

几种镍基高温合金的过冷能力和单晶可铸性的研究与比较

马德新^{1,2}, 张琼元³, 王海洋³, 李林蓄³

(1. 中南大学, 湖南长沙 410083; 2. 深圳万泽中南研究院, 广东深圳 518045;

3. 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川德阳 618000)

摘要: 对6种镍基高温合金熔体在陶瓷型壳中的凝固行为进行了检测, 得出了各种合金的液相线温度 T_L 、临界形核温度 T_N 和临界形核过冷度 $\Delta T_N=T_L-T_N$, 发现它们具有明显不同的过冷能力。在单晶叶片的铸造实验中, 具有高过冷能力(高于40℃)的合金在宏观上抗杂晶能力最强, 但容易形成枝晶碎臂微观缺陷。具有中等过冷能力(20~30℃)的合金, 既能有效防止宏观杂晶缺陷的发生, 又能避免微观碎晶的形成, 显示出最佳的单晶可铸性。而具有很低过冷能力(低于10℃)的合金, 抗杂晶能力非常弱, 表现出很差的单晶可铸性。镍基高温合金具有相似的化学成分, 却显示出明显不同的过冷能力和单晶可铸性, 对其原因还需要做进一步的研究。

关键词: 高温合金; 过冷能力; 单晶叶片; 杂晶缺陷

作者简介:

马德新(1955-), 男, 教授, 国家特聘专家, 从事高温合金单晶叶片的制造技术研发。E-mail: d.ma@gi.rwth-aachen.de

中图分类号: TG132

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)

06-0542-08

基金项目:

广东省引进创新创业团队项目(607264877417)。

收稿日期:

2018-10-18 收到初稿,

2018-12-01 收到修订稿。

为了最大限度提高航空发动机和工业燃气轮机的性能, 高温合金涡轮叶片需要用精密铸造加定向凝固的工艺制成单晶组织。单晶叶片比普通等轴叶片和定向凝固叶片具有更好的高温性能, 更能满足航空和地面燃气涡轮发动机导向和涡轮叶片提高工作温度的需要。单晶叶片制造的最大问题是保证单晶的完整性, 避免杂晶等缺陷的产生^[1-4]。杂晶是单晶叶片制造过程中最易出现的晶体缺陷, 其特征为在铸件的单晶主体生长过程中又另外生成一个或多个晶体取向完全不同的新晶粒, 产生了各种角度的晶界, 破坏了叶片整体的单晶完整性。特别是在去除了晶界强化元素的单晶高温合金中, 杂晶缺陷会严重损害和降低叶片的高温性能。形状复杂的叶片, 特别是在叶片截面突然扩张之处如缘板和叶冠位置最易产生杂晶^[5-21]。这是因为缘板边角处最容易散热, 金属液会快速冷却到熔点即液相线温度(T_L)以下, 形成所谓的过冷现象。若过冷程度超过了金属液本身的过冷能力即临界形核过冷度 ΔT_N , 就会发生新晶粒的形核和长大, 形成杂晶缺陷, 导致整个叶片单晶完整性的破坏。所以除了叶片的几何形状和凝固工艺参数^[1, 16, 22]外, 杂晶缺陷的产生还与合金本身的过冷能力大小有关^[23-24]。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, 仍然能够保持液体状态而不形核结晶的能力, 因而决定着其在凝固过程中的抗杂晶生成能力。

合金的过冷能力与自身的成分有关, 也与所用型壳及凝固时的温度变化状况有关。选用与生产条件相似的条件来测量合金的临界形核过冷度, 可以了解和比较各种合金的单晶可铸性的高低, 对于优质单晶叶片的生产有着重要的指导作用。在作者先前的工作中, 已检测了镍基单晶合金DD483的过冷能力和单晶可铸性^[24-25]。在此基础上, 本工作中将对更多的镍基高温合金开展同样的研究, 并进行相应的比较, 目的是对此类合金的单晶凝固行为有一个更加全面和系统的认识。

1 试验方法

1.1 合金熔体过冷试验

用搜集到的几种镍基高温合金进行了试验，它们的具体种类和成分见表1。

关于测量合金熔体过冷能力的方法，本文作者已在先前的文章中叙述过^[23-24]，此处仅作简单介绍。试验中使用了一种小球形状的测量试样，其直径为12 mm。用与铸造单晶叶片同样的陶瓷材料和工艺制成陶瓷型壳，每个型壳有4个测温小球。制壳用的面层和背层陶瓷料分别是国产的白刚玉和EC95。测量试验在生产用的真空炉内进行，如图1所示。将测温型壳安装在炉内底盘的陶瓷支架上，将每对铂铑热电偶丝的偶头通过陶瓷薄管插入到每个小球中心，另一端通过补偿导线与炉子的测温系统相连接。图1中显示陶瓷支架上挂有两个型壳，可分别放入两种合金料，同时测量它们各自凝固过程中的过冷行为。

安装好型壳及测温热电偶后，将合金料放入型壳上部的浇口杯中，将型壳由铸型室升至加热室，关闭炉门抽真空，通电加热。加热超过1 500 ℃并保温10 min左右，保证浇口杯中的合金料过热并熔化，经浇道流入测温小球的型腔。然后关掉加热器，使型壳和其中的合金熔体随炉子自然冷却并凝固。待型壳

