

一种第三代单晶高温合金铸件表面层组织研究

赵运兴^{1,2}, 马德新^{1,2}, 徐维台², 员莹莹², 李重行²

(1. 中南大学 粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083)

(2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518045)

摘要: 采用一种第 3 代单晶高温合金制备了某型号的涡轮叶片铸件, 经真空气固溶热处理后, 发现在叶片铸件表面形成了大量形状不规则的亮白色组织。经对叶片进行解剖和金相观察, 发现铸件内部组织为均匀的 γ 相, 但外部存在一个明显的表面层。表面层中基体为连续分布的亮白色 γ' 相, 主要组成元素为 Ni、Al 和 Ta, 表面层 γ' 相基体上析出了许多片状的 tcp 相。对铸件表面附近的成分分布进行了测量分析, 显示铸件表面层为典型的贫 Cr 层。正是 Cr 元素的贫化, 导致了表面层中 γ 相向 γ' 相的转变和 γ' 相与 tcp 相的共轭生长。贫 Cr 层的出现还导致在表面层与内部组织之间出现了较多的残存 γ/γ' 共晶。

关键词: 高温合金; 单晶铸件; 固溶热处理; 贫 Cr 层; tcp 相

中图法分类号: TG146.1⁺⁵

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1162-07

高温合金由于其优异的高温性能, 广泛应用于航空发动机和燃气轮机涡轮叶片的生产制造。随着航空发动机对推重比需求的提高, 使得涡轮前沿的进气温度越来越高。为满足叶片对高温综合性能不断提高的需求, 高代次单晶高温合金的研制和应用受到世界各国的高度重视^[1-8]。目前, 已有多种第 3 代单晶高温合金应用于航空发动机涡轮叶片的研发和生产。高代次单晶高温合金的主要特征是 Re 元素的添加量, 其中第 3 代单晶高温合金的 Re 含量约 6%, 难熔元素的总含量达到 20% 左右。而难熔元素由于其原子半径较大, 扩散较为困难, 要进行充分的成分和组织的均匀化就得进一步提高固溶热处理温度^[9-13]。

镍基单晶高温合金由于添加了大量合金元素而具有较高的承温能力, 特别是 Re 元素的加入, 大幅提高了合金的抗高温蠕变性能。因此 Re 的引入已成为先进镍基单晶高温合金发展的主要特征。但大量的 Re 及其它难熔元素的添加也导致了合金体系的不稳定。Ni 基单晶高温合金中元素偏析较为严重, Re、Mo、Cr、W 等元素富集在枝晶干的 γ 相基体上, 特别是 Re 的富集程度非常高。即使经过长时间的固溶处理, Re 的偏析也难以完全消除。在热暴露或者服役过程中, 当有关元素总量超过 γ 基体的固溶极限时, 从 γ 基体中会析出一些富含难熔元素且具有原子高度密排结构的金属间化合物相, 这些相被称为拓扑密排(topological

close packed) 即 tcp 相。合金元素 W、Mo、Cr、Re 均为 tcp 相形成元素, 都会不同程度地促进 tcp 相的析出^[14], 特别是元素 Re 对 tcp 相的析出存在明显的促进作用^[15]。在单晶高温合金中, 难熔元素从基体中析出, 即固溶态向晶核态转变, 这个过程是体系自由能降低的过程。而合金在高温热暴露过程中, 为了降低体系的自由能, 固溶在基体中的难熔元素很容易产生扩散, 聚集导致形成 tcp 相^[16-17]。随着热暴露时间的延长, tcp 相会沿着不同的方向长大, 形成不同形貌的 tcp 相, 且形成的 tcp 相与基体具有一定的取向关系^[16-18]。

