https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250376

燃机叶片组织与性能退化规律及恢复工艺研究

孙浩华[1]，张建庭[1,2]，崔金艳[1,2]，肖 磊[1]，郭建政[1,2]

（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 粉末冶金全国重点实验室，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，*M*C相退化为$M_{23}C_6$相和η相，二次γ'相球化和筏化，三次γ'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25与980 ℃抗拉强度、980 ℃/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γ'相分别减小至0.5 μm和59 nm；叶尖室温抗拉强度由810 MPa增至1122 MPa，980 ℃抗拉强度由388 MPa增至468 MPa，980 ℃/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

中图法分类号：TG132.3$^+$3 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2026)10-2579-11

1 引 言

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[1-3]。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γ'相粗化与筏化、三次γ'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[4-7]。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[8-12]。

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[13-17]。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微观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。

2 实 验

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、*M*C碳化物含量、γ'相尺寸（Feret diameter），每个区域统计图片不少于5张，γ'相统计数量不少于300个。对比分析叶片各区域微观组织，从叶片不同截面的排气边取力学性能测试试样进行25与980 ℃高温拉伸性能、980 ℃/220 MPa持久性能测试，取样方向与叶片高度方向相同。

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

表1 GTD111 DS合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GTD111 DS superalloy (wt/%)

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

收稿日期：2025-10-20

基金项目：重点新材料研发及应用国家科技重大专项（2024ZD0600900）

作者简介：孙浩华，男，1999年生，硕士，深圳市万泽中南研究院有限公司，广东 深圳 518000，E-mail：sunhh@wedge.com.cn

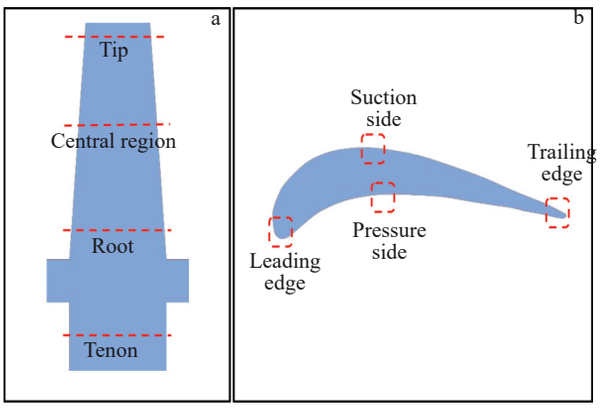


图1 叶片显微组织取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagrams of the microstructure sampling regions on the blade (a) and cross section (b)

工艺对损伤严重区域进行组织与性能恢复。恢复热处理工艺包括：热等静压：1180 ℃/103 MPa/4 h，炉冷；固溶热处理：1200 ℃/2 h，气冷；一次时效：1120 ℃/2 h，气冷；二次时效：843 ℃/8 h，气冷。

3　结果与分析

3.1　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，为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%。

图3为叶尖、叶身排气边的显微疏松与孔洞SEM照片。如图3a~3c所示，叶尖孔洞主要以圆形的（热处理孔洞，H孔）为主，凝固孔洞（S孔）和蠕变孔洞（D孔）数量相对较少[18]；如图3d~3f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。

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，

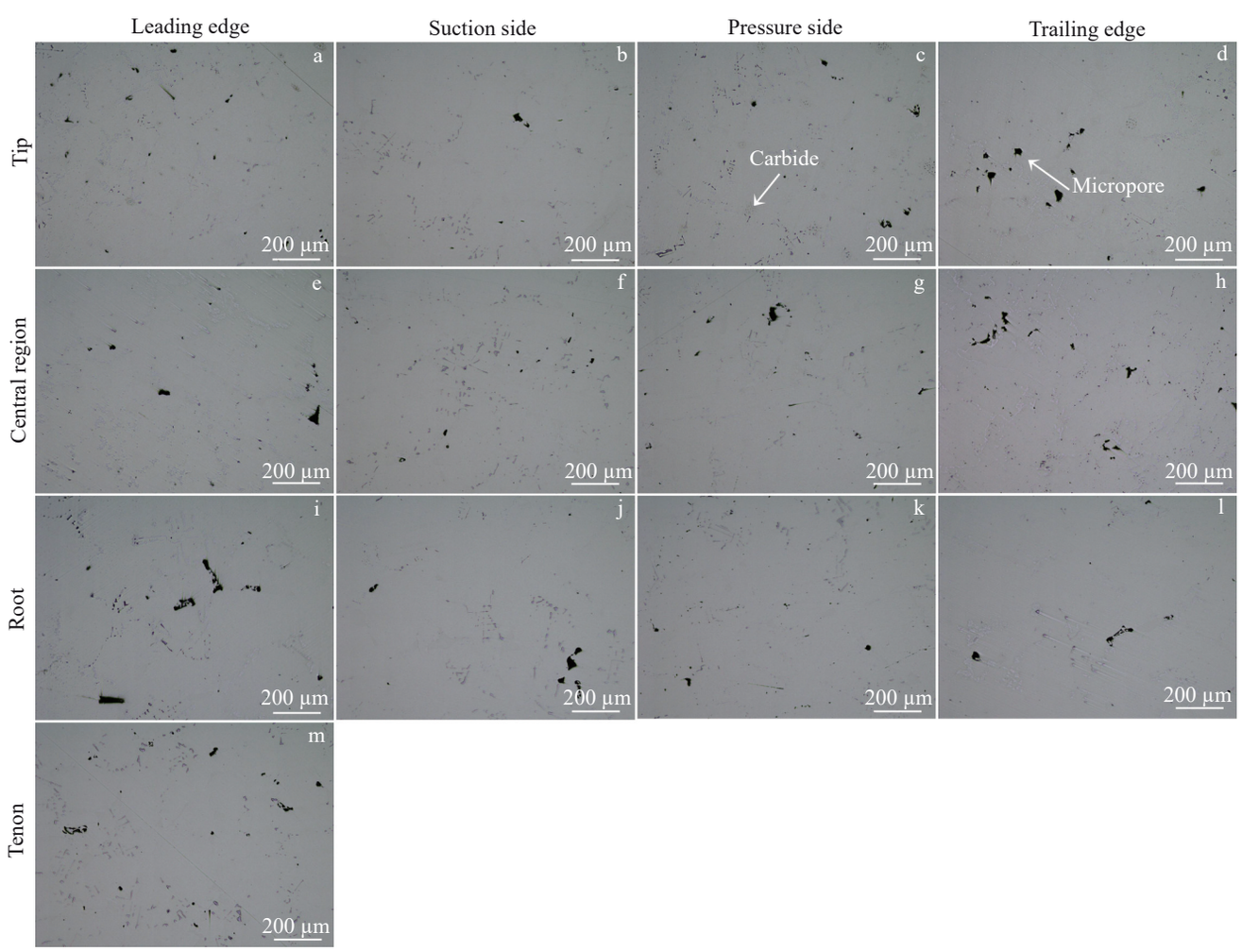


图2 服役叶片、叶尖、叶身、叶根、榫头区域抛光态金相图片

Fig.2 Micrographs of different regions of the serviced blade under as-polished condition: (a–d) tip; (e–h) central region; (i–l) root; (m) tenon (overall microstructure)

