

三种单晶高温合金的形核过冷度测量及相应凝固组织研究

徐维台^{1,2}, 马德新^{1,2}, 赵运兴^{1,2}, 皮立波¹, 孙中源¹

(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: 采用悬垂小球法在工业条件下对 DD5、DD6 以及 WZ30 3 种镍基高温合金进行熔体过冷实验, 测量了 3 种合金在加热和冷却过程中的液相线温度 T_L 和临界形核温度 T_N , 测得这 3 种合金的临界形核过冷度 $\Delta T_N = T_L - T_N$ 分别是 33、36 和 42 °C。合金 DD5 和 DD6 试样凝固时由于过冷度相对较小, 形成细枝状单晶组织。合金 WZ30 的临界形核过冷度相对较大, 试样凝固时主要形成由晶向一致的树枝状单晶基体框架和晶向散乱的碎粒状杂晶组成的混合体组织, 其中大部分碎粒状杂晶的形态和尺寸特征像是从液体中直接形核长大的等轴晶粒团簇, 而不是来源于枝晶臂的熔断。

关键词: 单晶高温合金; 过冷能力; 临界形核过冷度; 凝固组织

中图分类号: TG132.3+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2637-08

高温合金单晶叶片消除了晶界, 在高温下具有优异的力学性能, 因此被广泛应用于先进航空发动机的制造^[1,2]。单晶叶片是通过精密铸造结合定向凝固工艺制备而成, 其凝固过程中最容易出现的缺陷为杂晶。杂晶的形成原因是叶片外凸部位如缘板边角的熔体过冷超过了临界形核过冷度, 导致新品粒形核并长大, 形成一个或数个取向随机的宏观晶粒, 破坏了叶片的单晶完整性。上述杂晶形成过程主要受 2 个因素影响: 叶片形状与合金的抗过冷能力。其中叶片形状对杂晶的影响机理较为明确, 例如叶片轮廓外凸处的散热快, 就容易形成过冷而导致新的晶粒形核^[3-6]。合金的过冷能力即临界形核过冷度, 表征了合金熔体在低于熔点的情况下能够保持液态而不形核的能力, 因而决定了合金在凝固过程中的抗杂晶能力。马德新等人^[7-10]利用悬垂小球法测量高温合金临界形核过冷度时, 发现不同合金在工业生产条件下的临界形核过冷度具有明显的差别。临界形核过冷度较小时容易导致叶片缘板处形成宏观杂晶, 但临界形核过冷度过大时, 可能会在缘板处形成碎晶缺陷^[11,12]。只有适中的临界形核过冷度才利于叶片的单晶成型。刘峰等^[13-15]在研究 DD3 合金凝固组织时发现, 随着熔体过冷度的增加, 枝晶发生 2 次明显的粒化, 原因分别是小过冷度下的枝晶重熔与大过冷度下的再结晶。

本工作测量了 3 种镍基单晶高温合金的临界形核过冷度, 分析了 3 种合金的温度变化曲线与合金样品的凝固组织形貌, 得到了合金凝固的重要特征温度, 并评估了各个合金的单晶可铸性, 为控制单晶铸件的凝固组织提供重要依据。

1 实验

表 1 列出了本实验所用的 3 种国产镍基单晶高温合金的化学成分, 其中 DD5 和 DD6 为第 2 代单晶高温合金, 而 WZ30 为第 3 代单晶合金。

本次实验采用作者在以前文章中介绍过的悬垂小球法^[7-10]对合金熔体过冷能力进行测量。每个实验样品包括一个直径 12 mm 的小球以及悬挂小球的直径 6 mm 的直棒。为增加样本数量, 将 4 个试样的蜡模用横浇道连接成 1 个单元, 再由直浇道与顶部浇口杯相

表 1 实验所采用 3 种合金的名义成分

Table 1 Nominal composition of DD5, DD6 and WZ30 alloys (wt%)

Alloy	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Hf	Ni
DD5	7	7.5	5	1.5	6.2	-	7	3	0.15	Bal.
DD6	4.3	9	8	2	5.6	0.5	7.5	2	0.1	Bal.
WZ30	2	6	5.5	0.4	5.8	0.1	8	4.9	0.03	Bal.

收稿日期: 2021-07-05

基金项目: 国家自然科学基金 (91860103, 92060104)

作者简介: 徐维台, 男, 1988 年生, 博士, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518045, E-mail: xuwt@wedge.com.cn

连,如图 1a 所示。利用失蜡制壳的方法,经过反复沾浆淋砂,达到预定厚度后进行脱蜡和焙烧,制成实验用模壳,如图 1b 所示。

实验前将 3 种母合金块分别置于 3 个模壳上端的浇口杯内,再将模壳固定在陶瓷支架上。将组装好的模壳系统放置在定向凝固炉内的结晶底盘上,如图 1c 所示。将热电偶装入小球模壳下半部预置的保护套内,使偶头固定在球心位置,并用补偿导线将热电偶与单晶炉的测温系统相连接。本实验采用 B 型热电偶,测量误差为 $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$,实验中对多个样品进行测量,取平均值。