高温合金中各合金元素在高温热处理过程中都会发生挥发的现象, 在一定温度下, 各元素的蒸发压不同。Dong 等^[19]对单晶高温合金固溶热处理过程中各合金元素的蒸发压进行了定量检测, 发现 Cr 元素的分压最高, 是元素 Ni 的 2 倍, 是元素 Al 的 5 倍。表明在真空下进行固溶热处理时, 元素 Cr 挥发最为严重, 甚至会在铸件表面形成一定深度的 Cr 元素贫化层^[20-22]。固溶热处理温度越高, Cr 元素越容易挥发, 铸件表面贫 Cr 层就会越厚, 当 Cr 元素的含量低于规定的下限时, 就会严重影响到铸件的使用性能^[23-24]。

Cr 和其他合金元素的挥发对铸件表面层组织产生不同的影响。D'Souza^[25]等在第 3 代镍基高温合金 CMSX-10N 的固溶热处理研究中发现, 元素 Ni 在固溶过程中会从表面挥发, 导致 γ 相失稳。随着蒸发程

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国家自然科学基金 (91860103, 92060104); 深圳市海外高层次人才资金 (KQTD2015032716463668)

作者简介: 赵运兴, 男, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, E-mail: zhaoyx1@wedge.com.cn

度的增加，表层内出现 β 、 γ' 和高熔点析出相（富 W 和富 Re）。D'Souza 在另一篇研究中^[26]指出，镍基单晶高温合金在固溶热处理期间，铸件表面的 Ni 和 Cr 会挥发导致表面形成贫 Ni 和贫 Cr 层，通过 γ' 层和基体之间的 Re、Ta 和 W 的长程扩散， γ' 相在贫 Ni 和贫 Cr 层发生形核和长大。Wang 等^[27]指出在热处理过程中，元素 Ni 和 Al 的挥发和随后的冷却对含 Re 单晶高温合金显微组织的演变起主导作用。Ni 和 Al 的贫化改变了表面层的化学成分，导致了难熔元素富集相的析出和 γ 基体相的失稳。在过去的研究工作中，对单晶高温合金在固溶热处理过程中元素挥发、元素之间相互作用和表面层相演变之间的联系进行了较为详细的研究和表征，但是至今尚未形成统一的认识。

本研究对一种新型第 3 代单晶高温合金叶片铸件进行了真空条件下的高温固溶热处理试验，对铸件表面层的微观组织和合金元素分布进行了研究，特别是分析了在高温条件下 Cr 元素挥发对表面层组织产生的影响。

1 实验

本试验采用了一种新型第 3 代单晶高温合金 WZ30 进行了某型涡轮单晶叶片的精密铸造，合金化学成分列于表 1。其中元素 Re 的含量为 4.95%，略低于第 3 代合金 6%Re 的标准含量。

采用熔模法制备了铸造叶片的氧化铝陶瓷型壳，在型号为 VIM-IC/DS/SC 的真空定向凝固炉中进行叶片的单晶定向凝固。浇注前，将模壳升入保温室进行加热，保温温度为 1550 °C。合金料熔化后浇入陶瓷型壳中，浇注温度为 1520 °C。然后将型壳以 3 mm/min 的速率从保温室降入低温铸型室，实现叶片的定向凝固，并经叶片底部选晶器实现单晶生长。定向凝固完成后，将模组取出，去壳后采用切割机去除叶片浇注系统。除了保留部分叶片铸件进行铸态组织检测外，另一部分叶片采用型号为 15.0VPT-4022/24HVIQ 的真空热处理炉在真空条件下对铸件进行固溶热处理，固溶热处理制度为：1280 °C/9 h+1310 °C/7.5 h+1325 °C/9.5 h+1340 °C/6 h+氩气冷淬，其中最高温度为 1340 °C。

对于铸态叶片铸件，在叶身部位切取横截面样品，进行镶样、打磨、抛光和腐蚀，采用型号为 MM-400

的光学显微镜（OM）观察样品的金相组织。对于固溶热处理后的叶片铸件，腐蚀后进行目测，采用体视显微镜检测铸件表面，并制取叶片的截面样品，观察样品特别是表面附近的金相组织，采用型号为 FEI Quanta 650 FEG 扫描电镜（SEM）和 EDS 进行微观组织和成分分析。

