

# 一种含硼第三代镍基单晶高温合金的初熔及固溶处理

张琰斌, 刘林, 黄太文, 张军, 王海锋, 介子奇, 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:** 采用电子探针测试结合 Thermo-Calc 软件计算, 研究了一种含 0.001% (质量分数) 硼第三代单晶高温合金枝晶间区域的初熔过程。结果表明, 初熔相为  $M_2B$ , 初熔温度为 1265 °C, 远低于用差示扫描量热仪测得的共晶熔化温度 1352 °C。采用扫描电镜分析固溶处理过程中合金组织的演化过程, 发现共晶组织中马赛克状共晶和扇状共晶率先溶解, 粗大  $\gamma'$  最后溶解。初熔区域空冷可发生均质形核, 重新凝固后的共晶组织呈圆形, 初熔组织中粗大  $\gamma'$  组织较初始凝固的粗大  $\gamma'$  组织更细, 而相比残余共晶组织, 初熔组织中含有马赛克状共晶和扇状共晶。在通用分步固溶处理制度的基础上, 通过低于硼化物初熔的首步处理和适当提高最终固溶温度 (ST2), 可以有效避免初熔并完全消除共晶。

**关键词:** 高温合金; 初熔; 固溶处理; 共晶

中图分类号: TG132.3<sup>2</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-3105-06

镍基单晶高温合金在高温下具有良好的抗蠕变性能和组织稳定性, 广泛用于先进航空航天发动机涡轮叶片。叶片普遍通过热处理来获取理想的  $\gamma'$  强化相, 以实现良好的高温力学性能。合金在热处理过程中首先通过固溶处理将粗大  $\gamma'$  和共晶溶解; 然后通过时效处理析出尺寸适中、分布均匀的  $\gamma'$  强化相。所以固溶处理的结果直接关系到合金的性能。随着镍基单晶高温合金的发展, 为了提高合金的力学性能, 第二代以后单晶高温合金中大量添加难熔元素, 但铸态偏析也随之增加<sup>[1]</sup>, 且难熔元素的扩散系数很低, 导致均匀化困难, 固溶处理难度显著提高<sup>[2-5]</sup>。此时需要提高固溶处理温度, 但更高温度下枝晶间区域容易发生初熔。初熔会产生共晶、微孔和再结晶, 严重影响合金的高温力学性能<sup>[6]</sup>。因此准确测量合金的初熔温度, 制定合适的固溶处理工艺, 使合金在略低于初熔温度下进行固溶处理, 是充分发掘合金性能必不可少的条件。

单晶合金中为强化小角度晶界而加入 B 等微量元素<sup>[7, 8]</sup>。但研究表明, 加入 B 元素后不含 Re 的高温合金初熔温度显著降低<sup>[9-11]</sup>。Strangman 和 Hoppin 的研究表明, 加入 B 等微量元素后 MAR-M247 合金的初熔温度, 即合金开始熔化的温度从 1330 °C 降低到 1240 °C<sup>[12]</sup>。但很少有关于第二代以上的高代

次含 B 单晶高温合金初熔现象的实验研究。高代次单晶高温合金的  $\gamma'$  溶解温度更高, 热处理窗口更窄, 更需要准确确定其初熔温度, 以制定固溶处理温度。但由于微量元素含量少, 初熔区域小, 很难用 DSC 等常规方法直接测量<sup>[13]</sup>。且加入 B 后合金初熔温度大幅降低, 甚至与  $\gamma'$  的溶解温度相近, 用差示扫描量热仪 (DSC) 等常用方法来检测, 会被  $\gamma'$  溶解释放的潜热干扰, 造成测量结果出现偏差或者无法确定测量结果。

通过等温淬火获得固溶处理后的初熔组织, 从而间接确定初熔温度区间, 也是研究初熔的常用方法。微孔和共晶常作为初熔组织的特征用于判定初熔是否发生<sup>[14-17]</sup>。但高温合金在凝固和固溶处理过程都产生微孔<sup>[17-19]</sup>, 它们与初熔微孔的位置都在枝晶间, 且形貌差别不大, 很难区分。另外虽然关于高温合金凝固末期共晶组织的研究已有很多<sup>[20-23]</sup>, 但针对初熔区域重新凝固产生的共晶研究较少, 更缺乏与初始凝固共晶及未完全固溶的残余共晶的对比研究。

