

## 燃机叶片组织与性能退化规律及恢复工艺研究

孙浩华<sup>1</sup>, 张建庭<sup>1,2</sup>, 崔金艳<sup>1,2</sup>, 肖磊<sup>1</sup>, 郭建政<sup>1,2</sup>

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 研究了服役后 GTD111 DS 叶片显微组织和力学性能退化行为, 并采用热等静压+固溶+两次时效的热处理工艺恢复。结果表明: 服役后, 叶尖至叶根显微疏松与孔洞增多, MC 相退化为  $M_{23}C_6$  相和  $\eta$  相, 二次  $\gamma'$  相球化和筏化, 三次  $\gamma'$  相部分回熔。叶片显微组织退化规律为: 叶尖 > 叶身 > 叶根 > 榫头, 同截面上排气边 > 进气边 > 叶背 > 叶盆。组织退化导致室温与 980 °C 抗拉强度、980 °C/220 MPa 持久性能从榫头至叶尖逐步降低。经恢复热处理, 叶尖显微组织与性能得到明显改善, 叶尖显微疏松占比降低, 碳化物部分恢复, 二次与三次  $\gamma'$  相分别减小至 0.5  $\mu\text{m}$  和 59 nm; 叶尖室温抗拉强度由 810 MPa 增至 1122 MPa, 980 °C 抗拉强度由 388 MPa 增至 468 MPa, 980 °C/220 MPa 持久寿命由 1.95 h 增至 11.31 h, 各项力学性能均高于同状态榫头区域。

**关键词:** 燃气轮机叶片; 镍基高温合金; 服役损伤; 恢复热处理; GTD111 DS

**中图分类号:** TG??? **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-185X(2017)0?-0??-0?

镍基高温合金具有优异的高温强度、抗蠕变性、抗热腐蚀及氧化性能, 被广泛应用于燃气轮机涡轮叶片<sup>[1-3]</sup>。服役过程中, 叶片长期承受高温、离心载荷、气动载荷及燃气腐蚀等极端工况, 显微组织发生显著退化, 表现为显微疏松与孔洞增多、二次  $\gamma'$  相粗化与筏化、三次  $\gamma'$  相回熔、初生碳化物退化及晶界连续碳化物析出、TCP 相析出等<sup>[4-7]</sup>。显微组织退化导致材料发生蠕变、热机械疲劳、氧化与腐蚀, 严重劣化合金性能, 显著缩短叶片服役寿命<sup>[8-12]</sup>。

当前已有大量研究聚焦于长期服役后镍基高温合金的显微组织与力学性能退化行为, 并采用热处理工艺进行组织与性能恢复<sup>[13-17]</sup>。然而, 在实际服役环境下, 由于温度、应力、腐蚀等多因素的耦合作用, 使得叶片不同区域的显微组织与性能退化存在显著差异。因此, 叶片的恢复热处理须建立在对叶片整体显微组织与性能退化的系统分析之上。

为此, 本研究以服役后的燃气轮机叶片作为研究对象, 通过对比分析叶片不同区域显微组织, 阐明合金组织退化规律。结合力学性能测试, 深入探究显微组织退化对材料力学性能的影响机制。在此基础上, 制定恢复热处理工艺, 并评估其对显微组织与力学性能的恢复效果, 从而为服役叶片合金的损伤诊断、性能评估及寿命恢复提供理论依据。

## 1 实验材料及方法

实验材料为某型燃气轮机工作叶片, 为 GTD111 DS 合金, 合金成分如表 1 所示。为研究叶片不同区域服役状态对合金显微组织的影响, 分别从叶尖、叶身、叶根

及榫头取横截面金相试样, 观察叶片进气边、叶盆、叶背与排气边的显微组织, 取样观察区域如图 1 (a, b) 所示。对显微组织样品研磨、抛光、腐蚀 (腐蚀液 50 mL  $C_3H_6O_3$ +30 mL  $HNO_3$ +2 mL HF), 分别采用 Nikon MM400 金相显微镜和配有能谱仪(EDS)的 Zeiss Sigma 300 场发射扫描电镜进行微观组织观察和相成分分析。运用 Image J 统计各区域显微疏松占比、MC 碳化物含量、 $\gamma'$  相尺寸(Feret Diameter), 每个区域统计图片不少于 5 张 (100 $\times$ ),  $\gamma'$  相统计数量不少于 300 个。对比分析叶片各区域显微组织, 从叶片不同截面的排气边取力学试样进行室温与 980 °C 高温拉伸性能、980 °C/220 MPa 持久性能测试, 取样方向与叶片高度方向相同。

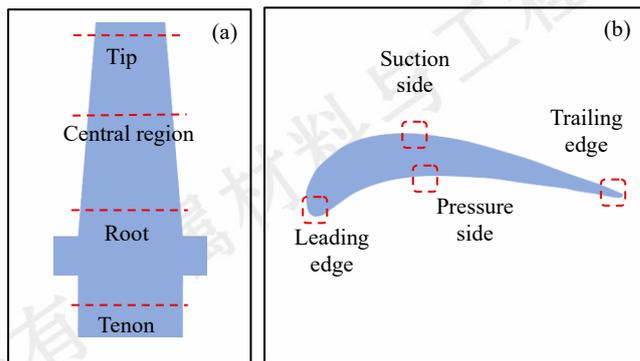


图 1 叶片显微组织取样位置示意图: (a) 叶片取样位置, (b) 叶片横截面表征位置

Fig. 1 Schematic diagram of the microstructure sampling regions on the blade: (a) blade sampling location; (b) characterization regions on blade

表 1 GTD111 DS 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GTD111 DS superalloy ( $\omega/\%$ )

Ni	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	C	B
Bal.	14	9.5	1.5	3.8	3.0	4.9	2.8	0.1	0.01

通过显微组织表征和力学性能测试，分析各区域服役损伤程度。采用热等静压+固溶+两次时效的热处理工艺对损伤严重区域进行组织与性能恢复。恢复热处理工艺如下：热等静压：1180 °C/103 MPa/4 h，炉冷；固溶热处理：1200 °C/2 h，气冷；一次时效：1120 °C/2 h，气冷；二次时效：843 °C/8 h，气冷。

## 2 结果与分析

### 2.1 服役叶片显微组织与力学性能退化

图 2 为服役叶片各区域抛光态金相相图片，其中叶尖至叶根区域的显微疏松和孔洞占比明显高于榫头。大多数区域孔洞尺寸较小，约 5~20 μm；在叶根进气边（图

2i）、叶尖排气边（图 2d）、叶身排气边（图 2h）存在团状分布的疏松。

对各区域显微疏松与孔洞占比进行统计，结果如表 2 所示：各截面进气边和排气边的显微疏松与孔洞占比显著高于叶背、叶盆区域，其中叶身排气边显微疏松占比最高为 0.32%，榫头仅为 0.17%。

