

单晶涡轮叶片长期服役组织演化及硬度退化分析

李 振^{1,2}, 刘新灵¹, 陈 星¹, 方明亮^{1,2}, 王 剑¹, 刘昌奎¹, 李志农²

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 分别选用服役时间为 25 000 和 50 000 h 的燃气轮机用高压涡轮叶片对单晶涡轮叶片长时服役后的显微组织损伤及力学性能退化程度进行评价。截取叶身中部材料进行组织定量表征和显微硬度测试, 定量测算了不同服役时间和不同位置的 γ' 相尺寸、体积分数, 二次 γ' 相尺寸, 基体通道宽度, 并进行了维氏硬度测试。结果表明, 同一服役时间不同位置 γ' 相尺寸粗化程度不同, 前缘、尾缘高温区 γ' 相尺寸大于叶盆、叶背处, 而体积分数稍小于其他两处。服役 50 000 h 的叶片 γ' 相尺寸大于相同位置处服役 25 000 h 叶片, 体积分数呈相反规律。部分位置存在二次 γ' 相析出现象, 二次 γ' 相析出位置基体通道宽度明显增加。经 1100 °C/2 h 空冷/炉冷实验验证, 二次 γ' 相析出与工作高温及冷却方式有关。服役异常高温区出现拓扑密排(TCP)相, 该相富含 W、Re 元素, 经分析为 μ 相。不同服役时长的各个位置显微硬度均有所下降, 且显微硬度下降与 γ' 相尺寸增大呈负相关、与体积分数减少呈正相关关系。因此 γ' 相尺寸、体积分数可作为本涡轮叶片及材料的损伤评价参量。但当有害相析出或者材料在高应力服役时, 需要综合考虑有害相、大应力服役引起的 γ' 相参量变化以及对材料性能退化的影响。

关键词: 涡轮叶片; 单晶高温合金; 组织演化; 性能退化; 损伤评价

中图分类号: TG113.12; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)08-2730-08

涡轮叶片是先进航空发动机和工业燃气轮机最重要的热端部件, 服役过程中直接接触高温高压燃气, 承受复杂应力, 工作环境较其他部件恶劣^[1]。单晶高温合金以其高强度、耐高温等优点, 已广泛应用于高压、低压涡轮叶片的制造。虽然工业燃气轮机用涡轮叶片工作环境较航空发动机缓和, 但在长期服役过程中, 涡轮叶片用单晶高温合金的显微组织、力学性能也会发生缓慢退化。如遇发动机喘振等异常服役工况, 涡轮叶片可能发生严重的组织损伤、性能退化, 甚至疲劳断裂失效行为^[2-4]。

郭生武等^[5]研究了单晶高温合金 DD6 在 900~1250 °C 条件下热暴露 50 h 后组织演化规律, 史振学等^[6]研究了单晶合金 1100~1320 °C 温度下暴露 1 h 组织演变行为, 分析了组织演变机理; Agudo 等^[7]研究了单晶高温合金在高温和低应力条件下剪切蠕变变形过程中的显微组织演变。以上研究多集中在单晶合金材料级别、实验室模拟服役环境下的组织演化方面, 尚缺乏叶片级别、温度与应力综合作用条件下的组织退化机理、定量评估方面的研究。另外, 因受制于实

验设备工作条件, 无法开展涡轮叶片及所用单晶合金的长时服役模拟实验。致使涡轮叶片及所用单晶合金长时服役条件下的组织演化行为的研究鲜有报道。虽然 GE 等^[8]公司对燃气轮机用单晶涡轮叶片长时服役数据有一定积累, 但出于技术秘密保护, 较少公开相关信息。国内关于燃气轮机单晶涡轮叶片的研究多集中在叶片的失效分析方面^[9,10], 对于长时服役后涡轮叶片损伤退化的分析研究极少; 然而长时服役损伤行为更能表征叶片在真实服役条件下的损伤退化机理。所以, 开展燃气轮机相关长时服役损伤的基础研究较有意义。

本工作选用分别服役 25 000 和 50 000 h 后的燃气轮机用单晶高压涡轮叶片, 基于叶片空心冷却结构特点, 选取叶身中部即高温区显微组织进行了定量测算与评价, 包括 γ' 相尺寸、体积分数; 二次 γ' 相和 TCP 相尺寸。分析了 γ' 相粗化机理、二次 γ' 相和 TCP 相析出机理。并进行了显微硬度测试。建立了显微组织劣化参数与显微硬度性能之间的关系。为单晶合金涡轮叶片的服役损伤评价与可维修评估提供依据。

收稿日期: 2019-08-15

基金项目: 航空科学基金(2015ZE21044)

作者简介: 李 振, 男, 1995 年生, 硕士生, 中国航发北京航空材料研究院失效分析中心, 北京 100095, 电话: 010-62496238, E-mail: 18753365060@163.com