温度降低于1 200 ℃时，再次通电加热至预定温度1 500 ℃，进行下个循环的试验。如此反复多次，以获取较多数据，使结果更具统计意义。

由于型壳在炉中竖直放置，测温小球悬垂在下，处于铸件温度最低处，为铸件凝固的起始部位。降温时各小球各自过冷并凝固，不受上部浇道及相邻小球的影响。试验结束之后，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。相比于其他方法（如DSC等），本测量条件更接近合金的实际铸造过程（型壳材料、炉内气氛、凝固条件等），因而更具有实际意义。

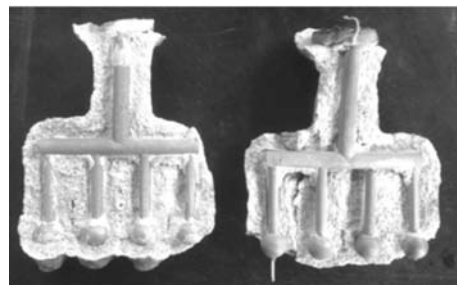
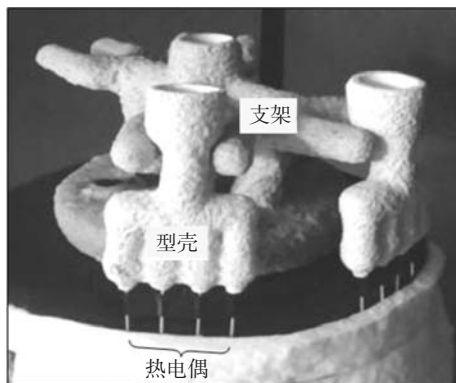
1.2 单晶定向凝固试验

对每种合金都进行了单晶叶片的铸造试验，铸件样品具有航空发动机叶片的典型形状和尺寸。叶片的总高度（不包括选晶部分）约为130 mm，每个模组中有4只叶片和2只试板。关于叶片的详细组模情况可参考作者以前的工作^[25]，此处仅作简单介绍。叶片下端装上选晶器，粘在底盘上。上部通过横浇道与浇口杯相连。对组装好的蜡模进行反复粘浆和淋砂，制成一定厚度的陶瓷型壳，经脱蜡、烧残腊和焙烧后用于单晶铸造。

表1 所用镍基高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ni-base superalloys used in the work

种类	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	C	Hf	其他
DD483	12.18	9.23	3.89	1.85	3.53	4.00	4.98	0.066	0.01	
DZ445	13.15	10.0	4.50	1.76	4.13	2.30	4.75	0.081		B 0.019
CMSX-6	10	5		3	4.8	4.7	2		0.1	
CMSX-4	6.5	9	6	0.6	5.6	1	6.5		0.1	Re 3
MAR M247LC	8.2	9.2	9.5	0.5	5.6	0.7	3.2	0.07	1.05	B 0.015
PWA1483	11.98	8.7	3.83	1.81	3.63	3.99	5.09	0.069		



(a) 型壳装置

(b) 破壳的试样

图1 测量合金熔体过冷行为的型壳装置和试验后破壳的试样

Fig. 1 Mold assembly for experiment and samples with ceramic debris

制壳用的面层和背层的陶瓷料分别是国产的白刚玉和EC95，与合金的过冷试验所用的型壳材料完全一样。

高温合金的浇注和定向凝固试验在德国ALD公司制造的真空定向凝固炉中进行。型壳安装在炉内水冷铜盘上顶升到热区后抽真空，将加热器预热到预定温度。坩埚中的合金料熔化并过热，然后通过漏斗浇注入型壳。将型壳从热区下降，穿过隔热板降入冷区，形成铸件自下而上的定向凝固，并经选晶器实现单晶生长。由于杂晶缺陷最易产生在缘板这种截面突然扩张之处，所以试验中采取了“3-1-3”变速抽拉工艺，即在叶片凝固的前半部分以3 mm/min的速度抽拉，因为叶片下部的叶身部分形状较简单，外廓无明显变化，不易产生杂晶。而当凝固将要进行到叶片的缘板部分时将抽拉速度降为1 mm/min，直到凝固进行到上部叶根时再将速度提高到3 mm/min。

每组定向凝固试验完成后从炉中取出型壳并进行破壳处理，将铸件吹砂清理并切割浇注系统，用盐酸加双氧水进行深腐蚀，检查分析铸件的宏观晶粒组织，必要时进行微观组织的金相检查，对每种合金的4只叶片的杂晶缺陷情况进行比较。

2 试验结果

2.1 过冷试验

如前所述，利用图1所示的装置对合金样品进行了多次加热熔化和冷却凝固的试验。作为其中一例，图2显示了合金PWA 1483整个试验过程中加热器及4个合金小球的温度变化曲线。其中最左边的第一次加热升温曲线显示加热器从室温加热至超过1 500 °C过程中，型壳内腔温度呈一定滞后状态逐渐升高，合金料熔化后流入球形型腔引起温度短暂下降后又继续上升并过热。关掉电源后随着加热器温度的下降，型壳中的合