表 2 服役叶片各区域显微疏松与孔洞占比

Table 2 Area of microporosity in different regions of the serviced blade (%)

Region	blade (%)			
	Leading edge	Suction side	Pressure side	Trailing edge
Tip	0.17	0.2	0.08	0.23
Central region	0.27	0.11	0.1	0.32
Root	0.28	0.2	0.07	0.21
Tenon	0.17			

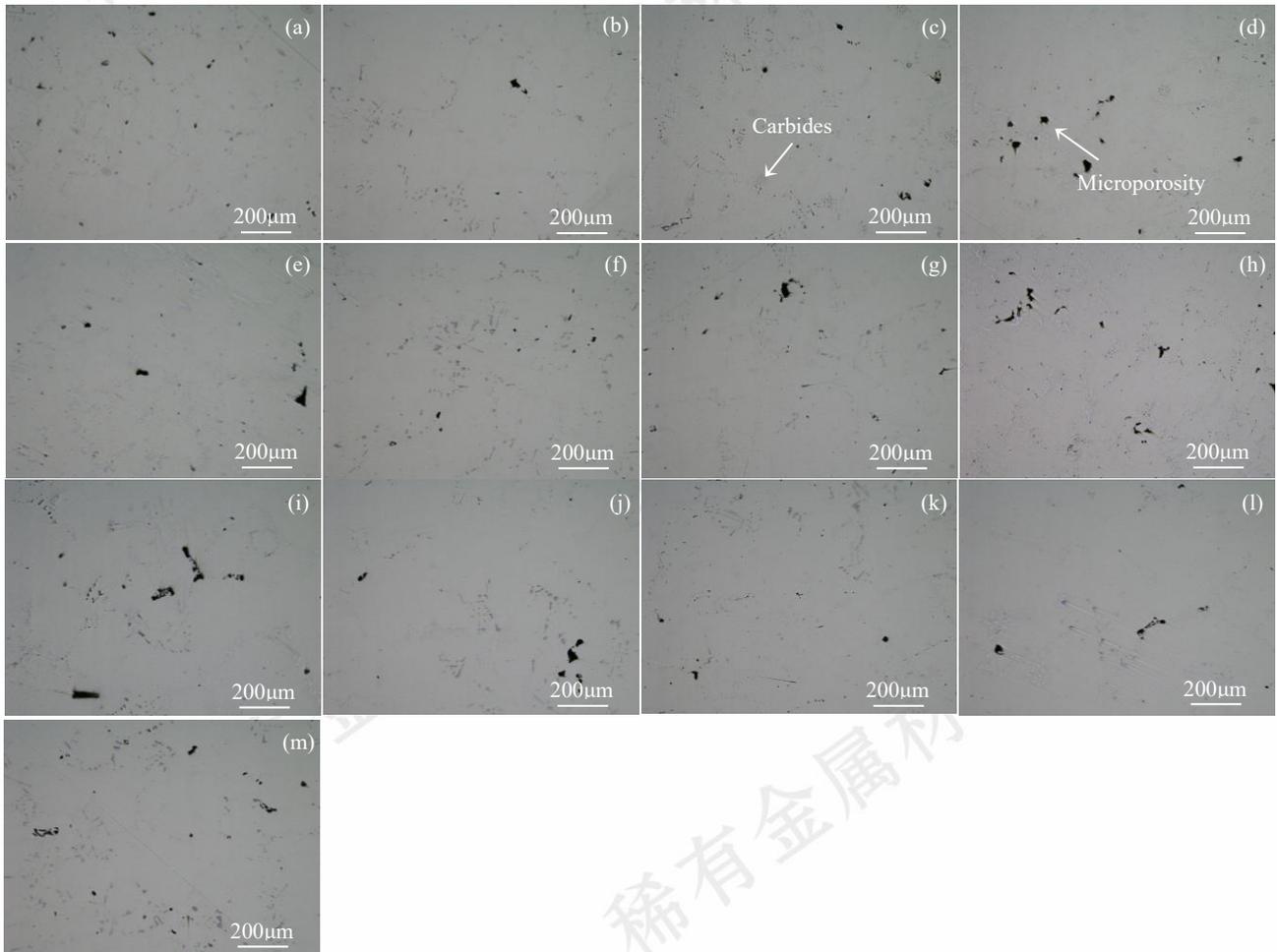


图 2 服役叶片不同区域抛光态金相相图片：(a~d) 叶尖 (a 进气边, b 叶背, c 叶盆, d 排气边), (e~h) 叶身 (e 进气边, f 叶背, g 叶盆, h 排气边), (i~l) 叶根 (i 进气边, j 叶背, k 叶盆, l 排气边), (m) 榫头

Fig. 2 Micrographs of different regions of the serviced blade as polished condition: (a~d) tip (a leading edge, b suction side, c pressure side, d trailing edge); (e~h) central region (e leading edge, f suction side, g pressure side, h trailing edge); (i~l) root (i leading edge, j suction side, k pressure side, l trailing edge); (m) tenon



图 3 为叶尖、叶身排气边的显微疏松与孔洞 SEM 图。如图 3 (a~c)所示, 叶尖孔洞主要以圆形的 H 孔 (热处理孔洞) 为主, S 孔 (凝固孔洞) 和 D 孔 (蠕变孔洞) 数量相对较少<sup>[18]</sup>; 如图 3 (d~f)所示, 叶身中菱形的 D 孔含量明显增多, H 孔和 S 孔的含量相对较少。

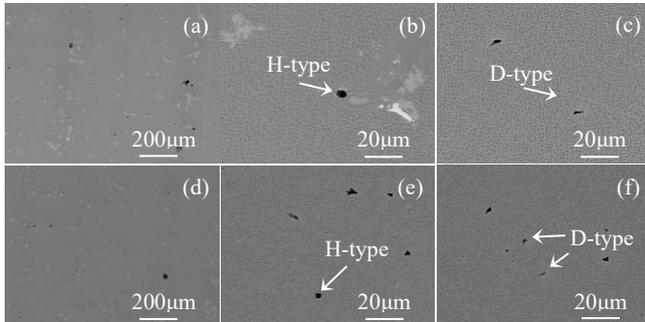


图 3 服役叶片孔洞的 SEM 图像 (a~c) 叶尖排气边, (d~f) 叶身排气边

Fig. 3 SEM images of pores in serviced blade (a-c) tip; (d-f) central region

不同区域孔洞类型差异与其服役状态有关: 叶尖承受高温低应力, 高温导致材料蠕变和碳化物退化, 使得

H 孔数量增加; 而叶身区域服役温度相对较低, 因此 H 孔数量较少, 但其在运行过程中承受应力高, 促进 D 孔形成。

图 4 为服役叶片各区域碳化物 SEM 图。叶尖至叶根碳化物大面积退化: 块状和汉字状的 MC 碳化物退化为浅灰色颗粒相, 呈团状分布。其中进气边、排气边碳化物退化程度较高, 仅保留有少量 MC 碳化物, 叶背次之, 叶盆 MC 碳化物退化数量相对较少, 榫头区域由于服役温度最低, MC 碳化物未退化。