表2 服役叶片各区域显微疏松与孔洞占比

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

Region	Leading edge	Suction side	Pressure side	Trailing edge
Tip	0.17	0.20	0.08	0.23
Central region	0.27	0.11	0.10	0.32
Root	0.28	0.20	0.07	0.21
Tenon	0.17			

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照片。叶尖至叶根碳化物大面积退化：块状和汉字状的*M*C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*M*C碳化物，叶背次之，叶盆*M*C碳化物退化数量相对较少，榫头区域由于服役温度最低，*M*C碳化物未退化。

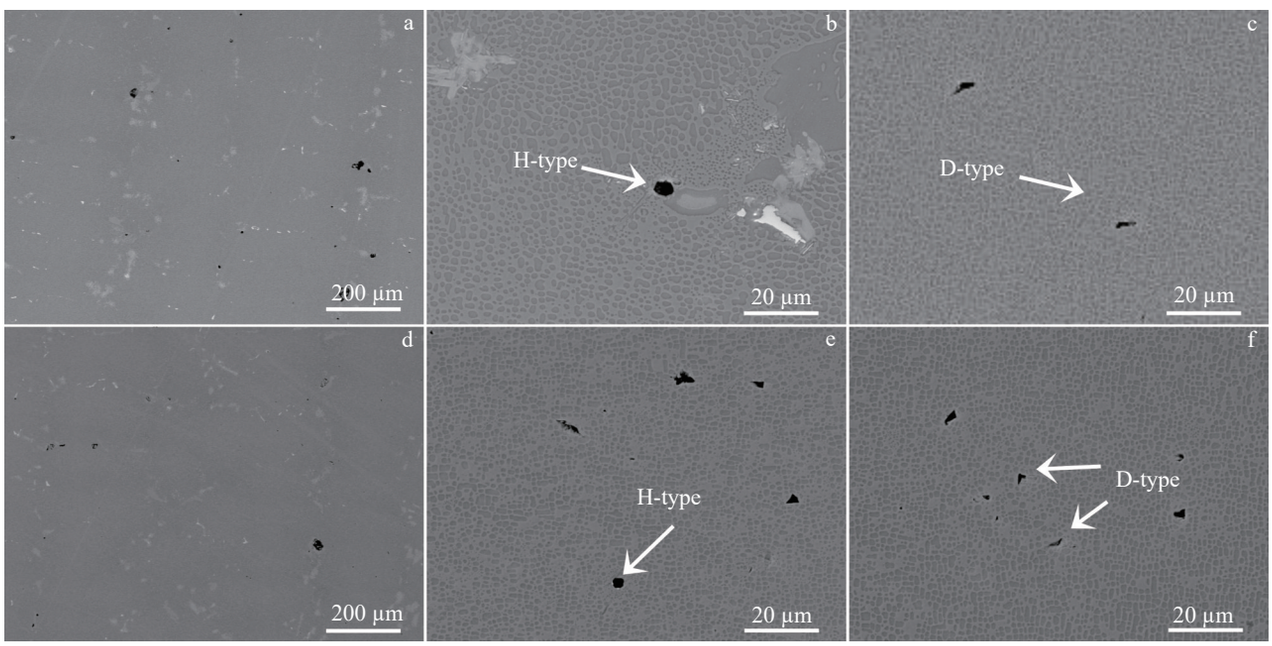


图3 服役叶片孔洞的SEM照片

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

各区域*M*C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，*M*C碳化物含量低于0.3%。同高度截面上，*M*C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γ'/γ共晶区域。EDS结果表明：白色颗粒相富Ti、Ta元素，为未退化的*M*C碳化物；浅灰色相富Ti、Ni元素，为退化后形成的η相；深灰色相富Cr元素，为$M_{23}C_6$碳化物。

图6为JMatPro模拟GTD111 DS合金相图。GTD111 DS合金在977 ℃以下，*M*C碳化物消失$M_{23}C_6$碳化物析出，即在977 ℃下*M*C碳化物为亚稳定相，经过长期服役后，*M*C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，*M*C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*M*C碳化物向基体中扩散，基体中的Ni、Cr等元素向*M*C碳化物扩散，当元素浓度达到特定化学计量比时，*M*C碳化物/γ相界面上形成$M_{23}C_6$与η相[19–20]。因此，服役后GTD111 DS合金中*M*C碳化物的退化方程为：

$$MC + \gamma = M_{23}C_6 + \eta \quad (1)$$

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7a、7b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7c, 7d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8为服役叶片各区域的γ'相SEM照片，叶片整体呈现双模γ'相结构。与榫头相比，服役后叶尖至叶根二次γ'相明显长大，并存在球化和筏化特征。其中叶尖、叶根二次γ'相以球化为主，叶身则发生严重筏化。二次γ'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γ'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γ'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