金熔体也在炉膛内自然冷却并凝固。在此过程中型壳中的每个样品的温度变化都通过热电偶由炉子的测温系统记录下来。再次通电加热至预定温度1 500 °C，再断电使样品在炉冷条件下凝固。经过两个断电和通电循环后彻底关掉加热器，冷却到室温。共测得每个小球样品的3次冷却凝固曲线和两次加热重熔曲线，如图2所示。可以看到，4个样品的热电偶（7#、10#、11#、12#）所测得温度曲线相互间的误差很小，在图2中几乎重合成一条曲线。另外，加热器的每段升温或降温曲线几乎为直线，而小球的温度曲线上则出现拐点，这是因为金属样品在温度变化中发生了相应的相变，潜热的吸收或释放影响了温度的变化。

图3放大显示了合金CMSX-6在第一个降温-升温循环过程中小球的温度变化。当温度降低到1 284 °C左右时，各小球正在下降的温度出现明显跳动，说明小球中的合金液分别开始形核结晶，潜热的突然释放造成温度的瞬时回升。曲线跳动前对应的最低温度即是该合金熔体的临界形核温度 T_N 。从图3得到4支热电偶测得的平均临界形核温度为 $T_N=1 284$ °C。在之后的凝固冷却过程中，温度连续降低至低于1 200 °C。

从图3中左端看起，从试验的第60 min到第140 min间，样品温度从约1 462 °C降到了约1 200 °C，可估算出叶片在此冷凝阶段的平均冷却速率约为 $T'=262/80=3.3$ °C/min。在先前的工作中曾测量了铸件在Bridgman炉中进行定向凝固时的温度梯度 G 约为3.1 K/min。而抽拉速度 V 在经过叶片的缘板部位时为1 mm/min，相应的冷却速率作为 G 和 V 的乘积，其值约为3.1 °C/min。这与上述图3中的冷却速率（ $T'=3.3$ °C/min）比较接近。这说明本次过冷试验不但使用了与单晶叶片铸造试验相同的陶瓷型壳，而且热温条件也非常相似，能够很好地再现高温合金熔体在生产试验中的实际过冷行为。

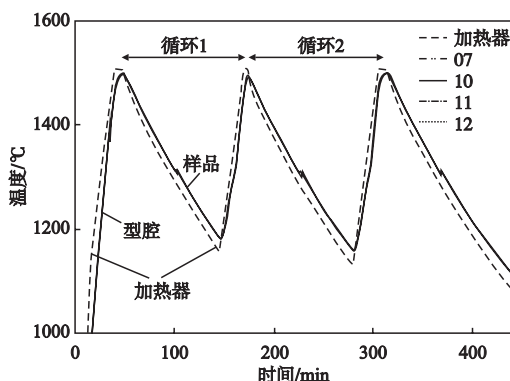


图2 合金PWA 1483试验过程中加热器及4个样品的温度变化曲线
Fig. 2 Temperature curves of heater and four PWA 1483 samples measured during heating-cooling process

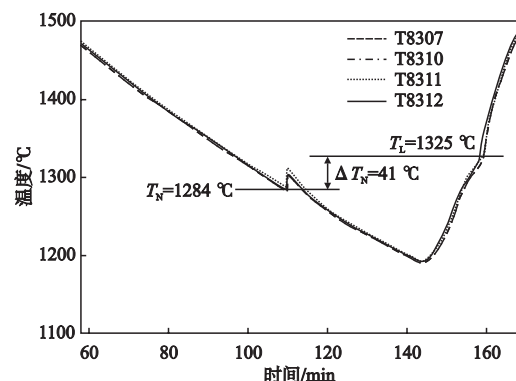


图3 合金CMSX-6在第一个冷却-加热循环中的温度变化曲线
Fig. 3 Temperature curves of CMSX-6 samples measured in first process cycle

当温度降至1 200 ℃以下即合金凝固完成后,重新开启加热器升温。在图3右端可看到,降温曲线转化为升温曲线。在经过短暂的过渡后,样品的升温先是加快,然后变得越来越缓慢,表明合金从固态加热状态进入熔化阶段,吸收越来越多的热量作为熔化潜热;然后在某一拐点突然加速升温,表明合金熔化完毕,已全部转化为液态,不再吸收潜热,所得热量全部用来升高温度,因而升温速度明显提高。此拐点可认为是该合金的熔点即液相线温度 T_L 。从图3得到4支热电偶测得液相线温度平均为 $T_L=1\ 325\ \text{℃}$ 。其与临界形核温度 T_N 的差值 $T_N-T_L=41\ \text{℃}$ 就是该合金熔液的临界形核过冷度。

图4给出了其他几种合金在第一个冷却-加热循环过程中各个样品的温度变化曲线。由于每种合金的4个样品所测得温度曲线相互间的差别很小,在图中几乎合并为一条曲线。图4中还给出了每种合金的相应特征温度,即液相线温度 T_L ,临界形核温度 T_N 和临界形核过冷度 ΔT_N ,它们是多个小球样品测量结果的平均值。需要指出的是,由于DD483表现出比较特殊的过冷现象,临界形核过冷度 ΔT_N 的数值与其他合金相比明显