1 实 验

实验研究对象分别为燃气轮机服役后 25 000、50 000 h 一级转子叶片, 材料为 RENE-N5 单晶高温合金, 化学成分如表 1。

根据燃气轮机叶片服役环境和自身气冷结构特点, 叶身中部为服役高温区, 榫头部位为低温区。故本实验从榫头、叶身中部截面取样进行组织观察, 截面观察部位为前缘 (leading edge)、尾缘 (trailing edge)、叶盆 (pressure side)、叶背 (suction side) 4 个部位, 观察位置距离叶片内外表面 0.4 mm 以上, 图 1 为涡轮叶片取样和气冷结构示意图。

试样经过切割、镶嵌、研磨、抛光后, 使用 $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{HNO}_3:\text{HCl}=5:3:90$ (体积比) 溶液进行化学侵蚀 3~5 s, 显示 γ 相基体通道、TCP 相; 使用 $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{SO}_4=3:10:12$ (体积比) 溶液进行电解腐蚀 3~6 s, 显示 γ' 相和二次 γ' 相, 电压为 5 V。

组织观察选用 OLYMPUS GX51 型金相显微镜和 Nava Nano SEM450 型场发射扫描电镜, 使用二次电子 (secondary electron, SE) 成像模式进行 γ' 相、基体宽度、二次 γ' 相形貌观察。通过对 2~4 万放大倍数的 SEM 图像来定量表征 γ' 相颗粒的尺寸、 γ 基体宽度、体积分数计算。使用合金微量相提取方法, 从叶片材料中萃取 TCP 相, 电解液组成 (体积比) 为 $\text{HCl}:\text{CH}_3\text{OH}:\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3=5:105:5$, 电流密度为 $0.1 \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$, 萃取时间为 1~2 h, 萃取温度为 $-15\sim 0\text{ }^\circ\text{C}$; 使用真空抽滤装置将目的相与电解质分离, 经干燥后将目的相置于场发射扫描电镜下观察并进行 EDS 分析。使用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (XRD) 进行物相分析。针对叶片空心结构与材料特点, 使用 QNESS Q10A+

表 1 RENE-N5 合金化学成分

Table 1 Nominal composition of RENE-N5 alloy ($\omega/\%$)

C	Al	Mo	Cr	Co	Hf	Ta	W	Re	Ni
0.4	5.8	1.5	7.1	7.8	0.3	6.1	5.1	3.0	Bal.

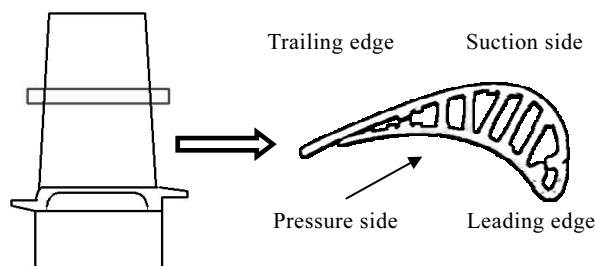


图 1 金相取样的位置和叶片结构

Fig.1 Position of the metallographic sample and blade structure

全自动显微硬度计对叶身中部截面和榫头部位进行显微硬度测试, 压入载荷为 500 g。

2 结果与分析

2.1 叶片外观

所用叶片均经过吹砂工艺去除叶片表面氧化皮。服役 25 000 h 叶片完整, 叶身整体呈深蓝色, 局部灰白色。服役 50 000 h 叶片完整, 大部分区域灰色, 榫头呈淡蓝色。深蓝和淡蓝色均为单晶合金经历过高温后呈现出的颜色, 对比单晶合金温色图谱^[11], 合金经历温度为 $800\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$, 如图 2a、2b。

2.2 γ' 相的粗化

2.2.1 叶身截面不同部位的 γ' 相粗化行为

镍基高温合金广泛使用第二相析出进行合金强化, 其中 γ' 相为镍基单晶合金中最为主要的强化相, 具有明显的时效硬化能力^[12]。图 3 为榫头和叶身中部截面 γ' 相的形态。从图 3a 中可以看到榫头位置的 γ' 相均匀弥散地分布在基体上, γ' 相呈较规则的立方态, 此时 γ' 相处于平衡状态。叶身中部截面各部位 γ' 相均发生不同形式的演变, 叶盆和叶背位置 γ' 相边角钝化, 相邻 γ' 相颗粒连接聚合, 粒子连接处基体消失, 其他位置基体变宽, 如图 3b、3c。前缘和尾缘位置 γ' 相退化程度更大, γ' 相连接形成方块、L、H 型等复杂形状, 独立 γ' 相粒子减少; 基体宽度进一步增大, 部分呈块状, 如图 3d、3e。

与榫头位置相比, 叶身中部截面的 γ' 相尺寸不一, 发生不同程度的粗化。粗化行为均遵循 Ostwald^[11] 熟化规则, 即在一定温度长期热暴露期间, 大尺寸 γ' 相缓慢长大、小尺寸 γ' 相溶解, 以降低总界面能。熟化过程受合金元素扩散速度控制, 温度较低时, 原子的扩散速率慢, γ' 相长大或溶解的进程慢; 相反进程加快^[13,14]。Al、Ti 等 γ' 相的主要形成元素逐渐向基体扩