2 结果与分析

2.1 铸态组织

叶片铸态组织如图 1 所示，其中图 1a 为整个叶身横截面金相组织，图 1b 为叶盆侧（A 区域）的局部放大金相组织。从图 1 中可以看到，WZ30 合金铸态枝晶组织十分明显， γ 相枝晶之间存在较多的亮白色 γ/γ' 共晶组织。叶身整个横截面组织较为均匀，表面和内部组织并无区别。由于 WZ30 合金中较高的 Re 含量，合金在凝固过程中，元素偏析较为严重，经测量叶片铸态组织中 γ/γ' 共晶分数达到了 9.4%。共晶组织由于熔点较低，严重影响叶片的使用性能，需要通过后续的固溶热处理来进行消除。铸态共晶越多，则需要更高的固溶温度和更长的固溶时间。

2.2 热处理态组织

将叶片铸件在真空条件下进行标准固溶热处理，宏观腐蚀后经目视检查和体视显微镜放大观察，发现叶片表面布满了白色“亮斑”组织（图 2a 和 2b）。从不同的角度观察，亮斑会呈现出不同的衬度。“亮斑”组织呈不规则形状，尺寸大小不一，几乎将叶片铸件表面全部覆盖。

为进一步进行分析，对叶片铸件表面进行浅层打磨，去除氧化皮后进行抛光及腐蚀，采用金相显微镜对其金相组织进行观察（图 2c）。从图 2c 中可以看到，在“亮斑”本身的基体上，存在许多纵横交错的针状析出相。在后续的检测中得知，这些亮白基体为大片的 γ' 相，而针状析出相则为 tcp 相。

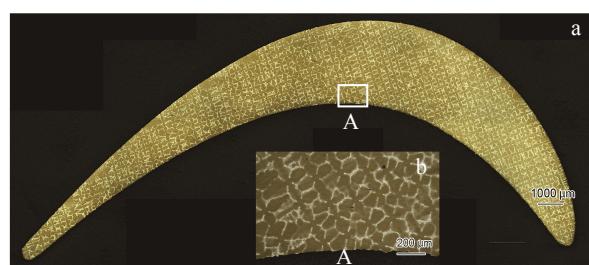


图 1 叶片铸态的 OM 组织及局部放大

Fig.1 OM image (a) and local magnification (b) of turbine blade

表 1 WZ30 合金的的化学成分

Table 1 Chemical composition of WZ30 alloy (ω/%)

Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Re	Nb	Ni
3.5	6.0	6.5	0.4	5.8	0.15	8.0	4.95	0.1	Bal.

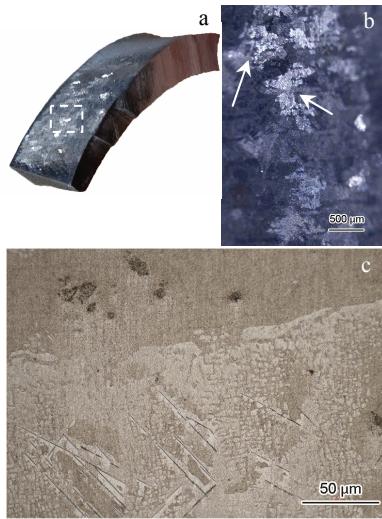


图 2 叶片表面“亮斑”组织及局部放大照片和浅磨后的金相照片

Fig.2 “Light spot” structure (a) and partial magnification of marked dotted area in Fig.2a (b); OM microstructure of blade surface after light grinding (c)

图 3a 为固溶热处理后叶片铸件某处截面的金相照片，显示了与铸态组织的显著区别。在铸件内部，由于合金元素在高温下的均匀化扩散， γ/γ' 共晶组织已完全回

溶， γ 相枝晶形貌已经不可分辨。但在铸件表面附近则出现亮白色的表面层，实际为铸件表面的“亮斑”组织（图 2）的剖面。图 3b 为铸件表面附近的放大照片，可见最外层为厚度约 40 μm 的表面层，主要由 3 部分组成：A（白色）为 γ' 相，B 为针状析出的 tcp 相，而 C 为与中心相同的基体。在表面层的下部出现分散或相连的残余 γ/γ' 共晶组织（D），延续深度可达表面以下约 200 μm 。