实验时,将安装在结晶底盘上的模壳系统(图 1c)升入炉内的加热室,抽真空并加热,温度到达 $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后保温 10 min ,使合金料熔化并充型。然后关闭加热电源,降温至 $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$,使模壳中的合金熔体随炉腔自然冷却并凝固。然后重新加热,开始下一个循环。为获得充足的数据样本,将上述循环重复实施 2 次,并记录全部过程中小球样品的温度变化。

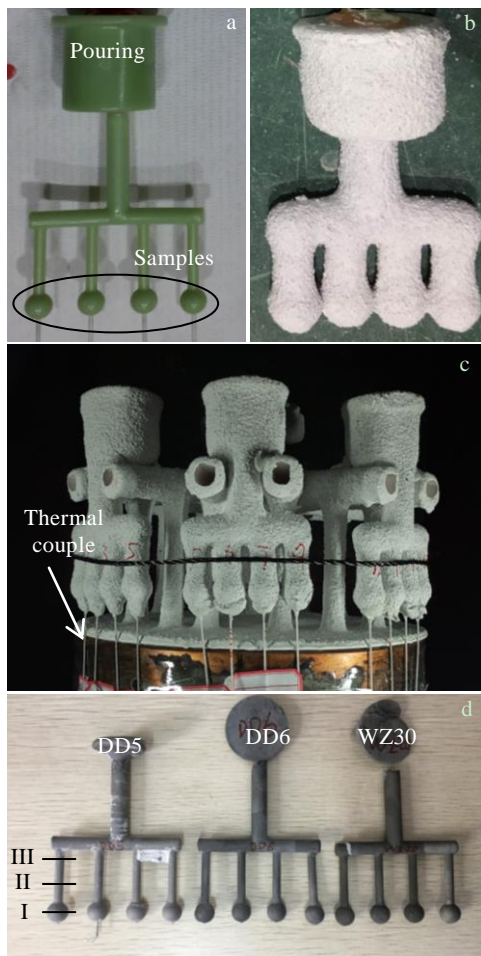


图 1 小球试样蜡模、模壳、组装成的测温系统和试样铸件
Fig.1 Wax (a) and shell mold assembly (b, c) as well as the solidified samples (d)

实验结束后,对获得的温度曲线进行分析,得到所需的特征温度如合金的熔点和结晶温度。清理掉模壳,得到各种合金的铸件串(图 1d)。为了检测凝固组织,对每种合金选出 2 个铸件试样,分别进行垂直和水平剖切,得到纵切面和横切面。其中横截面的切割除了穿过小球的中心位置(图 1d 中的截面 I),也在高出小球 20 和 40 mm 的位置(图 1d 中的截面 II 和 III)切割了直棒的横截面。

需要说明的是,对于凝固后的试样铸件,都用劳厄式晶向测量仪测量了晶体取向。每种合金挑选 1 个与 $\langle 100 \rangle$ 晶向偏离最小的试样进行横截面切割。切割前标定了试样的 3 个 $\langle 100 \rangle$ 晶向,以及相应的切割方向,以保证切出平行于 $\langle 100 \rangle$ 晶面的横截面。因此本实验里所谓的横截面并不是水平面,而是有一点斜度,切成的直棒横截面呈椭圆形。

对切割的试样进行镶嵌、研磨、抛光以及腐蚀,用光学显微镜 (OM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 对试样显微组织进行检测。

2 实验结果

2.1 测温结果

利用图 1 所示的装置对 3 种合金样品进行了 2 次加热熔化和冷却凝固的实验。作为其中 1 例,图 2 显示了 WZ30 合金整个实验过程中 2 个合金小球的温度变化曲线。从图中可以看出 2 条温度曲线吻合较好,2 个循环周期的温度变化规律也一致。在加热过程中,加热器升温速率保持恒定,为 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。但合金的升温速率在熔化过程中出现减缓,这是由于熔化潜热的吸收所致。合金完全熔化时温度到达液相线温度 T_L ,其后所吸收的热量完全用来加热合金熔体,升温速率突然提高。在冷却过程中,合金

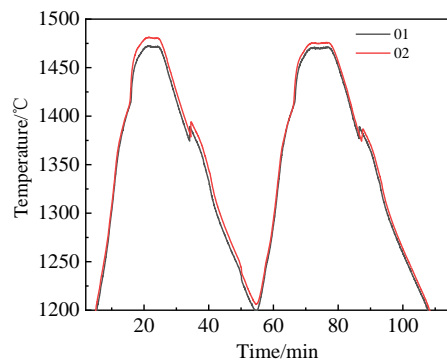


图 2 WZ30 合金加热-冷却循环的温度变化曲线
Fig.2 Temperature variation curves of WZ30 alloy measured during heating-cooling process

小球的温度快速降低到熔点以下时进入过冷状态, 当小球熔体发生晶体形核并迅速长大时, 结晶潜热快速释放, 使得小球温度突然升高, 形成再辉。再辉结束后, 小球温度继续降低。再辉前的最低温度为临界形核温度 T_N , 即合金熔体获得最大过冷时的温度。该温度与液相线温度 T_L 的温差为 $\Delta T_N = T_L - T_N$, 即合金的临界形核过冷度。