表 3 服役叶片各区域 MC 碳化物含量

Table 3 Area of MC carbides in different regions of the serviced blade (%)

Region	Leading edge	Suction side	Pressure side	Trailing edge
Tip	0.67	0.75	0.55	0.25
Central region	0.23	0.26	1	0.27
Root	0.17	0.36	0.85	0.09
Tenon	1			

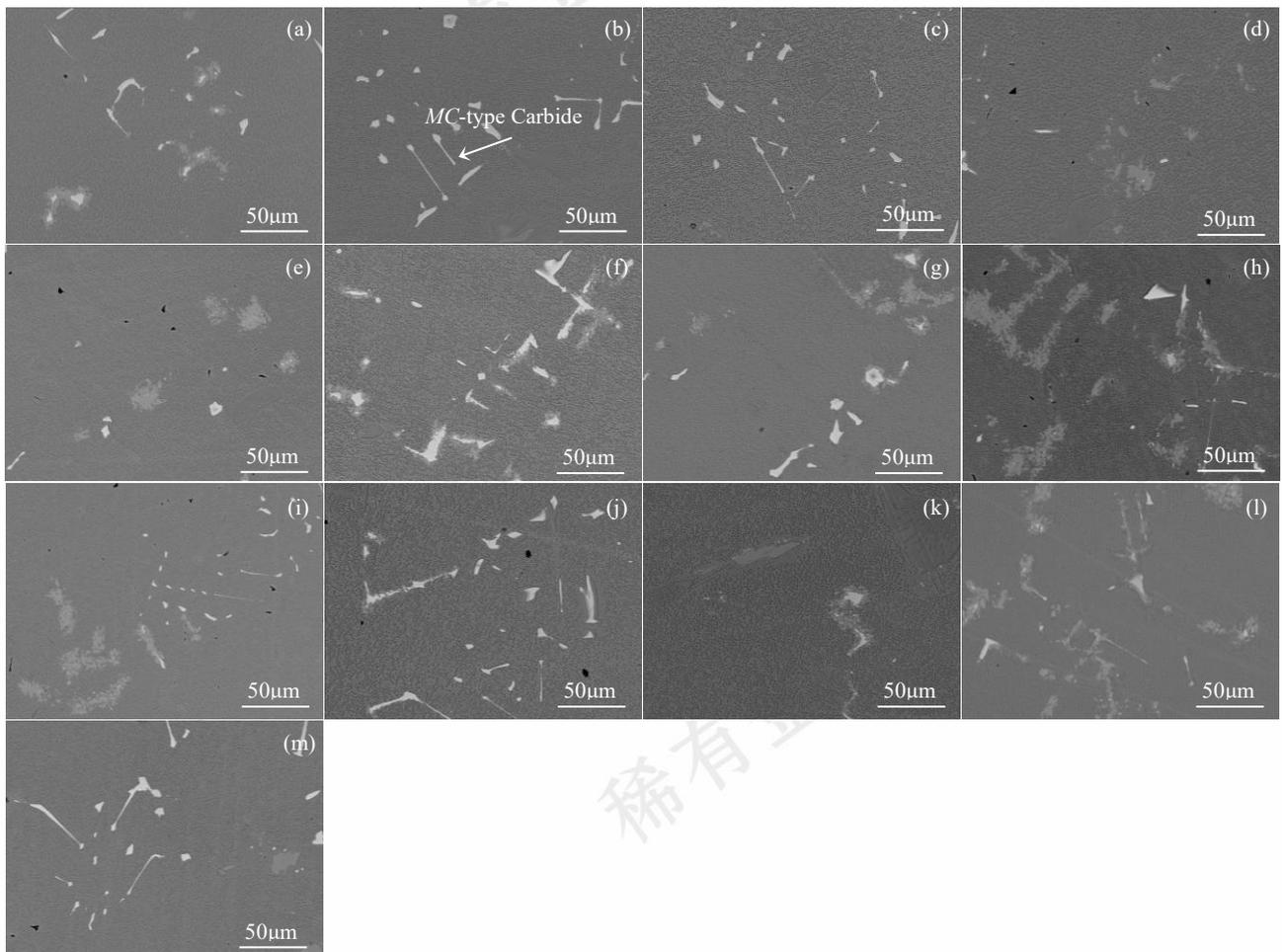


图 4 服役叶片不同区域碳化物形貌 (a~d) 叶尖截面, (e~h) 叶身截面, (i~l) 叶根截面, (m) 榫头截面

Fig. 4 Morphology of carbides in different regions of the serviced blade: (a~d) tip; (e~h) central region; (i~l) root; (m) tenon



各区域 MC 碳化物含量统计结果如表 3 所示：叶尖至叶根碳化物含量明显低于榫头区域，其中进气边和排气边退化严重，MC 碳化物含量低于 0.3%。同高度截面上，MC 碳化物退化程度总体呈排气边>进气边>叶背>叶盆的趋势。

以叶尖排气边的碳化物分解产物为例，对其进行 EDS 分析，结果如图 5 与表 4 所示。团状浅灰色相内部存在少量深灰色和白色颗粒状相，周围为  $\gamma/\gamma'$  共晶区域。EDS 结果表明：白色颗粒相富含 Ti、Ta 元素，为未退化的 MC 碳化物；浅灰色相富含 Ti、Ni 元素，为退化后形成的  $\eta$  相；深灰色相富含 Cr 元素，为  $M_{23}C_6$  碳化物。

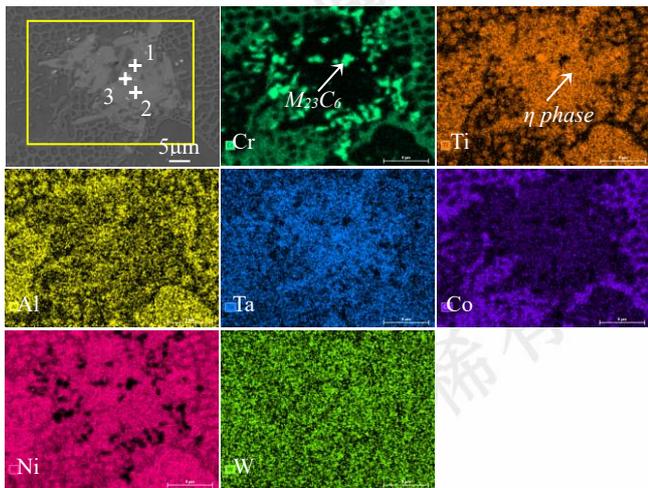


图 5 服役叶尖排气边 MC 碳化物分解产物 EDS 分析

Fig. 5 EDS analysis of decomposed MC carbide products at trailing edge of the serviced blade tip