图 4 为图 3b 中表面层不同深度的 SEM 组织。图 4a 中组织所处深度仅为 10 μm ，清楚显示出 γ' 相（A），tcp 相（B）以及基体相（C），由于腐蚀深度的关系，所呈现的 SEM 形貌具有一定的三维性，可见析出的 tcp 相（B）的实际形状为片状。图 4b 中组织所处深度为 35 μm ， γ' 相（A）和针片状的 tcp 相减少，基体相（C）和残余共晶（D）增多。

采用 EDS 对上述不同的组织区域（A、B 和 C）进行了成分分析，各组织区域的成分如表 2 所示。从表中可以看到，组织 A 主要由元素 Ni、Al 和 Ta 组成，换算成原子分数，符合 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta})$ 的组成，为典型 γ' 相^[14]。组织 B 主要由元素 Re、W 及少量的 Co 和 Cr 组成，结合形貌可判断其为合金中析出的 tcp 相^[20]，而组织 C 为 γ 相，其成分与合金 WZ30 的原始成分（表 2 的最下一行）基本一致。

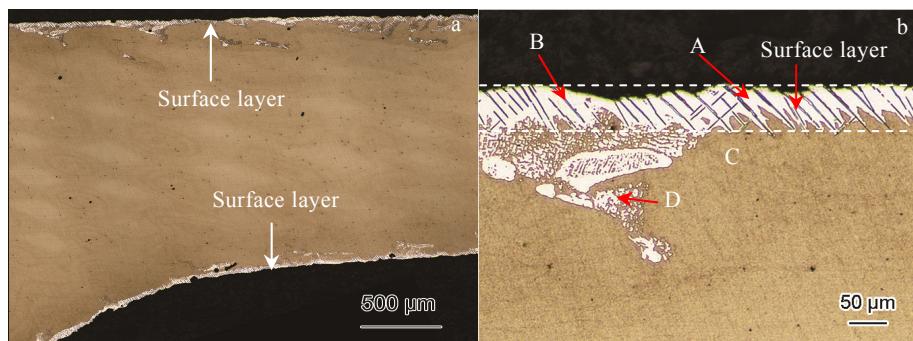


图 3 热处理态叶片截面金相照片及表面层局部放大照片

Fig.3 OM image of heat treated blade section (a) and local magnification of the surface layer (b)

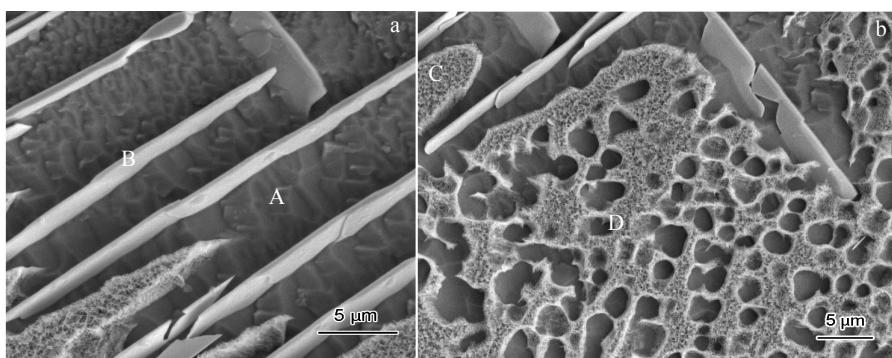


图 4 图 3b 中表面层中深度为 10 和 35 μm 的 SEM 组织

Fig.4 SEM microstructures of the surface layer with the depth of 10 μm (a) and 35 μm (b) in Fig.3b

表2 图4中标记的不同区域的EDS分析结果

Table 2 EDS analysis results of different regions marked in Fig.4 (ω/%)