图 3a、3b、3c 分别是 DD5、DD6 以及 WZ30 3 种合金在第 1 个冷却-加热循环实验中的测温曲线。测得 3 种合金的液相线温度 T_L 分别为 1361、1370 以及 1416 °C, 临界形核温度 T_N 分别为 1328、1334 以及 1374 °C, 因此 3 种合金的临界形核过冷度 ΔT_N 分别为 33、36 以及 42 °C。

2.2 凝固组织检测结果

2.2.1 纵截面

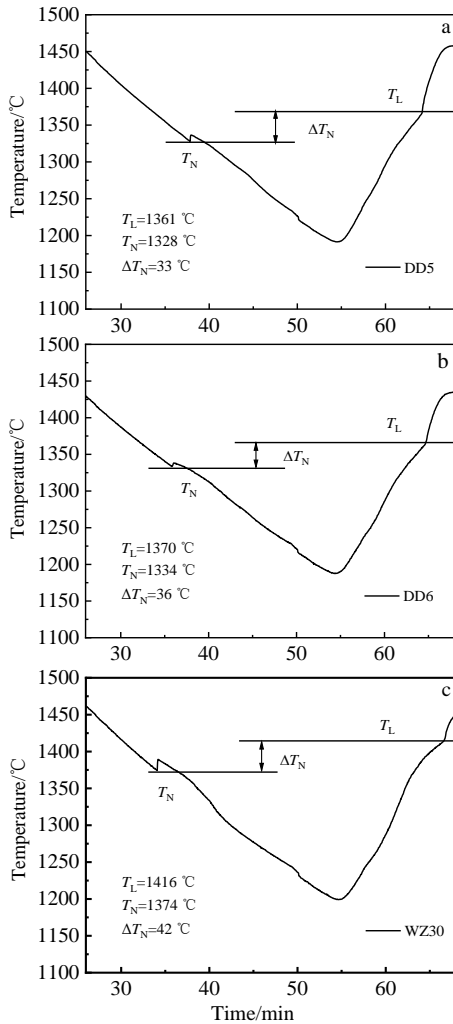


图 3 3 种合金在冷却-加热实验中的温度曲线

Fig.3 Temperature curves of DD5 (a), DD6 (b), and WZ30 (c) alloys measured in the cooling-heating experiment

为研究各合金小球的凝固组织演变规律, 每种合金挑选 1 个试样进行纵剖, 如图 4 为每个小球以及部分相连直棒区的纵截面金相组织。由于试样中枝晶组织的晶向是随机的, 观察面与枝晶以随机角度相切, 因此呈现为各种形态的“X”型花纹。

DD5 合金的小球纵截面 (图 4a) 呈现为细密的树枝晶形态, 且从上到下越来越细。这是因为炉腔中温度场存在上高下低的温度差别, 因此小球中也存在纵向的温度梯度。由于底部温度最低, 合金熔体冷却时过冷最大, 最先超过临界形核过冷度而发生形核。在图 4a 中可发现小球底部有一枝晶最细处, 为形核部位 (箭头指处)。由于整个小球的平均过冷度已达 33 °C, 当熔体在下表面形核后, 便迅速以枝晶形态向周围生长。在向上生长的过程中, 由于过冷度的减小和凝固潜热的释放, 枝晶生长速度越来越慢, 尺寸越来越粗大。在图 4a 中可看出, 小球中出现了一片树枝状杂晶, 破坏了小球组织的单晶性。但这片杂晶没有向上生长, 所以在上部的直棒区又恢复了单晶组织。

DD6 合金的小球纵截面 (图 4b) 呈现了与 DD5 (图 4a) 相似的树枝晶组织, 也在小球下表面发现枝晶最细密的部位, 为过冷最大处, 也是结晶形核处 (箭头指处)。在向周围特别是向上的生长过程中, 枝晶生长形态越来越粗化。整个小球内枝晶组织的取向是一致的, 为单晶组织, 并一直向上生长进入直棒区。

WZ30 合金小球试样的纵截面组织 (图 4c) 明显不同于另外 2 种合金。由于 WZ30 的过冷度相对较大, 小球的组织更加细密。在一定厚度的小球外壳层内凝固组织为细密枝晶, 但在小球内部, 则出现了枝晶与碎粒杂晶的混合组织。直到上部的直棒区, 才恢复了完全的单晶组织。这种复杂组织形态的形成将在后面详细讨论。

2.2.2 横截面

图 5 为 DD5 合金小球试样 (截面 I) 及直棒区 (截面 II 和 III) 的横截面组织, 切割位置见图 1d。由于经过了晶向测定, 切割面平行于小球最接近水平面的 (100) 晶面, 显示出的枝晶臂生长方向都平行于或垂直于截面。在小球区 (截面 I), 枝晶臂较长的区域里 (如红色虚线框内), 枝晶主要沿横截面生长。而显示“十”字花样的枝晶, 生长方向垂直于截面。由于小球内过冷较大 (平均过冷度为 33 °C), 所以枝晶组织比较细密。又由于温度分布比较均匀 (仅在纵向上存在较小的温度梯度), 枝晶生长表现为纵向和横向生长的结合, 枝晶轴和枝晶臂之间也在不断转换。但整个试样仍为一个晶粒, 总体的晶体取向不变。小球区的凝固完成后, 枝晶继续向上生长进入直棒区。在截

