。缺陷区域在图 4a 中用白色线框标记，图 4b~4g 分别给出了 Al、Ti、Ta、Cr、Co、Mo 的面分布结果。元素在缺陷区域和无缺陷基体中的偏析规律一致，Al、Ti、Ta 均偏析在共晶区域，Cr、Co、Mo 在共晶中含量较少。

分别统计了缺陷区域和无缺陷基体中枝晶干和共晶的成分，如表 2 所示。用枝晶干成分与共晶成分的比值大小 ( $K_{DC/EU}$ ) 来判断偏析的程度。Al、Ti、Ta:  $K_{DC/EU} > 1$ ，偏析在共晶；Cr、Co、Mo:  $K_{DC/EU} > 1$ ，偏析在枝

晶干。且各元素在缺陷区域和无缺陷基体中的偏析规律一致。对比缺陷和无缺陷基体中各元素浓度的差别 ( $(C^{defect} - C^{matrix}) / C^{matrix}$ )，各元素在缺陷区域的浓度与在无缺陷基体中浓度的偏差小于 10%，这说明缺陷区域成分与无缺陷基体的成分没有明显差别。

### 3 分析与讨论

本工作所研究的杂晶缺陷位于叶身和缘板的转接区，在缘板一侧，呈大致规则的条块状；缺陷内部枝晶统一向叶身方向倾斜，而且缺陷的成分与相邻基体无明显差异。叶身-缘板转接区杂晶既不同于形状不规则的、分布在缘板边缘的缘板杂晶，也与由于累积取向差形成的大角晶界和小角晶界不同，其尺寸也远大于文献中报道的枝晶碎臂。因此，其形成机理有待进一步探索。由