偏低,为确保测量结果的准确,使用了不同的热电偶和测温仪进行了4种不同组合的多次测量^[24],得到了非常相似的结果。图4a中显示的是使用真空炉自身测温仪和国产热电偶的测量数据,这同其他合金(图4b-e)的测量方式一样。

图4给出的是各种合金在第一个冷却-加热循环过程中的温度变化曲线,第二个循环过程中测量结果基本相同,在此不再给出。金属熔体的形核有一定的偶然性,每次测得的结晶温度不可能完全一致,所以以平均值来标示,测量的数据越多,结果就越可靠。但在本试验中发现,测量结果的重复性很好,为简单起见,这里仅给出和使用第一个循环过程的测量数据,不会影响最后的结论。在表2中将图4中所示的各种合金的特征温度值汇总列出。

经对比可以看出,在所测量的各种合金中,CMSX-4的熔点 T_L 最高,达1 372 ℃,其原因是作为第二代单晶高温合金添加了难熔元素Re。而第一代单晶合金的熔点一般都比较低,如DD483, CMSX-6和PWA 1483的熔点分别为1 322 ℃, 1 325 ℃和1 328 ℃。

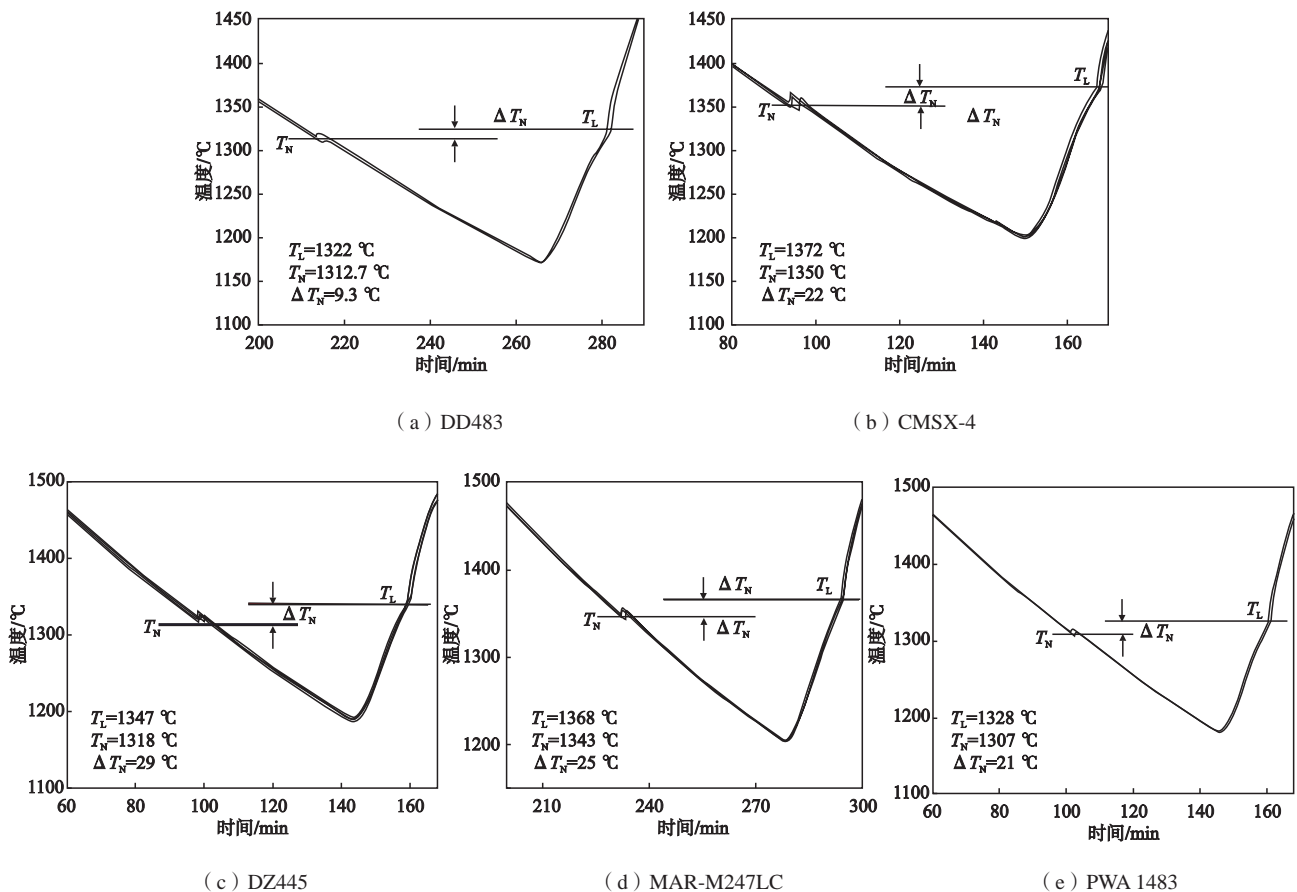


图4 几种合金在第一个冷却-加热循环中的温度变化曲线及对应的特征温度
Fig. 4 Temperature curves of some used alloy samples measured in the first cycle