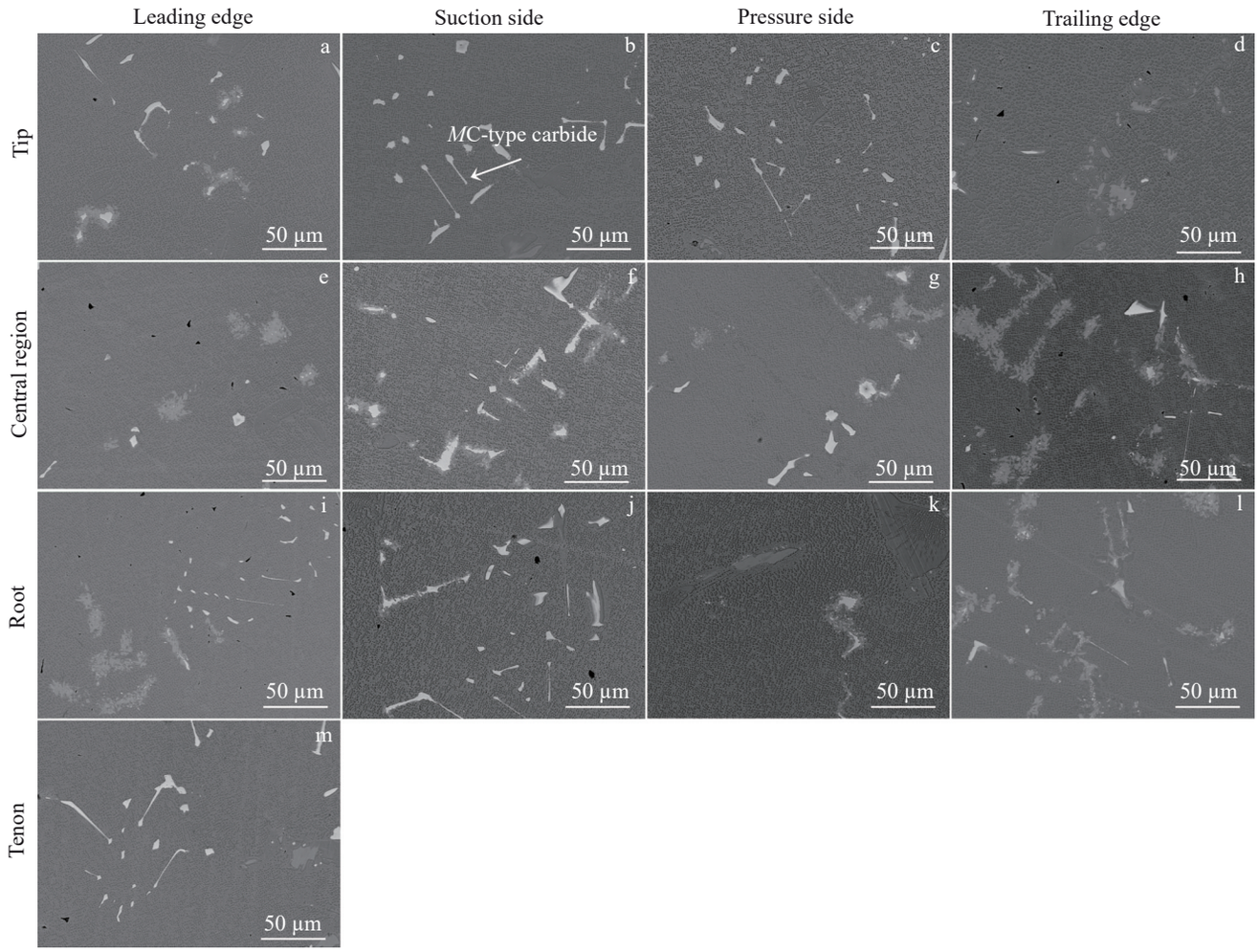


图4 服役叶片叶尖，叶身，叶根，榫头截面区域碳化物形貌

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

表3 服役叶片各区域 *MC* 碳化物占比

Table 3 Area fraction 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	1.00	0.27
Root	0.17	0.36	0.85	0.09
Tenon	1.00			

高，但其温度相对较低，因此二次γ′相受应力作用不显著，以长大为主。除二次γ′相，三次γ′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γ′相尺寸进行统计，其结果如图9所示。叶尖各区域的二次γ′相相较于榫头均有明显长大，其中进气边和叶背二次γ′相尺寸相近，约1.4 μm；排气边粗化严重，可达2.5 μm。叶身、叶根截面各区域二次γ′相变化趋势与叶尖相近，但由于服役温度稍低，二次γ′相的粗化程度也明显降低。

由图9b可知，三次γ′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γ′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γ′相尺寸与榫头相近。总体来看，三次γ′相的尺寸分布规律与二次γ′相相近。

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γ′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γ′相尺寸均逐渐增大，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[21]，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