因此, 关于单晶固溶处理中的初熔问题仍有两个方面有待深入研究和补充。第一, 确定含 B 单晶合金的初熔温度, 及 B 对高代次单晶高温合金相变温度的影响。第二, 完善分步固溶处理中合金组织

收稿日期: 2016-09-30

基金项目: 国家自然科学基金 (51171151, 51331005); 国家重点研发计划 (2016YFB0701405)

作者简介: 张琰斌, 男, 1987 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西西安 710072, 电话: 029-88494080, E-mail: fice4628@163.com

的演化过程，特别是初熔组织的特征，及其与初始定向凝固组织的区别。本研究通过电子探针配合 Thermo-Clac 软件研究一种含 B 第三代单晶高温合金的初熔温度，确定 B 对合金相变温度的影响，为合金的热处理工艺制定提供依据。用扫描电镜分析固溶处理过程中组织的演化过程，阐明了共晶溶解的顺序，补充了合金初熔组织的研究，及其与初始凝固的区别，并以此为理论基础提供可靠的初熔判别方法，制定了在不初熔的前提下完全消除共晶的固溶处理工艺。

### 1 实验

使用一种第三代镍基单晶高温合金，其名义成分为：Ni-3.5Cr-9Co-1.6Mo-6W-5.7Al-8Ta-4Re-0.1Hf-0.001B-0.02C (质量分数，%)。单晶的制备采用籽晶法，将籽晶和母合金放入直径为 7 mm 的刚玉管内，用自制感应加热液态金属冷却 (LMC) 定向凝固装置对母合金进行熔炼，随后以 20 μm/s 的抽拉速率进行抽拉，使母合金在未熔化的籽晶上生长成单晶。装置中石墨发热体厚度为 35 mm，加热过程中充入高纯 Ar 气保护，熔炼温度控制在 1650 °C 左右。获得直径为 7 mm，长为 80 mm 的单晶试棒。

使用德国耐驰公司的 NETZSCH-STA409CD 差示扫描量热仪测量试样的相变特征温度。其中 1000 °C 以上升温速率为 10 °C/min。采用日本 SHIMADZU 公司 EPMA-1720 型电子探针测量试样 5 处枝晶间区域成分。选择偏析最严重的区域成分，利用瑞典 TC-AB 公司 Thermo-Calc 软件和 TCNi7 数据库模拟计算合金平衡凝固过程。其中枝晶间微量元素 B 和 C 的含量通过 Thermo-Calc 软件的 Scheil 模型计算合金凝固中的溶质分配过程获得，分别为 0.0487% 和 0.0239%，详细方法可参考文献[24]。

对试样分别进行表 1 所示的固溶处理，随后空冷。实验使用的热处理炉为英国 Carbolite 公司生产的

表 1 固溶处理工艺

Table 1 Stepwise solution heat treatments process (ST1 and ST2 are for investigation of dissolving eutectics; ST3 and ST4 are for analysis of incipient melting)

Experiment	Solution heat treatment (ST)
ST1	1250 °C/1 h+1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1310 °C/3 h
ST2	1250 °C/1 h+1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1310 °C/3 h +1320 °C/5 h
ST3	1290 °C/2 h+1300 °C/2 h+1310 °C/3 h+1320 °C/5 h
ST4	1250 °C/1 h+1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1310 °C/2 h +1320 °C/5 h

RHF14/35/3216P1 型热处理炉，其控温精度为 ±1 °C，炉温均匀性为 ±5 °C。将试样表面进行打磨、抛光和腐蚀，用 ZEISS SUPRA 55 场发射扫描电镜分析试样铸态和固溶处理后微观组织。表 1 中 ST2 比 ST1 增加了 1320 °C 的高温固溶，用于分析试样中共晶组织的溶解情况。ST3 和 ST4 用于分析试样在不同热处理工艺下的初熔行为，它们与不发生初熔的 ST2 进行对比，其中 ST3 与 ST2 的区别是 ST3 的初始固溶温度提高为 1290 °C，ST4 与 ST2 的区别是 ST4 在 1310 °C 的均匀化时间短 1 h。