比较各合金的临界形核过冷度 T_N ，可以将所用合金分为下面3个级别：

(1) 高过冷度合金CMSX-6, T_N 值超过40 °C。实际上, 在用更高质量的型壳进行的试验中, 曾测得合金CMSX-6的临界形核过冷度超过50 °C^[23]。这个数值很高, 显示了该合金在制造单晶叶片时具有良好的抗杂晶缺陷的能力, 这已被实验所证明^[23]。

(2) 中等过冷度合金, 所用的大部分合金属于此类, 有DZ445, MAR M247LC和CMSX-4, T_N 值在20~30 °C之间。

(3) 第3级别是DD483, 为低过冷度合金, 其 T_N 值很低, 还不到10 °C。这说明DD483在所用陶瓷壳中的过冷能力很差, 在铸件截面发生突变处(如叶片的缘板边角)出现的熔体过冷极易超过本合金临界形核过冷度, 引起新晶粒的形核和长大, 形成杂晶缺陷。因而此合金在所用陶瓷壳中的单晶可铸性不好, 这已经为实验所证实(见下文)。关于DD483的过冷能力和单晶可铸性能, 作者已做了详细的研究, 可以参考文献[24-25]。值得注意的是, 所研究的6种合金都是Ni基高温合金, 具有相似的化学成分(表1), 但在同样型壳和热温条件下却显示出明显不同的凝固行为, 例如测得的临界形核过冷度从低于10 °C到高于40 °C, 差别巨大, 其原因还不清楚。

2.2 单晶定向凝固

图5a显示了合金CMSX-6的单晶叶片照片, 宏观腐蚀后铸件表面没有发现杂晶缺陷。这种合金的临界形核过冷度超过40 °C, 能冷却到熔点以下很低温度而不发生新晶粒的形核结晶, 因而最不容易出现杂晶缺陷。但合金熔体在深过冷状态下凝固也会出现另外的问题。对于涡轮叶片来说, 铸件横截面在缘板部位会突然出现大幅度的扩张, 此处的单晶生长呈现出复

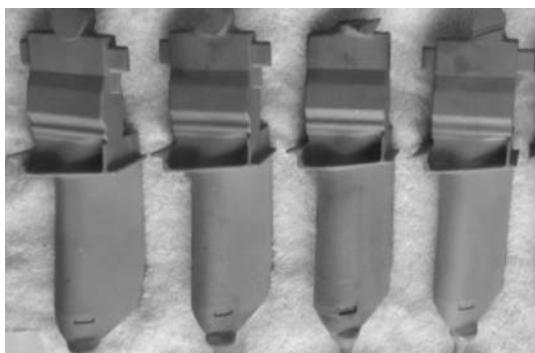
表2 各种合金的液相线温度、形核温度和形核过冷度的测量数据(循环1)

Table 2 Summary of temperature data measured during undercooling experiments

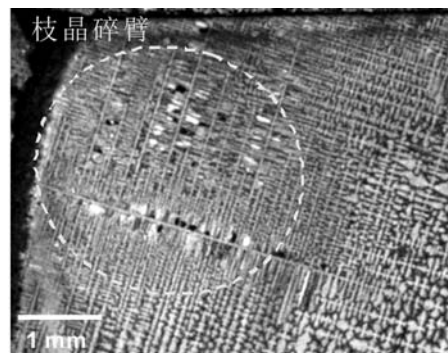
合金	液相线温度	形核温度	形核过冷度	
	$T_L/^\circ\text{C}$	$T_N/^\circ\text{C}$	$\Delta T_N=T_L-T_N$	
CMSX-6	1325	1284	41	高过冷度
DZ445	1347	1318	29	
MAR M247LC	1368	1343	25	中等
CMSX-4	1372	1350	22	过冷度
PWA 1483	1328	1307	21	
DD483	1322	1312.7	9.3	低过冷度

杂的三维生长模式, 且以横向生长为主。叶身排气边的纵向枝晶的二次臂枝晶需要突破热障区, 以横向枝晶的模式快速长向缘板外角, 再沿深度过冷的缘板外边缘生长, 然后从四周向中间的叶身部位扩展, 最后与叶身长出的纵向枝晶汇合。由于枝晶在深过冷的熔体中生长速度很快, 枝晶轴非常纤细, 侧生的枝晶臂与其连接非常纤弱。快速凝固引起的潜热释放使局部温度急剧升高, 容易造成枝晶臂根部的熔断。而且由于体积收缩、液体流动和压力偏差等复杂内外力的作用, 使得这些熔断的枝晶碎臂与基体枝晶间产生相对的扭转和偏移, 最终形成了与基体枝晶具有晶向偏差的碎晶粒, 成为单晶铸件中的微观晶体缺陷, 如图5b所示。

图6显示了4种具有中度过冷度的合金在同样的试验条件下铸成的单晶叶片照片, 无论在叶身还是在缘板部位都没有发现杂晶出现。这些合金熔体的过冷能力即临界形核过冷度在20~30 °C之间, 当缘板边角处形成十几度的过冷时仍能继续保持液体状态而不发生新晶粒的结晶。直到叶片本体的单晶生长从叶身扩展