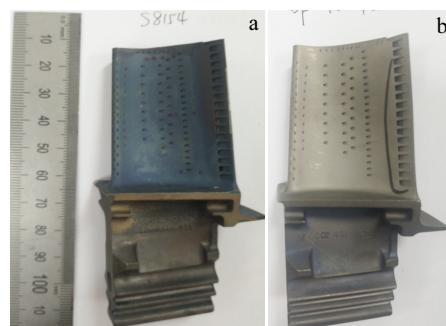
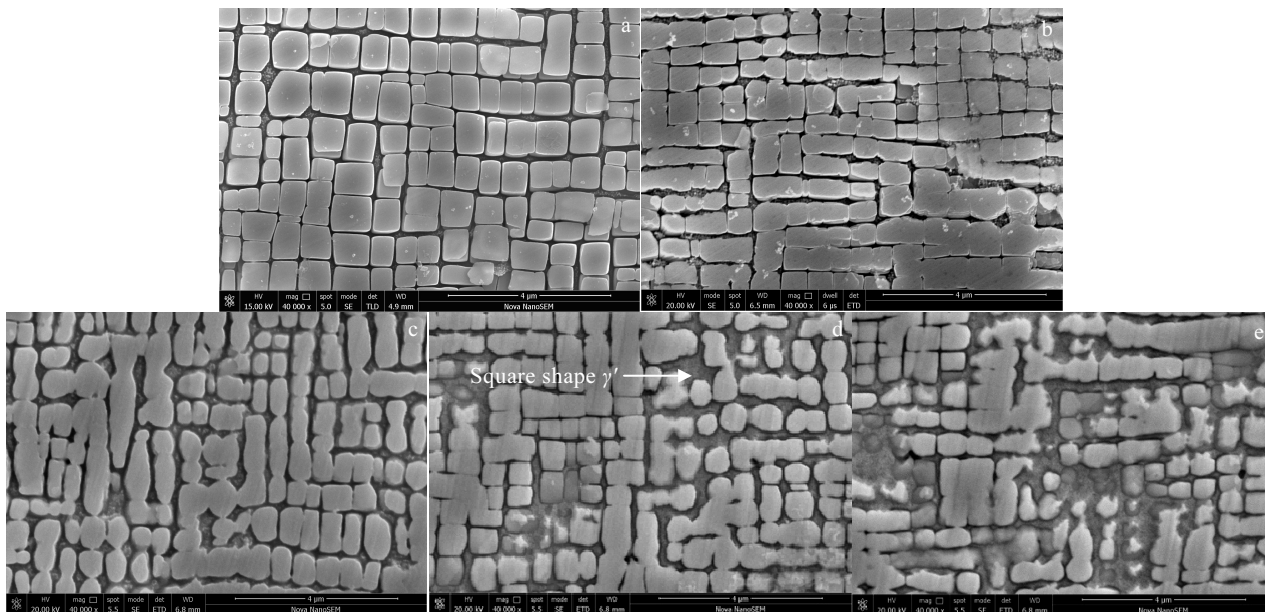


图 2 叶片外观

Fig.2 Appearance of the blades served for 25 000 h (a) and 50 000 h (b)

图3 服役 25 000 h 叶片的 γ' 相形貌Fig.3 γ' -phase morphologies of blade served for 25 000 h: (a) tenon, (b) pressure side, (c) suction side, (d) leading edge, and (e) trailing edge

散, 致使小尺寸 γ' 相回溶, 较大尺寸 γ' 相长大。

根据 LSW 粗化理论^[15,16], 表面能降低驱动 γ' 相粗化, 颗粒尺寸的立方差满足时间的线性方程, 其表达式为:

$$r^3 - r_0^3 = Kt \quad (1)$$

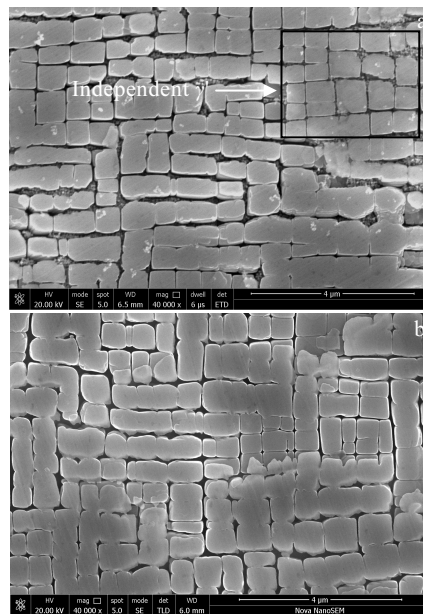
式中, t 为服役时间, r 为 γ' 相在服役时间 t 时的平均尺寸, 对于四方形 γ' , r 取其边长之半, 对于筏型 γ' , 取 $(a_1 \times a_2)^{1/2}/2$, a_1 、 a_2 分别为筏形的长轴和短轴, r_0 为在服役前平均半径。 K 为与服役温度、元素扩散激活能 Q 相关的扩散系数, γ' 相激活能可取值在 257~288 kJ/mol 范围^[12]。由公式可知, γ' 相粗化与服役温度和一定温度下的服役时长两因素密切相关。