表 4 服役叶片叶尖排气边 EDS 分析

Table 4 EDS analysis at the serviced blade tip trailing edge ( $\omega/\%$ )

Point	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Ta	W
1	4.61	1.43	3.68	42.81	4.16	31.85	1.86	6.30
2	3.73	2.32	10.75	2.61	5.45	59.51	12.97	2.35
3	8.60	/	29.76	0.86	/	3.97	56.32	/

图 6 为 JMatPro 模拟 GTD111 DS 合金相图。GTD111 DS 合金在 977 °C 以下，MC 碳化物消失  $M_{23}C_6$  碳化物析出，即在 977 °C 下 MC 碳化物为亚稳定相，经过长期服役后，MC 碳化物逐渐向  $M_{23}C_6$  转变。

相关研究表明，叶片经长期服役后，MC 碳化物和基体中的元素沿浓度梯度扩散，即 C、Ta、Ti 等元素从 MC 碳化物向基体中扩散，基体中的 Ni、Cr 等元素向 MC 碳化物扩散，当元素浓度达到特定化学计量比时，MC 碳化物/ $\gamma$  相界面上形成  $M_{23}C_6$  与  $\eta$  相<sup>[19, 20]</sup>。因此，服役后 GTD111 DS 合金中 MC 碳化物的退化方程为：

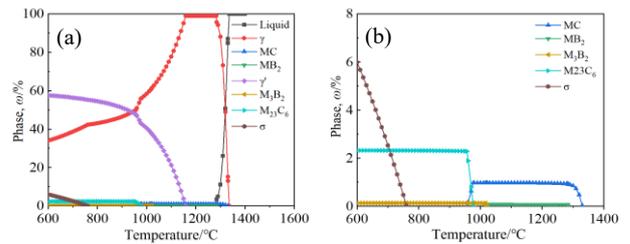
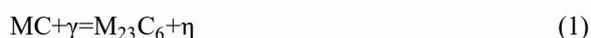


图 6 (a) JMatPro 模拟 GTD111 DS 合金凝固相图，(b) 图 (a) 中的部分区域

Fig. 6 (a) Solidification phase diagram of GTD111 DS superalloy simulated by JMatPro; (b) Part of (a)

除枝晶间碳化物外，叶尖晶界处同样存在碳化物退化现象。图 7 (a, b) 分别为榫头、叶尖排气边金相图片，晶界碳化物由不连续的颗粒状转变为连续分布。由图 7 (c, d) 可知，叶尖晶界碳化物相富含 Cr、Ni 元素，为  $M_{23}C_6$  碳化物。在服役过程中，晶界上的连续碳化物相会显著降低合金的力学性能、高温稳定性和抗腐蚀能力。

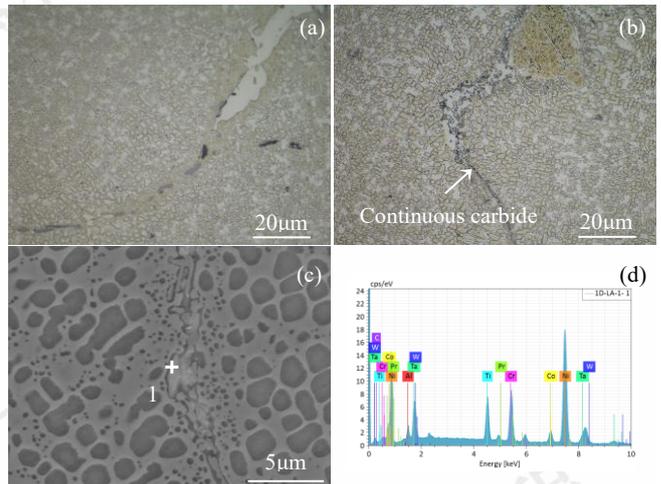


图 7 服役叶片不同区域晶界显微组织：(a)榫头，(b)叶尖，(c)叶尖 SEM 图片，(d)叶尖晶界碳化物 EDS 光谱

Fig. 7 Grain boundary microstructures at different regions of the serviced blade : (a) tenon; (b) tip; (c) SEM images of tip; (d) EDS spectrum of carbides at tip

图 8 为服役叶片各区域的  $\gamma'$  相 SEM 图，叶片整体呈现双模  $\gamma'$  相结构。与榫头相比，服役后叶尖至叶根二次  $\gamma'$  相明显长大，并存在球化和筏化特征。其中叶尖、叶根二次  $\gamma'$  相以球化为主，叶身则发生严重筏化。二次  $\gamma'$  相形貌变化与不同区域的服役工况有关：叶尖服役环境为高温低应力，因此二次  $\gamma'$  相以长大与球化为主；叶身同时承受较高温度和较大的应力载荷，二次  $\gamma'$  相变化受应力作用更大，导致其更容易发生筏化；叶根位置承受应力更高，但其温度相对较低，因此二次  $\gamma'$  相受应力作用不显著，以长大为主。除二次  $\gamma'$  相，三次  $\gamma'$  相也出现回熔和长大，其中排气边回熔最严重。

对叶片各区域二次与三次  $\gamma'$  相尺寸进行统计，其结果如图 9 所示。叶尖各区域的二次  $\gamma'$  相相较于榫头均有明显长大，其中进气边和叶背二次  $\gamma'$  相尺寸相近，约 1.4  $\mu\text{m}$ ；排气边粗化严重，可达 2.5  $\mu\text{m}$ 。叶身、叶根截面各区域二次  $\gamma'$  相变化趋势与叶尖相近，但由于服役温度稍低，二次  $\gamma'$  相的粗化程度也明显降低。

由图 9b 可知，三次  $\gamma'$  相粗化最严重区域同样为叶尖排气边，为 744 nm。同高度截面上三次  $\gamma'$  相尺寸沿排气边、进气边、叶背、叶盆上依次减少，叶背、叶盆的三次  $\gamma'$  相尺寸与榫头相近。总体来看，三次  $\gamma'$  相的尺寸分布规律与二次  $\gamma'$  相相近。