(a) 宏观照片



(b) 缘板边角的枝晶碎臂

图5 合金CMSX-6的单晶叶片

Fig. 5 SC Blades of alloy CMSX-6 and fragmented dendrite arms in platform

过来, 才使当地的熔体发生单晶体的横向外延生长, 保持了原来单晶的晶向, 避免了杂晶的形核和长大。由于横向枝晶生长时过冷度不是很大, 生长速度适中, 所以没有出现图5b中那样的微观枝晶碎臂缺陷。

在同样试验条件下用合金DD483铸成的4只叶片中有3只为非单晶, 均在缘板和叶根处发现杂晶晶粒(图

7)。虽然在定向凝固过程中采用了“3-1-3”式变速抽拉工艺, 即在缘板处将抽拉速度由原来的3 mm/min降低为1 mm/min, 但在叶片缘板靠近进气边的背面和盆面的两个边角上都出现了杂晶(图7中分别被记为杂晶1和杂晶2), 并向上长入叶根部分。如前所述, 合金DD483的临界形核过冷度 ΔT_N 仅为9℃多, 远低于其他

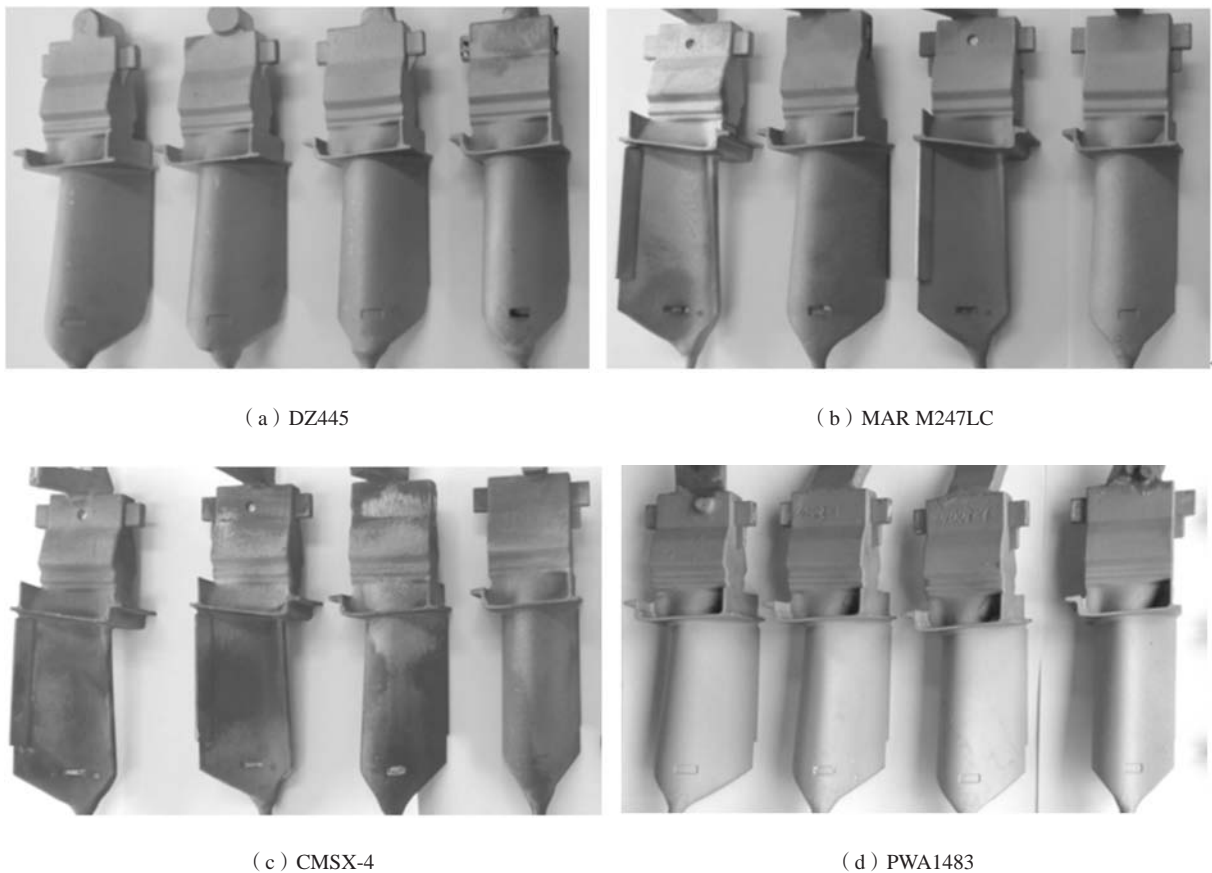


图6 4种具有中度过冷度的合金的单晶叶片
Fig. 6 SC blades of four alloys with medium undercoolability