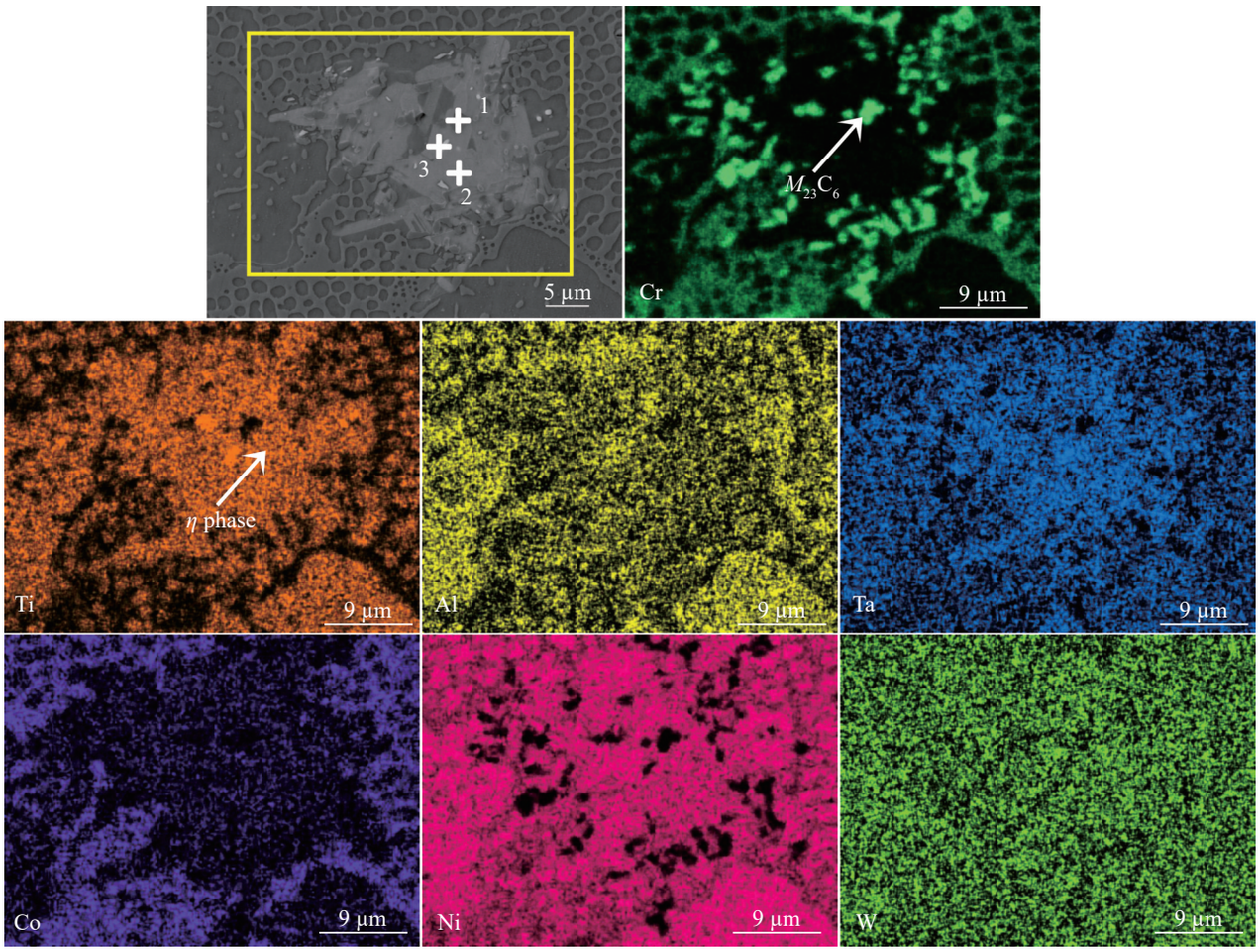


图5　服役叶尖排气边 *M*C 碳化物分解产物 EDS 分析

Fig.5　SEM image and EDS analysis of decomposed *M*C carbide products at trailing edge of the serviced blade tip

表 4　图 5a 中服役叶片叶尖排气边 EDS 分析

Table 4　EDS analysis at trailing edge of the serviced blade tip in Fig.5a (wt%)

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	-

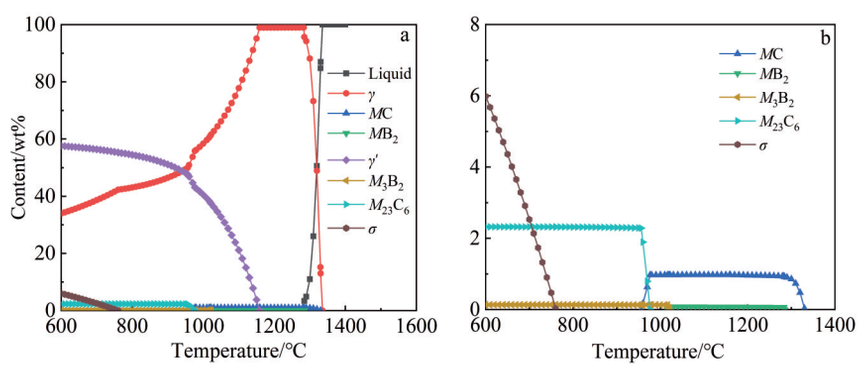


图6　JMatPro 模拟 GTD111 DS 合金凝固相图及部分区域放大

Fig.6　Solidification phase diagram (a) and partial region magnification (b) of GTD111 DS superalloy simulated by JMatPro

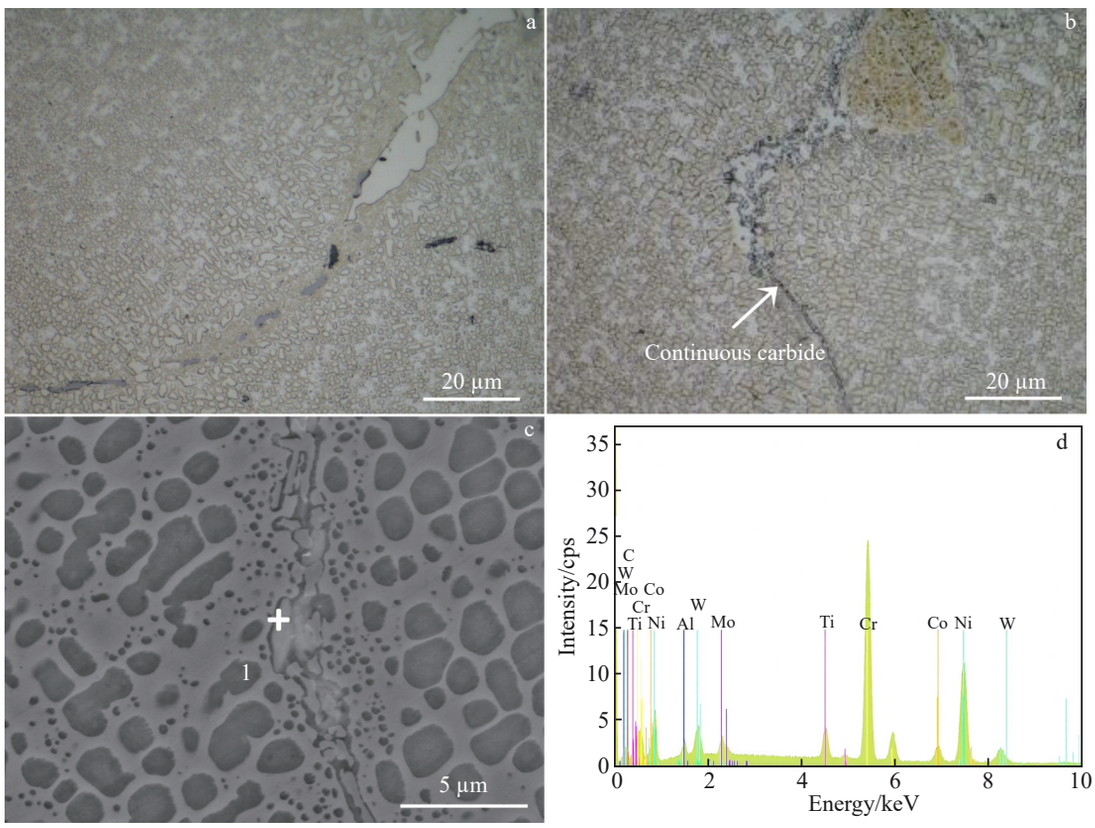


图7 服役叶片不同区域晶界显微组织及叶尖晶界碳化物EDS能谱

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

渐降低，其中叶尖为810 MPa，为榫头（1002 MPa）的80%。980 ℃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，为榫头（423 MPa）的90%。由图10b可知，叶片各截面25与980 ℃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 ℃延伸率均为30%左右。