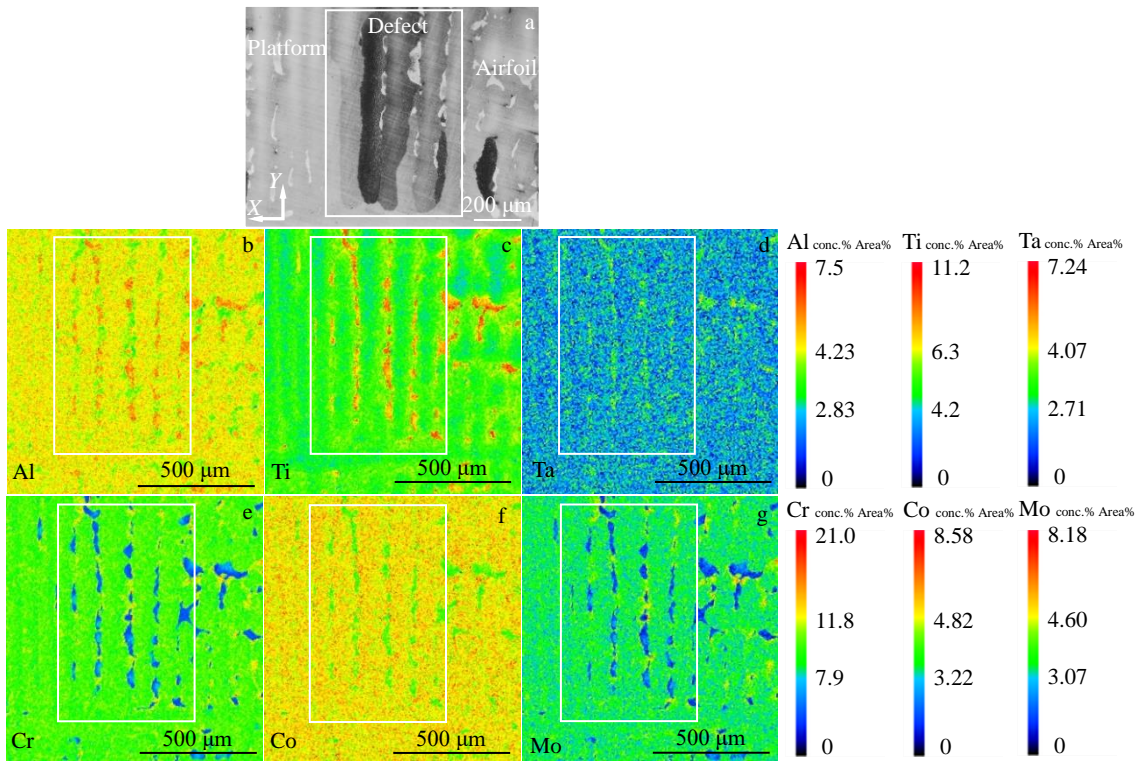


图 4 缺陷区域组织形貌和 EPMA 元素面分布

Fig.4 Microstructure of defect (a) and EPMA element mappings of Al (b), Ti (c), Ta (d), Cr (e), Co (f), Mo (g) of Fig.4a

表 2 缺陷区域和无缺陷基体中枝晶干(DC)和共晶(EU)的成分

Table 2 Element concentration of dendrite center (DC) and eutectic (EU) in defect area and defect-free matrix

Element	Defect area			Defect-free matrix			$(C^{defect} - C^{matrix}) / C^{matrix}, \%$	
	DC content, ω/%	EU content, ω/%	$K_{DC/EU}$	DC content, ω/%	EU content, ω/%	$K_{DC/EU}$	DC	EU
Al	4.6	5.1	0.90	4.6	5.4	0.85	0	5.5
Ti	4.8	8.1	0.59	4.6	7.9	0.58	4.3	2.5
Ta	2.0	3.0	0.67	2.0	3.0	0.67	0	0
Cr	10.4	4.7	2.21	10.3	4.4	2.34	1.0	6.8
Co	5.5	4.4	1.25	5.6	4.3	1.30	1.8	2.3
Mo	3.3	1.5	2.20	3.2	1.5	2.13	3.1	0

于杂晶缺陷的形成与温度场和枝晶形貌密切相关，本研究对缘板温度场进行模拟，对缘板枝晶形貌进行分析，为叶身-缘板转接区杂晶的形成机理分析提供依据。

### 3.1 缘板温度场分布

采用 ProCAST 软件对叶片凝固过程中的温度场进行模拟，如图 5 所示。图 5a~5d 给出了凝固过程中缘板位置的温度场变化过程（时间分别为 3100, 3140, 3180, 3220 s），缘板边缘是降温最快的区域，而叶身-缘板转接区是降温最慢的区域。

在定向凝固过程中，叶身沿着温度梯度方向凝固，如图 5d 中  $S_1$  方向所示。而在缘板区域，温度场分布比较复杂，不同位置的过冷度差异比较大，如图 5e 所示，其凝固顺序也比较复杂。在缘板上，从叶身-缘板转接区到缘板边缘，合金的过冷度逐渐增大。缘板首先沿着过冷度增加最快的方向（图 5e 中  $S_2$ ）凝固，且其凝固速度越来越快。当接触到缘板边缘后，合金沿着缘板边缘快速凝固（图 5e 中  $S_{32}$ ），最后从缘板边缘向着叶身凝固（图 5e 中  $S_4$ ）。而在叶身-缘板转接区，由于其过冷度很小，合金凝固速度很慢，所以合金沿着  $S_{31}$  缓慢凝固，并与沿着  $S_4$  凝固的固相接触。所以缘板上的

凝固顺序为  $S_2 \rightarrow (S_{31}, S_{32}) \rightarrow S_4$ （图 5e 中白色箭头），叶身-缘板转接区成为缘板上的最后凝固区域。