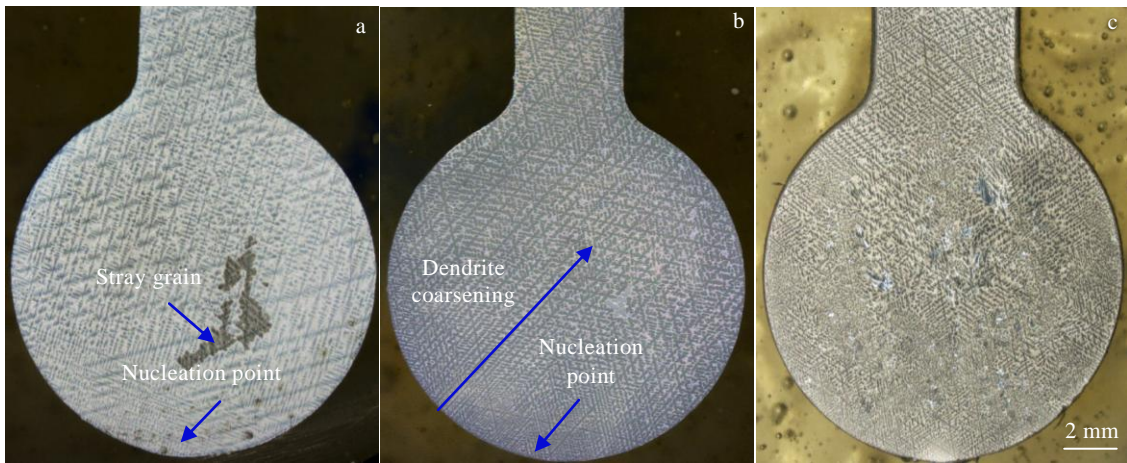


图 4 DD5, DD6 和 WZ30 合金的小球试样纵切面金相组织

Fig.4 Metallographic microstructures of longitudinal section of pellet samples of DD5 (a), DD6 (b), and WZ30 (c) alloys

面 II，枝晶组织显示为“十”字花样，生长方向垂直于截面。而在更高处的截面 III，枝晶主要表现为平行于截面的横向生长。这说明，直棒区枝晶的生长也是在纵向和横向的转化中进行的。

图 6 为 DD6 合金的小球试样（截面 I）及直棒区（截面 II 和 III）的横截面组织。小球区的截面 I 中枝晶组织与合金 DD5 的相似，但截面上几乎铺满了互相平行的枝晶长臂，而没有“十”字花样，说明凝固过程主要表现为枝晶的横向生长。在直棒区的截面 II 和 III 上也都呈现了横向生长的枝晶组织。这说明，DD6 试样的宏观凝固过程虽然是由下而上进行的，但具体的结晶过程则表现为一层层枝晶的横向生长。

前面的图 4c 展示了 WZ30 合金 1 个试样的纵截面组织，小球外部为细密枝晶组织，内部为枝晶与碎粒杂晶的混合组织。图 7 的截面 I 为另 1 个 WZ30 小球试样的横截面，碎粒杂晶所占比例更多，其原因可能是不同试样之间过冷度存在差异，此横切试样的过冷度更大一些。在截面 I 中，小球外表面区域主要为浅色衬底的细枝晶组织。这些浅色细枝晶还按一定的方向向球内生长，形成一些同样浅色的横向条带。在浅色细枝晶组织之间则为深色衬底的晶粒团簇。

图 7 中的截面 II 为小球上方约 20 mm 高处的直棒横截面，可见随着凝固高度的增加，深色的晶粒团簇减少，浅色的细枝晶组织占了主导。而截面 III 为直棒更高处（约 40 mm）的横截面，深色的晶粒团簇已基本消失，整个截面几乎全为连接成网的浅色枝晶组织。而且截面 III 中枝晶形貌清晰可辨，取向明显一致，显示为典型的树枝状单晶组织。