图10c、10d为不同截面980 ℃/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γ'相出现球化和筏化，导致γ/γ'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γ'相粗化增大γ相通道宽度，使得γ'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γ'相回熔，另一部分三次γ'相粗化至300 nm以上，使得位错与三次γ'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]。

3.2　恢复热处理对显微组织与性能的影响

服役后叶片解剖分析发现，显微疏松占比增加，碳化物退化，二次γ'相粗化与筏化明显，三次γ'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为严重。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叶片显微组织与力学性能。

如图11恢复热处理后叶尖与榫头组织所示，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γ'相尺寸均明显降低，二次γ'相均为立方状，γ通道中析出少量球状三次γ'相。

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*M*C碳化物，未发现富Ti、Ni的η相和富Cr的$M_{23}C_6$碳化物。

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，*M*C碳化物中Ti、Ta元素略有降低，而Ni、W含量明显增加，且*M*C碳化物含量明显高于热处理前的叶尖区域。

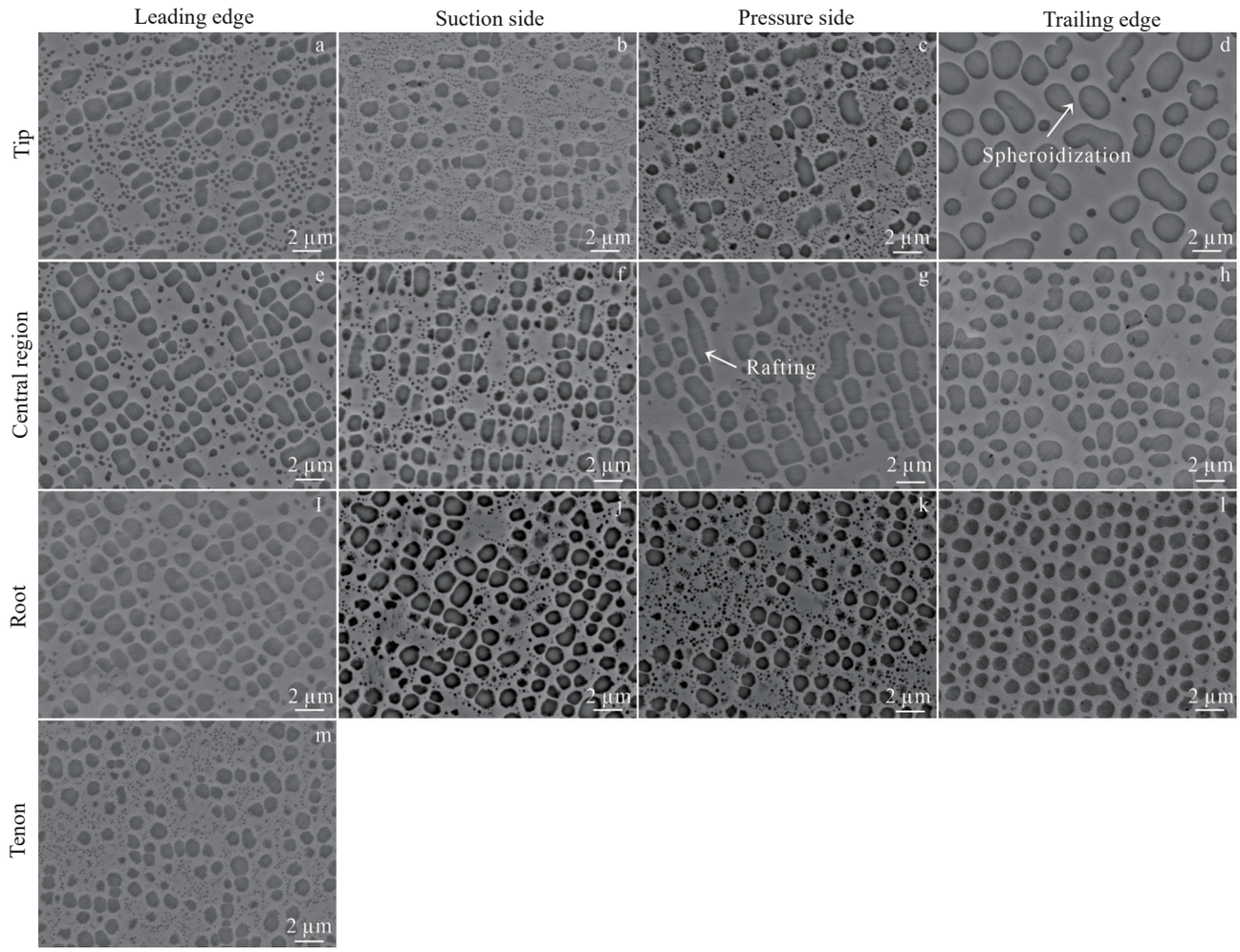


图8 服役叶片不同区域γ′相形貌

Fig. 8 Morphologies of γ′ precipitates at different regions in serviced blade: (a–d) tip; (e–h) central region; (i–l) root; (m) tenon (overall microstructure)

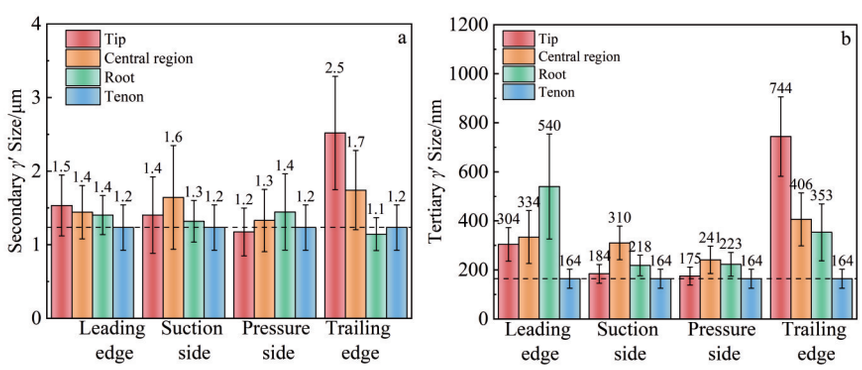


图9 服役叶片不同区域γ′相尺寸

Fig.9 Size distribution of γ′ precipitates in different regions of the serviced blade: (a) secondary γ′ precipitates and (b) tertiary γ′ precipitates