### 2 结果与分析

#### 2.1 初熔温度

图 1 为铸态试样的 DSC 升温曲线。其中 γ 基体熔化产生最大放热峰，其峰值即液相线  $T_L$  为 1395 °C，小放热峰由 γ/γ' 共晶熔化产生，共晶熔化温度  $T_{eut}$  为 1352 °C。用 EPMA 测得枝晶间区域的成分，其中偏析最严重的区域成分为：Ni-6.91Al-1.28Re-16.83Ta-2.64W-9.82Co-4.63Cr-2.07Mo-0.29Hf。对比合金名义成分，可见 Ta 和 Hf 偏析严重，而 W 和 Re 在该区域贫化，符合镍基高温合金凝固偏析的一般规律。将枝晶间偏析最严重的成分输入 Thermo-Calc 软件进行计算，得到图 2 所示凝固过程中各相摩尔分数随温度的变化。图中最后凝固的相是硼化物  $M_2B$ ，其摩尔分数仅为 0.834%。液相消失的温度即试样的初熔温度  $T_{IM}$  为 1265 °C。

DSC 结果中  $T_L$  和  $T_{eut}$  与其他成分相似的第三代单晶研究结果<sup>[2,25]</sup>基本相同。但由于初熔区域小，DSC 没有检测到初熔，故使用模拟软件计算初熔温度。考虑到低熔点元素富集枝晶间区域，其熔化温度低于整体，所以初熔温度为枝晶间偏析最大区域的熔化温度，计算过程中使用 EPMA 得到的枝晶间偏析最大区域的

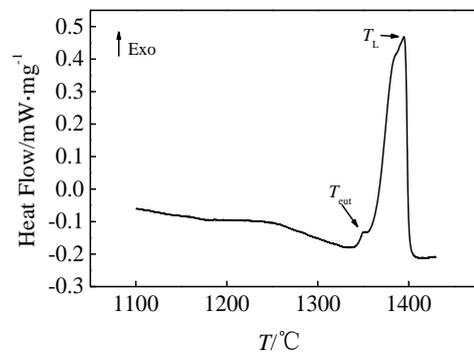


图 1 试样的 DSC 曲线

Fig.1 DSC profile ( $T_L$  presents the liquids temperature;  $T_{eut}$  indicates the melting temperature of eutectic)

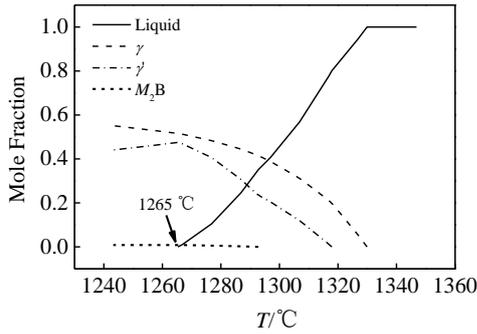


图 2 Thermo-Calc 计算试样的枝晶间成分在凝固过程中各相变化

Fig.2 Simulation of phase transition during solidification by Thermo-Calc software

成分。模拟计算结果中  $T_{IM}$  (1265 °C) 远低于不含 B 的第三、四代单晶的  $T_{IM}$  (1340 °C 左右, 接近  $\gamma/\gamma'$  共晶熔化温度)<sup>[2,13]</sup>。而含 B 的等轴晶铸造高温合金 HK40 的  $T_{IM}$  为 1250 °C<sup>[11]</sup>, 添加 B 的第一代单晶高温合金 Rene N4 的  $T_{IM}$  为 1260 °C<sup>[26]</sup>, 均接近于图 2 中模拟结果, 且初熔相相同, 为  $M_2B$ <sup>[11]</sup>。说明这是由于低熔点硼化物  $M_2B$  的存在, B 元素能显著降低第三代单晶的初熔温度。因此在对第三代含 B 单晶固溶处理时, 第一步固溶处理温度需要参考硼化物的熔点, 应远低于合金的  $\gamma/\gamma'$  共晶熔化温度。