同一叶片横截面不同部位, γ' 相尺寸不同: 前缘、尾缘处 γ' 相尺寸和基体宽度均大于叶背、叶盆处。表明在相同服役时间下, 服役温度对材料组织损伤的影响显著, 前缘和尾缘位置服役温度更高, γ' 相粗化严重, 该处组织损伤程度大。

2.2.2 不同服役时间的 γ' 相粗化行为

选取服役时间分别为 25 000、50 000 h 叶片的叶身中部的叶盆位置, 分析服役时间对 γ' 相演化的影响规律。图 4a 视场中部分 γ' 相连接成长条、方形, 仍存在部分独立的方形 γ' 相。图 4b 中 γ' 相均粗化连接成 L 型、块状。

γ' 相为 N5 单晶合金的主要强化相, 其尺寸、结构、形貌演化决定了材料内部组织及性能改变。 γ' 相的劣

图4 叶盆位置不同服役时间 γ' 相形貌Fig.4 Morphologies of γ' -phase at pressure side with different service time: (a) 25 000 h and (b) 50 000 h

化代表了材料内部组织状态、损伤程度大小。所以, 选取合适的参数准确表征 γ' 相的尺寸、形貌至关重要。长条或方形等规则形状的 γ' 相, 选取较大边长作为尺寸参量即可合适描述其形貌; 复杂形状 γ' 相则需要引

入等效直径^[17]表征其尺寸。不同服役时间及位置的 γ' 相尺寸统计如表 2。

由表 2 可知，服役 50 000 h 叶身截面的 γ' 相大于服役 25 000 h 相同位置的 γ' 相，高温服役时长与 γ' 相粗化呈正相关关系，高温服役时间越长， γ' 相粗化更严重，组织损伤程度越大。

2.2.3 γ' 相体积分数变化

对于 γ' 相弥散强化的镍基高温合金来说，通过提高 γ' 相溶解温度和体积分数，来提升合金的耐温能力^[18]。体积分数则作为 γ' 相重要参量，不仅可以决定合金承温能力，直接影响了合金的高温服役性能^[19]。合金在低于 γ' 相全部回溶温度下服役时， γ' 相在粗化、长大的同时，就已伴随着回溶过程^[6]。而当服役温度继续升高甚至超过溶解温度， γ' 相回溶程度更大。在较快速度冷却过程中， γ' 相形成元素无法扩散回到相中，导致 γ' 相体积分数将明显下降^[20]。

本研究采用网格数点法计算不同损伤程度下的 γ' 相体积分数，在 2~4 万放大倍数图片上设定 216 个网格交点，如图 5。当交点位于 γ' 相中计数为 1，当交点位于 γ' 相与基体界面计为 0.5，当交点位于基体中计为 0。上述统计结果与交点总数的比值即为 γ' 相体积分

数，计算公式如下：

$$V_{\gamma'} = P_{\gamma'} / P_{\text{总}} \quad (2)$$

式中， $P_{\gamma'}$ 为 γ' 相统计点数， $P_{\text{总}}$ 为网格总点数。每个位置至少选取 3 个视场进行统计测量，取其平均值作为最终测量结果。测量结果如表 2。

由表格可知，叶身截面 γ' 相体积分数普遍分布在 60%~68% 之间，只有尾缘位置组织损伤严重区域低于 60%。由统计结果可知， γ' 相体积分数下降与尺寸增大呈一定关系。在组织损伤程度较为轻微的条件下， γ' 相体积分数变化幅度并不明显。但是，当材料经历高温甚至过热温度后引起的组织损伤， γ' 相回溶严重，体积分数变化明显。因此，当材料因过热等异常服役引起组织损伤与退化，可选择体积分数作为损伤参量进行材料损伤程度的评估。

2.3 二次 γ' 相析出行为

叶片高温服役过程中，同样会出现其他显微组织演变行为，图 6a 为叶片横截面位置显微组织中出现的二次 γ' 相析出现象，图中可以看到基体通道中出现大量细密的二次 γ' 相，集中分布在较宽的基体通道中。对叶身截面和二次 γ' 相析出模拟试验中基体通道内存在的细密二次 γ' 相尺寸进行统计如表 3 和表 4。