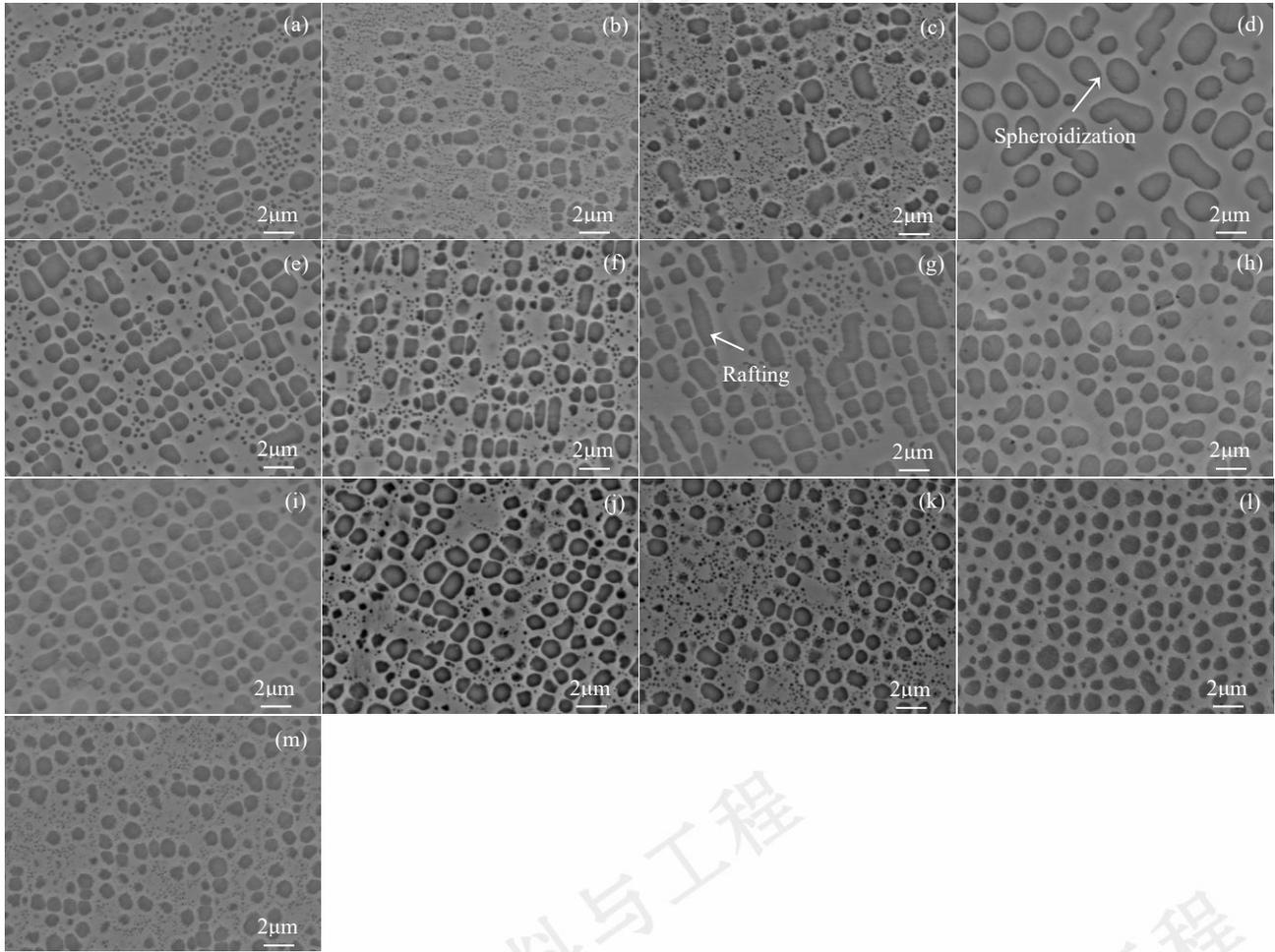


图 8 服役叶片不同区域  $\gamma'$  相形貌 (a~d) 叶尖, (e~h) 叶身, (i~l) 叶根, (m) 榫头

Fig. 8 The morphology of  $\gamma'$  precipitates of different regions in serviced blade: (a~d) tip; (e~h) central region; (i~l) root; (m) tenon

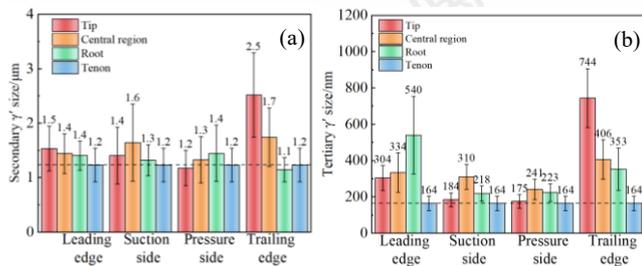


图 9 服役叶片不同区域  $\gamma'$  相尺寸 (a) 二次  $\gamma'$  相, (b) 三次  $\gamma'$  相

Fig. 9 Size distribution of  $\gamma'$  precipitates in different regions of the serviced blade: (a) secondary  $\gamma'$  precipitates; (b) tertiary  $\gamma'$  precipitates

对比各区域显微组织统计数据发现，各项显微组织退化总体遵循如下规律：同截面上，显微疏松、碳化物、二次与三次  $\gamma'$  相尺寸的退化程度为排气边 > 进气边 > 叶

背 > 叶盆（退化程度逐渐减轻），即排气边显微组织退化最为严重。不同截面上，从榫头至叶尖显微疏松占比、二次  $\gamma'$  相尺寸均逐渐增多，而叶根 MC 碳化物减少幅度最大。总体来看，显微组织退化最严重区域为叶尖排气边区域。研究表明<sup>[21]</sup>，同截面不同区域服役温度为排气边 > 进气边 > 叶背 > 叶盆，即显微组织退化与服役温度呈正相关。

从服役叶片不同截面的排气边取力学试样，测试结果如图 10 所示。服役后，由榫头至叶尖室温抗拉强度逐渐降低，其中叶尖为 810 MPa，远低于榫头的 1002 MPa。980  $^{\circ}\text{C}$  高温抗拉强度变化规律与室温相同，叶尖至叶根均保持在 390 MPa 左右，低于榫头的 423 MPa。由图 10b 可知，叶片各截面室温与 980  $^{\circ}\text{C}$  高温延伸率未出现明显

变化，其中室温延伸率均保持在 7%左右，980 °C延伸率均为 30%左右。

图 10 (c, d)为不同截面 980 °C/220 MPa 高温持久性能。从榫头至叶尖持久寿命持续下降，其中叶尖持久寿命为 1.95 h，仅为榫头的 50%；且叶尖至叶根的延伸率均低于榫头。