虽然初熔相的含量很少, 但 Jing 等人的研究<sup>[27]</sup>表明, 在 DZ468 的连接过程中, 随着硼化物熔池和基体之间的扩散, 熔池会扩大。该研究虽针对的是连接过程, 但连接与初熔情况类似, 都是硼化物熔池和基体之间的反应, 本研究后续实验也证明了硼化物的初熔熔池会在后续固溶处理过程中扩大。初熔区域的扩大会增加微量硼化物初熔带来的危害。

## 2.2 初熔组织

图 3 为试样铸态和经过固溶处理后的微观组织。图 3a 为试样的铸态组织。由枝晶干的细小  $\gamma'$ 、枝晶间的较大  $\gamma'$  及  $\gamma/\gamma'$  共晶组成。根据 Heckl 等人的研究<sup>[1]</sup>, 将图 3a 中的共晶分为马赛克状(mosaic-like)共晶、扇状(fan-like)共晶和粗大(coarse) $\gamma'$ 。图 3b 为试样经过 ST1 处理后的微观组织。可见经过 ST1 处理后枝晶间较大  $\gamma'$ 、扇状共晶和马赛克状共晶已经完全溶解, 由空冷后析出的细小  $\gamma'$  代替, 而粗大  $\gamma'$  仍然残余。图 3c 为试样经过 ST2 后的微观组织。所有  $\gamma/\gamma'$  共晶已经完全溶解, 只剩空冷后重新析出的细小  $\gamma'$  组织。

Pang 等人的最新研究<sup>[28]</sup>认为, 在固溶处理过程中, 细小的马赛克状共晶会粗化, 且比粗大  $\gamma'$  更难溶解。这与本实验结果不同, 虽然在凝固过程中, 枝晶间区域的凝固顺序是从马赛克状细小共晶到扇状共晶再到粗大  $\gamma'$ <sup>[21]</sup>, 但在固溶处理的溶解过程中, 图 3b 中仍有残余的粗大  $\gamma'$ 。这说明粗大  $\gamma'$  溶解温度和所需时间高于马赛克状共晶内的  $\gamma'$  的溶解温度和所需时间。根据 Wang 等人的研究<sup>[29]</sup>表明,  $\gamma'$  颗粒的溶解过程符合扩散型相变溶解动力学模型:

$$\Delta d = 2\theta\sqrt{Dt} \tag{1}$$

式中,  $D$  和  $t$  分别为扩散系数和溶解时间,  $\theta$  为过饱和度和常数,  $\gamma'$  颗粒的尺寸变化  $\Delta d$  与  $\sqrt{Dt}$  成正比, 而扩散系数与温度有关<sup>[30]</sup>:

$$D = \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{RT}\right) \tag{2}$$

式中,  $\Delta G^*$  为扩散激活能,  $T$  为温度,  $R$  为理想气体常数。可见  $T$  增加,  $D$  变大。将式 (2) 代入式 (1) 可知, 粗大的  $\gamma'$  颗粒溶解需要更长时间和更高温度。

图 4a 为试样经过 ST3 处理后的初熔组织。由于 ST3 的初始固溶温度未考虑低熔点硼化物的存在, 高于  $T_{IM}$ , 所以试样发生初熔。初熔区域面积分数为 4.34%, 大于图 2 中  $M_2B$  的含量, 说明硼化物初熔后,

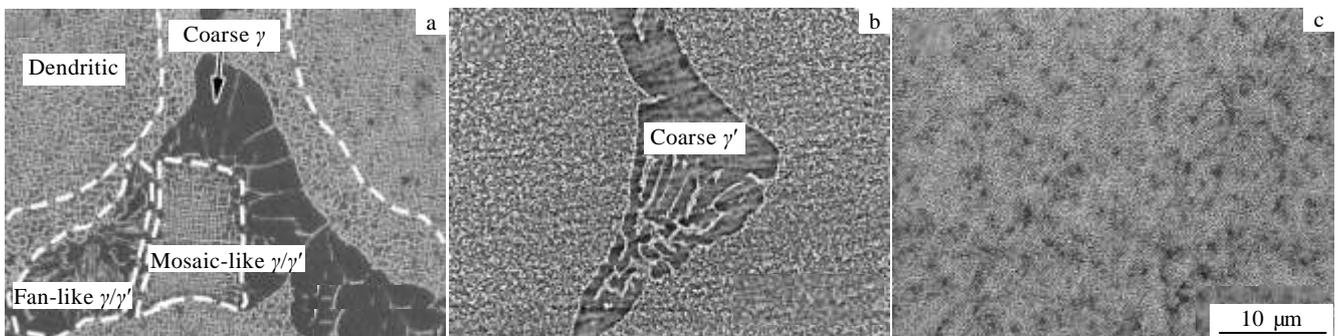


图 3 铸态共晶组织在固溶处理中的溶解过程

Fig.3 Dissolution process of eutectic structure from cast (a) to ST1 (b) and ST2 (c)

