

Inconel 718 合金涡轮盘服役后一次碳化物演变规律及影响研究

张琰琳, 陈硕, 江河*, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 以某型号客机累积服役时间约 60000 h 的 Inconel 718 (GH4169) 涡轮盘为研究对象, 系统的研究了长时间服役后涡轮盘内不同位置下微观组织的演变情况。利用光学显微镜、扫描电镜、电子探针、萃取相分析、夹杂物扫描仪和纳米压痕等方法对其组织演变行为进行了详细表征。结果表明, 在长期服役后, 涡轮盘内主要强化相 γ' 和 γ'' 未发生显著变化。但是, 基体内弥散分布的一次 MC 碳化物沉淀相, 自涡轮盘心部至边缘位置其数量、大小和形貌均明显失稳。合金内部一次 MC 碳化物含量由 0.166 wt.% 降低至 0.106 wt.%, 其形貌由规整的块状逐渐向不规则的近圆形状转变。同时涡轮盘内发生元素重新分布行为, 碳化物的回溶使 Nb、Ti、C 元素扩散进入基体, 导致碳化物的纳米硬度降低而碳化物附近基体内纳米硬度略微上升。因此, 在 Inconel 718 合金涡轮盘实际服役过程中, 不同于传统认知中的一次碳化物具有极高的稳定性这一观点, 合金内一次 MC 碳化物会发生缓慢的回溶现象。而碳化物的失稳以及回溶后部分碳化物形成元素扩散进入基体中的行为, 会对合金长期服役的综合力学性能产生“扰动”。

关键词: MC 碳化物; 镍基高温合金; 组织稳定性

中图分类号: TG113.12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

作为航空发动机的核心热端部件, 涡轮盘用高温合金应具备卓越的力学性能, 并且合金长期服役下的高温组织稳定性是航空发动机安全性能的重要保证^[1-3]。Inconel 718 合金 (国内称 GH4169) 因其在 650 °C 以下具有优异的综合力学性能和高温组织稳定性而被广泛应用于航空发动机涡轮盘等热端部件, 通过添加 Nb、Ti、Al 等合金元素, 在基体内析出 γ'' -Ni₃Nb、 γ' -Ni₃(Al、Ti)、 δ -Ni₃Nb 相和碳化物等沉淀相来实现合金性能的强化^[4-9]。

随着航空技术发展和涡轮盘服役环境的严苛, 合金组织失稳的问题日渐凸显。目前, 针对涡轮盘服役时高温组织稳定性的问题做了大量研究, 基本集中在合金内部主要强化相 γ' 相、 γ'' 相以及 δ 相的尺寸、体积分数、形状和成分变化^[10-17], 而很少关注合金内弥散分布的碳化物, 这种较少含量的析出相, 在服役环境下的组织演变行为。传统观点认为在变形高温合金凝固过程中形成的大块的一次 MC 碳化物具有高组织稳定性、高熔点和高硬度的特性。其熔点在 1200 °C 左右, 难以在服役温度发生分解^[18,19]。然而 Paraskevas konits 等人研究发现粉末高温合金 STAL15-CC 在 850 °C/235 MPa 蠕变 3000 h 后富 Ta 的一次 MC 碳化物分解, 释放 Ta 元素, Hf 和 Zr 元素比例上升, 同时导致脆性 η 相沿晶界析出, 恶化合金性能^[20]。江河等人对合金 740H 中的 MC 碳化物进行研究, 发现 MC 碳化物在 720 °C 长期时效过程中分解,

将 C、Nb、Ti 元素释放至 γ 基体, 同时 Cr 则从 γ' 相中释放到基体中, 此时 C 与 Cr 元素扩散到晶界形成 M₂₃C₆, 实现元素重分布, 对合金的力学性能产生影响^[21]。可见, 在凝固过程中形成的稳定一次碳化物, 在 720~850 °C 温度范围内, 此时显著低于合金的溶解温度, 合金在长时间高温服役的条件下, 依旧会发生碳化物的分解与回溶。回溶后, 合金元素进入基体, 将导致复杂相的析出, 影响合金的服役性能。另外, 在 650 °C 高温环境下, GH4169 合金在疲劳载荷作用下, 碳化物与基体间极易发生应力集中现象, 使疲劳裂纹迅速扩展, 导致合金失效^[22]。因此, 开展长期服役后 Inconel 718 合金涡轮盘内部碳化物的组织演变行为的研究是十分有必要的。

基于上述观点, 碳化物弥散分布于奥氏体基体, 有助于提高合金高温拉伸强度和抗蠕变性能^[23], 但若其长期在高温条件下服役时, 仍可能发生碳化物向基体回溶、碳化物的相变以及碳化物的长大等组织退化现象^[24-26], 打破基体的元素平衡, 将导致合金内部的元素重新分配现象的发生, 对合金服役性能产生不利影响^[27,28]。为了进一步提升航空发动机涡轮盘的承温能力, 变形高温合金的合金化程度逐渐提高^[29], 越多越多的碳化物形成元素加入合金, 包含碳化物在内的析出相演变行为也更为复杂。因此, 针对碳化物的演变行为的研究将成为影响高温合金组织稳定性和服役寿命的一个值得深入思考的

收到初稿日期: ***

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (92160201)

作者简介: 张琰琳, 女, 1998 年生, 硕士生, 北京科技大学, 北京 100083, 电话: 16601538933, E-mail: zhangyanlin_ustb@163.com

问题。

本文通过对某型号客机累积服役约 6 万小时的 Inconel 718 合金涡轮盘进行详细的组织表征与分析, 主要通过观察合金内部一次 MC 碳化物在涡轮盘服役过程中的演变行为, 分析其对基体的“扰动”, 为服役后涡轮盘的组织研究提供一个新的关注点。揭示一次 MC 碳化物在服役过程中的组织演变行为, 有助于补充和完善发动机涡轮盘用变形高温合金长寿命使役稳定性理论体系。

1 实验材料及方法

实验材料为某型号客机累积服役约 6 万小时的 Inconel 718 合金涡轮盘, 其直径约 600 mm, 主要化学成分见表 1。根据涡轮盘各区域服役温度差异特性, 涡轮盘边部通常为服役温度最高的区域^[30], 显微组织累积服役损失也最为严重。自涡轮盘心部、R/2 处至边部方向分别在五个位置处制取金相试样 (10 mm×10 mm×10 mm), 具体取样位置见图 1 内示意图, 涡轮盘内 a、c、e 处取样位置与涡轮盘圆心距离分别为 80 mm、160 mm、280 mm。

表 1 Inconel 718 合金服役涡轮盘的化学成分

Table 1 Chemical composition of Inconel 718 alloy service turbine

disks(wt.%)							
C	Ti	Cr	Mo	Al	Nb	Ni	Fe
0.023	0.98	18.10	2.88	0.50	5.36	53.18	Bal.

金相试样用砂纸逐级打磨后进行机械抛光, 电解抛光使用溶液为 20% H₂SO₄ + CH₃OH, 电解抛光电压为 10 V, 抛光时间为 5 s。电解侵蚀使用溶液为 150 mL H₃PO₄ + 10 mL H₂SO₄ + 15g CrO₃, 电解侵蚀电压为 5 V,

侵蚀时间为 5 s。利用附带 INCA X-ACT 能谱(EDS)的 Supra 55 场发射扫描电镜(SEM)观察和分析微观组织及元素分布情况。通过 Image-Pro Plus 图像分析软件测量 MC 碳化物的尺寸。采用 ASPEX 自动扫描仪定量表征碳化物的数量、尺寸形貌和成分, 利用 JXA-iHP 200F 场发射电子探针(EPMA)分析涡轮盘微区的元素分布规律, 对碳化物周围微区内纳米硬度变化采用 Nano Indenter XP 纳米电子探针测试, 最大载荷 600 mN, 控制压入深度为 500 nm。