### 3.2 无缺陷试样的缘板枝晶形貌

为了对比含杂晶缺陷的试样与正常试样在显微组织上的差别，我们表征了无缺陷试样的叶身和缘板微观组织，如图 6 所示。

图 6a 为无杂晶缺陷叶片的叶身(A)和缘板( $B_1+B_2+C$ )枝晶形貌，由多张 OM 图片拼接而得。与缺陷试样类似，同样可以看到贯穿缘板区域的一条水平方向的二次长枝晶。以该水平长枝晶为界， $B_1$  区条状枝晶沿+Y 方向生长， $B_2$  区条状枝晶沿-Y 方向生长。 $B_1$  和  $B_2$  区为该二次枝晶的次级枝晶，即三次枝晶。

图 6b 为图 6a 的枝晶形貌示意图，我们分别测量了不同区域的枝晶间距，如图中方框中的数字所示。叶身区域枝晶间距较为均匀，其平均一次枝晶间距大约为  $450 \mu\text{m}$ 。缘板的枝晶间距明显比叶身的枝晶间距小，从叶身-缘板转接区到缘板边缘，枝晶间距逐渐减小。

可以推测缘板枝晶凝固次序：1) 首先是水平二次长枝晶从叶身向缘板边缘生长；2) 当二次枝晶生长接触缘板边缘后，沿着缘板边缘快速分支和生长；3) 高次枝晶

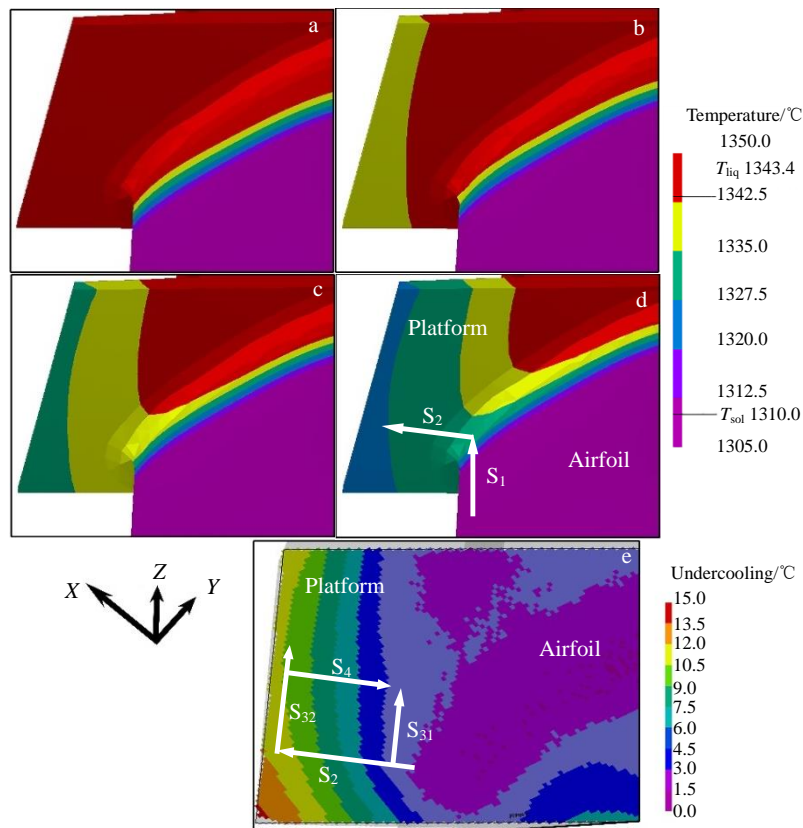


图 5 缘板区域 ProCAST 模拟结果(白色箭头代表该区域的凝固方向)

Fig.5 Results of ProCAST simulation: temperature field distribution of solidification at 3100 s (a), 3140 s (b), 3180 s (c), and 3220 s (d); undercooling on horizontal section of platform (e) (the white arrows represent the solidification orientation of alloy liquid)