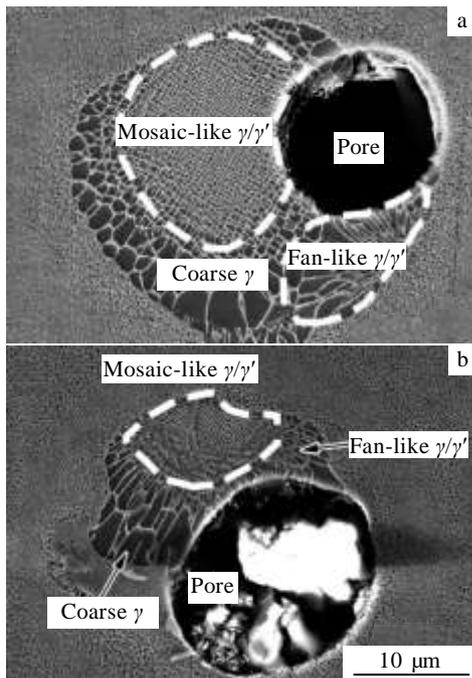


图 4 固溶处理后的初熔组织

Fig.4 Incipient melting structure after ST3 (a) and ST4 (b)

熔池会在后续固溶处理过程中扩大。初熔组织由重新凝固的  $\gamma/\gamma'$  共晶和微孔组成，由于硼化物含量少，初熔组织中并没有发现硼化物。整个初熔组织为圆形，不同于铸态  $\gamma/\gamma'$  共晶（图 3a），说明初熔区域为圆形初熔池。另外， $\gamma/\gamma'$  共晶中粗大  $\gamma'$  尺寸小于铸态粗大  $\gamma'$ 。这一方面是由于初熔池的尺寸有限，粗大  $\gamma'$  生长空间不足；另一方面固溶后空冷的冷却速率大于定向凝固的冷却速率，粗大  $\gamma'$  的生长时间短。图 4a 中经过 ST3 处理后  $\gamma/\gamma'$  共晶中存在马赛克状共晶和扇状共晶，但马赛克共晶和扇状共晶经过 ST1 处理后已经完全溶解（图 3b），而 ST3 的固溶时间比 ST1 长，固溶温度比 ST1 高，所以经过 ST3 处理后初始的马赛克状共晶和扇状共晶已经完全溶解，因此进一步说明图 3b 中的马赛克状共晶和扇状共晶为固溶处理后初熔区域重新凝固产生。

图 4b 为试样经过 ST4 处理后的初熔组织。其形貌与图 4a 一致，但更为细小。图 4b 中的初熔组织是固溶处理过程中合金的初熔温度与固溶处理温度升高速率的差别造成的结果。在分步固溶处理过程中，由于合金的偏析降低，枝晶间的熔化温度在均匀化过程中不断提高<sup>[30]</sup>，合金能在更高温度下固溶处理，以提高合金固溶效率，同时又避免初熔。虽然 ST4 的初始固溶温度低于  $T_{\text{IM}}$ ，但后续均匀化时间过短，初熔温

度提高速度低于固溶处理温度的升高速度，所以仍会造成部分初熔。

ST4 处理后的组织（图 4b）中率先凝固的马赛克状共晶位于共晶池的界面处。表明重新凝固的共晶是在熔池和  $\gamma$  的界面上形核，然后外延生长。这与之之前单晶高温合金定向凝固过程中的研究结果<sup>[1,22]</sup>一致。但 ST3 处理后的组织中（图 4a）除了类似图 4b 中固液界面处形核，并外延生长的扇状共晶外，还存在位于熔池中间率先凝固的马赛克状共晶，这说明熔池中除了在界面上形核的非均质形核外，在熔池中间还存均质形核。均质形核在之前的研究中没有出现是由于凝固过程中的冷却速率差异。固溶处理后空冷的冷却速率约为 186 K/min<sup>[31]</sup>，大于之前研究中 Bridgman 定向凝固的冷却速率（45 K/min<sup>[1]</sup>）。故初熔组织凝固过程的过冷度大于初始凝固组织。而过冷度的增加会减小均质形核的临界形核半径及临界形核自由能，有利于均质形核。所以初熔组织中存在均质形核产生的共晶组织。