图 6b、6c 为 1100 °C 保温 2 h 后，采取空冷/炉冷不同的冷却方式后，基体通道中出现的二次 γ' 相析出现象。合金高温服役后的不同冷却速率对二次 γ' 相析出行为有显著影响：空冷促进了二次 γ' 相析出，且该相较为细密，一次 γ' 相部分长大，基体通道宽度较大；炉冷方式无二次 γ' 相析出，一次 γ' 相充分聚集，基体通道宽度变窄甚至消失。合金在较高温度下服役过程中， γ' 相形成元素（Al、Ti）扩散到基体中。较大梯度的冷却速率加快了相的形核速率，但基体中相元素没有足够的时间和激活能扩散至一次 γ' 相中，而是在基体通道中形核析出细密的二次 γ' 相^[21]。而 γ' 相元素的扩散与二次 γ' 相的析出，直接导致了基体通道宽度的增加^[22]。

2.4 拓扑密排（TCP）相的析出行为

TCP 相是高温合金中的主要有害相、对材料性能有重要影响^[1]。TCP 相晶体结构都很复杂，原子排列比等径球体的最密排列还要紧密，配位数达到 14~16，原子间距极短。一旦合金中析出 TCP 相，将大幅度缩短单晶合金的持久寿命^[23]。

在叶片前缘、尾缘等服役高温区出现了 TCP 相，且主要分布在枝晶干区域。从图 7 可看到该相呈针状或者短棒状，与基体之间有明显的取向性，与 γ' 相粗化长大方向呈 45°，即沿 <110> 方向呈平行或者垂直分布。TCP 相尺寸分布在 0.7~6.7 μm 。

表 2 叶片横截面 γ' 相大小及体积分数
Table 2 γ' -phase size and volume fraction of cross section for blade

Service time/h	Position	Size/ μm	Volume fraction/%
25 000	Leading edge	0.93	65.9
	Trailing edge	2.71	64.5
	Pressure side	0.69	66.7
	Suction side	0.71	66.8
50 000	Leading edge	1.3	60.2
	Trailing edge	3.05	57.2
	Pressure side	0.74	62.6
	Suction side	0.78	66.5
	Tenon	0.67	71.8

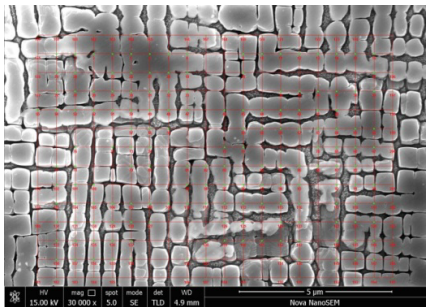


图 5 γ' 相的体积分数计算方法图例

Fig.5 Method for calculating volume fraction of γ' -phase

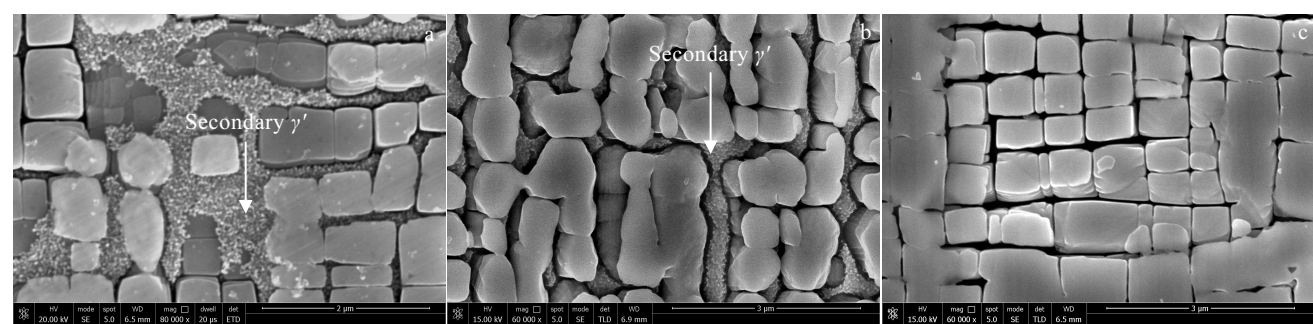


图 6 热暴露实验前后二次 γ' 相形貌

Fig.6 Morphologies of secondary γ' -phase before (a) and after thermal exposure experiment: (b) 1100 °C/2 h with air cooling and (c) 1100 °C/2 h with furnace cooling

表 3 基体宽度和二次 γ' 相大小

Table 3 Base channel width and secondary γ' -phase size			
Service time/h	Position	Width	Size/ μm
25 000	Pressure side	0.15	0.039
	Suction side	0.17	0.094
50 000	Pressure side	0.17	0.057
	Suction side	0.16	0.059

表 4 模拟试验结果

Table 4 Results of simulated test			
Test condition	Cooling method	Width	Size/ μm
1100 °C/2 h	Air cooling	0.25	0.027
	Furnace cooling	0.11	-

表 5 TCP 相的成分

Table 5 Composition of TCP phase ($\omega/\%$)						
Ta	Cr	Co	Mo	W	Re	Ni
4.08	15.83	8.84	6.08	19.61	36.4	9.11