对图 7 中各截面的部分区域（绿色虚线框内）做

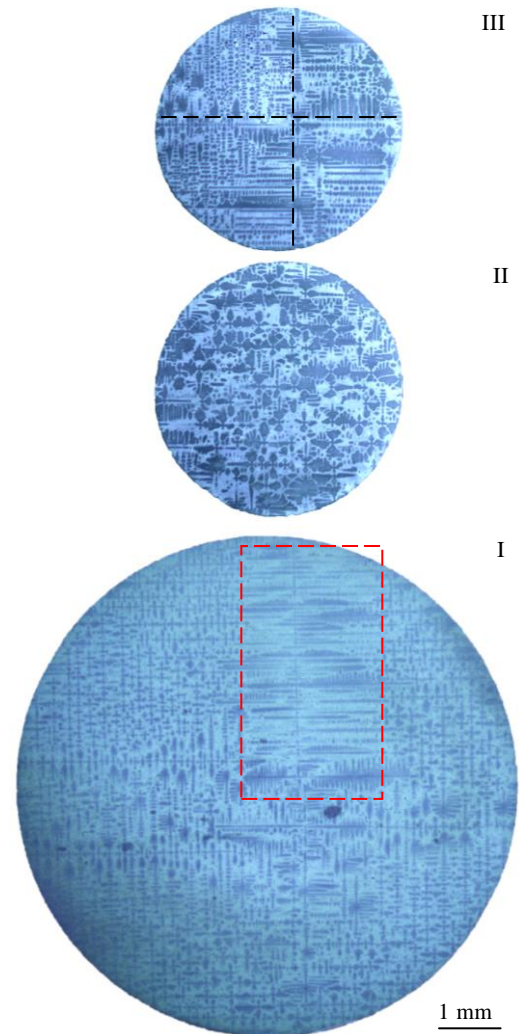


图 5 DD5 合金试样中横截面 I、II 和 III 的金相组织

Fig.5 Metallographic microstructures of cross sections I, II and III in DD5 alloy sample

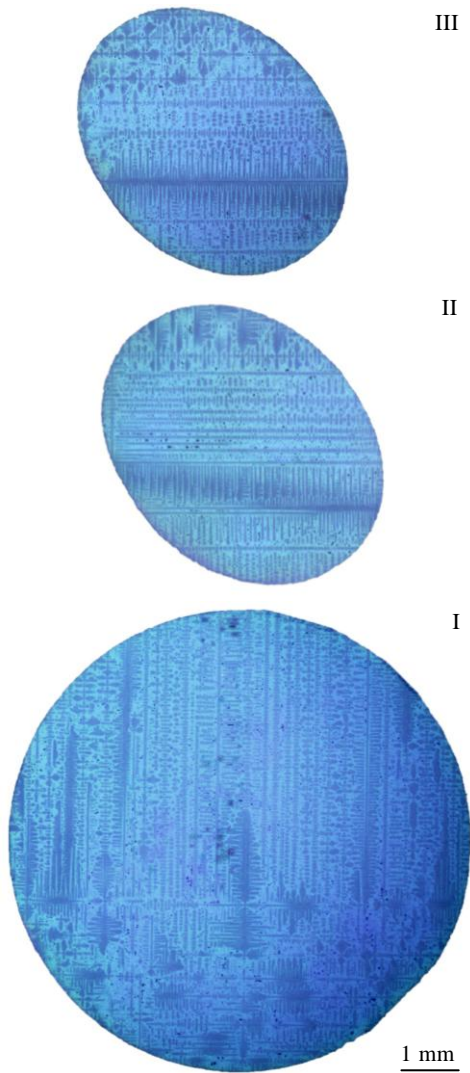


图 6 DD6 合金试样中横截面 I、II 和 III 的金相组织
Fig.6 Metallographic microstructures of cross sections I, II and III in DD6 alloy sample

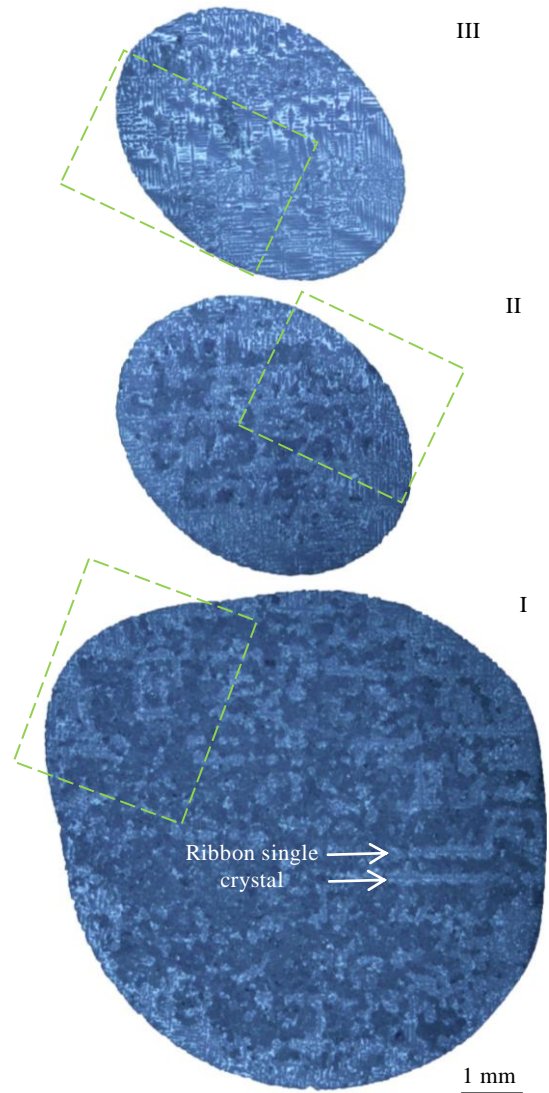


图 7 WZ30 合金试样中横截面 I、II 和 III 的金相组织
Fig.7 Metallographic microstructures of cross sections I, II and III in WZ30 alloy sample