Region	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Re	Nb	Ni	Category
A	0.8	4.0	-	-	8.6	-	15.5	-	-	71.1	γ'
B	1.9	2.3	31.5	-	-	-	-	49.3	-	15.0	tcp
C	2.2	5.9	6.4	1.1	5.5	0.1	10.0	8.0	-	60.8	γ
WZ30	3.5	6.0	6.5	0.4	5.8	0.15	8.0	4.95	0.1	64.6	-

2.3 热处理态成分分布

采用EDS对样品表面层附近区域进行了线扫描，扫描路径如图5上标记的线段，避开了tcp相和残余共晶组织，以更清楚显示表面层的基体(γ' 相)与表面层之下的组织基体(γ 相)在成分分布上的差别。从图5中的检测结果可以看到，各种元素的含量在内部基体和表面层内的变化都比较平缓，但在界面上发生突变。其中元素Cr含量在表面层中明显减少，降低约一半，表明表面层内Cr元素出现明显的贫化，也就是说表面层实际上是典型的贫Cr层。除元素Cr外，表面层中的元素W、Re、Mo和Co的含量也减少，其中元素Re和W的减少尤其明显，这主要是周围tcp相的析出将这些元素大量吸收。总之，铸件固溶热处理后的表面层为贫Cr层，元素Ni、Al和Ta的相对增加导致表面层的基体由 γ 相大量转换为 γ' 相，而tcp相的析出则使表面层基体中的W、Re、Mo和Co明显减少。

3 讨论

在以前的研究工作中，发现单晶高温合金在时效热处理或服役过程中会有tcp相从 γ 相基体上析出，并对此进行了详细研究^[28,29]。本实验研究的是固溶热处理后的铸件样品，固溶温度(1340℃)比时效热处理和服役温度高出很多。在此如此高温条件下竟然也出现大量tcp相(图2~图4)，这是值得研究的现象。实际上，温度对于tcp相析出的影响比较复杂，因为镍基单晶高温合金中tcp相的析出量受到 γ 基体固溶度和元素扩散速率两方面的影响。当温度较低时， γ 基体的固溶极限降低，有利于tcp相形核析出，但难熔元素扩散速率较低，不利于tcp相的长大。当温度提高时， γ 基体的固溶极限增高，合金元素在 γ 基体中的过饱和度降低，不利于tcp相的析出，但难熔元素扩散速率加快，有利于tcp相的长大。文献[30]研究了3种高温合金在3种不同温度下暴露1000 h后的组织状况，发现tcp相的析出量在中等温度1000℃热暴露时最大，在较低温度950℃时次之，在最高温度1050℃时最少。由此可见，温度太低或太高都不利于tcp相的析出。本试验在高达1340℃的固溶温度下出

现大量tcp相，是一种比较特殊的现象，需要进行认真研究。

本试验所用的WZ30是一种第3代单晶高温合金，其中元素Re含量约5%。难熔元素的增加使得合金在凝固过程中偏析更加严重，在铸态条件下 γ/γ' 共晶组织分数约为9.4%。为了通过合金元素的均匀化来尽量减少甚至彻底消除共晶，只能在制定合金铸件的热处理制度时尽量提高固溶温度。本试验中样品的固溶温度高达1340℃，确实使铸件除了表面层之外的绝大部分都消除了共晶，成为均匀的 γ 相组织，但在靠近表面一定深度的区域仍有较多的残余共晶，而在表面最外层甚至出现了由大片 γ' 相和大量片状tcp相组成的表面层(图2~图4)。其原因是固溶热处理过程中表面的成分发生了变化，过高的固溶温度使得合金元素在表面产生挥发，特别是元素Cr的挥发最为严重^[14]。从表2的组织成分检测结果可以看到，组成表面层的各种组织(A、B和C)中，元素Cr含量较合金原始成分都有明显的下降。而图5的成分连续分布检测结果显示，铸件表面的元素Cr在固溶热处理过程中发生了严重的挥发，其含量减少了约一半，结果是在铸件表面形成了一层厚度约40 μm的贫Cr层。表面层中由于Cr元素的显著减少，使得 γ' 相形成元素如Al和Ta的相对含量增加，导致表面层的基体由 γ 相大量转换为 γ' 相。而表面层中 γ' 相的生长前沿排出了大量的tcp相形成元素如W、Re、Co和Mo，导致tcp相的析出。而且析出的tcp相形态呈片状而非点状和针状，说明tcp相的析出量很大，从而大量吸收了W、Re、Co和Mo元素，同时大量排出Ni、Al和Ta元素，这又为 γ' 相的继续生长创造了有利条件。从图3b和图4a可以看出，表面层中片层状tcp相在 γ' 相中分布比较均匀，且具有相关的取向关系。这说明高温固溶处理过程中铸件表面层产生的原因是Cr元素的严重挥发，其形成过程实际上为 γ' 和tcp两相共轭生长的过程。