在涡轮盘的中心区域切取萃取相分析用样品, 试样打磨光亮后, 采用 10 g/L 硫酸铵 + 10 g/L 柠檬酸水溶液萃取 γ' 、 γ'' 、 δ -Ni₃Nb 相以及碳化物。获得的析出相粉末依次用含有 10 g/L 柠檬酸的乙醇洗液、10 g/L 柠檬酸水洗液分别洗 3 次, 最后再用蒸馏水洗净, 干燥。用 X'Pert MPDX 射线衍射仪(XRD)对析出相进行物相分析。然后将电解的残渣收集洗涤后放入聚四氟乙烯烧杯内加盐酸、硝酸和氢氟酸溶样后, 用水稀释至 100 mL 容量瓶中定容, 用 ICP-AES 测定各元素的含量。

2 实验结果与讨论

2.1 服役后涡轮盘内组织特征

图 1 为服役后涡轮盘内各取样区域的金相组织形貌, 自涡轮盘心部至 R/2 处(图 1 a~c)晶粒大小较为均匀, 平均晶粒尺寸约为 12 μ m。而涡轮盘越靠近边部晶粒尺寸逐渐降低, 如图 1 d 所示, 在此区域内存在大小不一的晶粒。在距离中心 210 mm~300 mm (见图 1 e)的涡轮盘边部范围内, 晶粒始终保持着大小均匀的细晶组织, 平均晶粒大小约 8 μ m。涡轮盘各区域晶粒尺寸的差异产生于涡轮盘制备过程^[31], 并在服役工况下保持稳定, 未见显著变化。

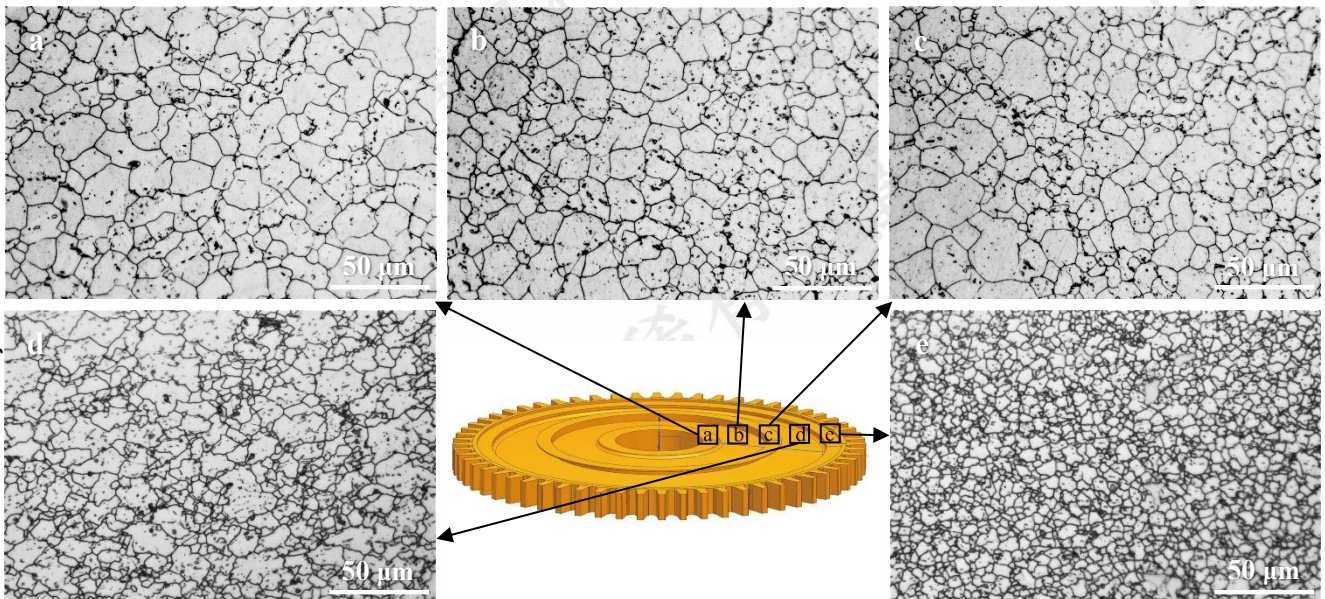


图 1 Inconel 718 服役后涡轮盘不同区域下的晶粒形貌

Fig.1 Grain boundary morphology in different regions of Inconel 718 service turbine disk

图 2 为服役后涡轮盘各区域内析出相的微观组织形貌。图 2 a~c 为涡轮盘内心部、2/R 及边部的 SEM 像，图内较大尺寸呈棒状或颗粒状的析出相为 δ 相，且心部区域的 δ 相的形态和分布与 R/2 处和边部稍有不同。心部区域内棒状 δ 相沿晶界分布，越靠近边部， δ 相分布越混乱，并非单一的沿晶界分布，晶内也存在 δ 相析出，其形貌由棒状向颗粒状转变。服役后涡轮盘合金各区域的弥散强化相如图 2 e~f 所示，可以发现，合金内主要

强化相 γ'' 和 γ' 相从中心到边缘的方向内不存在没有显著差异， γ'' 相为椭球状弥散分布于基体中，平均尺寸约为 32 nm， γ' 相呈球状，平均尺寸约为 19 nm。

从上述对合金内析出相的观察中，发现服役后涡轮盘内除了边部位置的 δ 相形貌与心部稍有不同，合金内的主要弥散强化相 γ'' 和 γ' 相沿径向没有发生明显的退化。然而，涡轮盘内不同区域的一次 MC 碳化物的变化则不同于以往对变形高温合金中高稳定性 MC 碳化物的认知。

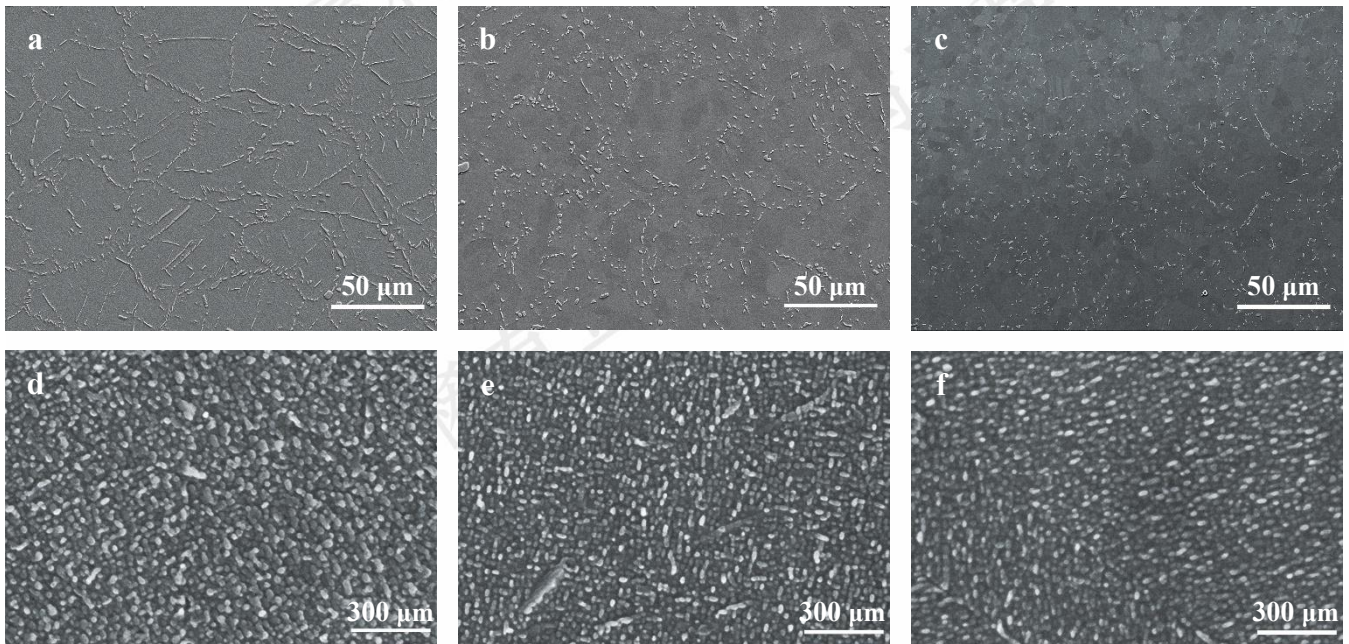


图 2 Inconel718 服役后涡轮盘不同区域的 δ 相、 $\gamma'+\gamma''$ 强化相形貌

Fig.2 δ and $\gamma'+\gamma''$ phase in different regions of Inconel 718 service turbine disk: (a、d)center region (b、e)R/2 region (c、f)edge region