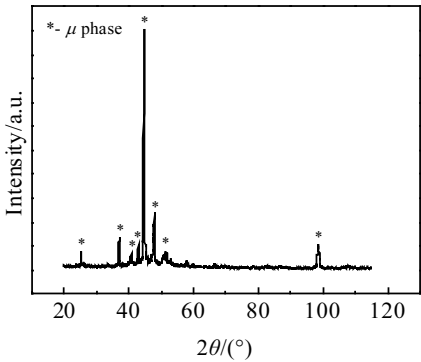


图 8 TCP 相的 XRD 图谱

Fig.8 XRD pattern of TCP phase

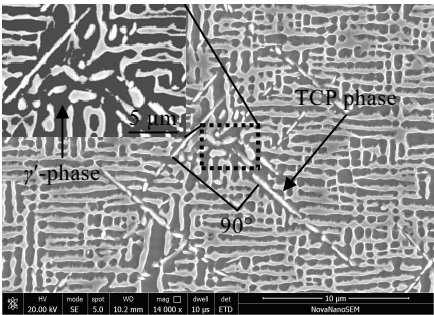


图 7 TCP 相形貌

Fig.7 Morphology of TCP-phase and element aggregation

对萃取得到的 TCP 相进行 EDS 分析, 该相富含 W、Re 等难溶元素, 表 5 为分析结果; 经 XRD 物相分析确认该相为 μ 相, 如图 8。

单晶高温合金加入大量 W、Re、Ta、Mo 等难熔合金元素以提高承温能力。在合金以枝晶形式生长过程中, 枝晶干先于枝晶间区域凝固, 从而枝晶干区域富集 W、Re、Mo 等高熔点合金元素, 枝晶间区域存

在较多的 Al、Hf 等低熔点元素^[24,25], 如图 9。虽然合金经过高温热处理以降低元素偏析, 但元素扩散速率较慢, 枝晶干高熔点元素的偏聚现象并不能完全消除^[26]。因此, 在合金高温服役过程中, 枝晶干区域首先析出 TCP 相, 向枝晶间区域延展。同时 TCP 相在延展过程中与基体发生了如下转变: $\gamma \rightarrow \text{TCP} + \gamma'$ ^[27]。导致 TCP 相被 γ' 相 (红色区域) 包围, 如图 7。

2.5 硬度性能退化规律

在叶身中部截面显微组织观察处进行硬度测试, 测试结果见表 6。长时服役后, 显微硬度值下降明显。服役 25 000、50 000 h 叶片尾缘位置硬度 (HV) 分别为 3770 和 3530 MPa, 较榫头材料分别下降了 10%和 15%。该处 γ' 相大小为 2.71、3.05 μm , γ' 相体积分数

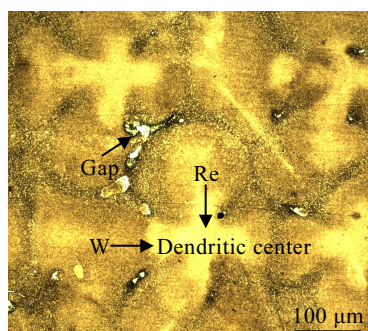


图9 枝晶形态与元素偏聚

Fig.9 Morphology of dendritic and element aggregation

表6 叶片的显微硬度值

Table 6 Microhardness (HV) value of blade

Service time/h	Position	HV/MPa
25 000	Leading edge	4010
	Trailing edge	3770
	Pressure side	4270
	Suction side	4200
50 000	Leading edge	4100
	Trailing edge	3530
	Pressure side	4030
	Suction side	4090
	Tenon	4170

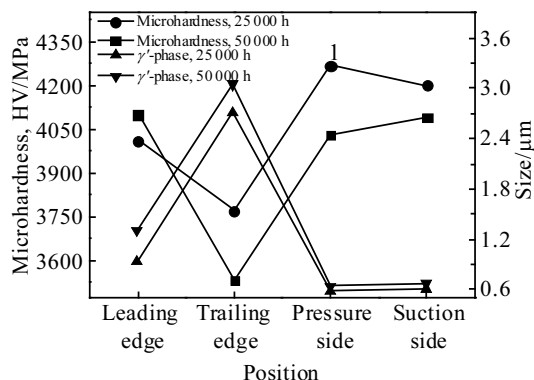
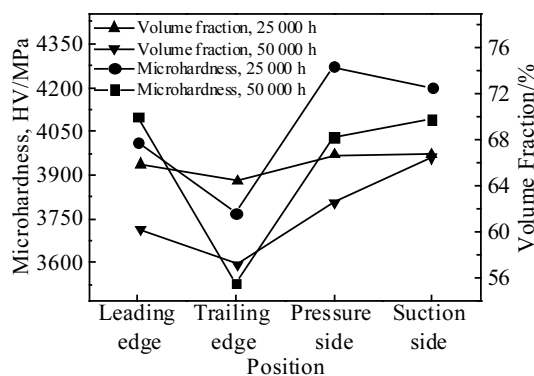
分别为 64.5%、57.2%。单晶合金的 γ' 相 (主要强化相) 大小和体积分数决定了材料的力学性能^[1], 其最大硬化效果与 γ' 相数量和合宜的尺寸密切相关。 γ' 相与基体呈共格关系, 使得 γ' 相周围存在高弹性应力场, 以达到强化效果^[28]。但在服役过程中, γ' 相聚集长大, 与基体共格关系弱化, 强化效果相应下降。其次, 组织中 μ 相的析出, 使原筏状 γ' 相中断, 致使位错运动的阻力减小。