从图3b还可以看出，在 γ' 相(组织A)和tcp相(组织B)组成的表面层之下一定深度内，还存在较多的残余共晶相(组织D)。这是因为受到表面层Cr含量下降的影响，使得附近区域的 γ' 相形成元素如Al和

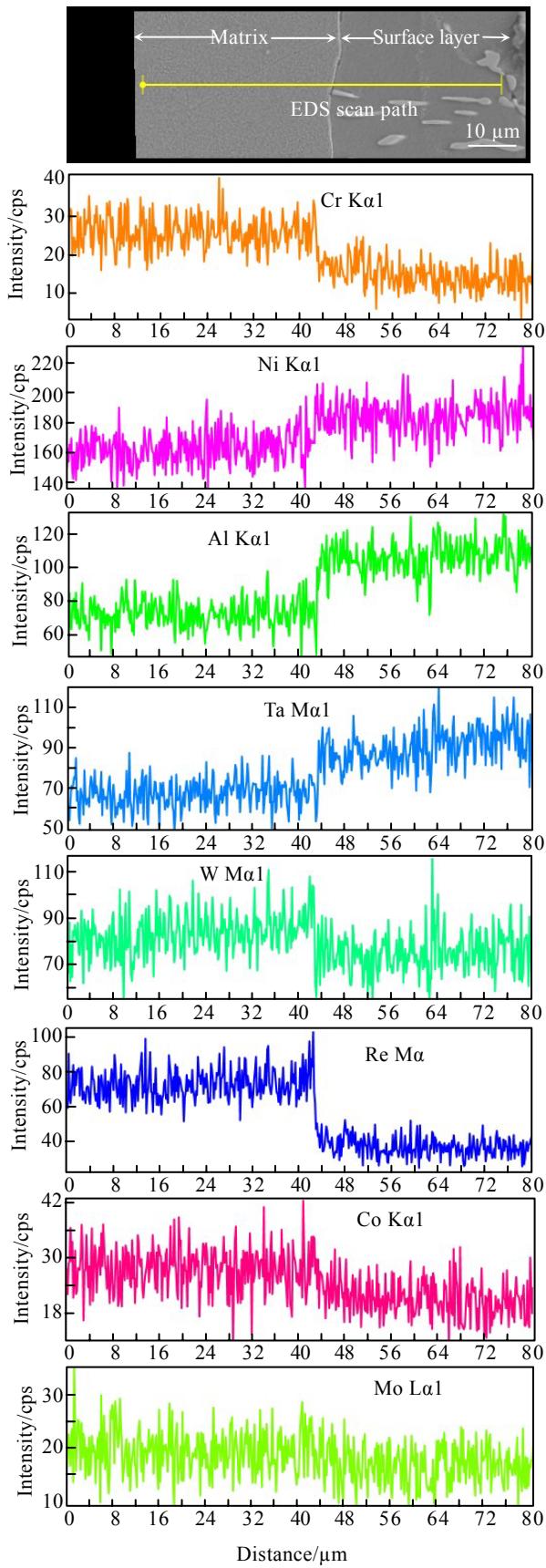


图 5 表面层及附近区域 EDS 元素线扫描结果

Fig.5 EDS element line scanning across the surface layer and the adjacent area

Ta 的相对含量也相应增加, 不利于 γ/γ' 共晶组织的回溶。而在远离铸件表面贫 Cr 层的内部区域, 由于 Cr 元素的含量没有降低, 高温固溶热处理过程中 γ/γ' 共晶组织得到彻底消除, 整个组织变为均匀的 γ 相基体。