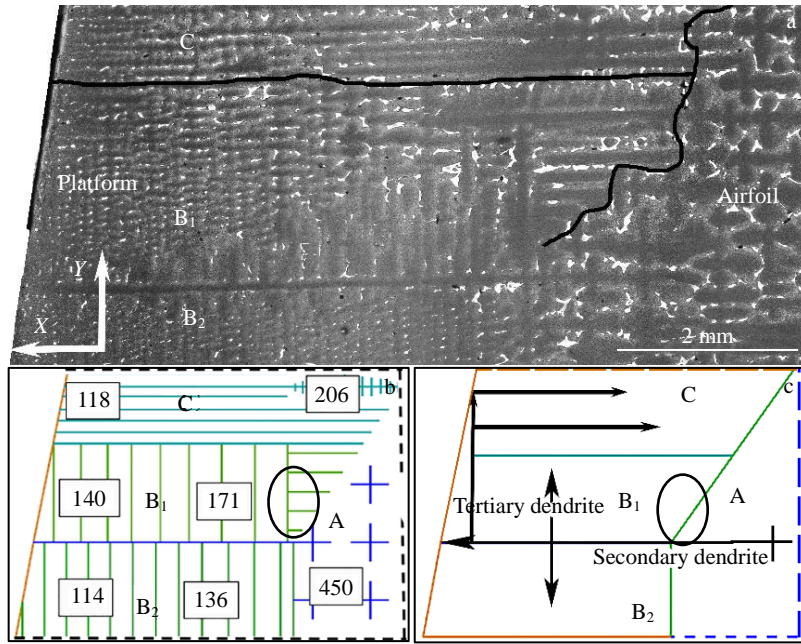


图 6 无缺陷叶片的叶身和缘板枝晶形貌及示意图

Fig.6 Dendrite morphology of airfoil and platform in the defect-free blade (a) and schematic diagrams of dendrite spacing distribution (b) and growing orientation (c)

在 C 区域从缘板边缘向叶身方向生长。即缘板上的枝晶生长方向为 A→(B<sub>1</sub>, B<sub>2</sub>)→C, 如图 5c 所示。

对比 ProCAST 软件的模拟结果 (图 5) 和无缺陷试样缘板枝晶形貌 (图 6), 叶身和叶身-缘板转接区过冷度小、枝晶间距大, 缘板边缘过冷度大、枝晶间距小, 过冷度分布与枝晶间距的变化规律十分匹配<sup>[25]</sup>; 缘板上的枝晶生长顺序与模拟结果中合金的凝固顺序一致。而且, 贯穿缘板的长条二次枝晶与 ProCAST 模拟结果中的凝固路径 S<sub>2</sub> 一致 (图 5e)。在该区域, 过冷度小, 该二次枝晶快速生长并分支, 形成三次枝晶区域 (B<sub>1</sub> 和 B<sub>2</sub> 区域)。

经统计发现, 叶身-缘板转接区为条状杂晶缺陷的易形成区域(图 6 中黑色椭圆线框)。对比无缺陷试样(图 6)与缺陷试样(图 2 和图 3)微观组织可知, 2 种试样的缘板区域都存在一条贯穿缘板的长条二次枝晶。但是, 缺陷试样的叶身-缘板转接区存在倾斜枝晶和纺锤形枝晶, 而无缺陷试样在对应位置处的枝晶为正常条状三次枝晶。分析纺锤形枝晶的形成位置, 发现其位于叶身-缘板转接区, 并靠近叶身。由缘板温度场分布结果 (图 5) 可知, 此处过冷度很小, 三次枝晶形貌容易转变为头大根小的纺锤形。