经过 ST3 和 ST4 处理后的组织（图 4）表明，在分步固溶处理过程中有两种情况发生初熔。第 1 种是初始固溶温度高于合金的铸态初熔温度（图 4a），这种情况在铸态初熔温度低的等轴晶、定向柱状晶和低代次单晶高温合金中较为常见<sup>[6,32,33]</sup>，准确测量合金的初熔温度可避免初熔。但对于存在低熔点硼化物的含 B 单晶合金，初熔温度远低于  $\gamma/\gamma'$  共晶熔化温度，初始固溶处理温度不应参考  $\gamma/\gamma'$  共晶温度，而应参考硼化物的熔化温度。经过低温短时间的固溶（1250 °C/1 h），低温硼化物溶解，之后可迅速提高固溶处理温度（ST2）。第 2 种初熔情况需综合考虑偏析元素的扩散动力学过程。如 ST4（图 4b）中，虽然在固溶处理过程中合金的均匀化会使合金的初熔温度提高，但合金初熔温度的提高速率低于固溶处理温度的升高速率，也会造成初熔。这种初熔情况发生于三代以上单晶的分步固溶处理过程<sup>[4,30]</sup>，理论上降低固溶处理中间各步均匀化过程中的升温速率，使低熔点相溶解，低熔点偏析元素充分扩散，可避免初熔。实际上目前解决该方法多集中于大量的淬火实验，估算各步均匀化所需时间，但耗时多，且不精确，很难获得最优固溶处理工艺。最近 Rettig 等人利用 Thermo-Clac 和 MICRESS 软件计算初熔温度在固溶处理过程中升高的动力学过程，用于获得最优固溶处理温度，但也指出软件数据库的可靠性仍需进一步完善<sup>[4]</sup>。本研究中的初熔组织特征可以作为初熔的判断依据，为初熔温度动力学计算结果提供可靠的实验支撑。

### 3 结 论

1) 一种含 0.001%B 的第三代单晶高温合金的初熔相为硼化物  $M_2B$ , 其初熔温度为 1265 °C, 远低于  $\gamma/\gamma'$  共晶熔化温度 1352 °C。

2) 马赛克状共晶和扇形共晶的溶解温度和时间要小于粗大  $\gamma'$ 。合金经过 ST1 处理后马赛克状共晶和扇状共晶溶解, 经过 ST2 处理后所有共晶完全溶解。

3) 当初始固溶处理温度高于初熔温度, 及后续均匀化温度升高速率高于初熔温度升高速率时, 都会造成初熔。初熔区域为圆形, 空冷后重新凝固, 会在固液界面处发生非均质形核, 也会在熔池中间发生均质形核。凝固后产生圆形共晶和微孔组织, 重凝共晶中粗大  $\gamma'$  小于铸态共晶中的粗大  $\gamma'$ , 重凝共晶中有马赛克状共晶和扇状共晶。