了 EBSD 晶向检测, 检测结果显示于图 8 中。经对比可以发现, 图 7 中各截面的浅色枝晶组织在图 8 的晶向分布图中为同一颜色 (绿色), 即为晶向一致的单晶基体。这说明, 直棒区截面 II 和 III 中这些浅色枝晶组织是从下边小球中的单晶基体向上外延生长而来 (图 8a~8c)。而各截面中的深色团簇是由晶向杂乱的细小杂晶组成, 在图 8 的晶向分布图中呈现为各种不同的颜色。图 8d 为图 8c 中虚线框内晶粒晶向分布图, 在 $0^{\circ}\sim 10^{\circ}$ 区间, 任意对晶粒取向差分布较为平均, 相邻对晶粒的取向差分布较为集中地分布在 $5^{\circ}\sim 8^{\circ}$; 这些取向差较小的相邻晶粒即为碎粒单晶。在 $10^{\circ}\sim 60^{\circ}$ 区间, 相邻对晶粒与任意对晶粒的取向差分布规律高度一致, 类似于正态分布。

3 讨论

在本实验中, 测得第 2 代单晶合金 DD5 和 DD6 的临界形核过冷度分别为 33°C 和 36°C 。小球试样中的凝固组织为典型的细枝晶形貌, 且晶向基本一致, 为单晶晶体。从宏观来看, 试样的凝固过程是由下而上进行的, 但具体的结晶过程表现为枝晶沿着 3 个互相垂直的择优晶向进行交替生长。在 DD5 的试样中形成枝晶在纵向和横向轮流生长的凝固组织。而在 DD6 的试样中, 则呈现为由下而上的一层层枝晶的横向生长的组织。

第 3 代单晶合金 WZ30 合金具有更大的临界形核过冷度 (42°C), 因而形成了更为复杂的凝固组织。

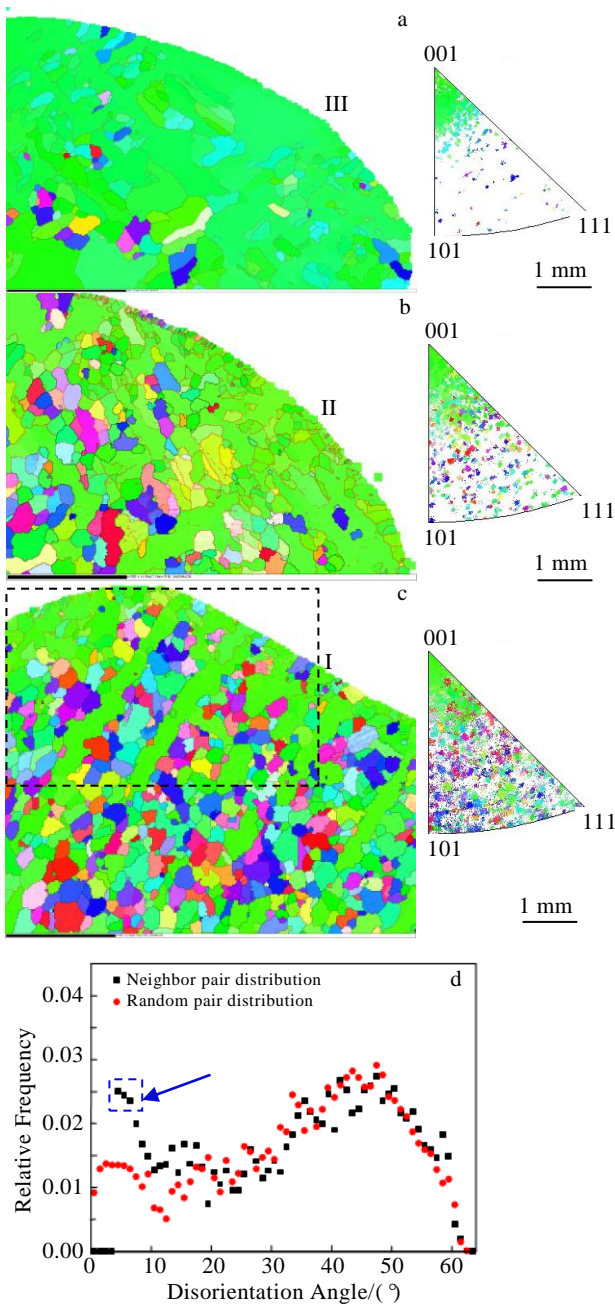


图 8 对图 7 中截面 I、II 和 III 虚线框区域的 EBSD 检测结果
Fig.8 EBSD measurement results of the dashed box of section I (c), II (b) and III (a) marked in Fig.7 and grain orientation distribution in the dashed box marked in Fig.8c (d)

这种凝固组织的形成过程可分为单晶基体网络的形成、碎粒杂晶组织的形成和单晶基体的外延生长。

3.1 单晶基体网络的形成

小球中的熔体在底部表面某点形核后，迅速沿表面外延生长形成壳状基体网络，并尽量沿择优晶向向内部生长形成带状单晶框架组织（图 7，图 9 c）。另外，这种单晶基体网络还向上发展，进入直棒区。在

此阶段形成的凝固组织是从同一晶核外延生长的，因此具有相同的晶体取向，成为试样的单晶基体。值得注意的是，这种单晶组织大部分是细枝晶形态（图 9a），另有一小部分是晶向相近的细小晶粒的相互连接，可称为碎粒单晶或简称碎单晶（图 9b），它与典型的枝晶组织不同，无法分辨枝晶干和枝晶臂。即使对于那些按照优先晶向快速生长的带状单晶（图 9c），有的也不是连续生长形成的枝晶干，而是由许多同一取向的碎小晶粒连接而成。