力学性能降低主要受合金显微组织退化影响：经长期服役运行后，叶片显微疏松增多，晶界上析出连续  $M_{23}C_6$  碳化物，在应力作用下这些缺陷将成为裂纹源，促使裂纹快速形成并扩展。二次  $\gamma'$ 相出现球化和筏化，导致  $\gamma/\gamma'$ 相错配度下降，不利于两相界面形成高密度位错网络；且二次  $\gamma'$ 相粗化增大  $\gamma$  相通道宽度，使得  $\gamma'$ 相对位错的阻碍作用进一步减弱，降低合金强度与蠕变抗性。在服役过程中，部分三次  $\gamma'$ 相回熔，另一部分三次  $\gamma'$ 相粗化至 300 nm 以上，使得位错与三次  $\gamma'$ 相的作用机制由切过机制转变为 Orowan 绕过机制，进一步降低合金力学性能[22, 23]。

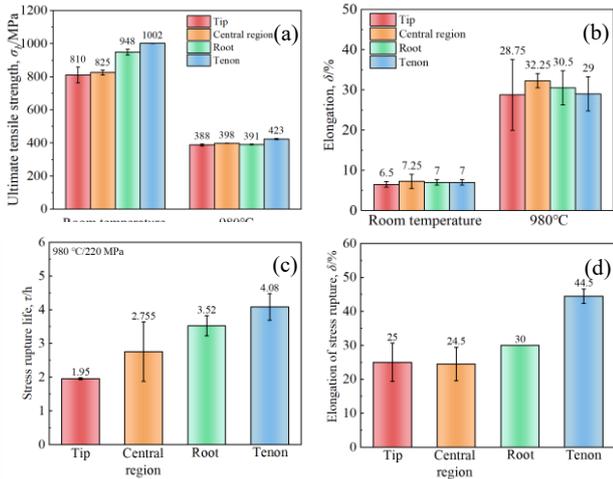


图 10 服役叶片排气边不同截面力学性能 (a) 室温与 980 °C 抗拉强度, (b) 室温与 980 °C 延伸率, (c) 980 °C/220 MPa 持久寿命, (d) 980 °C/220 MPa 持久延伸率

Fig. 10 Mechanical properties at different regions of the serviced blade trailing edge: (a) Ultimate tensile strength and (b) Elongation at RT and 980 °C; (c) Stress rupture life and (d) elongation at 980 °C/220 MPa

## 2.2 恢复热处理对显微组织与性能的影响

叶片解剖分析发现，服役后叶片显微疏松占比增高，碳化物退化，二次  $\gamma'$ 相粗化与筏化明显，三次  $\gamma'$ 相回熔。由于显微组织劣化，排气边各高度截面的力学性能也出现不同程度下降，其中以叶尖排气边显微组织与力学性能退化最严重。因此，从叶尖排气边与榫头两区域取样，采用热等静压+固溶+两次时效的恢复热处理工艺改善显微组织与力学性能。

如图 11 所示，叶尖与榫头显微疏松与孔洞含量相较

于恢复热处理前均有明显降低；白色碳化物以颗粒状和未退化的汉字状、块状为主，晶界上连续碳化物消除；叶尖与榫头  $\gamma'$ 相尺寸均明显降低，二次  $\gamma'$ 相均为立方状， $\gamma$ 通道中析出少量球状三次  $\gamma'$ 相。

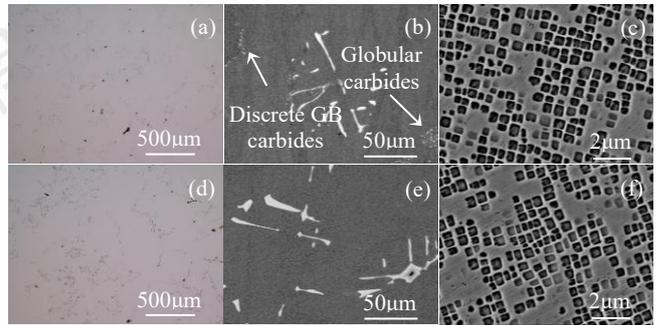


图 11 恢复热处理后叶尖与榫头组织图片 (a~c) 叶尖, (d~f) 榫头

Fig. 11 Microstructure of blade after rejuvenation heat treatment: (a~c) tip; (d~f) tenon

图 12 为恢复热处理后叶尖排气边碳化物 EDS 图像。结果表明，白色相为富 Ti、Ta 元素的 MC 碳化物，未发现富 Ti、Ni 的  $\eta$  相和富 Cr 的  $M_{23}C_6$  碳化物。

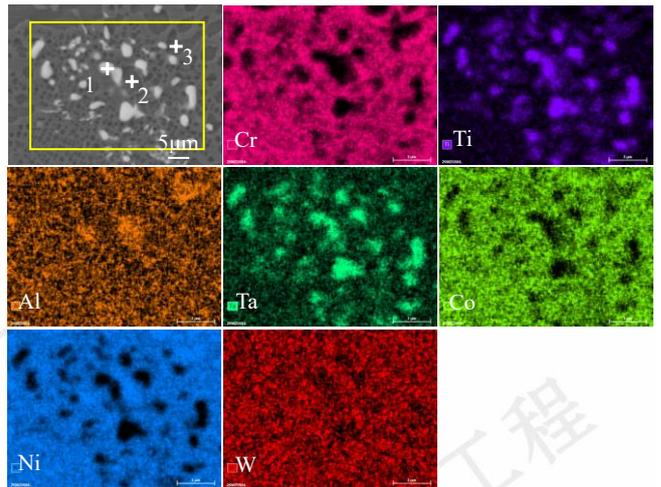


图 12 恢复热处理后叶尖排气边碳化物 EDS 图像

Fig. 12 EDS analysis of carbides at blade tip trailing edge after rejuvenation heat treatment

表 5 恢复热处理后叶尖析出相元素含量

Table 5 Composition of precipitated phases at blade tip with rejuvenation (ω%)

Point	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Ta	W	Phase
1	/	23.19	3.31	1.97	11.53	45.47	6.68	MC
2	3.78	8.11	5.17	5.97	57.85	3.08	1.66	$\gamma'$
3	3.75	8.54	3.06	5.40	60.99	2.49	1.27	$\gamma'$

恢复热处理后碳化物相中各元素含量如表 5 所示，与热处理前相比，MC 碳化物中 Ti、Ta 元素略有降低，而 Ni、W 含量明显增加，且 MC 碳化物含量明显高于热

处理前的叶尖区域。

研究表明, MC 碳化物退化由 MC/ $\gamma$  相之间成分差异引起, 因此这一过程无法通过高温热处理逆转<sup>[24-26]</sup>。但本研究发现: 部分区域中 MC 碳化物几乎完全退化, 仅存在少量颗粒状 MC 碳化物, 而经过适当的恢复热处理工艺后, 退化形成的  $\eta$  相和  $M_{23}C_6$  碳化物完全消失, 该区域仅发现颗粒状的 MC 碳化物, 其数量相较于恢复热处理前 MC 碳化物含量明显增加。