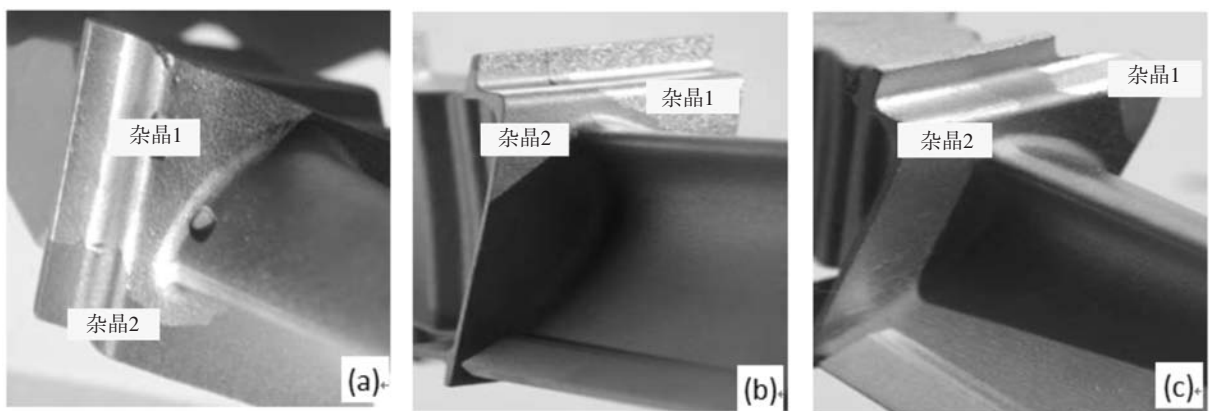


图7 合金DD483的3只叶片, 在缘板上出现杂晶缺陷
Fig. 7 Three blades made from alloy DD483, showing stray grains at platforms

合金的超过20 °C的过冷能力。由于在利用定向凝固方法制造单晶叶片时，缘板的外角部位一般会产生十几度的过冷，这超过了合金DD483熔体的临界形核过冷度，因而导致了新晶粒的形核和长大，最终形成杂晶缺陷，所以该合金的单晶率特别低^[25]。

如前所述，本文所研究的6种合金都是镍基高温合金，但凝固行为却明显不同。特别是PWA1483和DD483，分别为国外和国内的同类合金，化学成分几乎相同（表1），但测得的临界形核过冷度却分别高于20 °C和低于10 °C，即前者的过冷能力是后者的2倍多，这导致了单晶叶片制造中明显不同的单晶成品率。对这种现象还无法进行合理的解释，还需要做进一步的研究。

3 结论

对6种镍基高温合金在陶瓷型壳中的凝固行为进行了测量分析，发现它们具有明显不同的临界形核过冷度和单晶可铸性。具有高过冷度（超过40 °C）的合金在宏观上抗杂晶能力最强，但由于枝晶在深过冷状态下生长太快，容易形成枝晶碎臂的微观缺陷。具有中等过冷度（20~30 °C之间）的合金，既能有效防止宏观杂晶缺陷的发生，又能避免微观碎臂晶的形成，显示出最佳的单晶可铸性。而具有低过冷度（小于10 °C）的合金很容易产生杂晶的形核与长大，表现出最差的单晶可铸性。对于成分相似的合金却具有明显不同的过冷能力和单晶可铸性的原因，还需要做进一步的研究。

参考文献：

- [1] POLLOCK T M, MURPHY W H. The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys [J]. Metall. Trans. 1996, A 27: 1081-1094.
- [2] 刘林. 高温合金精密铸造技术研究进展 [J]. 铸造, 2012, 61 (11): 1273-1285.
- [3] 马德新. 高温合金叶片单晶凝固技术新发展 [J]. 金属学报, 2015, 51 (10): 1179-1190.
- [4] MA D, WANG F, WU Q, et al. Innovations in casting techniques for single crystal turbine blades of superalloys [C]//Superalloys 2016: Proceeding of 13th Int. Symposium on Superalloys, Eds. M. Hardy et al., TMS, 2016: 237-246.
- [5] PAUL U, SAHM P R, GOLDSCHMIDT D. Inhomogenities in single-crystal components [J]. Mat. Sci. Eng., 1993, A173: 49-54.
- [6] COCKCROFT S L, RAPPAZ M, MITCHELL A, et al. An examination of some manufacturing problems of large single-crystal turbine blades [C]//Proceeding of "Material for Advanced Power Engineering", eds. D. Coutouradis et al, Liege, B, 1994: 1145-154.
- [7] MEYER ter Vehn M, DEDECKE D, PAUL U, et al. Undercooling related casting defects in single crystal turbine blades [C]//Superalloys 1996, Proceeding of 8th int. Symposium on Superalloys, Eds. R.D. Kissinger et al, TMS, 1996: 471-479.
- [8] MA D, BÜHRIG-POLACZEK A. Avoiding grain defects in single crystal components by using heat-conductor technique [J]. Int. J. Met. Res., 2009, 100: 1145-1151.
- [9] MA D, BÜHRIG-POLACZEK A. Development of heat-conductor technique for single crystal components of superalloys [J]. Int. J. Cast Met. Res., 2009, 22: 422-429.
- [10] MA D, BÜHRIG-POLACZEK A. Application of heat-conductor technique to production of single crystal turbine blade [J]. Metall. Mater. Trans., 2009, B 40: 738-748.
- [11] MA D, ZHOU B, BÜHRIG-POLACZEK A. Investigation of heat conductor technique to produce single crystal turbine blades of middle size [J]. Int. Foundry Research, 2010, 62: 32-40.
- [12] MA D, ZHOU B, BÜHRIG-POLACZEK A. Development and application of heat-conductor technique for SC components of superalloys [J]. Adv. Mat. Res., 2011, 278: 306-311.
- [13] MA D, WU Q, BÜHRIG-POLACZEK A. Investigation on the asymmetry of thermal condition and grain defect formation in customary directional solidification process [J]. IOP publishing, Mat. Sci. Eng., 2011, 27: 012-037.
- [14] 张小丽, 周亦胄, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金杂晶形成倾向性的研究 [J]. 金属学报, 2012, 48 (10): 1229-1236.
- [15] 张宏琦, 张军, 李亚峰, 等. 一种第三代镍基单晶高温合金铸件截面突变处的杂晶形成过程 [J]. 铸造, 2014, 63 (2): 128-137.
- [16] 张军, 黄太文, 刘林, 等. 单晶高温合金凝固特性与典型凝固缺陷研究 [J]. 金属学报, 2015, 51 (10): 1163-1178.
- [17] XUAN W D, REN Z M, LI C. Experimental evidence of the effect of a high magnetic field on the stray grains formation in cross-section change region for Ni-based superalloy during directional solidification [J]. Metall. Mater. Trans., 2015, 46A: 1461-1466.
- [18] XUAN W, HUAN L, LI C, et al. Effect of a high magnetic field on microstructures of Ni-based single crystal superalloy during seed melt-back [J]. Metall. Mater. Trans., 2016, 47B: 828-833.
- [19] XUAN W D, REN Z M, LI C, et al. Formation of stray grain in cross section area for Ni-based superalloy during directional solidification