在进入直棒区后，碎单晶逐渐减少并消失，单晶基体全部变成通常的枝晶形貌（图 7 的截面 II 和 III）。

3.2 碎粒杂晶组织的形成

单晶基体网络的快速生长使得小球试样中的状态发生巨大变化。潜热的释放、凝固界面的溶质分凝、液固相之间的转变等分别造成残余熔液中温度、密度和体积的突然变化，会产生瞬间的热冲击、压力冲击和对流冲击。单晶基体网络之间的过冷熔液被猛烈激发而迅速形核，形成杂乱取向的杂晶碎粒，并相互汇聚成团簇，成为大小不一的杂晶组织（图 7 与图 8 的截面 I 及图 9）。

3.3 单晶基体的外延生长

在小球区上部的直棒区（图 7 与图 8 的截面 II），过冷度逐渐减小，单晶网络的生长速度逐渐减慢，单晶组织的形态全部转变为细枝晶组织。另外，液固相变的速度变缓使得残余液体受到的冲击减小，所以碎杂晶的数量也在减少。到了直棒区的更高处（图 7 与图 8 的截面 III），单晶基体继续外延生长，成为尺度较为正常的枝晶组织，而晶向杂乱的碎粒杂晶几乎全部消失。试样的晶体取向趋于一致，基本恢复了单晶性，而且晶向与下边小球中的单晶基体相同，可见直棒区的单晶组织是由小球中单晶基体向上外延生长而成。

在现有对过冷熔体凝固组织的研究中，一般把 30 到 70 °C 之间的过冷度称为低过冷度^[13-17]，并认为在此条件下，熔体凝固时首先形成自由细小枝晶，然后由于潜热释放造成温度回升，枝晶端被熔断而形成粒状晶。由于合金液的对流作用，造成断裂枝晶端的移动和旋转。

在本实验中，WZ30 试样小球区域的过冷度约为 42 °C，凝固组织为细小枝晶和碎晶粒组织的复杂混合体。但不论是单晶基体中碎晶粒，还是晶向杂乱的碎粒杂晶，大多都不像是由于枝晶臂熔断而形成，其理由如下：（1）碎粒晶大多是类似球型的多面体，而且尺寸差别很大，有的仅几个微米，有的则数百微米。也就是说，不论形状还是尺寸都不像枝晶臂；（2）大多碎粒晶周围没有发现残存的枝晶干，更没有发现枝

晶臂熔断或折断痕迹;(3)单晶基体中碎粒晶相互之间的晶体取向保持一致,没有像熔断的枝晶臂那样发生相对偏转造成晶向偏离。这些都说明那些深色的碎粒杂晶并不像是从先形成的枝晶上熔断或折断下来的枝晶臂,而是直接从液体中形核长大。所以对于本实验产生的凝固组织,如下的解释更加合理一些:在凝固过程的第一阶段,在稳态的过冷液体中某处形核,晶粒沿优先晶向主要以枝晶形态(部分以碎粒形态)向周围快速顺序长大,原有的晶向得到保持和传递,从而形成单晶的基体网络。然后单晶网络之间的残余液体在快速进行的液固相变引起的冲击下,发生非稳

态的随机形核并长大,形成晶向杂乱的碎粒杂晶。

一般说来,临界形核过冷度 ΔT_N 的高低是评价高温合金单晶可铸性好坏的重要指标。若 ΔT_N 较低,则叶片铸件的缘板边角等部位的过冷度会轻易超过 ΔT_N 而形核并长成宏观杂晶。但本工作的结果证明,合金的临界形核过冷度 ΔT_N 若过高,将会直接导致从液体中产生碎粒杂晶缺陷,而不是通过枝晶臂熔断,这使铸件的单晶完整性遭到更严重的破坏。而且这种微观晶粒缺陷主要出现在铸件内部,难以通过外表面的宏观腐蚀及目视检验的方法检出,对单晶叶片的工程应用造成巨大隐患。因而,只有具有适中临界形核过冷度的单晶高温合金才能有效避免宏观杂晶与微观杂晶缺陷的形成,呈现出良好的单晶可铸性。

4 结 论

1) 利用悬垂小球法对单晶高温合金 DD5, DD6 和 WZ30 进行了熔体过冷试验,测得这3种合金的熔点 T_L 分别是 1361、1370 和 1416 $^{\circ}\text{C}$, 它们的临界形核过冷度 ΔT_N 分别是 33、36 和 42 $^{\circ}\text{C}$ 。

2) DD5 和 DD6 合金由于临界形核过冷度稍小,试样凝固组织为细小的单晶枝晶组织。

3) WZ30 合金临界形核过冷度相对较大,试样凝固后主要形成树枝状单晶基体框架和碎粒状杂晶的混合体组织。大部分碎粒状杂晶的形态和尺寸特征不像熔断的枝晶臂,而更像从液体中直接形成的等轴晶团簇。试样中的单晶组织大部分是细枝晶形态,另一部分是相同晶向的细小晶粒的相互连接。