图 3 为服役后涡轮盘心部至边部不同位置下一次碳化物的 BSE 像，大尺寸的块状一次碳化物弥散分布于基体中。包括富 Ti 的较小尺寸的黑色衬度 MC 碳化物 (TiC) 和富 Nb 的较大尺寸白色衬度 MC 碳化物 (NbC)，面扫结果见图 5。MC 碳化物是在合金凝固过程形成的一次碳化物，具有极高的熔点^[18]，在变形高温合金服役温度范围内极其稳定，一般不会发生失稳现象。但对比图 3 a、c 可知，边缘区域的碳化物的含量明显降低。

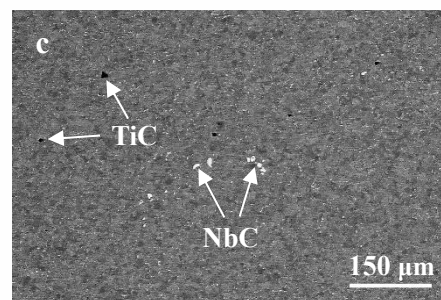
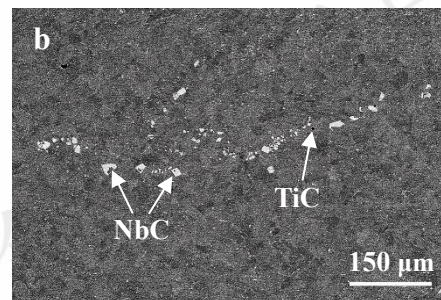
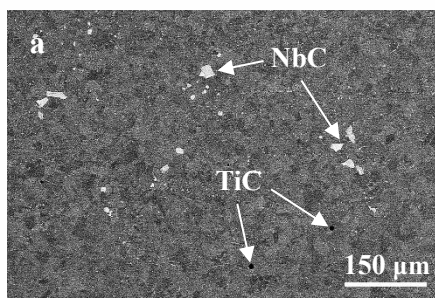


图3 Inconel 718 服役后涡轮盘内 MC 碳化物分布

Fig.3 Distribution of primary MC carbides in different regions of Inconel 718 service turbine disk: (a)center region (b)R/2 region (c)edge region

对图3中块状碳化物放大进行观察,结果见图4。服役涡轮盘心部和R/2处块状MC形状规则,边缘锋利,见图4a、b,而涡轮盘边部MC碳化物形状则趋于稳定体系的圆形,如图4c所示。利用Image-Pro plus统计对碳化物尺寸统计得到,涡轮盘心部一次MC碳化物平均直径约4.41 μm , R/2处约3.89 μm ,边部处约3.27 μm ,MC的平均尺寸和体积分数均呈现下降趋势。

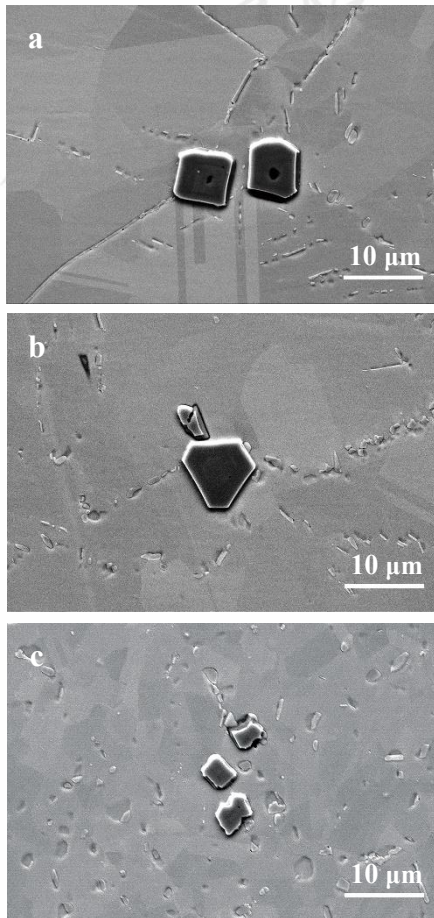
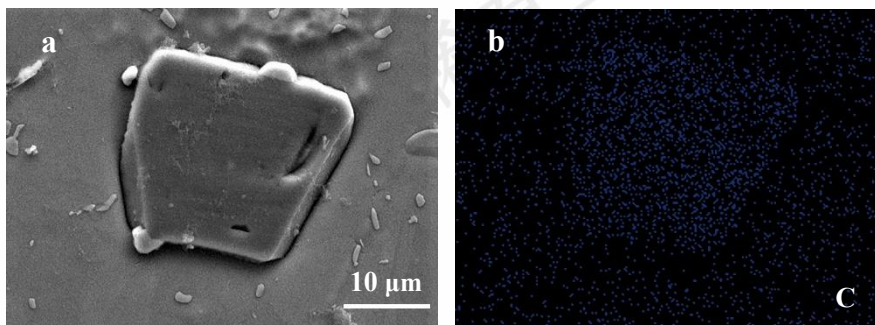


图4 Inconel 718 服役后涡轮盘径向内 MC 碳化物形貌变化

Fig.4 Evolution of carbide the primary MC carbides distributed in different regions of Inconel 718 service turbine disk: (a)center region (b)R/2 region (c)edge region



2.2 一次 MC 碳化物失稳后元素扩散行为观察

为了进一步探究一次MC碳化物的失稳行为,对服役后涡轮盘内不同衬度的碳化物其进行面元素扫描分析,心部区域碳化物面扫描结果如图5所示。图5a中,碳化物颗粒形态规整,棱角分明,与基体间界面清晰,此时析出相区域富C、Ti元素(图5b~d),为TiC碳化物。图5e中碳化物同样界面锋锐、规整,并且富C、Nb元素,如图5f~h所示,为NbC碳化物。

服役后涡轮盘R/2处碳化物形貌与心部位置不同,对比发现,与心部碳化物中锋锐规整的界面不同,R/2处部分碳化物与基体间界面不规则,如图6a所示,碳化物颗粒出现局部“溶解”现象,甚至一些碳化物界面处出现“台阶”(图6e)。这意味着随径向分布的碳化物逐渐回溶。但观察图6b~d部分熔化的TiC碳化物元素面扫描分布图后,发现分解区域内C、Ti等元素轮廓依旧规整,表明部分“溶解”的碳化物颗粒界面处,并非发生了相的转变,可能只是碳化物颗粒发生了局部的“熔化”,此时还未发生元素的扩散。同样R/2处的NbC碳化物中观察到类似现象,如图6f~h所示,碳化物界面发生了局部“溶解”,碳化物形貌出现局部不规整的现象,但分解区域内C、Nb等元素的分布却呈现出规则、完整的轮廓。

此类现象在服役后涡轮盘边缘位置的碳化物中更加明显,表明此时碳化物进一步熔化。图7为服役后涡轮盘边部MC碳化物形貌及主要元素面扫描分布图,一方面MC碳化物的尺寸减小,整体形貌从棱角分明的块状逐渐趋于圆形,如图7a所示;另一方面碳化物“溶解台阶”更为突出,甚至观察到趋于圆状的粗糙界面,如图7e所示。通过对比观察,发现R/2处碳化物界面出现局部“溶解”,而边缘处碳化物界面基本都出现“溶解”现象,此时还能观察到趋于圆形且极为不规整的碳化物颗粒。这表明在涡轮盘内边缘的服役温度较心部更高的情况下^[30],碳化物更易发生分解。这种现象还可能与涡轮盘长时间服役过程中在高温和应力作用下,MC碳化物产生“回溶”,而不同区域温度-应力的耦合叠加作用程度存在不同^[32],是后续研究过程中中需要关注一个研究方向。