在高温塑性变形过程中, γ' 相作为第二相障碍, 使得位错的正常运动受阻, 以起到强化效果。其次, 自身也与位错相互作用, 被基体滑移面上的位错所切割, 以提高强化效果^[12]。所以, 单晶合金的硬度性能与 γ' 相尺寸、体积分数、有害相析出直接相关。

2.6 组织损伤参量与硬度性能退化的关系

长时高温服役后, 涡轮叶片组织中的 γ' 相溶解、体积分数下降, 有害相析出等劣化行为都直接降低了强化效果。合适的组织损伤参量可反映叶片及材料的劣化程度, 进而建立参量与硬度退化之间的关系。

选取单晶合金主要强化相 γ' 相尺寸、体积分数参量建立合金组织劣化与硬度性能之间的关系。由图 10、11 可知, γ' 相尺寸增大的同时硬度下降, 体积分

图10 显微硬度与 γ' 相尺寸的关系Fig.10 Relationship between microhardness and size of γ' -phase图11 显微硬度与 γ' 相体积分数的关系Fig.11 Relationship between microhardness and volume fraction of γ' -phase

数减少与硬度性能下降保持较好的正相关关系。但前缘位置硬度与 γ' 相体积分数、 γ' 相尺寸的关系与其他位置呈相反规律。这是因为服役 25 000 h 叶片前缘位置出现过热现象。且前缘位置气膜孔密集, 热+结构应力集中程度更高。在该处, 过热引起 γ' 相筏化溶解的同时, 部分 γ' 相呈十字性连接形貌, γ' 相与基体共格关系下降, 且自身抵抗位错能力下降^[28]。同时, 该处析出大量针状 TCP 有害相, 分布密集且尺寸较大。

因此, 以 γ' 相尺寸、体积分数参量建立材料内部组织劣化与性能退化之间关系的方法可行。但是, 当有害相析出或者材料在高应力条件下服役时, 需要综合考虑有害相、大应力服役引起的 γ' 相参数的变化以及对材料性能的影响。同时, 关于二次 γ' 相参量、TCP 相参量与硬度性能之间的关系, 需要进一步研究。

3 结 论

1) 在长时服役条件下, 单晶涡轮叶片组织中 γ'

相的粗化与服役温度和相应温度下的服役时间有关。前缘、尾缘部位服役温度高, γ' 相粗化程度更大; 服役 50 000 h 叶片, γ' 相粗化程度更大。

2) 在长时服役过程中, 单晶涡轮叶片组织中析出二次 γ' 相, 这是由 γ' 相形成元素的扩散和较快冷却速度造成, 并且二次 γ' 相的析出直接导致了基体通道宽度的增加。

3) 在过热长时服役条件下, 单晶涡轮叶片所用合金析出拓扑密排 (TCP) 相, 该相富含 W、Re 元素, 经确认为 μ 相。

4) 建立单晶涡轮叶片及所用单晶合金内部组织劣化与性能退化之间的关系, 可选用 γ' 相尺寸、体积分数为参量, 进行材料损伤的评价。但当有害相析出或者材料在高应力服役时, 需要综合考虑有害相、大应力服役引起的 γ' 相参量变化以及对材料性能退化的影响。