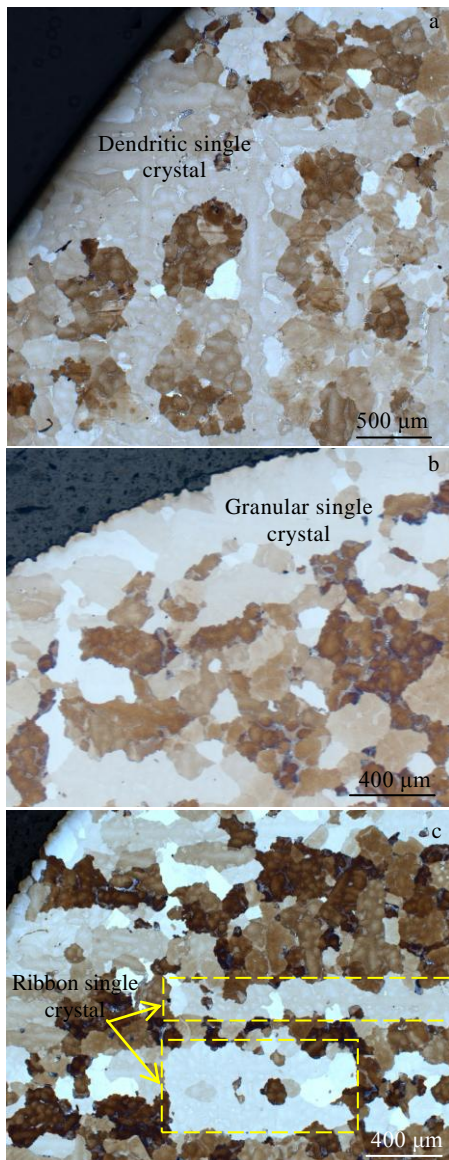


图9 图7中截面I的局部组织

Fig.9 Microstructures of section I in Fig.7: (a) dendritic single crystal, (b) granular single crystal, and (c) ribbon single crystal

参考文献 References

- [1] Schafrik R. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2005, 18(5): 561
- [2] Reed R. *The Superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. London: Cambridge University Press, 2006: 130
- [3] Jia Yuliang(贾玉亮), Guo Huiming(郭会明), Fang Xiang(方向) et al. *Foundry(铸造)*[J], 2016, 65(6): 497
- [4] 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(10): 1229
- [5] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王富), Sun Hongyuan(孙洪元) et al. *Foundry(铸造)*[J], 2019, 68(6): 567
- [6] Ma D X, Wang F, Wu Q et al. *China Foundry*[J], 2017, 14(5): 456
- [7] Ma D X, Wu Q, Bührig-Polaczek A. *Advanced Materials Research*[J], 2011, 278: 417
- [8] 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
- [9] Ma D X, Wang F, Guo J Z *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2019, 32(11): 1415
- [10] Ma Dexin(马德新), Zhang Qiongyuan(张琼元), Wang Haiyang(王海洋) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(6): 593
- [11] Wang F, Wu Z N, Huang C *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(12): 5924
- [12] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王富). *Foundry*(铸造)[J], 2019, 68(8): 823
- [13] Liu Feng(刘峰), Yang Gencang(杨根仓), Guo Xuefeng(郭学峰). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(1): 13
- [14] Liu Feng(刘峰), Guo Xuefeng(郭学峰), Yang Gencang(杨根仓). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2001, 15(3): 269
- [15] Liu Feng(刘峰), Cai Yu(蔡瑜), Guo Xuefeng(郭学峰) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2000, 36(6): 567
- [16] Peng Zichao, Xie Faqin, Zhang Jun *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(10): 1988
- [17] Wang Pei(王培), Liu Feng(刘峰), Li Zhengxian(李争显) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 482

Nucleation Undercooling Measurement and Corresponding Solidification Structure Investigation of Three Single Crystal Superalloys

Xu Weitai^{1,2}, Ma Dexin^{1,2}, Zhao Yunxing^{1,2}, Pi Libo¹, Sun Zhongyuan¹

(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 undercooling behavior of three single crystal (SC) superalloys DD5, DD6 and WZ30 was investigated under the industrial process condition by the pendant pellet method. During isothermal heating and cooling processes, the liquidus temperature T_L and the critical nucleation temperature T_N of the alloys were measured. As the average critical nucleation undercooling $\Delta T_N = T_L - T_N$ is determined to be 33, 36 and 42 °C for the three alloys. In the samples of alloy DD5 and DD6 with relatively low ΔT_N value, very fine dendritic microstructure forms during isothermal cooling processes. In the sample of alloy WZ30 with relatively high nucleation undercooling, the solidification structure becomes a mixture of SC dendrite frame and grain clusters with random orientations. It appears that, the most random oriented grains are equiaxed crystal formed directly from the interdendritic residual melt, instead of dendrite arm fragment owing to remelting.

Key words: single crystal superalloy; undercoolability; critical nucleation undercooling; solidification microstructure

Corresponding author: Sun Zhongyuan, Master, Research Engineer, Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518045, P. R. China, E-mail: sunzy@wedge.com.cn