4) 含硼镍基单晶高温合金设计固溶处理工艺时, 必须考虑低熔点硼化物的存在, 建议首步固溶处理温度低于硼化物的初熔温度。

#### 参考文献 References

- [1] Heckl A, Rettig R, Singer R F. *Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41A: 202
- [2] Liu L R, Jin T, Liu J L *et al. Mater High Temp*[J], 2014, 31: 155
- [3] Karunaratne M, Cox D C, Carter P *et al. Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 263
- [4] Rettig R, Ritter N C, Mueller F *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2015, 46A: 5842
- [5] D'Souza N, Simmonds S, West G D *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2013, 44A: 4764
- [6] Mostafaei M, Abbasi S M. *J Alloy Compd*[J], 2015, 648: 1031
- [7] Wasson A J, Fuchs G E. *Mater Charact*[J], 2012, 74: 11
- [8] Shah D M, Cetel A. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 295
- [9] Kaufman L, Cacciamani G, Muolo M L *et al. Calphad*[J], 2010, 34: 2
- [10] Zheng Yunrong(郑运荣), Cai Yulin(蔡玉林), Wang Luobao(王罗宝). *Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2002, 38: 922
- [11] Ding Xianfei(丁贤飞), Liu Dongfang(刘东方), Zheng Yunrong(郑运荣). *Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2015, 51: 1121
- [12] Strangman T E, Hoppin III G S. *Superalloys 1980*[C]. Warrendale: TMS, 1980: 215
- [13] Pang H T, Zhang L, Hobbs R A *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43A: 3264
- [14] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *J Mater Sci*[J], 2004, 39: 7401
- [15] Pang H T, Zhang L, Hobbs R A *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43: 3264
- [16] Lee H, Kim D, Kim D *et al. J Alloy Compd*[J], 2013, 561: 135
- [17] Shi Qianying(石倩颖), Li Xianghui(李相辉), Zheng Yunrong(郑运荣) *et al. Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2012, 48: 1237
- [18] Bokstein B S, Epishin A I, Link T *et al. Scripta Mater*[J], 2007, 57: 801
- [19] Lee H, Kim D, Kim D *et al. J Alloy Compd*[J], 2013, 561: 135
- [20] Wang F, Ma D, Zhang J *et al. Mater Charact*[J], 2015, 101: 20
- [21] Heckl A, Rettig R, Cenanovic S *et al. J Cryst Growth*[J], 2010, 312: 2137
- [22] Turner M, Yoon H Y, Hong H U *et al. Mater Charact*[J], 2015, 105: 56
- [23] Souza D N, Dong H B. *Scripta Mater*[J], 2007, 56: 41
- [24] Jablonski P D, Cowen C J. *Metall Mater Trans B*[J], 2009, 40: 182
- [25] Liu G, Liu L, Zhao X *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2011, 42: 2733
- [26] Bouse G K, Schaeffer J C, Henry M F. *Superalloy 2008*[C]. Warrendale: TMS, 2008: 99
- [27] Jing Y, Zheng Z, Liu E *et al. J Mater Sci Technol*[J], 2014, 30: 480
- [28] Pang H T, D'Souza N, Dong H *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2016, 47A: 889
- [29] Wang G, Xu D S, Ma N *et al. Acta Mater*[J], 2009, 57: 316
- [30] Karunaratne M, Cox D C, Carter P *et al. Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 263
- [31] Sajjadi S A, Elahifar H R, Farhangi H. *J Alloy Compd*[J], 2008, 455: 215
- [32] Sidhu R K, Ojo O A, Chaturvedi M C. *J Mater Sci*[J], 2008, 43: 3612
- [33] Jahangiri M R, Boutorabi S M A, Arabi H. *Mater Sci Tech-Lond*[J], 2012, 28: 1402

## Incipient Melting and Solution Heat Treatment of a Boron-Bearing Third Generation Single Crystal Nickel Base Superalloy

Zhang Yanbin, Liu Lin, Huang Taiwen, Zhang Jun, Wang Haifeng, Jie Ziqi, Fu Hengzhi  
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract:** The incipient melting process of a B bearing third generation single crystal superalloy was investigated by Thermol-Calc software. The simulation data was obtained by EPMA. The results show that the incipient melting phase is  $M_2B$  and the incipient melting temperature is 1265 °C, which is significantly lower than the melting temperature of eutectic (1352 °C) obtained by DSC. The dissolution of  $\gamma/\gamma'$  eutectics was studied by SEM. It is indicated that more time and higher temperature are necessary to dissolve the coarse  $\gamma'$  in eutectics than mosaic-like eutectics and fan-like eutectics. The eutectics shape of the incipient melting region is round. Homogenous nucleation could be found in incipient melting region due to the fast cooling rate of air cooling. The resolidification structure owns mosaic-like eutectics and fan-like eutectics which are dissolved in the early stage of solution heat treatment.

**Key words:** superalloy; incipient melting; solution heat treatment; eutectic

---

Corresponding author: Liu Lin, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494080, E-mail: linliu@nwpu.edu.cn