为了验证 Cr 元素在形成表面层中的作用, 对同种合金的单晶铸件增补了一次固溶热处理试验。补充试验的固溶热处理制度保持不变, 即最高温度仍为 1340 °C, 但是调整了热处理炉的气氛。通过在炉内放置更易挥发的纯 Cr 块, 并调整保护气体的分压比, 使炉内气氛含有适当的 Cr 分压, 从而有效抑制了合金铸件中 Cr 元素的挥发。在此条件下固溶处理后, 铸件表面附近的组织如图 6 所示, 前述的由 γ' 相和 tcp 相组成的表面层(图 2 和图 3)完全消失, 表面层之下的 γ/γ' 共晶组织也完全回溶。铸件从表面到内部全部为均匀的 γ 相基体, 这充分证明了 Cr 元素对于稳定 γ 相基体的重要作用。若高温热处理过程中合金铸件表面发生 Cr 元素的严重挥发, 则会导致表面层中 γ 相向 γ' 相和 tcp 相的转变, 也会导致表面层之下残余共晶的存在, 如图 2 和图 3 所示。

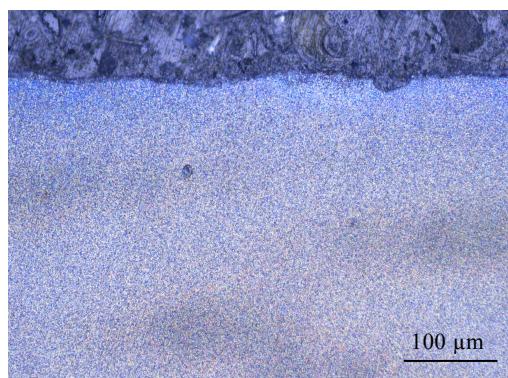


图 6 无贫 Cr 层的固溶热处理态组织

Fig.6 Solution heat treated microstructure without Cr poor layer

4 结 论

1) 第 3 代单晶高温合金 WZ30 的单晶铸件经真空固溶热处理后, 在铸件表面出现了厚度约为 40 μm 的表面贫 Cr 层。

2) 表面层中由于 Cr 元素的严重挥发, 使得 γ' 形成元素如 Al 和 Ta 的相对含量增加, 导致表面层的基体由 γ 相大量转变为 γ' 相, 而 γ' 相的生长前沿排出大量 W 和 Re 元素, 引起大量片状 tcp 相的共轭生长。