参考文献 References

- [1] Feng Qiang(冯 强), Tong Jinyan(童锦艳), Zheng Yunrong(郑运荣) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2012, 31(12): 21
- [2] Tao Chunhu(陶春虎), Zhong Peidao(钟培道), Wang Renzhi(王仁智) *et al. Failure Analysis and Prevention for Rotor in Aero-Engine*(航空发动机转动部件的失效与预防)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2000: 8
- [3] Liu Xinling(刘新灵), Tao Chunhu(陶春虎), Liu Delin(刘德林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(12): 3178
- [4] Guo Xiaotong(郭小童), Zheng Weiwei(郑为为), Xiao Chengbo(肖程波) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(10): 81
- [5] Guo Shengwu(郭生武), Gao Yuan(高 圆), Yang Jian(杨 健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3167
- [6] Shi Zhenxue(史振学), Liu Shizhong(刘世忠), Xiong Jichun(熊继春) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(11): 3077
- [7] Agudo J L, Göbenli G, Eggeler G. *Journal of Materials Research*[J], 2017, 32(24): 4492
- [8] Poursaeid E, Aienneranaie M, Mohammadi M R. *Engineering Failure Analysis*[J], 2008, 15(8): 1111
- [9] Liao Hongbo(繆宏博), Liu Gaoyang(刘高扬), Shi Youquan(石有全) *et al. High-temperature Color Map of Key Structural Materials for Aero Engines*(发动机关键结构材料温色图谱)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2010: 61
- [10] Zhao Wenxia(赵文侠), Li Ying(李 莹), Fan Yingwei(范映伟) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(8): 39
- [11] Lu Wenhai(卢文海), Liu Liyu(刘丽玉), Bai Mingyuan(白明远). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2010(4): 252
- [12] Chen Guoliang(陈国良). *Superalloy*(高温合金学)[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1988: 10
- [13] Baldan A. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37(11): 2171
- [14] Xia Pengcheng(夏鹏成), Yu Wenfang(禹文芳), Yu Jinjiang(于金江) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2007(12): 8
- [15] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1-2): 35
- [16] Tomokiyo Y, Yahiro K, Matsumura S *et al. Dynamics of Ordering Processes in Condensed Matter*[M]. New York: Springer, 1988: 93
- [17] Tian Yuan(田 原), Dong Jian(董 健), Wang Xiaomeng(王小蒙) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014, 38(3): 354
- [18] Sponseller D L. *Superalloys 1996*[C]. Champion, PA: TMS, 1996: 259
- [19] Bauer A, Neumeier S, Pyczak F *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 63(12): 1197
- [20] Xie Hongji(谢洪吉), Li Jiarong(李嘉荣), Han Mei(韩 梅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(8): 2483
- [21] Yu Jian(喻 健), Li Jiarong(李嘉荣), Shi Zhenxue(史振学) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1654
- [22] Liu Lirong(刘丽荣), Jin Tao(金 涛), Zhao Nairen(赵乃仁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 711
- [23] Zhao Kai(赵 锴), Lou Langhong(楼琅洪), Wen Yi(文 怡) *et al. The 11th Annual Meeting of China Superalloy Collection*(第十届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 418
- [24] Tian Sugui(田素贵), Qian Benjiang(钱本江), Li Tang(李 唐) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(11): 2154
- [25] Liu Shizhong(刘世忠), Shi Zhenxue(史振学), Li Jiarong(李嘉荣). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2017, 29(3): 235
- [26] Karunaratne M S A, Carter P, Reed R C. *Materials Science &*

- Engineering A*[J], 2000, 281(1-2): 229
- [27] Gao Qiang(高 强), Liu Lirong(刘丽荣), Peng Zhijiang(彭志江) *et al. China Foundry*(铸造)[J], 2018, 67(3): 257
- [28] Guo Jianting(郭建亭). *Superalloy Material Science*(高温合金材料科学)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 105

Metallographic Structure Evolution and Hardness Performance Degradation Analysis of Single Crystal Turbine Blades After Long-Term Service

Li Zhen^{1,2}, Liu Xinling¹, Chen Xing¹, Fang Mingliang^{1,2}, Wang Jian¹, Liu Changkui¹, Li Zhinong²

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The high pressure turbine blades of gas turbines at the service time of 25 000 and 50 000 h were selected to evaluate the damage of microstructure and the deterioration of mechanical properties after long-term service of single crystal turbine blades. The metallographic structure quantitative analysis and microhardness test were conducted at the middle of the blade body. Then, the size of γ' phase, volume fraction of γ' phase, size of secondary γ' phase, width of γ matrix channel and the Vickers hardness at different service time and positions were measured. The results show that the coarsening degree of the size of γ' phase is various at different positions in the same leaf. Moreover, the γ' phase size at the leading edge and the trailing edge (at high temperature zone) is larger than that at the pressure side and suction side. While the γ' phase volume fraction is slightly smaller than that of the other two places. It is interesting to notice that the γ' phase size of serviced 50 000 h blade is greater than that of the serviced 25 000 h blade at the same position. However, the volume fraction displays the opposite law. Furthermore, the secondary γ' phase precipitates in some positions; meanwhile the width of the base channel significantly increases at the secondary γ' phase precipitation position. It is verified that the secondary γ' phase precipitation is related to the high working temperature and the way of cooling by air cooling/furnace cooling experiment of 1100 °C/2 h. The TCP phase precipitates in the abnormally high temperature region, which is rich in the elements of W and Re. After analysis, the phase is identified as the μ phase. The microhardness at each position decreases at different service time. The decrease of microhardness and the increase of the size of γ' phase demonstrate that there is a negative correlation between them. On the contrary, the microhardness decreases with the decline of volume fraction, indicating that the microhardness is positively correlated with the volume fraction. Therefore, these results suggest that the γ' phase size and volume fraction can be used as the evaluation parameters for evaluating the damage of the material. However, when the harmful phase is precipitated or the material is in high stress, it is necessary to comprehensively consider the variation of the γ' phase parameter caused by the two factors, and the degradation of the material performance.

Key words: turbine blades; single crystal superalloy; metallographic structure evolution; mechanical property degradation; damage evaluation

Corresponding author: Li Zhen, Candidate for Master, Failure Analysis Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496238, E-mail: 18753365060@163.com