研究表明，*M*C 碳化物退化由 *M*C/γ 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[24–26]。但本研究发现：部分区域中 *M*C 碳化物几乎完全退化，仅存在少量颗粒状 *M*C 碳化物，而经过适当的恢复热处理工艺后，退化形成的 η 相和 $M_{23}C_6$ 碳化物完全消失，该区域仅发现颗粒状的 *M*C 碳化物，其数量相较于恢复热处理前 *M*C 碳化物含量明显增加。

*M*C 碳化物增加应为 HIP 过程中 $M_{23}C_6$ 碳化物和 η 相回熔所致[27–28]：$M_{23}C_6$ 碳化物回熔后重新释放其中的 Cr、C 元素，η 相回熔后提供了富 Ti、Ta 的元素环境。在

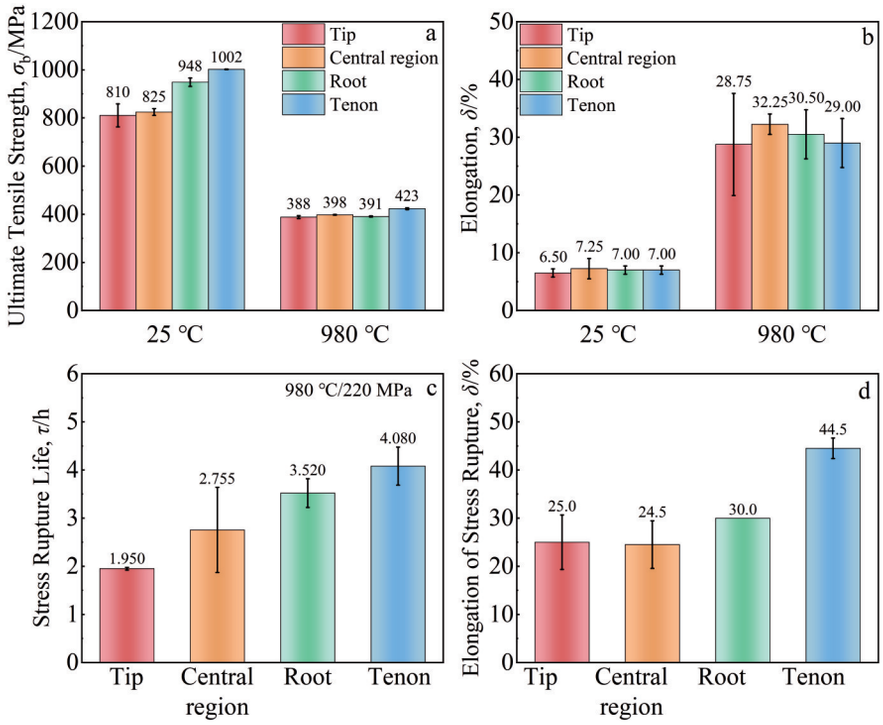


图 10　服役叶片排气边不同截面 25 与 980 ℃力学性能

Fig.10　Mechanical properties at different regions of the serviced blade trailing edge: (a–b) ultimate tensile strength and elongation at 25 and 980 ℃; (c) stress rupture life at 980 ℃/220 MPa; (d) elongation at 980 ℃/220 MPa

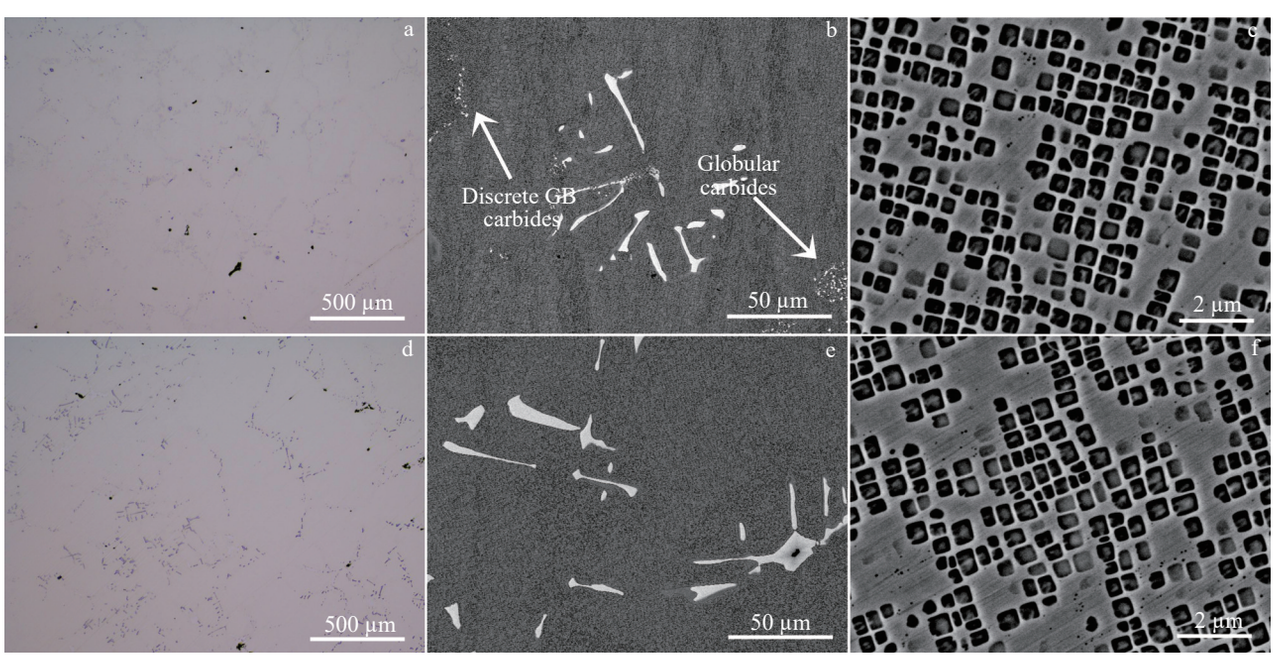


图 11　恢复热处理后叶尖与榫头组织

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

1180 ℃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 γ' 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、γ' 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