3) 受贫 Cr 层的影响, 在表面层之下一定深度内还存在较多的残余共晶。只有在距离表面层一定深度的铸件内部, 固溶处理后才得到无残余共晶的均匀 γ

相基体组织。

4) 若固溶热处理时避免合金铸件中 Cr 元素的严重挥发, 则铸件从表面到内部全部为均匀的 γ 相基体, 显示了 Cr 元素对于稳定 γ 相基体的重要作用。

参考文献 References

- [1] Wu Zhongtang(吴仲棠), Zhong Zhengang(钟振纲), Dai Xiuyan(代修彦) et al. *Aviation Maintenance & Engineering*(航空制造工程)[J], 1996(2): 3
- [2] Kang M D, Wang J, Xiong W et al. *Materials Science and Technology*[J], 2020, 36(18): 1980
- [3] Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠), Shi Zhenxue(史振学) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 337
- [4] Walston W S, O'Hara K S, Ross E W et al. *Superalloys 1996*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 27
- [5] Walston S, Cetel A, Mackay R et al. *Superalloys 2004*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 15
- [6] Erickson G L. *Superalloys 1996*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 35
- [7] Sato A, Harada H, Yen A C et al. *Superalloys 2008*[C]. Warrendale: TMS, 2008: 131
- [8] Sato A, Harada H, Kobayashi T et al. *Journal of the Japan Institute of Metals*[J], 2006, 70(2): 196
- [9] Wang Bo(王博). *Alloy Design and Microstructure Stability of Third Generation Ni-Based Single Crystal Superalloys*(第3代镍基单晶高温合金成分设计及组织稳定性研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018
- [10] Zhang Yanbin(张琰斌). *Study on the Solution Heat Treatment and Processing Optimization of Third Generation Ni-base Single Crystal Superalloys*(第3代镍基单晶高温合金固溶热处理研究及工艺优化)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018
- [11] Wan P Y, Li J R, Liu S Z et al. *Materials Science Forum*[J], 2017, 4502: 413
- [12] Chen Jingyang(陈晶阳), Zhao Bin(赵宾), Feng Qiang(冯强) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(8): 897
- [13] Cao Lamei(曹腊梅), Li Xianghui(李相辉), Chen Jingyang(陈晶阳) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011(10): 23
- [14] Ma Shiyu(马世玉). *Microscopy and Simulation Calculations of TCP Phases and Dislocations in Nickel-base Single Crystal Superalloys*(镍基单晶高温合金中tcp相和位错的显微学与模拟计算研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2018
- [15] Acharya M V, Fuchs G E. *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 381(1-2): 143
- [16] Li Pan(李盼). *Microscopy and First-principles Study of Precipitates in Nickel-base Single Crystal Superalloys*(镍基单晶高温合金析出相的电子显微学分析及第一性原理研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2020
- [17] Tian S G, Wang M G, Tang L et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5444
- [18] Cheng K Y, Jo C Y, Jin T et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509: 7078
- [19] Dong Z H, Sergeev D, Kobertz D et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(1): 309
- [20] Jo T S, Kim G S, Seo Y I et al. *Materials Science Forum*[J], 2007, 544: 411
- [21] Ter-Ovanessian B, Andrieu E, Poquillon D et al. *Oxidation of Metals*[J], 2012, 79(1-2): 73
- [22] Ericsson T. *Oxidation of Metals*[J], 1970, 2(4): 401
- [23] Hua Baoding(华保定), Shen Xingsu(沈行素), Zhou Derui(周德瑞) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1965, 8(1): 98
- [24] Lao Yueming(劳曰玲). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1993(7): 1
- [25] D'Souza N, Welton D, West G D et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2014, 45(13): 5968
- [26] D'Souza N, Simmonds S, West G D. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2013, 44(10): 4764
- [27] Wang H, D'Souza N, Zhao S X et al. *Scripta Materialia*[J], 2014, 78-79: 45
- [28] Qin X Z, Guo J T, Yuan C et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38: 3014
- [29] Lee H S, Kim D H, Kim D S et al. *Metals & Materials International*[J], 2013, 516: 135
- [30] Wang Bo(王博), Zhang Jun(张军), Pan Xuejiao(潘雪娇) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(3): 298

Investigation on the Surface Layer of Blade Castings of Third Generation Single Crystal Superalloy

Zhao Yunxing^{1,2}, Ma Dexin^{1,2}, Xu Weitai², Yuan Yingying², Li Zhongxing²

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

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

Abstract: A batch of turbine blade castings were produced by a third generation single crystal superalloy. After solution heat treatment, a large number of bright white spots with irregular shapes were observed on the blade surface. Through metallographic detection of the blade sections, a distinct surface layer was exhibited, in spite of the uniform γ phase structure in the internal area of the castings. The bright white substrate of the surface layer is determined to be continuous γ' phase composed of Ni, Al and Ta elements. In the surface layer, a lot of lamellar tcp phases precipitate from the γ' phase matrix. The element distribution near the surface of the casting was measured and analyzed. It was confirmed that the surface layer of the casting is a typical Cr-poor layer, leading to the phase transition from γ to γ' and the coupled growth of γ' and tcp phases. The depletion of Cr in the surface layer also results in the residual of γ/γ' eutectic between the surface layer and the internal area.

Key words: superalloy; single crystal casting; solution heat treatment; Cr-depletion layer; tcp phase

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