### 3.3 缺陷形成机理分析

缺陷是由多个柱状晶粒组成, 与[001]取向偏离较小的晶粒基本与三次枝晶平行, 而与[001]取向偏离较大的

晶粒与三次枝晶成一定角度 (图 3)。这说明缺陷处的晶粒具有方向性, 不是随机异质形核产生, 而是多个三次枝晶发生变形或断裂形成。

缘板位置的最后凝固阶段其固-液两相分布如图 7a 所示, 在叶身-缘板转接区, 由于散热性能差, 过冷度小, 形成了较长的糊状区分布(图 7a 中白色线框), 而且枝晶形貌转变为纺锤形。纺锤形枝晶头部比较粗大, 根部比较细小, 容易受外力作用发生断裂。而缘板边缘过冷度大, 合金液凝固速度快, 产生较大的凝固收缩应力( $\sigma$ ),

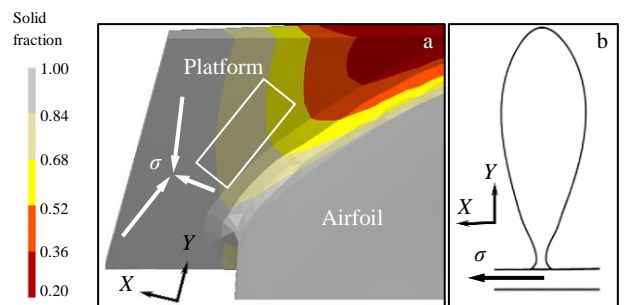


图 7 凝固收缩应力分析示意图

Fig.7 Solidification shrinkage stress analysis: (a) solid and liquid phase distribution of platform, and schematic of the shrinkage stress analysis (the arrows represent the orientation of shrinkage stress, and the white wireframe represents the area of defect); (b) stress analysis of spindle dendrite

凝固收缩应力方向如图 7a 中箭头方向所示。凝固收缩应力作用于转接区糊状区已生长的纺锤形枝晶,使其根部受到朝向+X 方向拉应力,当拉应力足够大时<sup>[26]</sup>,部分纺锤形枝晶发生断裂,形成杂晶。纺锤形枝晶根部的受力分析如图 7b 所示,其根部受凝固收缩应力( $\sigma$ )作用,应力方向由叶身指向缘板边缘(+X 方向)。1) 当  $\sigma$  较小时,枝晶不发生变形,没有取向差,不形成杂晶;2) 当  $\sigma$  较大时,细小的枝晶根部受到应力作用而发生断裂,形成倾斜枝晶。断裂后的枝晶根部朝缘板方向(+X 方向)倾斜,拉应力越大,枝晶倾斜角度越大,形成的杂晶与基体取向差越大。而且,叶身-缘板转接区的过冷度小,枝晶生长速度慢,竞争生长不明显<sup>[27]</sup>,所以断裂后的杂晶继续生长,形成尺寸较大的条带状杂晶缺陷。

## 4 结 论

1) 缺陷为规则的条带状,分布在叶身-缘板转接区,宏观上看,其长度方向与叶身和缘板枝晶生长方向平行(或垂直)。

2) 缺陷由倾斜的条状枝晶、枝晶间和白色块状共晶构成,缺陷处的枝晶具有相同的倾斜方向,其成分与缘板和叶身没有明显区别。

3) 缺陷由多个柱状晶粒组成,小取向差杂晶与[001]取向的三次枝晶基本平行,缺陷是由多个三次枝晶断裂形成的杂晶簇。

4) 叶身-缘板转接区散热条件差,过冷度小,成为缘板上的最后凝固区域,枝晶也转变成纺锤形。先凝固的缘板边缘产生较大的凝固收缩应力,导致转接区部分纺锤形枝晶根部受到较大的拉应力,从而发生断裂,形成杂晶。

### 参考文献 References

[1] Lian Youchun(廉筱纯), Wu Hu(吴 虎). *Principle of Aeroengine(航空发动原理)*[M]. Xi'an: Northwest University of Technology Press, 2005

[2] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006

[3] Sun Xiaofeng(孙晓峰), Jin Tao(金 涛), Zhou Yizhou(周亦胄) *et al. Materials China(中国材料进展)*[J], 2012, 31(12): 1