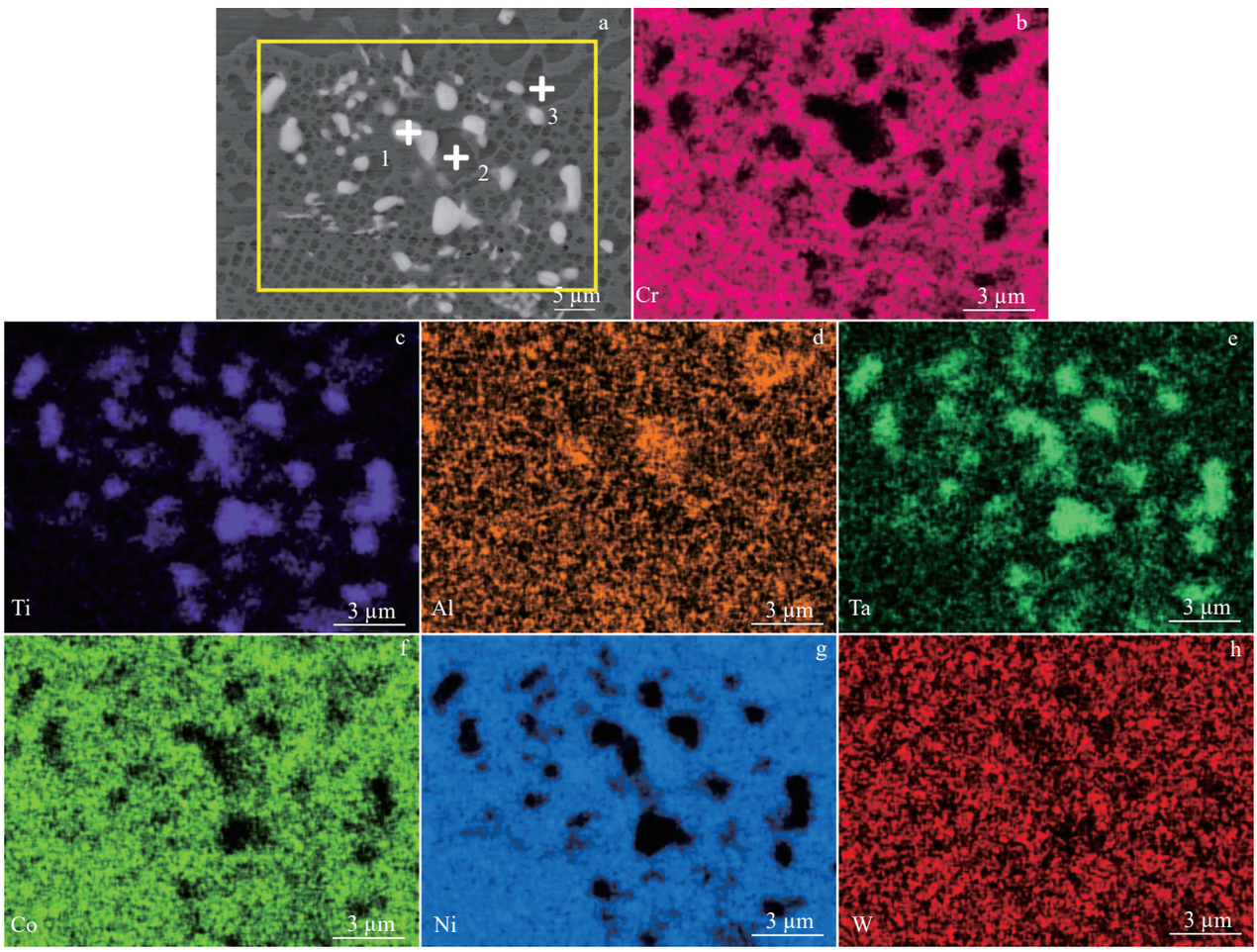


图 12　恢复热处理后叶尖排气边碳化物 EDS 元素面分布

Fig.12　SEM image (a) and EDS element mappings (b–h) of carbides at trailing edge of blade tip after rejuvenation heat treatment

表 5　图 12a 中恢复热处理后叶尖析出相元素含量

Table 5　Composition of precipitated phases at blade tip after rejuvenation heat treatment in Fig.12a (wt%)

Point	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Ta	W	Phase
1	-	23.19	3.31	1.97	11.53	45.47	6.68	*M*C
2	3.78	8.11	5.17	5.97	57.85	3.08	1.66	γ′
3	3.75	8.54	3.06	5.40	60.99	2.49	1.27	γ′

愈合；白色 *M*C 碳化物含量由 0.25% 恢复至 0.8%，与榫头的 1% 相近；二次 γ′ 相尺寸由 2.5 μm 降低至 0.5 μm，三次 γ′ 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 14 为恢复热处理前后叶尖与榫头 25 与 980 ℃高温拉伸性能、980 ℃/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 ℃抗拉强度由 388 MPa 增至 468 MPa；980 ℃/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 ℃抗拉强度为 441 MPa，980 ℃/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 γ′ 相组织：二次 γ′ 相立方度高，γ/γ′ 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；γ 通道宽度明显降低，增强了二次 γ′ 相对位错的约束能力。同时 γ 通道中的三次 γ′ 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。

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。

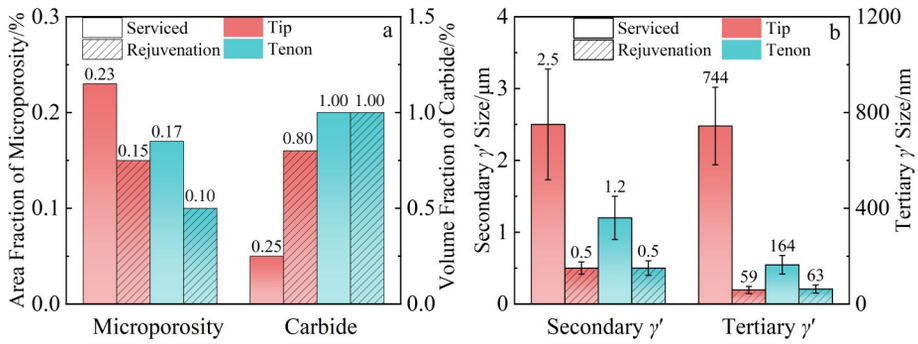


图 13　恢复热处理前后叶尖与榫头显微组织疏松占比、碳化物含量及 γ′相尺寸统计

Fig. 13　Comparison of area fraction of microporosity, volume fraction of carbides (a) and size of γ′ precipitates (b) at blade tip and tenon before and after the rejuvenation heat treatment