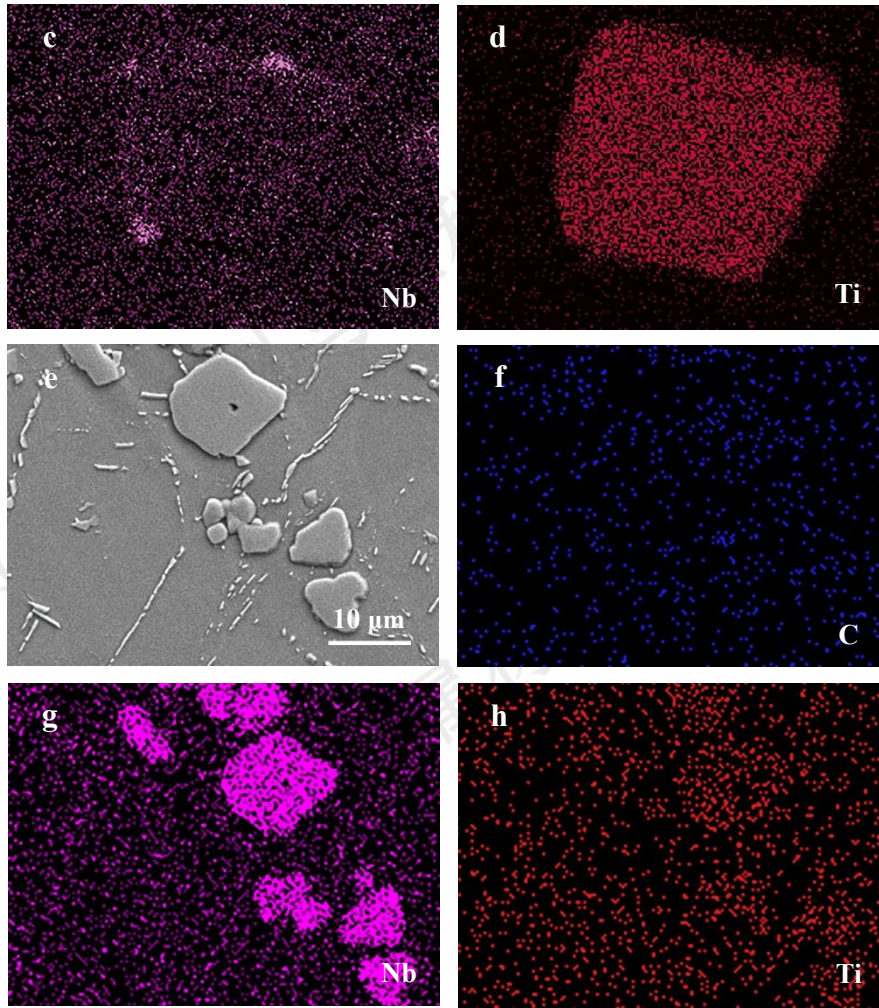
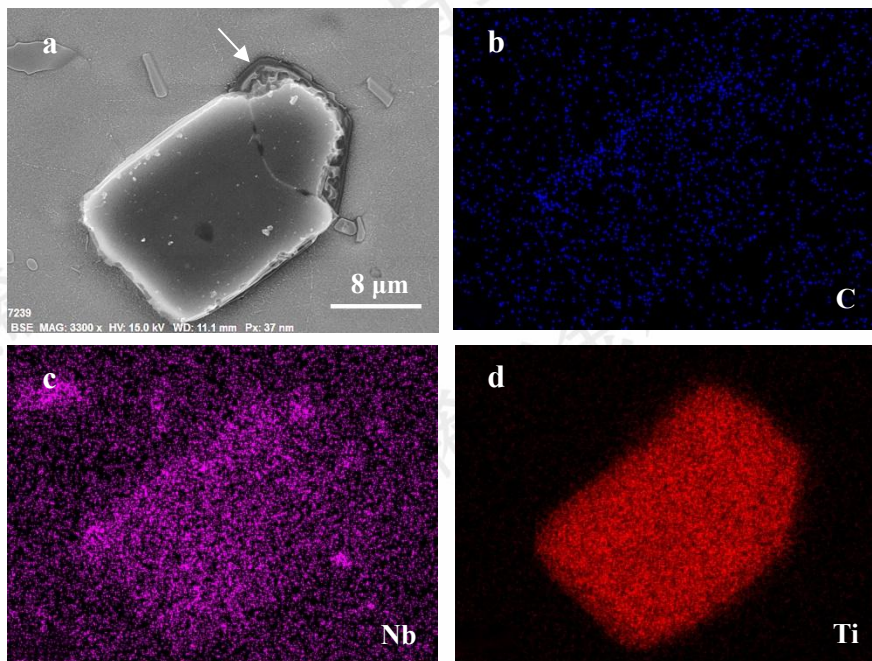


图5 服役后涡轮盘心部未熔化的一次MC碳化物形貌及元素分布 (a~d) 富Ti的一次MC碳化物 (e~h) 富Nb的一次MC碳化物
Fig.5 The morphology and EDS composition mapping of (a~d) the Ti-rich primary MC carbide (e~h) the Nb-rich primary MC carbides in the center region of turbine disc



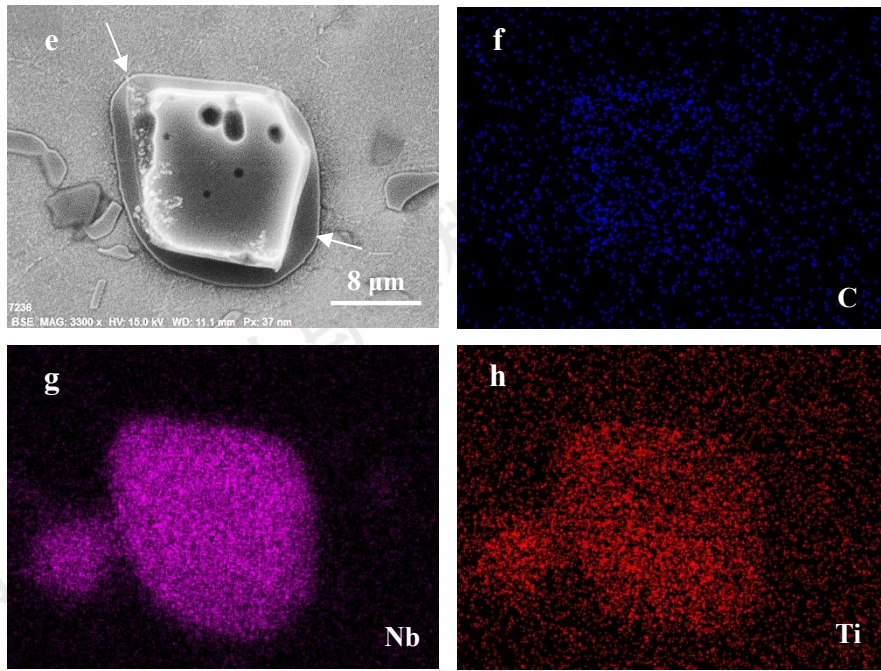
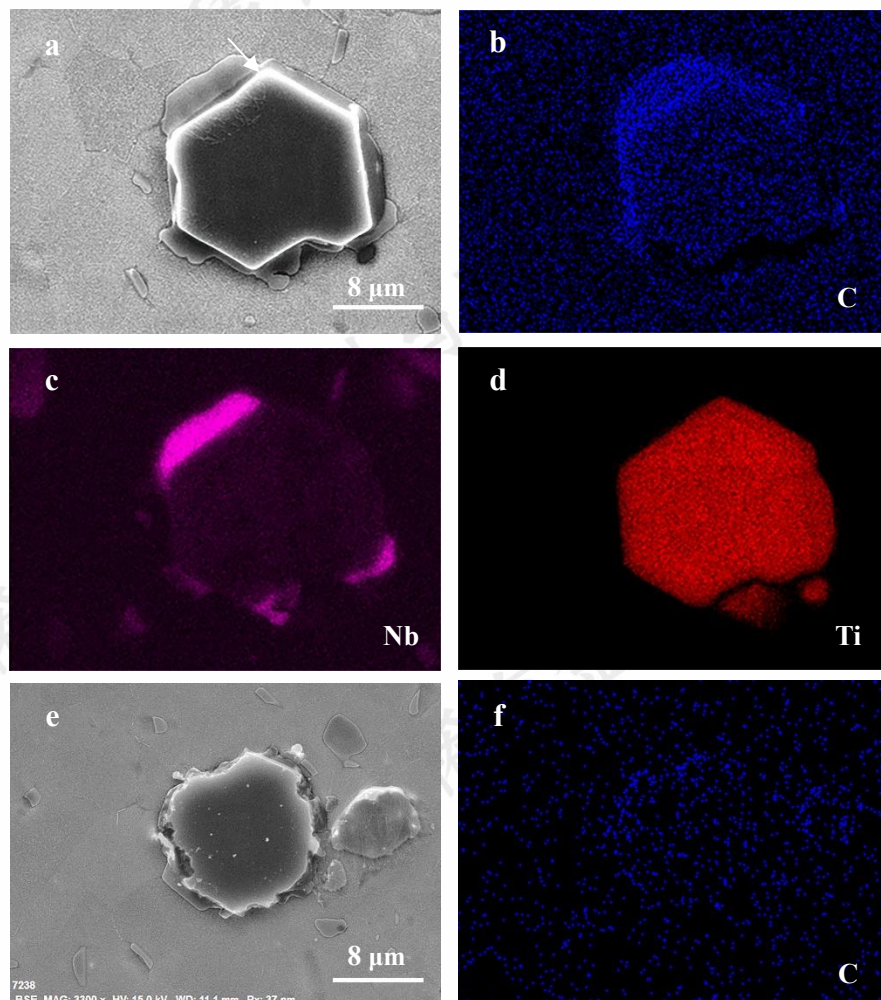