[4] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion and Power*[J], 2006, 22(2): 361

[5] Zhao Xinbao(赵新宝), Liu Lin(刘 林), Yang Chubin(杨初斌) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2012(1): 93

[6] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王 富), Sun Hongyuan(孙洪元) *et al. Foundry(铸造)*[J], 2019, 68: 558

[7] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王 富), Xu Weitai(徐维台) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 56(3): 301

[8] Xu W L, Wang F, Ma D X *et al. Materials & Design*[J], 2020, 196: 109 138

[9] Aveson J W, Tennant P A, Foss B J *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(14): 5162

[10] Tu J S, Foran R K. *JOM*[J], 1992, 44: 26

[11] Schneider M C, Gu J P, Beckermann C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28: 1517

[12] Tin S, Pollock T M, Murphy W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32: 1743

[13] Amoyal Y, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(17): 6729

[14] Li Yafeng(李亚峰), Liu Lin(刘 林), Huang Taiwen(黄太文) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2017, 31(9): 118

[15] Wang F, Wu Z N, Huang C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48: 5924

[16] Bussac A D, Gandin C A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 237(1): 35

[17] Ma Dexin(马德新). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(10): 1179

[18] Meyer ter Cehn M, Dedecke D, Paul U *et al. Superalloys*[J], 1996: 471

[19] Li Y F, Liu L, Huang T W *et al. Vacuum*[J], 2016, 131: 181

[20] D'Souza N, Newell M, Devendra K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 413-414: 567

[21] Newell M, Devendra K, Jennings P A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 412(1-2): 307

[22] Zhang X L, Zhou Y Z, Han Y Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2014, 30(3): 223

[23] Newell M, D'Souza N, Green N R. *International Journal of Cast Metals Research*[J], 2009, 22(1-4): 66

[24] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王 富). *Foundry(铸造)*[J], 2019, 68(8): 823

[25] 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

[26] Dragnevski K, Mullis A M, Walker D J *et al. Acta Materialia*[J], 2002, 50(14): 3743

[27] Zhao X B, Liu L, Zhang W G *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(1): 9

## Formation Mechanism of Stray Grain in the Transition Zone Between Airfoil and Platform of Nickel-Based Single Crystal Blade

Tan Wei<sup>1,2</sup>, Xue Xin<sup>3</sup>, Yu Tao<sup>2</sup>, Li Wei<sup>1,3</sup>, Yan Ping<sup>1</sup>, Zeng Qiang<sup>1,3</sup>

(1. High Temperature Materials Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Institute of Functional Materials, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(3. Beijing CISRI-GAONA Material & Technology Co., Ltd, Beijing 100081, China)

**Abstract:** A stray grain with the regular shape was found in the transition zone between the airfoil and the platform of some single crystal blades after corrosion. The stray grain was band like and its length direction was parallel or perpendicular to the growth direction of dendrite in the airfoil and platform. The metallographic method (OM), electron probe microanalysis (EPMA), and electron backscatter diffraction (EBSD) were used to analyze the microstructure, composition and crystallographic relationship of the stray grain and its surrounding area, respectively. ProCAST was used to simulate the distribution of temperature field and undercooling of platform during solidification. The results show that the defect includes many columnar grains, whose composition is not significantly different from the airfoil or platform. However, the misorientation forms low angle grain boundaries or high angle grain boundaries between columnar grains and surrounding matrix. The undercooling of the transition zone between airfoil and platform is lower than that of the platform edge, and the transition zone is the final solidification area. Based on these results, the formation mechanism of defect in the transition zone between the airfoil and platform is proposed, which provides a theoretical basis for eliminating the defects.

**Key words:** Ni-based single crystal superalloy; directional solidification; casting defects; stray grain on the platform

---

Corresponding author: Zeng Qiang, Ph. D., Professor, High Temperature Materials Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62182635, E-mail: zengqiang@cisri-gaona.com.cn