- [J], IOP publishing: Mater. Sci. Eng., 2011, 27: 012-035.
- [20] XUAN W D, REN Z M, LIU H, et al. Formation of stray grains in directionally solidified Ni-based superalloy with cross-section change regions [J]. Mater. Sci. Forum, 2011, 747-748: 535-539.
- [21] LI Y, LIU L, HUANG T, et al., The formation mechanism, influencing factors and processing control of stray grains in nickel-based single crystal superalloys [C]//Superalloys 2016, Proceeding of 13th Int. Symposium on Superalloys, Eds. M. Hardy et al., TMS, 2016: 293-301.
- [22] MA D. Production and simulation of large single crystal turbine blades [J]. Giessereiforschung, 2001, 53: 36-41.
- [23] MA D, WU Q, BÜHRIG-POLACZEK A. Undercoolability of superalloys and solidification defects in single crystal components [J]. Advanced Materials Research, 2011, 278: 417-422.
- [24] 马德新, 张琼元, 王海洋, 等. 高温合金DD483熔体的过冷能力测量 [J]. 铸造, 2017, 66 (6) : 593-598.
- [25] 马德新, 张琼元, 王海洋, 等. 工艺条件对镍基高温合金DD483的单晶叶片中杂晶缺陷的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (5) : 439-444.

Investigation on Undercoolability and Single Crystal Castability of Some Ni-Based Superalloys

MA De-xin^{1,2}, ZHANG Qiong-yuan³, WANG Hai-yang³, LI Lin-xu³

(1. Central South University, Changsha 410083, Hunan, China; 2. Wedge Central South Research Institute, Shenzhen 518045, Guangdong, China; 3. Dongfang Turbine Co., Ltd., Deyang 618000, Sichuan, China)

Abstract:

The undercoolability of Ni-base superalloys is an important physical property to determine its single crystal (SC) castability, because stray grains will be formed if the local undercooling at the component extremities exceeds the undercoolability of the used alloys. In the present work, both the undercoolability of 6 Ni-based superalloys and their SC castability were investigated during isothermal cooling processes and directional solidification, respectively. The undercooling behavior of the alloys during isothermal heating and cooling processes was investigated under the same process condition as the SC casting experiment. The liquidus temperature T_L and the critical nucleation temperature T_N of the alloys were measured, respectively. The average critical nucleation undercooling $\Delta T_N = T_L - T_N$ was determined for each alloy. Using a Bridgman furnace the directional solidification experiments were carried out to cast SC turbine blades of the used alloys in the homemade shell molds. The alloy CMSX-6 with high undercoolability has the best capacity to avoid stray grains, but revealing also fragment of dendrite arms due to the rapid dendrite growth in deeply undercooled platforms. In the castings of the alloys with medium undercoolability, neither stray grains nor micro-defect were found, revealing a defect free SC structure. As expected, the alloy DD483 with low undercoolability is very difficult to be cast into SC blades without stray grain, exhibiting a very low SC castability. It is hard to understand why the investigated Ni-base superalloys have so different SC solidification behaviors in spite of their similar chemical compositions. Further investigation should be carried out to find a reasonable explanation.

Key words:

superalloy; undercoolability; single crystal castability; stray grain defect