图6 服役后涡轮盘 R/2 处部分熔化的一次 MC 碳化物形貌及元素分布 (a~d) 界面部分熔化的碳化物 (e~h) 存在“台阶”的碳化物
Fig.6 The morphology and EDS composition mapping of the (a~d) "melting" partial boundary and (e~h) surrounding steps of the primary MC carbides in the R/2 region of turbine disc



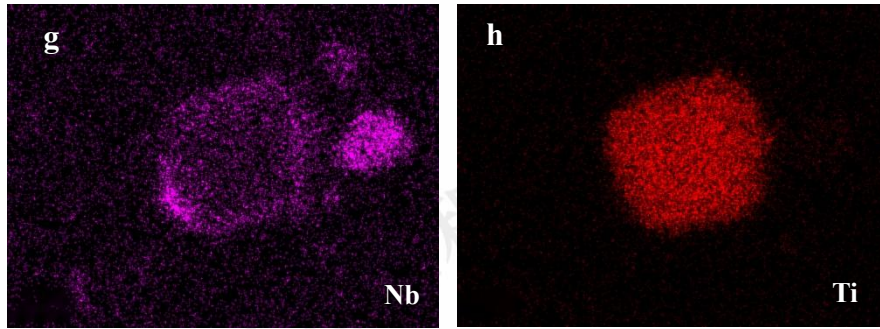


图7 服役后涡轮盘边缘进一步熔化的 MC 碳化物形貌及元素分布 (a~d) 界面进一步熔化的 MC 碳化物 (e~h) 存在“台阶”的碳化物
 Fig.7 The morphology and EDS composition mapping of the (a~d) "decomposition" boundary and (e~h) surrounding steps of the primary MC carbides in the edge region of turbine disc

为了进一步分析涡轮盘在径向上碳化物形貌变化的本质,采用 EPMA 对合金进行元素分析以观察碳化物界面与基体微区间的元素扩散情况,结果如图 8 所示。在涡轮盘 R/2 位置的 MC 碳化物界面处观察到明显的 Nb 元素浓度梯度,如图 8c。在高温下长期服役过程中,碳化物界面处先发生相的溶解。大量碳化物形成元素在分解区域内聚集,在碳化物界面与基体之间形成浓度差,作为元素扩散的驱动力使 Nb 元素向基体扩散^[33],导致界面区域元素浓度下降,形成浓度梯度。一次 MC 碳化物内部 Ti 元素分布相对均匀,但其与基体界面也有明显扩散排挤现象(图 8 d)。

图 9 为涡轮盘边部碳化物的 EPMA 分析结果, Nb 元素呈现出相同的浓度梯度。对比图 8 b 与图 9 b 中合金内部 C 元素的浓度分布图,发现涡轮盘边缘区域内基体中 C 元素浓度增加。同一涡轮盘服役中随径向承受温度略微提高^[30],使元素的扩散系数增大,元素扩散更快^[34],因此在温度更高的涡轮盘边部,会发生涡轮盘边缘区域内基体中碳化物形成元素浓度增加的现象。

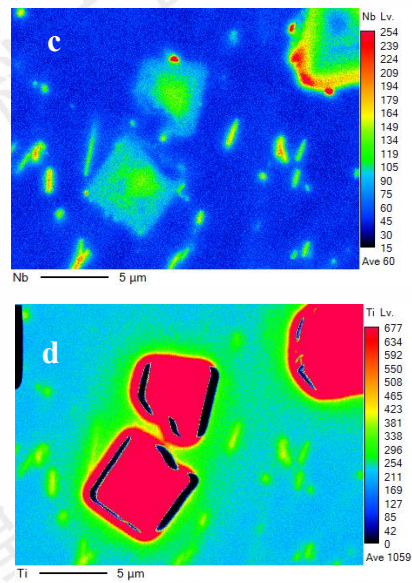
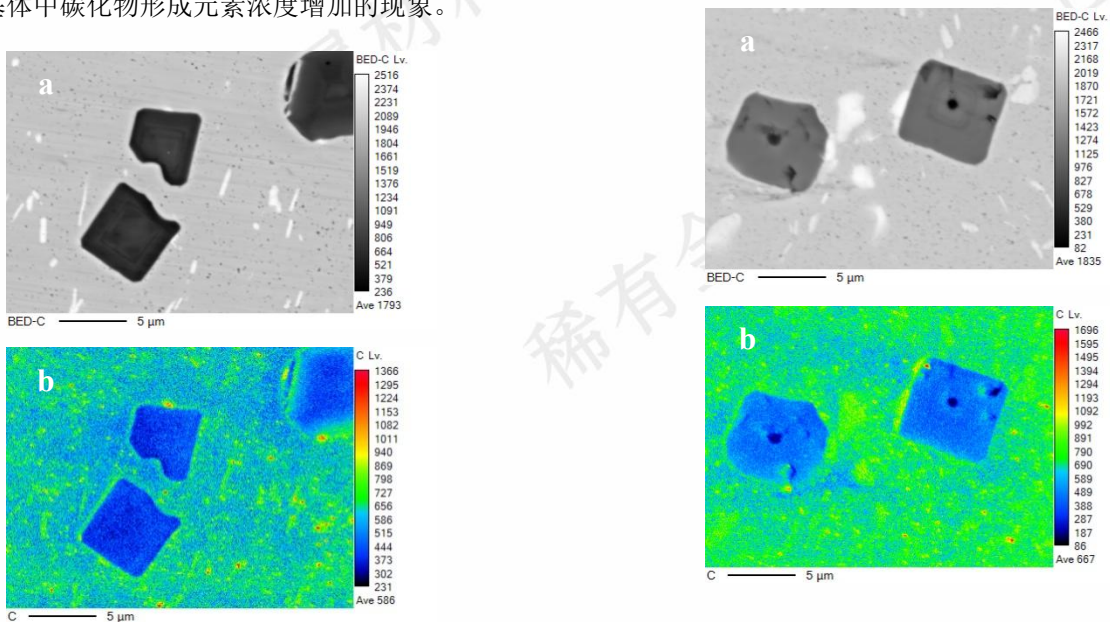


图8 服役后涡轮盘 R/2 处碳化物 EPMA 面扫元素分布图
 Fig.8 The morphology(a) and EPMA mapping(b~d) of the MC carbide in the R/2 region of turbine disc