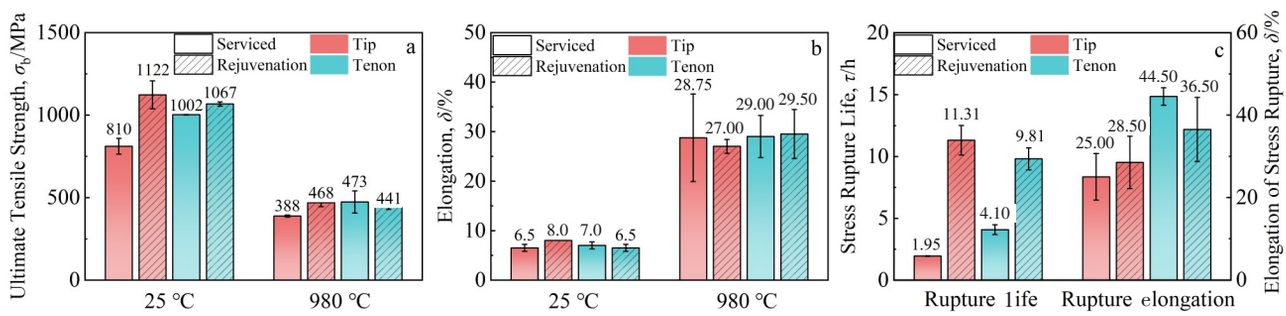


图 14　恢复热处理前后叶尖与榫头力学性能

Fig.14　Mechanical properties of blade tip and tenon before and after rejuvenation heat treatment: (a) ultimate tensile strength, (b) elongation at 25 and 980 ℃, and (c) stress rupture properties at 980 ℃/220 MPa

4　结　论

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 η 相，晶界上有连续 $M_{23}C_6$ 碳化物析出；二次 γ′相出现球化和筏化特征，三次 γ′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、γ′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 25 与 980 ℃抗拉强度分别为 810 MPa 和 388 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、γ′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 η 相消除，白色 *MC* 碳化物总量由 0.25% 提升至 0.8%；γ′相尺寸明显细化，二次 γ′相为 0.5 μm，三次 γ′相为 59 nm。叶尖的 25 ℃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。

参考文献　　References

[1] Gudivada G, Pandey A K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 963: 171128

[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(4): 96

[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(4): 1053

[4] Hassan G, Hassan F, Mehdi M. *Engineering Failure Analysis*[J], 2023, 148: 107061

[5] Villada J A, Bayro-Lazcano R G, Martinez-Franco E *et al*. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28 (4): 1950

[6] Wu Cong(吴 聪), Han Qingdan(韩晴丹), Peng Dandan(彭丹丹) *et al*. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2026, 45(4): 306

[7] Najmi M, Mirbagheri S M H. *Engineering Failure Analysis*[J], 2023, 146: 107110

[8] Jahangiri M R, Abedini M. *Materials & Design*[J], 2014, 64: 588

[9] Yi Wen(易 文). *Thesis for Master Degree*(硕士论文) [D]. Nanchang: Nanchang University, 2024

[10] Yang Jinping(杨晋萍), Song Guobin(宋国斌), Dong Yongjun(董勇军) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46

(6): 213

[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(6): 2057

[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], 2025, 54(22): 181

[13] Gao Qiang(高 强). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2019

[14] Wang Qiankun(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(2): 9

[15] Tian Yuan(田 原), Dong Jian(董 键), Wang Xiaomeng(王小蒙) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014, 38(3): 354

[16] Panyawat W, Viyaporn K, Nurot P *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2007, 26(2): 151

[17] Kim M T, Chang S Y, Won J B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 441(1–2): 126

[18] Li Hansong(李寒松), Sun Shijiang(孙士江), Diao Aimin(刁爱民) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2021, 70(5): 554

[19] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(6): 1669

[20] Zhang Haocheng, Wang Anqiang, Wen Zhixun *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2015, 35(5): 463

[21] Dye D, Ma A X, Reed R C. *Superalloys*[C]. Warrendale: TMS, 2008

[22] Kim B H, Kong B O, Joo Y K *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 2029

[23] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(12): 3741

[24] Lvova E. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2007, 16(2): 254

[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 S H, Said N, Ali-Akbar E. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 512(1): 340

[27] Kościelniak B, Roskosz S, Cwajna J. *Archives of Metallurgy and Materials*[J], 2017, 62(1): 247

[28] Abedini M, Jahangiri M R, Karimi P. *Materials at High Temperatures*[J], 2018, 36(1): 19

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

Sun Haohua[1], Zhang Jianting[1,2], Cui Jinyan[1,2], Xiao Lei[1], Guo Jianzheng[1,2]

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

(2. State Key Lay Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: 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 using a treatment of hot isostatic pressing (HIP) followed by solution and double-aging treatments. The results demonstrate that during service, pore density increases significantly from blade tip to root; *M*C carbides decompose into $M_{23}C_6$ carbides and η phase; secondary γ' precipitates undergo severe spheroidization and rafting, accompanied by the dissolution of tertiary γ' precipitates. The overall microstructural degradation pattern along the blade longitudinal axis follows the order: tip>central region>root>tenon. Along the transverse axis, it follows the order: trailing edge>leading edge>suction side>pressure side. The microstructure degradation directly leads to a progressive reduction in ultimate tensile strength at 25 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 are markedly improved. Area fraction of microporosity at the blade tip is reduced, *M*C carbides are partially restored, and the sizes of secondary and tertiary γ' precipitates decrease to approximately 0.5 μm and 59 nm, respectively. Ultimate tensile strength of the blade tip increases from 810 MPa to 1122 MPa at room temperature and from 388 MPa to 468 MPa at 980 °C; the stress rupture life (980 °C/220 MPa) is prolonged from 1.95 h to 11.31 h. After rejuvenation, all mechanical properties at the blade tip exceed 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