MC 碳化物增加应为 HIP 过程中  $M_{23}C_6$  碳化物和  $\eta$  相回熔所致<sup>[27, 28]</sup>:  $M_{23}C_6$  碳化物回熔后重新释放其中的 Cr、C 元素,  $\eta$  相回熔后提供了富 Ti、Ta 的元素环境。在 1180 °C 下, MC 碳化物为稳定相, C 优先与 Ti、Ta 元素结合促进 MC 碳化物形核, 使微区内 Ti、Ta 元素浓度下降, 周围 Ti、Ta 元素沿浓度梯度扩散, 使 MC 碳化物晶核长大。部分 Ti、Ta 元素向远处扩散, 与基体中 Ni 元素相结合, 形成  $\gamma'$  相。

图 13 对比了恢复热处理前后叶尖和榫头的显微疏松、碳化物、 $\gamma'$  相尺寸。经热处理后, 叶尖显微疏松占比由 0.23% 降低至 0.15%, 降幅为 35%; 榫头由 0.17% 降低至 0.1%, 降幅为 41%, 且叶尖占比已低于恢复前榫头占比, 即恢复热处理工艺使叶尖显微疏松与孔洞得到良好愈合; 白色 MC 碳化物含量由 0.25% 恢复至 0.8%, 与榫头的 1% 相近; 二次  $\gamma'$  相尺寸由 2.5  $\mu\text{m}$  降低至 0.5  $\mu\text{m}$ , 三次  $\gamma'$  相由 744 nm 降低至 59 nm, 与恢复后榫头区域显微组织基本一致。

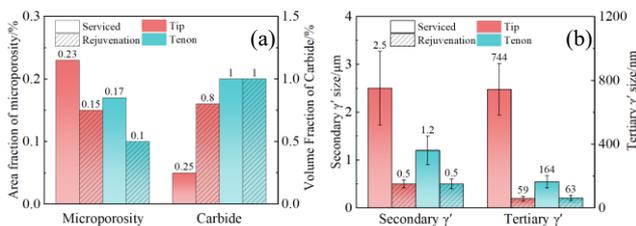


图 13 恢复热处理前后叶尖与榫头显微组织对比  
(a) 显微疏松占比、碳化物含量, (b)  $\gamma'$  相尺寸变化

Fig. 13 Comparison of microstructure of blade tip and tenon before and after the rejuvenation heat treatment (a) microporosity, carbides; and (b)  $\gamma'$  precipitates

图 14 为恢复热处理前后叶尖与榫头室温与 980 °C 高温拉伸性能、980 °C/220 MPa 持久性能。经恢复热处理后, 叶尖室温抗拉强度由 810 MPa 增至 1122 MPa, 980 °C 抗拉强度由 388 MPa 增至 468 MPa; 980 °C/220 MPa 持久寿命由 1.95 h 增至 11.31 h。榫头室温强度为 1067 MPa, 980 °C 抗拉强度为 441 MPa, 980 °C/220 MPa 持久寿命为 9.81 h。

经过恢复热处理后, 合金中显微疏松占比下降, 晶界连续碳化物相消除, 有效抑制了合金因缺陷导致的性

能下降。且热处理工艺恢复了合金中的双模  $\gamma'$  相组织: 二次  $\gamma'$  相立方度高,  $\gamma/\gamma'$  相界面错配度大, 促进位错网络在两相界面形成, 增大位错运动阻力, 提高合金强度与持久寿命;  $\gamma$  通道宽度明显降低, 增强了二次  $\gamma'$  相对位错的约束能力。同时  $\gamma$  通道中的三次  $\gamma'$  相, 促使位错以切割机制运动, 增加位错在运动过程中的能量耗散, 进一步提升合金强度与持久寿命。

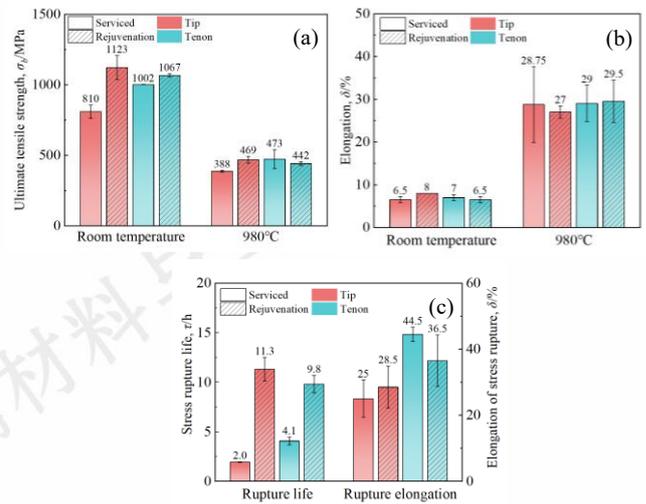


图 14 恢复热处理前后叶尖与榫头力学性能 (a) 室温与 980 °C 抗拉强度, (b) 室温与 980 °C 延伸率, (c) 980 °C/220 MPa 持久性能

Fig. 14 Mechanical properties of blade tip and tenon before and after rejuvenation heat treatment: (a) Ultimate tensile strength and (b) Elongation at RT and 980 °C; (c) Stress rupture properties at 980 °C/220 MPa

值得注意的是, 经恢复热处理后叶尖各项力学性能均高于榫头性能, 且延伸率未出现明显差异, 即经过恢复热处理后叶片的力学性能得到良好恢复。由于榫头区域服役损伤较小, 因此以经过同样热处理后榫头的性能作为叶片需达到的标准性能, 即恢复热处理工艺使 GTD111 DS 合金叶片的显微组织与性能得到良好恢复。

### 3 结论

对服役后 GTD111 DS 叶片进行解剖, 分析其服役后显微组织与力学性能退化规律, 并制定热处理工艺恢复合金组织与力学性能。结论如下:

(1) 服役后, 叶片叶尖至叶根显微疏松与孔洞含量明显增加; 枝晶间碳化物相出现明显退化, 形成  $M_{23}C_6$  碳化物和  $\eta$  相, 晶界上有连续  $M_{23}C_6$  碳化物析出; 二次  $\gamma'$  相出现球化和筏化特征, 三次  $\gamma'$  相回熔。

(2) 同高度截面上, 显微组织退化总体呈排气边 > 进气边 > 叶背 > 叶盆的趋势, 即排气边显微组织严重退化; 不同高度截面上, 从榫头至叶尖显微疏松占比、碳

化物占比、 $\gamma'$ 相形貌与尺寸退化程度逐渐加深,即叶尖排气边区域显微组织退化最严重。

(3)从榫头至叶尖,各项力学性能逐渐降低,叶尖室温与980℃抗拉强度分别为810 MPa和390 MPa,为榫头性能的80%和90%;980℃/220 MPa持久寿命为1.95 h仅为榫头性能的50%,力学性能退化主要受显微疏松占比、碳化物退化、 $\gamma'$ 相尺寸与形态影响。