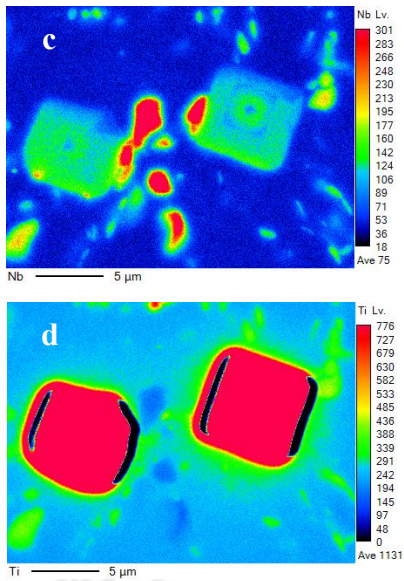


图9 服役后涡轮盘边部碳化物 EPMA 面扫元素分布图
Fig.9 The morphology(a) and EPMA mapping (b~d) of the MC carbide in the edge region of turbine disc

2.3 服役后涡轮盘内碳化物含量统计

由以上组织观察得出，MC 碳化物的形貌在涡轮盘不同区域内存在较大差异。为了准确分析 MC 碳化物的尺寸和数量，利用 Aspex Explorer 全自动夹杂物分析仪，统计样品尺寸在 10.24 mm² 范围内，直径在 1.5 μm 以上的 MC 碳化物颗粒的尺寸、数量、类型等，结果如图 10 所示。在测试范围内，服役后涡轮盘心部区域内碳化物平均面积约 19.40 μm²，R/2 处平均面积 19.13 μm²，边部平均面积约 14.40 μm²，从心部到边缘碳化物的面积逐渐减小，与碳化物逐渐回溶的结果相对应。从数量上看，心部和 R/2 处 MC 碳化物的差别不是很大，但是尺寸上 <10 μm² 的颗粒 R/2 处要比心部要少，此时较小尺寸的碳化物已完全回溶。而边缘区域与前两者相比存在较大差异。观察心部和边缘的碳化物尺寸统计，两者存在显著的差别，边缘区域内 >50 μm² 的大尺寸碳化物数量基本为零，主要以 <20 μm² 的小尺寸碳化物为主，表明此时大尺寸碳化物基本上都已发生部分回溶，碳化物尺寸降低且趋于球形分布，与上述组织观察结果相符。

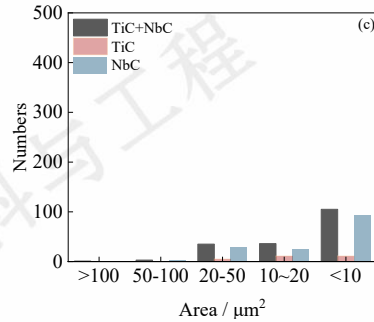
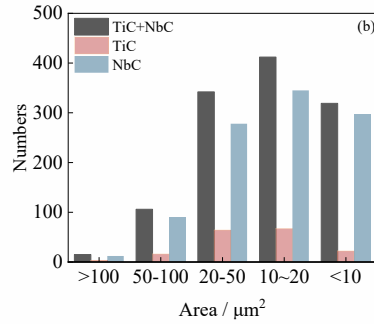
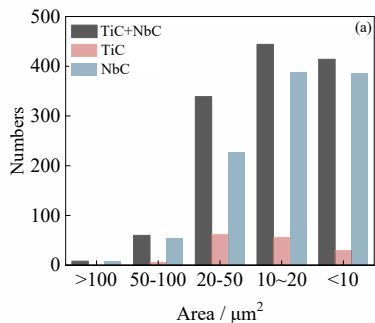


图 10 Inconel 718 服役后涡轮盘 MC 碳化物尺寸统计

Fig.10 The size and quantity statistics of MC carbides in different regions of Inconel 718 service turbine disk (a)center region (b)R/2 region (c)edge region

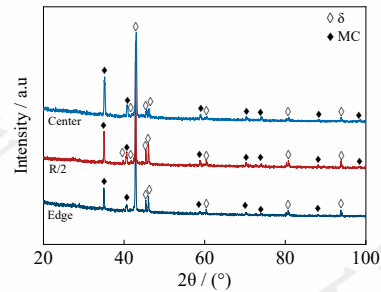


图 11 服役涡轮盘不同区域萃取第二相 XRD 图谱

Fig.11 XRD spectra of Inconel 718 service turbine disk extracted precipitated phase powders

为了进一步定量分析服役后涡轮盘各区域内析出相的含量和元素组成，对服役后涡轮盘不同区域内的析出相做萃取相分析，图 11 为服役后涡轮盘不同区域萃取后的 XRD 分析结果，相分析萃取过程中并未能分离出 M₂₃C₆ 相，即 XRD 未发现碳化物 M₂₃C₆ 衍射峰。结合电镜观察结果，也未在合金内观察到 M₂₃C₆ 析出相。这可能是由于合金内碳元素含量本就不高 (0.023 wt.%)，在服役过程中扩散至基体中的碳元素更少，使 M₂₃C₆ 碳化物还未来得及析出或者是析出数量太少导致的。

图 12 对比了服役后涡轮盘不同区域内主要析出相 γ'+γ' 及 δ 相的含量统计。结果显示，从心部 (80 mm) 到

边部 (280 mm), $\gamma'+\gamma''$ 强化相含量仅略微下降, δ 相稍微增加。因为 γ'' 强化相是一种亚稳相, 当合金长时间服役或者服役温度高于 650 °C 时有向 δ 相转变的趋势^[35], 涡轮盘边缘服役温度更高, 与实验结果相符。但是, 此时各个区域内 $\gamma'+\gamma''+\delta$ 相总量未发生明显变化。

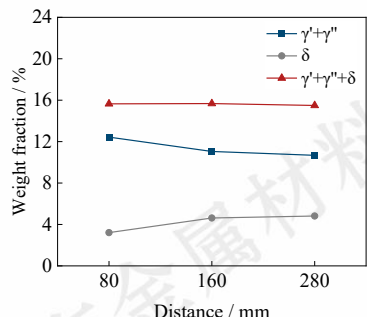


图 12 服役涡轮盘不同区域 $\gamma'+\gamma''$ 、 δ 相质量分数变化

Fig.12 The phase weight fraction variation of $\gamma'+\gamma''$ and δ phase in different regions of Inconel 718 service turbine disk

在含量上变化最为明显的析出相是一次 MC 碳化物。观察图 13 a, MC 碳化物的含量由心部到边缘明显下降, 质量分数从 0.166 wt.% 降低至 0.106 wt.%, 即涡轮盘内边缘部位的 MC 碳化物含量比心部区域下降了约 36%。MC 碳化物的分解必然会导致某些合金元素扩散进入基体, 对基体起固溶强化作用或者形成复杂的析出相。但在组织观察中, 涡轮盘内未见明显的有害析出相。从图 13 b 中可知, 在边缘碳化物中, Nb 元素的下降最明显, 其质量分数由 0.105 wt.% 降至 0.069 wt.%; Ti 元素质量分数也由 0.029 wt.% 降至 0.016 wt.%。从定量萃取相分析结果中可以看出, 边缘的 MC 碳化物在服役过程中逐渐回溶, 释放 Nb、Ti、C 元素, 在浓度梯度的作用下扩散至基体中^[36], 碳化物的相组成分别为 $(Ti_{0.329}Nb_{0.614}Mo_{0.057})C$ 、 $(Ti_{0.323}Nb_{0.622}Mo_{0.055})C$ 、 $(Ti_{0.292}Nb_{0.648}Mo_{0.060})C$ 。NbC 碳化物回溶的数量更多, 而 TiC 碳化物分解的比例更高, 因此服役后碳化物中 Nb、Ti 元素的占比降低。