(4)经恢复热处理后,叶尖显微疏松和孔洞占比降低; $M_{23}C_6$ 碳化物与 $\eta$ 相消除,白色MC碳化物总量由0.25%提升至0.8%; $\gamma'$ 相尺寸明显细化,二次 $\gamma'$ 相为0.5  $\mu\text{m}$ ,三次 $\gamma'$ 相为59 nm。叶尖的室温抗拉强度由810 MPa增加至1122 MPa,980℃抗拉强度由388 MPa增加至468 MPa,980℃/220 MPa持久寿命由1.95 h增加至11.31 h。叶尖显微组织与榫头相近,力学性能均优于榫头水平。

综上,恢复热处理有效改善服役引起的显微组织劣化和力学性能下降,为同类叶片的修复提供了可靠的叶片分析与恢复工艺方案。

#### 参考文献 References

- [1] Gudivada Giridhar, Pandey Ajoy Kumar. *Journal of Alloys and Compounds*[J],2023,963.
- [2] Chen Cao(陈操), Han Lei(韩雷), Zhang Yu(张钰) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J],2021,41(04):96-108.
- [3] Fan Yunpeng(范云鹏), Zhao Xinbao(赵新宝), Zhou Yu(周昱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2025,54(04):1053-1071.
- [4] Hassan Ghorbani, Hassan Farhangi, Mehdi Malekan. *Engineering Failure Analysis*[J],2023,148.
- [5] JA Villada, RG Bayro-Lazcano, E Martinez-Franco *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J],2019,28(4):1950-1957.
- [6] Feng Qiang(冯强), Tong Jinyan(童锦艳), Zhng Yunrong(郑运荣) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J],2012,31(12):21-34+11.
- [7] M. Najmi, S.M.H. Mirbagheri. *Engineering Failure Analysis* [J],2023,146.
- [8] M.R. Jahangiri, M. Abedini. *Materials & Design* [J],2014,64:588-600.
- [9] Yi Wen(易文). *Nanchang University*(南昌大学) [D],2024.
- [10] Yang Jinping(杨晋萍), Song Guobin(宋国斌), Dong Yongjun(董勇军) *et al. Heat Treatment of Metals*[J], 2021, 46(6): 213-220.
- [11] Xu Hui(许辉), Guo Yanjun(郭延军), Wang Jiangwei(王江伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2023,52(06):2057-2062.
- [12] Feng Keyun(冯可云), Qiao Lijie(乔立捷), Wang Lu(王鲁) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J],1-4.
- [13] Gao Qiang(高强). *Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学)[D],2019.
- [14] Wang Qian Kun(王乾坤), Wang Wei(王威), Chi Qingxin(迟庆新) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J],2023,43(02):9-16.
- [15] 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(03):354-362.
- [16] Panyawat Wangyao, Viyaporn Krongtong, Nurot Panich *et al. High Temperature Materials and Processes*[J],2007, 26(2):151-160.
- [17] M.T. Kim, S.Y. Chang, J.B. Won. *Materials Science and Engineering: A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*,2006,441(1/2):126-134.
- [18] Li Hansong(李寒松), Sun Shijiang(孙士江), Diao Aimin(刁爱民) *et al. Foundry*(铸造)[J],2021,70(05):554-559.
- [19] G. Lvov, V.I. Levit, M.J. Kaufman. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J],2004, 35(6):1669-1679.
- [20] Zhang Haocheng, Wang Anqiang, Wen Zhixun *et al. High Temperature Materials and Processes*[J],2015,35(5).
- [21] David Dye, Anxin Ma, Roger C Reed. *Superalloys*[C].2008.
- [22] Byung-Hoon Kim, Byeong-Ook Kong, Yun-Kon Joo *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J],2024,30:2029-2040.
- [23] J. X. Zhang, T. Murakumo, Y. Koizumi. *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J],2002,33(12):3741-3746.
- [24] E. Lvova. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2007, 16(2):254-264.
- [25] Tang Wenshu(唐文书), Xiao Junfeng(肖俊峰), Nan Qing(南晴) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J],2021,41(4):10.
- [26] Sayyed Shahabeddin Hosseini, Said Nategh, Ali-Akbar Ekrami. *Journal of Alloys and Compounds*[J],2012,512(1):340-350.
- [27] B. Kościelniak, S. Roskosz, J. Cwajna. *Archives of Metallurgy and Materials*[J],2017,62(1).
- [28] M. Abedini, M. R. Jahangiri, P. Karimi. *Materials at High Temperatures*[J],2018,36(1), 19-26.

## Study on Degradation Mechanisms and Rejuvenation Processes for Microstructure and Properties of Gas Turbine Blades

Sun Haohua<sup>1</sup>, Zhang Jianting<sup>1,2</sup>, Cui Jinyan<sup>1,2</sup>, Xiao Lei<sup>1</sup>, Guo Jianzheng<sup>1,2</sup>

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The degradation behavior of the microstructure and mechanical properties of a long time serviced GTD111 DS superalloy turbine blade was investigated. Rejuvenation heat treatment was subsequently applied by using a treatment of hot isostatic pressing (HIP) followed by solution and double-aging treatments. The results demonstrated that during service: pore density increased significantly from blade tip to root; MC carbides degenerated into  $M_{23}C_6$  carbides and  $\eta$  phase; secondary  $\gamma'$  precipitates underwent severe spheroidization and rafting, accompanied by the dissolution of tertiary  $\gamma'$  precipitates. The overall microstructural degradation pattern along the blade longitudinal axis follows the order: tip > central region > root > tenon, and along the transverse axis follows the order: trailing edge > leading edge > suction side > pressure side. The microstructure degradation directly led to a progressive reduction in Ultimate tensile strength at both room temperature and 980 °C and stress rupture life at 980 °C/220 MPa from the tenon to the blade tip. After rejuvenation heat treatment, the microstructure and mechanical properties were markedly improved: the area fraction of microporosity at the blade tip was reduced, MC carbides were partially restored, and the sizes of secondary and tertiary  $\gamma'$  precipitates decreased to approximately 0.5  $\mu\text{m}$  and 59 nm, respectively. Ultimate tensile strength of the blade tip increased from 810 MPa to 1122 MPa at room temperature and from 388 MPa to 468 MPa at 980 °C; and the stress rupture life (980 °C/220 MPa) increased from 1.95 h to 11.31 h. After rejuvenation, all mechanical properties at the blade tip exceeded those of the tenon region.

**Key words:** gas turbine; Ni-based superalloy; service-induced damage; rejuvenation heat treatment; GTD111 DS

---

Corresponding author: Zhang Jianting, Ph. D., Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, P. R. China, E-mail: 416204357@qq.com