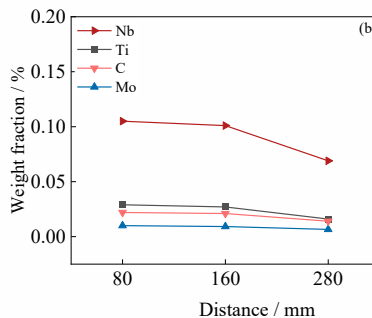
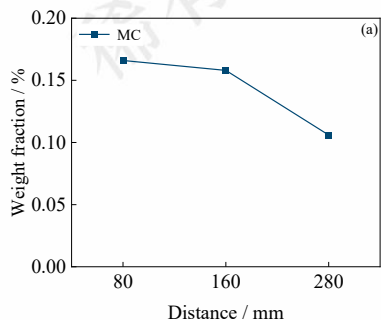


图 13 服役后涡轮盘 MC 碳化物及其元素质量分数变化

Fig.13 The phase weight fraction variation of MC carbide(a) and major element(b) in different regions of Inconel 718 service turbine disk

综合上述组织特征观察和定量相分析结果可知, 服役后涡轮盘从心部到边缘, MC 碳化物的含量、形貌、元素分布等都发生了略微的变化, MC 碳化物部分回溶, 释放 Ti、Nb、C 等元素进入基体, 必会对基体产生一定细微的“扰动”。研究表明, MC 碳化物的溶解受元素扩散控制, 碳化物形成元素 C、Ti、Nb 元素从 MC 碳化物中释放, 向外扩散到 γ 基体中, 而 Al、Cr、Mo 等基体内固溶强化型元素则从基体扩散到 MC 周围^[37,38]。元素的扩散势必影响合金的组织稳定性和新相的析出。铸造高温合金在长期高温时效过程中会发生 $MC+\gamma \rightarrow M_{23}C_6+\gamma'$ 的分解反应, MC 分解释放的 C 元素与基体中 Cr 元素结合转化为 $M_{23}C_6$ 碳化物。在变形高温合金中, 一次碳化物在长期服役过程中也会呈现一定的组织“渐变”过程。虽然传统观点认为, MC 碳化物具有极高的组织稳定性, 但近年来, 在 740H^[21] 及 Waspaloy^[25] 合金中也报道了类似的一次 MC 碳化物分解的现象。因此, 本文将对 MC 碳化物分解造成的影响进行讨论。

2.4 碳化物失稳后对合金组织稳定性和力学性能的影响

服役后涡轮盘心部与边部中组织存在一定差异, 组织差异与服役时的温度分布密切相关, 工作状态下盘缘温度要高于盘心, 中间呈现渐变的温度梯度^[36]。在近 60000 h 长期累积服役过程中, 最高承温的盘缘区域 MC 碳化物呈现出不同于心部组织的数量、大小和形貌, MC 碳化物这种缓慢的变化与以往对变形高温合金中一次 MC 碳化物的高稳定性给出了另一个角度的数据和解读, 对这类变形高温合金中的一次 MC 碳化物有了更进一步的认识。

为了分析这种 MC 碳化物的变化对局部性能有何影响, 本文借助纳米压痕的测试手段来评价不同区域内 MC 碳化物回溶对碳化物及其周围基体纳米硬度的影响。纳米压痕结果如图 14 所示, 边部与 R/2 处不规则的碳化物纳米硬度与心部相比都略微降低, 且边部区域碳化物纳米硬度

更低。因此,针对长期服役的高温合金部件的服役性能,在考虑晶粒、主要强化相等组织影响因素外,也要充分考虑在以往认知中具有高稳定性的一次碳化物缓慢回溶的影响,才能更准确的评估长期服役过程中高温合金部件服役寿命的影响行为。

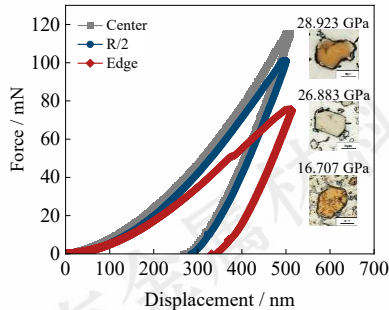


图 14 服役后涡轮盘各区域 MC 碳化物纳米压痕结果

Fig.14 Nano-indentation test result of the MC carbide in different regions of Inconel 718 service turbine disk

在 MC 碳化物的溶解过程中会向附近基体逐渐释放 Ti、Nb、C 元素,为测试此时元素扩散对基体的影响,在碳化物相邻微区内连续测量若干处基体的纳米硬度,此处基体为避开碳化物和 δ 相的区域,其内部仍然存在细小的强化相。压痕测试结果如图 15 所示。心部区域基体的纳米硬度在较小范围内波动,总体趋于一致,边部区域碳化物与基体间界面呈现纳米硬度的梯度分布,随着远离碳化物的方向硬度逐渐降低,这与 Nb、Ti 等碳化物附近的元素梯度相符。心部基体的平均纳米硬度为 6.377 GPa,边部基体纳米硬度平均 6.257 GPa,降低约 120 MPa,碳化物回溶后 Nb、Ti 等元素同时在基体中扩散,在一定程度上影响了基体微区内的力学性能。但在 Inconel 718 合金内,碳含量很低,约 0.023 wt.%,此时基体内一次碳化物回溶难以对涡轮盘宏观的力学性能产生影响,仅仅对碳化物附近微区内基体的力学性能产生一定影响。

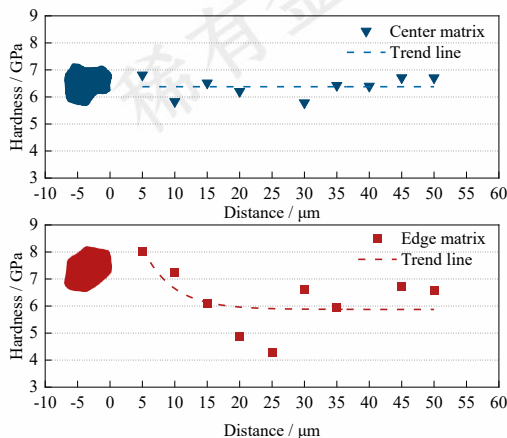


图 15 碳化物附近基体的纳米硬度结果

Fig.15 The nanohardness results of the matrix around the MC carbide in different regions

综上所述,一次 MC 碳化物在涡轮盘长期服役过程中,在温度作用下发生了极为缓慢的溶解现象。若仅考虑 MC 碳化物的变化,可简单分析其对强化效果的影响。

在合金中,MC 碳化物的强度和硬度显著高于基体,且弥散分布,相与相之间距离较远,与基体间不存共格关系,位错运动难以切割这类析出相,只能以 Orowan 绕过机制或者攀移机制与碳化物发生交互作用,从而对基体起到强化作用。根据 Orowan 理论,合金弥散强化的效果与颗粒平均间距有关,颗粒越小,间距越大,强化效果越低。基于 Orowan 绕过机理的屈服强度的提高可以用下式来描述^[39]。

$$\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.3828Gb}{K} \frac{f}{d} \ln \left(\frac{1.2d}{2b} \right) \quad (1)$$

式中: G 为剪切弹性模量 (77.2 GPa), b 为柏氏矢量 (0.253 nm), K 值与材料的位错类型和泊松比有关 (1.21)。 d 为第二相颗粒的等效平均直径, f 为第二相颗粒的体积百分比,利用 Image pro plus 统计所得。涡轮盘心部 MC 体积百分比 1.09%,平均直径约 4.41 μm ,最高承温的涡轮盘边缘为 0.315%,平均直径 3.27 μm 。计算可得,涡轮盘心部 MC 碳化物产生的 σ_{Orowan} 约为 19.89 MPa,边部的 σ_{Orowan} 约为 13.96 MPa。因该涡轮盘累积服役约 6 万小时,即 6 万小时后因碳化物缓慢演变导致涡轮盘边缘的 σ_{Orowan} 值下降了 5.93 MPa。为此可简单推算,若服役累积 t 万小时的话,其服役后对应的因碳化物缓慢溶解导致合金强度存在 $\sigma_{\text{Orowan}} = 0.988t$ 的下降,即假设当该涡轮盘服役累积 10 万小时的话,因 MC 碳化物的这类演变就会使得涡轮盘边缘 σ_{Orowan} 降低了约 50%。可见,这类被认为高稳定的 MC 碳化物在长期服役过程中的变化要引起高度的重视。而在实际中,随着服役时间的延长,尤其是超长时间的服役,合金微观组织的演变、晶界氧化等因素的叠加将导致服役性能和寿命的下降,需综合评估考评。

3 结论

(1) Inconel 718 合金涡轮盘累积服役约 6 万小时后,强化相 γ' 和 γ'' 没有明显的变化,但一次 MC 碳化物从心部至边缘其尺寸、数量、形貌均发生了明显的变化。在涡轮盘径向内碳化物尺寸逐渐减小,形貌由界面锋锐规整的块状转向界面不规则的近圆形状。弥散分布的一次 MC 碳化物的数量从心部到边缘逐渐降低,含量由 0.166 wt.% 降低至 0.106 wt.%,降低约 1/3。

(2) 在服役后的涡轮盘内部,盘缘处承受温度要略

高于盘心, 导致碳化物随着远离盘心的方向上逐渐发生回溶。随着碳化物的失稳合金内发生明显的元素重新分布, 释放 Nb、Ti、C 元素在浓度梯度的作用下扩散进入基体, 使碳化物内元素浓度降低导致纳米硬度降低, 而碳化物形成元素扩散进入基体, 使碳化物附近基体纳米硬度略微上升。

参考文献 References

- [1] Liu Chao(刘超), Yao Zhihao(姚志浩), Guo Jing(郭婧), *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2021, 57: 1549
- [2] Yao Kaijun(姚凯俊), Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2022, 51(11): 4347~4357
- [3] Zhang Peng(张鹏), Zhu Qiang(朱强), Qin Heyong(秦鹤勇), *et al. Materials Reports(材料导报)* [J], 2014, 28(11): 27
- [4] Shi Zhaoxia(石照夏), Xu Guohua(胥国华), Liu Ning(刘宁), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2023, 52(8): 2926~2934
- [5] Alexandre B, Michel P, Thibaut C, *et al. Materialia* [J], 2021, 20: 101187
- [6] Huang R S, Sun Y A, Xing L L, *et al. Materials Science and Engineering: A* [J], 2020, 774: 138913
- [7] Zhang Wei(张伟), Chen Zishui(陈子帅), Dong Ruifeng(董瑞峰), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2023, 52(9): 3170~3178
- [8] Wu Jinjiang(武金江), Zhao Guangdi(赵广迪), Jiang Haoyuan(姜昊源), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 24, 53(8): 2205~2216
- [9] Xie Xishan(谢锡善), Dong Jianxin(董建新), Fu Shuhong(付书红), *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2010, 46: 1289
- [10] Dong Jianxin(董建新). *Materials Reports(材料导报)* [J], 1995, (04): 10
- [11] Zhang Min(张旻), Ma Chuanchuan(马川川), Xue Chun(薛春), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2024, 53(8): 2131~2136
- [12] Ouahid S, Djeghlal M E A, Mebdoua Y, *et al. Applied Physics A* [J], 2020, 126(5): 345
- [13] Liu Y H, Wu Y, Yu J W, *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2019, 775: 181
- [14] Liu A Q, Zhao F, Huang W S, *et al. Crystals* [J], 2023, 13: 1936
- [15] Cui Zhuang(崔壮), Liu Manping(刘满平), Zeng Ying(曾迎), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2024, 53(8): 2375~2389
- [16] Zhang H J, Hao H, Li J M, *et al. Journal of Materials Research and Technology* [J], 2023, 24: 1776
- [17] Agnoli A, Gall L C, Thebault J, *et al. Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2018, 49: 4290
- [18] Wu Cuiwei(吴翠微), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓), *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2001, (11): 1174
- [19] Wei Xianping(魏先平), Zheng Wenjie(郑文杰), Song Zhigang(宋志刚), *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)* [J], 2012, 33(08): 53
- [20] P Kontis, A Kostka, D Raabe, *et al. Acta Materialia* [J], 2018, 166: 158
- [21] Jiang H, Dong J X, Zhang M C. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2019, 782: 323
- [22] Chen Yonghui(陈永辉), Pan Kai(潘凯), Zhang Chengcheng(张成成), *et al. Engineering & Test(工程与试验)* [J], 2025, 65(01): 71
- [23] Wang W, Wang R, Dong A P, *et al. Materials Science and Engineering: A* [J], 2019, 756: 11
- [24] Qin X Z, Wang J Q, Cheng S H, *et al. Materials Science and Engineering: A* [J], 2023, 881: 145416
- [25] Chen X F, Yao Z H, Dong J X, *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 735: 928
- [26] LingChen(凌晨), Li Shangping(李尚平), Lin Jun(林筠), *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2024, 53(3): 815~824
- [27] He Z L, Zheng Q, Sun F X, *et al. Journal of Materials Science* [J], 2005, 40(11): 2959
- [28] Sun Wen(孙文), Qin Xuezhi(秦学智), Guo Jianting(郭建亭), *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2016, 52: 455
- [29] Wang Fa(王法), Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2023, 59(06): 787
- [30] Tian Qinlin(田青林), Li Haiyong(李海勇), Sun Yong(孙勇), *et al. China Measurement & Testing Technology(中国测试)* [J], 2023, 49(12): 23
- [31] Hu D Y, Mao J X, Song J, *et al. Materials Science and Engineering: A* [J], 2016, 669: 318-331
- [32] Li Zhao(李钊), Zou Wu(邹武). *Mechanical Engineering & Automation(机械工程与自动化)* [J], 2014, (03): 122
- [33] He Xiaoming(贺小明), Chen Renwu(陈仁悟). *Metal science & Technology(金属科学与工艺)* [J], 1986, (03): 1
- [34] Wang Jie(王杰), Huang Hailiang(黄海亮), Zhou Yazhou(周亚洲), *et al. Materials Reports(材料导报)* [J], 2023, 37(21): 242
- [35] Cui Wenming(崔文明), Wang Jixing(王纪兴), Zhou Jiajia(邹佳佳), *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理)* [J], 2023, 48(12): 194
- [36] Ma Xiaojian(马晓健), Huang Jingjie(黄敬杰), Xu Ruxue(徐如雪), *et al. Aeroengine(航空发动机)* [J], 2021, 47(04): 98

- [37] Chabina B E, Filonova V E, Zaitsev V D. *Measurement Techniques* [J], 2022, 929: 167086
- [J], 2015, 58(9):1071
- [39] Zhang Z J, Zhang J S, Lian Y, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2021, 813: 141091
- [38] Jiang H, Xiang X M, Dong J X. *Journal of Alloys and Compounds*

Research on the evolution behaviour and effect of the primary carbides in Inconel 718 superalloy service turbine disk

Zhang Yanlin, Chen Shuo, Jiang He, Dong Jianxin

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Taking an Inconel 718 (GH4169) turbine disk with an accumulated service time of approximately 60,000 hours from a specific model of aircraft as the research object, this study systematically investigates the microstructure of various regions of the service turbine disk. Detailed characterization of the microstructure was conducted using research methods such as optical microscopy, scanning electron microscopy, electron probe, extraction phase analysis, inclusion scanner, and nano-indentation. The results show that after long-term service, there is no significant change in the strengthening phases γ' and γ'' of the turbine disk. However, the quantity, size, and morphology of primary MC carbides from the center to the edge have undergone noticeable decomposition. The content decreased from 0.166 wt.% to 0.106 wt.%, and the morphology gradually changed from sharp and regular blocky shapes at the interface to irregular near-circular shapes. The nano-hardness decreased, and there was a significant redistribution of elements, with Nb, Ti, and C elements released and diffused into the matrix. The primary MC carbides are prone to dissolution and decomposition during long-term service, leading to a decrease in the concentration and hardness of the carbide elements. The diffusion of carbide-forming elements into the matrix may cause a "disturbance" to the comprehensive mechanical properties of the alloy during the long-term service performance.

Key words: MC carbide; Nickel-base superalloy; Microstructural stability

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn / jianghe@ustb.edu.cn